



TENACIDADE À FRATURA DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DE
JUNTAS SOLDADAS POR ARCO SUBMERSO EM AÇOS DH-36

Rodrigo Leite Mazoni

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: Enrique Mariano Castrodeza

Rio de Janeiro

Agosto de 2013

TENACIDADE À FRATURA DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DE
JUNTAS SOLDADAS POR ARCO SUBMERSO EM AÇOS DH-36

Rodrigo Leite Mazoni

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. Enrique Mariano Castrodeza, D.Sc.

Prof. Fernando Luiz Bástian, Ph.D.

Prof. Luis Volnei Sudati Sagrilo, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

AGOSTO DE 2013

Mazoni, Rodrigo Leite

Tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de juntas soldadas por arco submerso em aços DH-36/
Rodrigo Leite Mazoni. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2013.

XIX, 100 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Enrique Mariano Castrodeza

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

Referências Bibliográficas: p. 96-100.

1. Tenacidade à fratura. 2. Zona termicamente afetada.
3. Integral-J. I. Castrodeza, Enrique Mariano. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título.

Agradecimentos

Aos meus pais, Ronaldo e Angélica, e ao meu irmão Ronaldo pelo o apoio incondicional que eles me deram apesar de estarmos distantes.

A toda minha família de Minas Gerais, pela preocupação e pelo incentivo dado durante estes dois últimos anos.

Ao meu orientador, Prof. Enrique Mariano Castrodeza por enriquecer meus conhecimentos e pelo apoio como pessoa. Ao PEMM/COPPE/UFRJ pela infraestrutura disponibilizada que permitiu o desenvolvimento deste trabalho nas suas dependências.

A CAPES pela bolsa de estudo neste período de desenvolvimento profissional e a Usiminas pelo fornecimento do material de trabalho.

Ao grupo de trabalho e amigos (as) do Laboratório de Mecânica de Fratura Aldecir Araújo, Ian Martins, Monica Vicente, Pablo Melcher, Renato Barboza, Wallace Nascimento.

Finalmente, agradeço a todos meus amigos que me apoiaram direta e indiretamente nesta grande fase de formação.

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

TENACIDADE À FRATURA DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DE
JUNTAS SOLDADAS POR ARCO SUBMERSO EM AÇOS DH-36

Rodrigo Leite Mazoni

Agosto/2013

Orientador: Enrique Mariano Castrodeza

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

O presente trabalho avalia e compara a tenacidade à fratura a -20°C e -40°C da zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) de juntas soldadas por arco submerso em aços aplicados à indústria naval. Para o estudo foram utilizados dois aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) DH-36, obtidos por duas diferentes rotas de processamento: laminação convencional seguida de normalização (LCN) e laminação controlada seguida de resfriamento acelerado (CLC). As soldas foram realizadas com aporte térmico de 35 kJ/cm em um chanfro meio K. Os resultados experimentais obtidos utilizando a metodologia das descargas parciais e apresentados em termos de J_{IC} e δ_{IC} indicam que os aços LCN não apresentam diferenças significativas de tenacidade para ambas as temperaturas de ensaio. Por outro lado, os aços CLC apresentaram fratura frágil durante os testes a -40°C . Em todos os casos a trinca atingiu a região de granulação grosseira da ZTA.

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

TOUGHNESS FRACTURE OF THE HEAT AFFECTED ZONE OF WELDED
JOINTS BY SUBMERGED ARC IN DH-36 STEEL

Rodrigo Leite Mazoni

August/2013

Advisor: Enrique Mariano Castrodeza

Department: Metallurgical and Materials Engineering

The present work evaluates and compares the fracture toughness at -20°C and -40°C of the heat affected zone (HAZ) of submerged arc welded joints applied for naval steel. Two kinds of DH-36 high strength low alloy steels (HSLA) were evaluated obtained by two different processing routes: conventional rolling followed by normalization (LCN) and controlled rolling followed by accelerated cooling (CLC). The welds were made by submerged arc welding with heat input of 35 kJ/cm in half K geometry. The fracture toughness of the HAZ was experimentally evaluated through the elastic compliance technique and the results are presented in terms of J_{IC} and δ_{IC} . The results indicate that the fracture toughness of LCN steels does not have significant differences for both testing temperatures. On the other hand, CLC steels exhibit brittle fracture during the test at -40°C . In all the cases the pre-crack reached the region the coarse grained of the HAZ.

Sumario

1. Introdução.....	1
2. Revisão Bibliográfica	3
2.1. Aços ARBL.....	3
2.2. Laminação convencional seguida de normalizado (LCN).....	5
2.3. Laminação controlada e resfriamento acelerado (CLC).....	6
2.3.1 Particularidades do processo de resfriamento acelerado	10
2.4. Aços produzidos pela USIMINAS para aplicação naval.....	11
2.5. Resfriamento acelerado (CLC) versus laminação controlada seguida de normalização (LCN).....	13
2.6. Soldagem por arco submerso (SAW)	15
2.6.1. Variáveis do processo SAW	16
2.6.2. Microestrutura das juntas soldadas.....	18
2.6.3. Microestrutura da ZTA.....	19
2.6.4. Constituintes na ZTA	22
2.6.5. Dureza e propriedades em tração na ZTA.....	27
2.6.6. Efeito dos elementos de liga na junta soldada.....	28
2.7. Mecânica da fratura	29
2.7.1. Modos de abertura da trinca	29
2.7.2. Mecânica da fratura linear elástica (MFLE).....	30
2.7.3. Mecânica da fratura elasto-plástica (Integral-J)	34
2.7.4. Determinação experimental de J.....	36
2.7.5. Método das descargas parciais.	37
2.7.6. Curvas de resistência ao crescimento de trincas.....	39
2.7.7. Determinação da curva J-R segundo a norma ASTM E1820-11	41
2.7.8. O CTOD (Crack Tip Opening Displacement).....	44

2.7.9.	Determinação da curva CTOD-R segundo a norma ASTM E1820-11	46
2.7.10.	Determinação do CTOD de carga máxima.....	48
3.	Materiais e Métodos	50
3.1.	Materiais.....	50
3.2.	Preparação da amostra e elaboração do corpo-de-prova.....	51
3.3.	Análise macroestrutural pré-teste.....	53
3.4.	Medidas de dureza.....	54
3.5.	Dimensões dos corpos de prova	54
3.6.	Análise microestrutural pós-teste	55
3.7.	Teste de fratura.....	56
3.8.	Tratamento e análise dos dados medidos	58
4.	Resultados e Discussão.....	59
4.1.	Medidas de dureza.....	59
4.2.	Testes da fratura	61
4.3.	Observação macroestrutural pré e pós-testes	74
4.4.	Análise microestrutural	78
4.5.	Microscopia eletrônica de varredura	84
4.6.	Fractografias.....	89
5.	Conclusões.....	93
6.	Sugestões para futuros trabalhos	95
7.	Referências	96

Lista de Figuras

Figura 1: Tamanho de grão ferrítico em função do tamanho de grão austenítico prévio ao processo de laminação [12].	6
Figura 2: Resfriamento acelerado interrompido.....	8
Figura 3: Esquema do processo de têmpera direta.....	8
Figura 4: Têmpera direta mais auto-revenido.....	9
Figura 5: Efeito da rota de fabricação sobre os limites de escoamento e resistência de uma chapa de aço ao Nb e V com 25 mm de espessura. F = Ferrita, B = Bainita, P = Perlita, M = Martensita [2].	9
Figura 6: Linha de laminação controlada e resfriamento acelerado da Usiminas [15]. .	12
Figura 7: Curva de resfriamento do processo CLC no equipamento de resfriamento acelerado da Usiminas [15].	13
Figura 8: Microestrutura de aço 490 MPa, espessura 25 mm (a) processo de laminação convencional e normalizado (b) laminação controlada e resfriamento acelerado (x200) [15].	14
Figura 9: Esquema do processo de soldagem por arco submerso (eletrodo único) [18].	15
Figura 10: Macrografias das juntas soldadas usando diferentes aportes térmicos (a) 3,0 kJ/mm, (b) 3,6 kJ/mm, (c) 4,2 kJ/mm, grãos colunares (d) 6,3 kJ/mm, com grãos grosseiros colunares e grãos finos equiaxial [20]......	19
Figura 11: Esquema das regiões da ZTA de um aço com 0,15% C [11]......	20
Figura 12: Esquema representativo dos passes de soldagem (a) Dois passes de Soldagem (b) Múltiplos passes de soldagem (adaptado de Falcão [22]).	22
Figura 13: Micrografia de ferrita de contorno de grão [11].	24
Figura 14: Ferrita poligonal nucleada no interior do grão austenítico [11]......	24
Figura 15: Ferrita acicular [11]......	26
Figura 16: Bainita superior e bainita inferior [24]......	26
Figura 17: Modos básicos de carregamento de trincas [29]......	30
Figura 18: Furo elíptico vazante em uma placa infinita, adaptado [30]......	31

Figura 19: Tensões na vizinhança da ponta de uma trinca.	33
Figura 20: Integral-J bidimensional independente do contorno [30].	35
Figura 21: Diagrama carga-deslocamento com as linhas de descarregamento elástico para a monitoração do crescimento da trinca, adaptado de [30].	38
Figura 22: Esquema adaptado da norma BS 7448 [6] de um corpo de prova do tipo SE(B). Sendo B a espessura, W largura, S o espaçamento entre os roletes de apoio e P a carga aplicada.	39
Figura 23: Curva J-R, esquema de um material dúctil.	40
Figura 24: Área sob o diagrama P versus deslocamento, adaptado da ASTM E1820-11	42
Figura 25: Típica curva J-R definindo limite máximo para garantir deformação plana na frente da ponta da trinca [5].....	43
Figura 26: Definição clássica do CTOD, deslocamento da ponta da trinca original durante o processo de embotamento e fratura, adaptado de [30].	45
Figura 27: Relação experimental entre J e CTOD [44].....	46
Figura 28: Curva CTOD-R adaptada de ASTM E1820-11 [5].	48
Figura 29: Chanfro em meio K para a produção das soldas, unidades em mm.....	50
Figura 30: (a) Chapa soldada (b) Corpo-de-prova como fornecido (c) Posicionamento de entalhe na região de estudo. Sendo B = espessura, L = largura e W = altura.	52
Figura 31: Esquema do entalhe realizado por eletroerosão a fio nos corpos-de-prova, dimensionado em milímetro e posicionado conforme a Figura 30 (c).	52
Figura 32: Esquema da amostra atacada para o posicionamento do entalhe.....	53
Figura 33: (a) Macrografia da espessura do corpo de prova com um risco identificando a região de interesse. Metal de Solda (MS) a ZTA (relativamente estreita 3mm) e o Metal Base (MB). Aço LCN (10X). (b) Esquema do blank com o risco.	54
Figura 34: Esquema de seccionamento dos corpos de prova para análise metalografico da região na ponta da trinca de fadiga, adaptado da BS 7448-2 [6].	56
Figura 35: Teste de tenacidade à fratura a -20°C.	57

Figura 36: Foto do corpo de prova com dois jogos de facas porta-clip, para aumentar a faixa de medição do extensômetro.	58
Figura 37: Superfície de fratura com as linhas igualmente espaçadas para medição dos tamanhos inicial e final da trinca.	59
Figura 38: Perfil de dureza das juntas soldadas.	60
Figura 39: Corpo de prova LCN-1. Temperatura de teste -20°C.	62
Figura 40: Corpo de prova LCN-2. Temperatura de teste -20°C.	62
Figura 41: Corpo de prova LCN-3. Temperatura de teste -20°C.	62
Figura 42: Corpo de prova LCN-4. Temperatura de teste -40°C.	62
Figura 43: Corpo de prova LCN-5. Temperatura de teste -40°C.	62
Figura 44: Corpo de prova LCN-6. Temperatura de teste -40°C.	62
Figura 45: Corpo de prova CLC-1. Temperatura de teste -20°C.	63
Figura 46: Corpo de prova CLC-2. Temperatura de teste -20°C.	63
Figura 47: Corpo de prova CLC-3. Temperatura de teste -20°C.	63
Figura 48: Corpo de prova CLC-4. Temperatura de teste -40°C.	63
Figura 49: Corpo de prova CLC-5. Temperatura de teste -40°C.	63
Figura 50: Corpo de prova CLC-6. Temperatura de teste -40°C.	63
Figura 51: Curva J-R, corpo de prova LCN-1.	67
Figura 52: Curva J-R, corpo de prova LCN-2.	67
Figura 53: Curva J-R, corpo de prova LCN-4.	67
Figura 54: Curva J-R, corpo de prova LCN-5.	67
Figura 55: Curva J-R, corpo de prova LCN-6.	67
Figura 56: Curva δ -R, corpo de prova LCN-1.	68
Figura 57: Curva δ -R, corpo de prova LCN-2.	68
Figura 58: δ de instabilidade, corpo de prova LCN-3.	68
Figura 59: Curva δ -R, corpo de prova LCN-4.	68

Figura 60: Curva δ -R, corpo de prova LCN-5.....	68
Figura 61: Curva δ -R, corpo de prova LCN-6.....	68
Figura 62: Pontos $J_i-\Delta a_i$, corpo de prova CLC -1.....	69
Figura 63: Pontos $J_i-\Delta a_i$, corpo de prova CLC -2.....	69
Figura 64: Pontos $J_i-\Delta a_i$, corpo de prova CLC -3.....	69
Figura 65: Pontos $\delta_i-\Delta a_i$, corpo de prova CLC -1.....	69
Figura 66: Pontos $\delta_i-\Delta a_i$, corpo de prova CLC -2.....	70
Figura 67: Pontos $\delta_i-\Delta a_i$, corpo de prova CLC -3.....	70
Figura 68: δ de carga máxima, corpo de prova CLC-1.	71
Figura 69: δ de carga máxima, corpo de prova CLC-2.	71
Figura 70: δ de carga máxima, corpo de prova CLC-3.	71
Figura 71: δ de instabilidade, corpo de prova CLC-4.	71
Figura 72: δ de instabilidade, corpo de prova CLC-5.	71
Figura 73: δ de instabilidade, corpo de prova CLC-6.	71
Figura 74: Seção A segundo Figura 34. (a) Metalografia pré-teste, (b) metalografia pós-teste. Corpo de prova LCN 1, ataque Nital 5%.	74
Figura 75: Seção B segundo Figura 34. Amostra LCN-1, ataque Nital 5%.....	75
Figura 76: Seção A segundo Figura 34. (a) Metalografia pré-teste, (b) metalografia pós-teste. Corpo de prova LCN 2, ataque Nital 5%.	75
Figura 77: Seção B segundo Figura 34. Amostra LCN-2, ataque Nital 5%.....	76
Figura 78: Seção A segundo Figura 34. (a) Metalografia pré-teste, (b) metalografia pós-teste. Corpo de prova CLC 2. Identificando o metal base a ZTA e metal de solda, ataque Nital 5%.....	76
Figura 79: Seção B segundo Figura 34. Amostra CLC-2, ataque Nital 5%.....	77
Figura 80: Seção A segundo Figura 34. (a) Metalografia pré-teste, (b) metalografia pós-teste. Corpo de prova CLC-3, ataque Nital 5%.	77
Figura 81: Seção B segundo Figura 34. Amostra CLC-3, ataque Nital 5%.....	78

Figura 82: Inclusões e cavidades presentes na ZTA do aço LCN-1B. (a) Sem ataque e (b) Ataque com Nital 2%.....	79
Figura 83: Inclusões de óxidos presentes na ZTA do aço LCN-1A (a) Sem ataque e (b) Ataque com Nital 2%.	79
Figura 84: (a) CLC -1A (b) CLC-1B.....	80
Figura 85: Microestrutura metal base (a) CLC (b) LCN, ataque Nital 2%	80
Figura 86: LCN-1A Microestrutura da região de granulação grosseira apresentando uma microestrutura composta de ferrita poligonal, tendência de ferrita de placas laterais e nódulos de perlita fina. Ataque Nital 2%, aumento 500X.....	81
Figura 87: LCN-1B Microestrutura da região de granulação grosseira apresentando uma microestrutura composta de ferrita poligonal e colônias de perlita fina. Ataque Nital 2%, aumento 500X.	81
Figura 88: CLC-1A Microestrutura da região de granulação grosseira o qual apresenta uma microestrutura composta de ferrita equiaxial e colônias de perlita fina. Ataque Nital 2%, aumento 500X.	82
Figura 89: CLC-1B Micrografia da região de granulação grosseira apresentando uma microestrutura composta de ferrita equiaxial e agregado ferrita-carboneto (FC). Ataque Nital 2%, aumento 200X.	82
Figura 90: Aço LCN-2B. Região da ZTA de grãos grosseiros, na qual ocorreu o crescimento da trinca. Ataque Nital 2%, Aumento 100X.	83
Figura 91: Aço CLC-4B. Região da ZTA de grãos grosseiros por onde se iniciou o crescimento de trinca. Ataque Nital 2%, Aumento 200X.	84
Figura 92: Curva TTT para o aço USI-SAC-5, apresentada por Gonçalves [22].	84
Figura 93: Aço LCN-4A. (a) Micrografia de uma região vizinha à trinca, 3500X, (b) Micrografia de uma região afastada da trinca, 3000X. Amostra sem ataque, microscopia eletrônica de varredura.	85
Figura 94: Aço LCN-4A. Inclusão de sulfeto de manganês (MnS) e EDS da inclusão.	86
Figura 95: Aço LCN-4A. Inclusão do tipo CaO-Al ₂ O ₃	86

Figura 96: Aço LCN-5 A. Micrografias com presença de nódulos de perlita fina e Ferrita equiaxial. Microscopia eletrônica de varredura. Ataque Nital 2%.....	87
Figura 97: Aço CLC-5 A. Identificação da regia de transição MB/ZTA e ZTA de grãos finos. Microscopia eletrônica de varredura. Ataque Nital 2%.	88
Figura 98: Aço CLC-4 A. Observa-se a presença de microconstituintes MA no contorno de grão da ferrita. Perlita fina e de ferrita equiaxial. Microscopia eletrônica de varredura, ataque Nital 2%.	88
Figura 99: Corpo de prova LCN-1 (T=-20°C) aspecto da superfície de fratura mostrando a interface entre a trinca de fadiga e a propagação estável de trinca, pelo mecanismo de nucleação e coalescência de microvazios.....	89
Figura 100: Corpo de prova LCN-2 Detalhe da região de crescimento estável da trinca. Mecanismo de fratura dúctil, por nucleação e coalescência de microvazios.	90
Figura 101: Corpo de prova CLC-2 (T = -20°C) observando-se crescimento estável de trinca por nucleação e coalescência de microvazios.	90
Figura 102: Corpo de prova LCN-3 (T=-20°C). Região da ocorrência de instabilidade no crescimento da trinca. Mecanismo de fratura frágil por clivagem.	91
Figura 103: Corpo de prova CLC-4 (T = -40°C). Região da ocorrência de instabilidade no crescimento da trinca. Mecanismo de fratura frágil por clivagem ou quase-clivagem.	91

Lista de Tabelas

Tabela 1: Composição química máxima de aços ARBL grau AH/DH/EH32, AH/DH/EH36 e AH/DH/EH40 segundo a norma ASTM A131/A131M [10].	4
Tabela 2: Evolução histórica do desenvolvimento dos processos de laminação controlada e resfriamento acelerado [2].	7
Tabela 3: Composição química dos aços LCN e CLC recebidos [45].	50
Tabela 4: Limites de escoamento e de resistência fornecidos pela USIMINAS [45].	51
Tabela 5: Dimensões dos corpos de prova (CPs), sendo B a espessura, W o comprimento e S o espaçamento entre os roletes de apoio no corpo de prova.	55
Tabela 6: Resultado das durezas Vickers das regiões de estudo com seus desvios padrões.	60
Tabela 7: Comprimentos de trinca medidos com o projeto de perfis na superfície de fratura.	64
Tabela 8: Comprimentos de trinca obtidos pelo método das descargas parciais.	65
Tabela 9: Comparação entre comprimentos de trinca medidos com o projeto de perfil e estimados pelo método das descargas parciais (em mm).	65
Tabela 10: Valores de δ_m , δ_C , J_{IC} e δ_{ic} das amostras testadas.	72
Tabela 11: Resultados de espessura mínima para validação de J_{IC} e δ_{ic} .	72
Tabela 12: Composição química aproximada da inclusão da Figura 94.	86
Tabela 13: Composição química aproximada da inclusão da Figura 95.	87

Lista de abreviaturas e siglas

HSLA : *High strength low alloy*

C_{eq} : Carbono equivalente

ZTA : Zona afetada pelo calor

ASTM : *American Society for Testing and Materials*

BS : *British Standard*

ARBL : Alta Resistência Baixa Liga

TMCP : *Thermo Mechanical Control Process*

LCN : Laminação convencional seguida de normalização

CLC : *Continuos On-Line Control*

SAW : Soldagem por arco submerso

MB : Metal de base

GGZTA : Região de grãos grosseiros na ZTA

GRZTA : Região de grãos refinados na ZTA

ICZTA : Região intercrítica na ZTA

SCZTA : Região subcrítica na ZTA

IIW : *International Institute of Welding*

PF : Ferrita primária

PFG : Ferrita de contorno de grão

PFI : Ferrita poligonal intragranular

FS : Ferrita de segunda fase

FSA : Ferrita com segunda fase alinhada

FSNA : Ferrita com segunda fase não alinhada

FC : Agregados ferrita-carbonetos

AF : Ferrita acicular

MA : Constituinte martensita-austenita

API : *American Petroleum Institute*

MFLE : Mecânica da fratura elástica linear

MFEP : Mecânica da fratura elasto-plástica

CMOD: *Crack Mouth Opening Displacement*

CTOD : *Crack Tip Opening Displacement*

HRR : Hutchinson, Rice e Rosengren

SE(B) : *Single Edge Notch Bend*

LLD : *Load line displacement*

TTT :Tempo temperatura e transformação

Lista de símbolos

σ_c	: Resistência coesiva teórica
E	: Modulo de elasticidade
E'	: Modulo de elasticidade efetivo
γ_s	: Energia superficial
a	: Comprimento de trinca
ν	: Coeficiente de Poisson
ρ	: Raio de curvatura
G	: Módulo de Griffith
a_i	: Comprimento de trinca instantâneo
a_0	: Comprimento inicial de trinca
a_{CR}	: Comprimento de trinca crítico
r, θ	: Coordenadas polares
$f(a_0/W)$: Função flexibilidade elástica
K	: Fator de intensidade de tensões
σ_{ij}	: Campo de tensões
ε_{ij}	: Campo de deformações
f_{ij}	: Função adimensional
σ_0	: Limite de escoamento do material
σ_{TS}	: Limite de resistência do material
σ_Y	: Média entre o limite de escoamento e limite de resistência do material
ε_0	: Deformação de referência
I_n	: Constante de integração
n	: Expoente de encruamento
W	: Densidade de energia de deformação
Γ	: Caminho de integração

x, y : Coordenadas retangulares
 ds : Elemento de arco
 T_i : Tensor de tensões
 u : Vetor deslocamento
 J : Integral J
 J_{el} : Componente elástica de J
 J_{pl} : Componente plástica de J
 J_{IC} : J de iniciação do crescimento estável em estado plano de deformações
 J_Q : Valor candidato a J_{IC}
 U : Energia potencial elástica
 B : Espessura do corpo de prova
 S : Distância entre apoios
 b_o : Ligamento remanescente inicial
 b_i : Ligamento remanescente instantâneo
 Δa : Propagação de trinca
 Δa_{max} : Propagação máxima de trinca
 w : Parâmetro de validade
 δ : CTOD
 Y : Fator de forma

1. Introdução

Com o crescimento da demanda mundial de energia, tornou-se necessário a redução do peso dos equipamentos, especialmente daqueles associados com o setor de transporte. Uma das opções para atingir esse objetivo foi à utilização de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL ou HSLA, pela sigla em inglês), com maior resistência mecânica que os aços até então disponíveis. Isso resultou na redução de espessura em diferentes seções, com impacto considerável na quantidade de material utilizado na fabricação e diminuição da quantidade de material de aporte para a soldagem. A produção de peças e estruturas mais leves possibilitou uma diminuição da energia consumida na indústria do transporte. Assim, a utilização de aços ARBL melhorou a relação entre resistência e custo de uma estrutura [1]. Os aços de alta resistência e baixa liga têm sido utilizados na indústria de construção de navios, por oferecerem uma boa soldabilidade devido a seu baixo carbono equivalente (Ceq), boa ductilidade, alta tenacidade e boa resistência à fadiga. Também oferecem uma ótima combinação de resistência mecânica e tenacidade à fratura em baixa temperatura [1].

A demanda de aços para a construção naval tem causado um impacto importante na indústria siderúrgica brasileira, provocando concorrência entre as siderúrgicas nacionais, as quais têm apresentado mudanças nos seus portfólios de produtos com o objetivo de satisfazer as exigências do mercado [2]. Um exemplo disso é a implementação na Usiminas do processo de resfriamento acelerado para a fabricação de chapas para uso naval. Além disso, processos de soldagem de alta produtividade, que permitem a pré-fabricação de painéis de maiores dimensões e contribuem para a montagem de navios em tempos menores, poderá diminuir a mão de obra necessária para a soldagem no estaleiro. Naturalmente, a aplicação industrial desses novos produtos na forma de chapa grossa, soldada por processo de alto aporte térmico, requer o conhecimento do comportamento em fratura dessas juntas. Parte desse estudo é o foco do presente trabalho.

Mesmo que os aços ARBL apresentem uma boa soldabilidade devido ao seu baixo carbono equivalente (Ceq), eles podem apresentar regiões de baixa tenacidade à fratura na zona afetada pelo calor (ZTA), em especial em juntas soldadas de múltiplos passes. Por ser uma região de alta heterogeneidade microestrutural, a ZTA pode apresentar regiões em que a caracterização da tenacidade à fratura seja difícil. Adicionalmente, estruturas soldadas também podem apresentar variedades de problemas

surgentes durante o processo de soldagem, tais como tensões residuais, expansão e contração dos materiais envolvidos e efeitos de restrição à deformação plástica introduzida pela estrutura [3]. Diversos estudos sobre a avaliação da tenacidade à fratura em juntas soldadas relatam problemas associados às heterogeneidades microestruturais e mecânicas entre as regiões das juntas soldadas [4].

Com o lançamento de uma nova linha de produtos para a construção naval, surge a necessidade de estudar as propriedades mecânicas das juntas soldadas nesses aços e comparar os resultados com os dos materiais da linha convencional para a mesma aplicação. Por tanto, será estudada a tenacidade à fratura na zona termicamente afetada (ZTA) de dois aços ARBL DH-36 produzidos pela Usiminas. Um deles foi processado por laminação convencional seguida de normalização (procedimento tradicional), enquanto o segundo foi processado por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado (procedimento moderno). Para tal estudo serão realizados testes de tenacidade à fratura pelo método de descargas parciais segundo a norma ASTM E1820 [5], a temperaturas de -20 °C e -40 °C (temperaturas de testes sugeridos pelo fornecedor dos materiais). Com a finalidade de checar o posicionamento da pré-trinca nas regiões de interesse, será realizada a observação microestrutural segundo a recomendação da norma BS 7448-2 [6] após os testes de fratura serem concluídos.

2. Revisão Bibliográfica

2.1. Aços ARBL

Tradicionalmente, o endurecimento dos aços de baixa liga laminados a quente é baseado na adição de C e de Mn para que estas ligas apresentem tensões limites de escoamento superiores a 350 MPa. Assim, o carbono é considerado um dos elementos mais importantes para o endurecimento dos aços, mas ele tem um efeito prejudicial em outras propriedades mecânicas, tais como a soldabilidade e a tenacidade à fratura, limitando a aplicação de aços ao carbono para determinada situação de serviço. Além disso, para assegurar uma combinação de dureza e tenacidade apropriada para uma determinada aplicação, tratamentos térmicos como têmpera e recozimento são comumente necessários, o que aumenta o custo do produto. É assim, que uma chapa endurecida com C e Mn apresenta uma microestrutura mista de ferrita e perlita de grãos grosseiros, que não atingia a tenacidade à fratura necessária para muitas aplicações [1]. Por esse motivo diversos estudos começaram a ser realizados, promovendo o desenvolvimento de aços ferríticos com a adição de elementos refinadores de grão tais como o Ti, Nb, V e Al processados termo-mecanicamente desde o seu estado austenítico por laminação controlada [7] [8] [9]. Como resultado desse desenvolvimento aços com pequenos tamanhos de grão atingiram tensões de escoamento da ordem de 450 MPa, mantendo ou aumentando ao mesmo tempo sua tenacidade à fratura [1].

Os aços ARBL foram desenvolvidos para setores da indústria nos quais são necessários aços com boa resistência à tração, elevada tenacidade em baixas temperaturas, boa conformabilidade e boa soldabilidade (baseada no baixo carbono equivalente dessas ligas). Assim, os aços ARBL vêm substituindo aos aços convencionais na indústria automobilística e naval, dentre outras. Esses aços pertencem a um grupo de aços de baixo teor de elementos de liga e baixo carbono que podem atingir limites de escoamento entre 350 e 700 MPa devido ao processo TMCP (*Thermo Mechanical Control Process*). O processo TMCP envolve endurecimento por solução sólida, endurecimento por precipitação e refino de grão. Assim, uma das diferenças existentes entre o aço carbono comum e o ARBL além das suas propriedades mecânicas devido a sua morfologia de grãos finos é que eles apresentam uma maior tenacidade ao aço tradicional.

Os microligantes mais comuns para os aços ARBL são Nb, Ti, Al e/ou V [10]. A adição desses elementos de liga, associados com tratamentos termomecânicos, promovem a existência de uma microestrutura com grãos finos. Algumas das características mais importantes dos aços ARBL são:

- Melhor combinação de resistência e tenacidade que nos aços carbono convencionais;
- Boa ductilidade;
- Boa conformabilidade;
- Alta soldabilidade.

A composição química desses aços varia conforme as exigências de cada aplicação. Na Tabela 1 observa-se uma composição porcentual máxima para os aços ARBL (a exceção do Mn mínimo) grau AH/DH/EH32, AH/DH/EH36 e AH/DH/EH40 segundo a norma ASTM A131/A131M [10]. Sendo AH, DH e EH os distintos graus de aços de classe ARBL.

Tabela 1: Composição química máxima de aços ARBL grau AH/DH/EH32, AH/DH/EH36 e AH/DH/EH40 segundo a norma ASTM A131/A131M [10].

Elemento	%
C	0,18 máx
Mn	0,90-1,60
Si	0,1-0,5
P	0,035 máx
S	0,0035 máx
Al	0,015 máx
Cu	0,35 máx
Nb	0,02-0,05
V	0,05-0,1
Ti	0,02 máx
Cr	0,2 máx
Ni	0,4 máx
Mo	0,08 máx

2.2.Laminação convencional seguida de normalizado (LCN)

A laminação controlada é um processo pelo o qual o aço é laminado por sucessivos passes de laminação a quente, com a finalidade de aumentar as propriedades mecânicas do material, sendo sua resistência mecânica e tenacidade à fratura as de maior interesse tecnológico. A principal característica da laminação controlada é sua alta taxa de refinamento de grãos ferríticos.

Na laminação utilizam-se altas temperaturas de encharcamento (*soaking*, uniformização de temperatura em forno), a qual se torna efetiva para o controle do tamanho de grão durante o aquecimento. A temperatura de encharcamento atingida é apenas suficiente para dissolver os elementos em solução sólida. Para a maior parte dos aços a mínima temperatura de encharcamento é determinada pelo conteúdo de Nb e C. O Ti, por outro lado, forma um composto muito estável, TiN, o que controla o tamanho do grão austenítico a uma temperatura de encharcamento relativamente alta e mantém o N fora da fase Nb(C,N) que permite a dissolução do composto NbC ocorrer mais facilmente [11].

Durante a deformação a quente o aço recristaliza. O controle do processo resulta em um refino de grão efetivo por múltipla recristalização, com grãos livres de deformação. Assim, deve-se ter cuidado para que um nível mínimo de deformação seja atingido em cada passe, caso contrario, pode acontecer crescimento excessivo de grão [11]. Se a temperatura durante a deformação é muito baixa para permitir a recristalização, os grãos austeníticos apresentarão uma morfologia alongada. Isso acontece nos aços com elevada concentração de elementos de liga, retardando a recristalização, pois a isoterma A_3 da transformação austenítica/ferrítica ocorre a maiores temperaturas.

No resfriamento posterior, na maioria dos aços, a nucleação da ferrita ocorre nos contornos de grão da austenita prévia. No caso da transformação desde a austenita deformada, bandas de deformação no interior dos grãos atuam também como sítios de nucleação da ferrita. Com uma taxa de resfriamento constante, os grãos ferríticos serão finos, sempre e quando a transformação começar de um grão austenítico fino e, especialmente, alongado, onde a proporção da superfície para o volume dos grãos é maior. Esquemáticamente isso está representado na Figura 1.

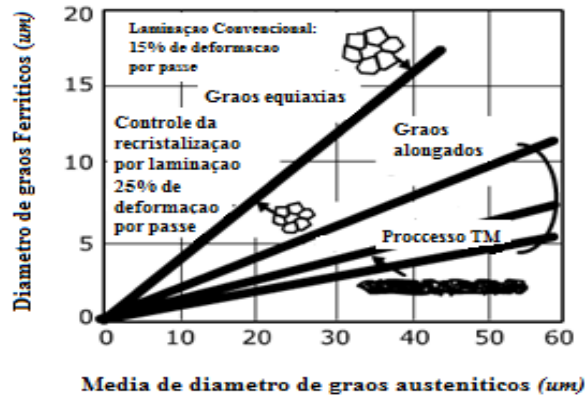


Figura 1: Tamanho de grão ferrítico em função do tamanho de grão austenítico prévio ao processo de laminação [12].

2.3.Laminação controlada e resfriamento acelerado (CLC)

A laminação controlada permite reduzir o carbono equivalente de chapas grossas sem afetar suas características mecânicas, uma vez que os efeitos de elementos de liga são substituídos por um intenso refino de grão. Assim, o processo de resfriamento acelerado permite aumentar o limite de escoamento e a tenacidade, mas o limite de resistência do aço não se eleva tão marcadamente [2].

Na década de 1980 começaram os estudos de um processo de resfriamento acelerado (com água) de chapas grossas após a laminação, principalmente na siderurgia japonesa [2]. Em 1985 a ASTM incluiu em sua norma A841 o resfriamento acelerado como um processo padronizado para a fabricação de chapas grossas destinadas a vasos de pressão. Atualmente o resfriamento acelerado é a rota de fabricação de aproximadamente 20% de chapas grossas produzidas no Japão [2] sendo um processo disseminado pelo mundo inteiro. O processo permite a obtenção de microestruturas mais adequadas, em função das características mecânicas requeridas, além de proporcionar teores de elementos de ligas menores contribuindo com a produtividade da linha de chapas grossas. A evolução histórica do desenvolvimento dos processos de laminação controlada e resfriamento acelerado podem ser observados na Tabela 2.

Tabela 2: Evolução histórica do desenvolvimento dos processos de laminação controlada e resfriamento acelerado [2].

Ano	1970	1980	1990	2000
<u>Processos Termo-Mecânicos</u>	Laminação Controlada	Laminação Intercrítica SHT	OLAC Resfriamento Acelerado TMCP	P&D sobre Aço com TG Ultra-Fino
<u>Mecanismos de Endurecimento</u>	Refino de Grão Endurecimento por Precipitação	Endurecimento por Encruamento	Endurecimento por Martensita ou Bainita Endurecimento por Transformação	Endurecimento por Ultra-Refino de Grão
<u>Normas</u>			ASTM A841 (Aço Resf. Acel.)	JIS-SN (Constr. Civil)

Atualmente existem diversas variantes do processo de resfriamento acelerado, dentre as que podemos citar:

- *Resfriamento acelerado interrompido*: consiste no resfriamento ao ar de uma chapa laminada a quente. É o caso mais comum utilizado, sendo aplicado entre as temperaturas de 800 e 500°C. Figura 2. Mediante este processo o tamanho de grão é reduzido para 10/11 unidades ASTM [2], com uma microestrutura ferrita, perlita e bainítica. Nas figuras a seguir emprega as seguintes nomenclaturas.

T_{CSt} = temperatura de início de resfriamento;

C = temperatura no núcleo da chapa;

S = temperatura na superfície da chapa;

M_S = temperatura de início da transformação martensítica;

t_C = tempo de resfriamento.

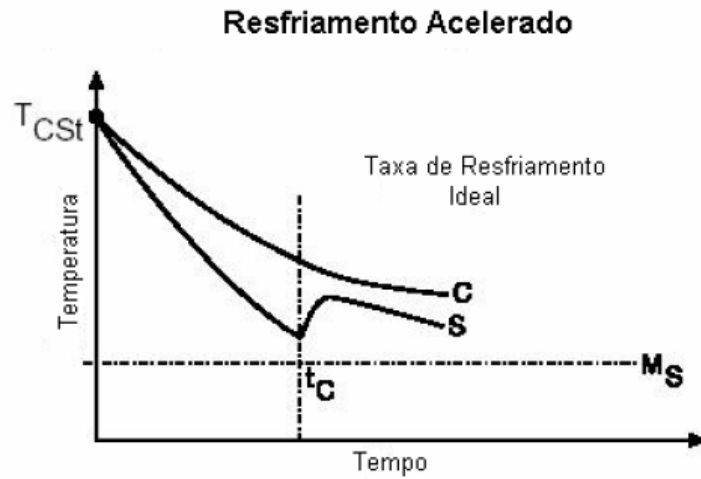


Figura 2: Resfriamento acelerado interrompido.

- *Têmpera direta:* nesse caso o resfriamento é mais intenso, com temperaturas de término mais baixas, o que resulta em uma microestrutura martensítica. Essa variante é aplicada entre 900 a 200°C, Figura 3. A têmpera direta reduz o tamanho de grão para 11/12 unidades ASTM, com uma microestrutura constituída de bainita, martensita e ferrita [2].

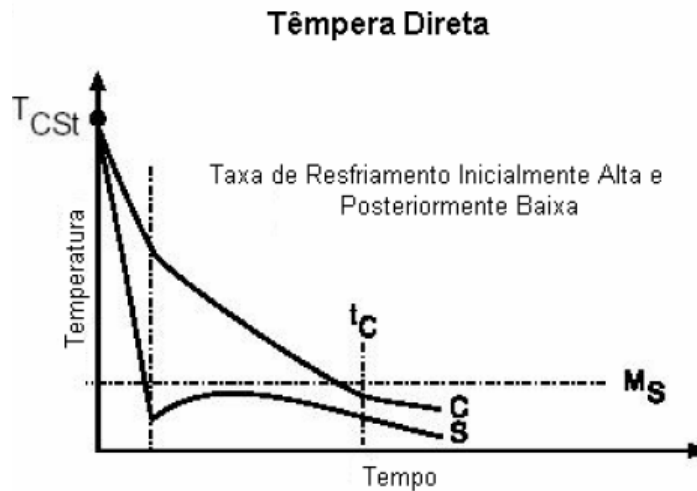


Figura 3: Esquema do processo de têmpera direta.

- *Têmpera direta mais auto-revenido*: nesse caso aproveita-se a energia disponível no núcleo da chapa, ainda aquecido, para um tratamento de revenido direto. Figura 4 [2].

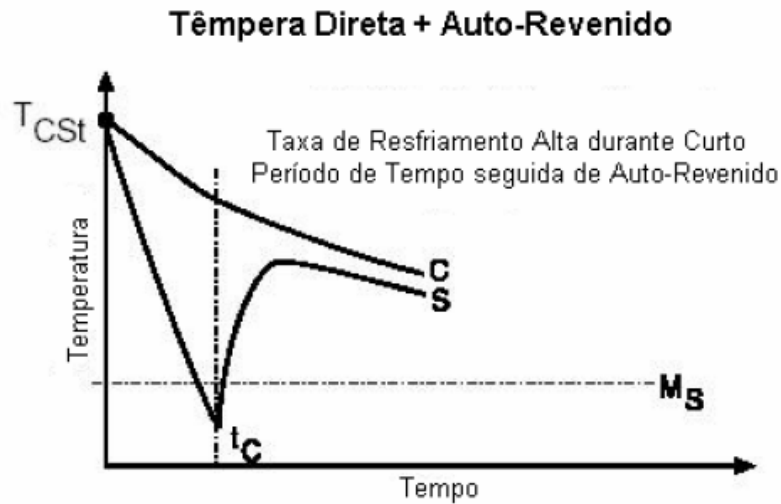


Figura 4: Têmpera direta mais auto-revenido.

Um esquema do efeito das 3 variantes mencionadas sobre as propriedades mecânicas de um aço microligado ao Nb e V de 25mm de espessura [2] pode ser visto na Figura 5.

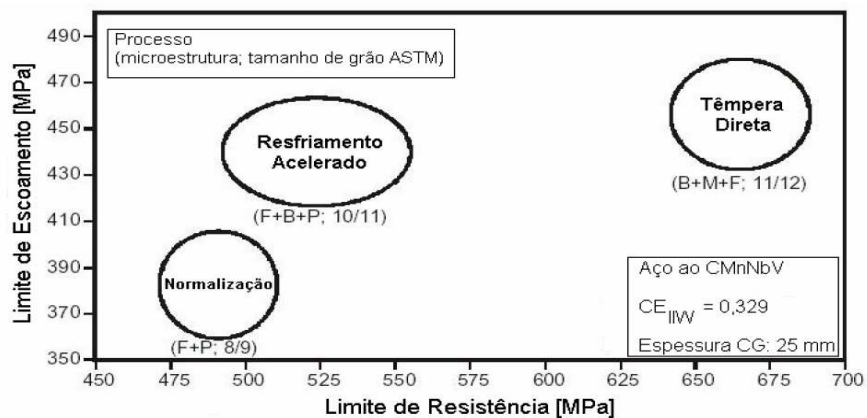


Figura 5: Efeito da rota de fabricação sobre os limites de escoamento e resistência de uma chapa de aço ao Nb e V com 25 mm de espessura. F = Ferrita, B = Bainita, P = Perlita, M = Martensita [2].

2.3.1 Particularidades do processo de resfriamento acelerado

As transformações que ocorrem no resfriamento acelerado e as fases formadas são determinadas pela taxa de resfriamento, governadas pelos princípios da metalurgia física, assim como a microestrutura final, a quantidade de fases presentes, a sub-microestrutura e o tamanho de grão. Os fatores mais importantes a serem controlados durante o processo de resfriamento acelerado são:

- Variáveis que controlam a microestrutura da austenita laminada a elevada temperatura.
- Evolução da microestrutura para um determinado diagrama de resfriamento contínuo.

A diferença entre a laminação controlada e o resfriamento contínuo é que a primeira controla o aumento do número de sítios de nucleação da ferrita, enquanto o segundo aumenta a taxa de nucleação da ferrita. Assim, a desvantagem da laminação controlada de grãos grosseiros é eliminada pela alta taxa de nucleação que é favorecida pelo resfriamento acelerado, isto é, ambos os processos são complementares.

Após a laminação controlada a morfologia da ferrita é alterada de poligonal para uma forma grosseira e achatada, no entanto, com o resfriamento acelerado ocorre à formação de uma morfologia tipo ripas, conhecida na literatura como ferrita acicular. O trabalho de Ghosh e colaboradores [13] demonstrou experimentalmente que mediante diferentes taxas de resfriamento, após tratamento termomecânico, a microestrutura obtida é ferrita acicular para altas taxas de resfriamento de 35°C/s e, de ferrita poligonal para taxas de $1,15\text{-}0,65^{\circ}\text{C/s}$, com forte presença de carbonetos e carbonitretos.

Rodrigues, Pereloma e Santos [14] estudaram um aço ARBL bainítico produzido em laboratório mediante laminação controlada e resfriamento acelerado. Nesse estudo, eles observaram que para baixas taxas de resfriamento as fases dominantes são ferrita poligonal e bainita granular, enquanto sob altas taxas de resfriamento aumentaram a fração volumétrica de bainita granular e do constituinte martensita-austenita (MA), devido à baixa taxa de difusão de carbono, apresentando assim uma austenita retida com alto percentual de carbono [14].

Nos aços microligados, os elementos contribuem para aumentar os efeitos de recuperação, recristalização e crescimento de grão devido à transformação austenita-ferrita. Assim, o aumento do endurecimento ocorre pela precipitação de carbonitretos

finos distribuídos na matriz austenítica, provocando novos sítios de nucleação para a formação de ferrita acicular [13] [14].

2.4. Aços produzidos pela USIMINAS para aplicação naval

Atualmente a Usiminas produz dois tipos de aços ARBL para a indústria naval e offshore. Um deles é fabricado pela rota da laminação convencional seguida de normalização (LCN) e outro é fabricado pela rota da laminação controlada e resfriamento acelerado (CLC). Ambos os aços, embora apresentem diferentes composições químicas, pertencem à mesma classe (aços DH-36). Esses produtos são processados com espessuras entre 6,00 a 150,00 mm, larguras dentre 900 e 3.900 mm e comprimentos de 2.400 até 18.000 mm [15].

A tecnologia CLC (*Continuous on line Control*) para a laminação de chapas grossas foi adquirida recentemente pela Usiminas. Essa nova tecnologia, conhecida como linha Síncron, processo patenteado pela Nippon Steel Corporation [15], tem permitido o desenvolvimento desse tipo de aços na forma de chapas grossas. A tecnologia Síncron oferece controle preciso da microestrutura do aço e alta produtividade, resultando em produtos com alto conteúdo tecnológico. Esta tecnologia é um processo integrado de refino secundário do aço [15]. Por tanto o processo proporciona a) refino de grão e controle microestrutural, b) redução de carbono equivalente (Ceq). Com isso os produtos oferecem boa relação entre resistência mecânica e tenacidade à fratura e uma ótima soldabilidade.

Como dito anteriormente, este é um processo integrado que se divide em duas partes, a fabricação do aço líquido na aciaria, por meio de refinamentos primários pela adição de refinadores de grão e elementos de liga [16] e uma segunda etapa pela laminação controlada e o resfriamento acelerado das chapas grossas. Um esquema da segunda etapa para a obtenção desses aços pode ser observado na Figura 6.

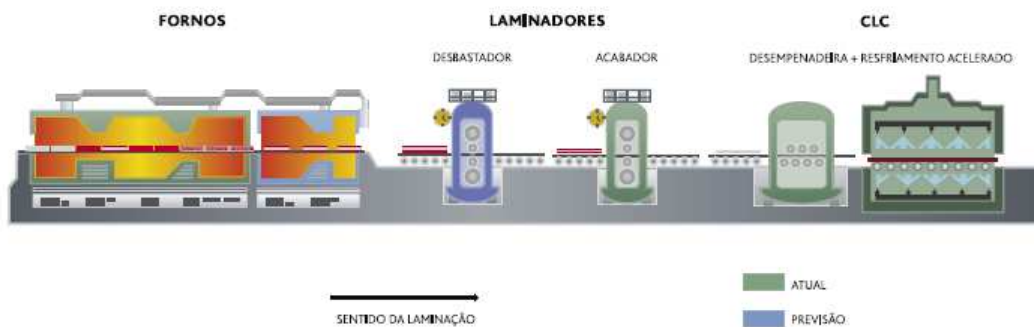


Figura 6: Linha de laminação controlada e resfriamento acelerado da Usiminas [15].

A primeira etapa do processo apresentado na Figura 6 é o reaquecimento das placas a temperaturas acima da A_3 para a laminação, o que produz a dissolução de precipitados formados na aciaria [15]. Logo após o reaquecimento se produz a laminação controlada em que a placa é laminada acima da temperatura de não recristalização da austenita e posteriormente laminada abaixo da temperatura A_3 , até a espessura desejada [15]. O resfriamento acelerado das chapas laminadas a quente é produzido mediante jatos de água com fluxo laminar, cujo coeficiente de transferência de calor aumenta se comparado ao de jatos turbulentos [17].

No catálogo dos produtos Síncron da Usiminas pode ser visto o esquema de uma curva de resfriamento de chapas grossas de aço ARBL (vide Figura 7). A curva apresentada na figura corresponde ao processo CLC. Essa figura tem uma semelhança com a Figura 3 apresentada anteriormente como tempera direta, mais deve se notar que são curvas representativas para um determinado tipo de aço.

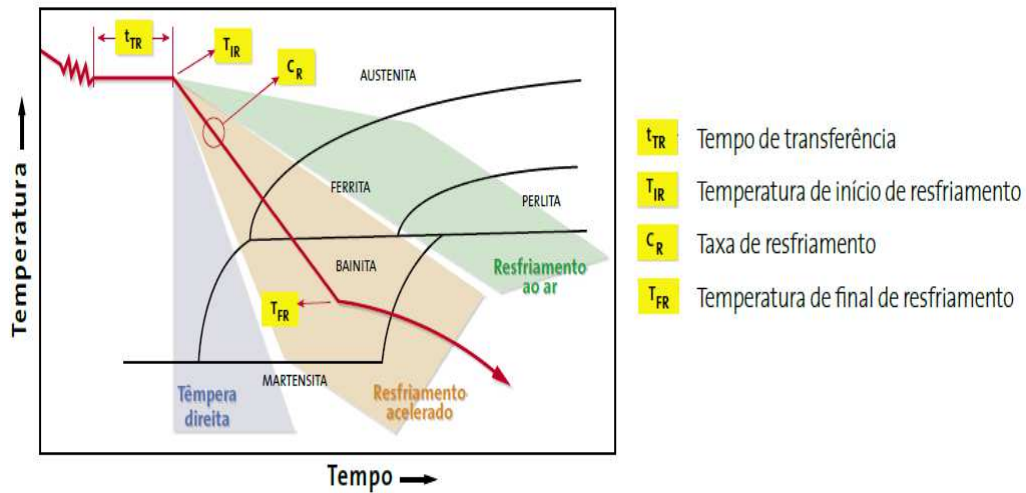


Figura 7: Curva de resfriamento do processo CLC no equipamento de resfriamento acelerado da Usiminas [15].

2.5. Resfriamento acelerado (CLC) versus laminação controlada seguida de normalização (LCN)

Os produtos obtidos mediante resfriamento acelerado apresentam as seguintes vantagens quando comparados aos aços produzidos pelo processo convencional de laminação controlada seguida de normalização [15]:

- Maior planicidade e uniformidade de propriedades mecânicas;
- Melhor relação entre resistência mecânica e tenacidade à fratura;
- Redução de peso estrutural;
- Possibilidade de eliminação de pré-aquecimento nos processos de soldagem.
- Excelentes propriedades de impacto, mesmo com soldagem de alto aporte térmico;
- Menor tempo de soldagem;
- Melhores garantias de tolerância na fabricação e na montagem estruturais;
- Alta produtividade industrial.

Microestruturalmente este processo permite obter uma estrutura refinada comparada com a do processo convencional, como pode ser visto a partir da Figura 8.

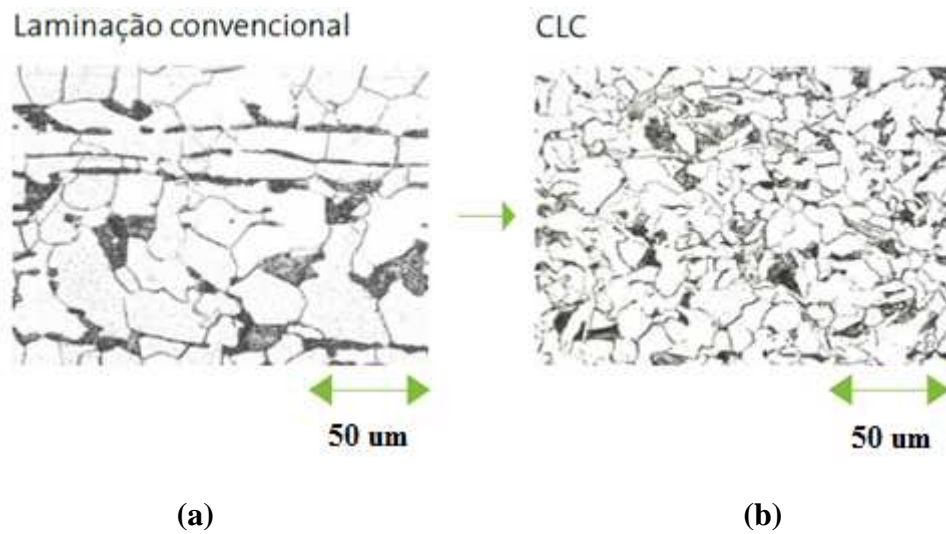


Figura 8: Microestrutura de aço 490 MPa, espessura 25 mm (a) processo de laminação convencional e normalizado (b) laminação controlada e resfriamento acelerado (x200) [15].

Na Figura 8, pode-se observar uma mudança da microestrutura, isso é devido ao aumento da taxa de resfriamento, provocando assim, um refinamento da ferrita e uma desapareção da perlita que se apresentava em forma de bandas para uma microestrutura de bainita fina. Apesar de a bainita apresentar uma dureza maior que a perlita, esta se encontra finamente distribuída por toda a matriz de ferrita fina. Por esse motivo o aço apresenta um aumento da ductilidade e na energia absorvida no teste de Charpy. Neste último caso, o resfriamento acelerado promove um aumento no endurecimento por precipitados e, conseqüentemente, um aumento adicional da resistência causada pela bainita finamente distribuída na matriz ferrítica. A transformação austenita/bainita está governada mais pelo mecanismo de cisalhamento que pela difusão, como é o caso da perlita [13] [14] [17].

2.6. Soldagem por arco submerso (SAW)

O processo de soldagem por arco submerso (SAW) pode ser utilizado em uma ampla gama de aplicações industriais. A alta qualidade da solda, elevada taxa de deposição, grande penetração e adaptabilidade a processos automáticos é o que faz da soldagem por arco submerso o processo ideal para uniões soldadas de longo comprimento. Ele é usado extensivamente na fabricação de navios, vagões ferroviários, tubos com costura e elementos estruturais em que soldas longas sejam requeridas [18].

A soldagem por arco submerso produz a coalescência de metais pelo aquecimento deles mediante um arco elétrico (ou arcos elétricos, no caso da variante com múltiplos eletrodos) mantido entre o eletrodo e o metal de trabalho. Durante a soldagem o eletrodo, o arco e a poça de metal fundido estão protegidos por um composto mineral granulado colocado sobre a área de soldagem. O metal de adição é obtido a partir do eletrodo. A existência desse material granular, conhecido na literatura como fluxo [19], distingue esse processo de outros. O fluxo cumpre um papel fundamental no processo, permitindo atingir altas taxas de deposição e boa qualidade da solda, características do processo [18].

Na Figura 9, pode se observar como o processo SAW, é utilizado para soldar uma junta metálica com chanfro em V.

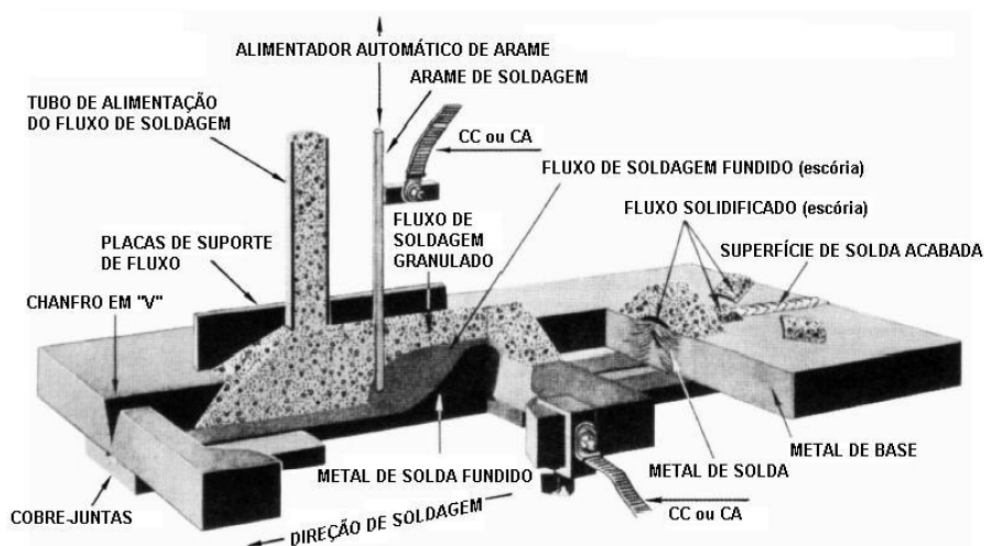


Figura 9: Esquema do processo de soldagem por arco submerso (eletrodo único) [18].

O eletrodo avança na direção da soldagem e é mecanicamente alimentado no arco, enquanto o fluxo é adicionado constantemente. Assim o metal fundido e o metal de adição fluem em conjunto para formar a poça de fusão na junta. Ao mesmo tempo, forma-se uma capa de óxido protetor sobre a superfície da poça. Na Figura 9 pode se apreciar que o fluxo atua como um gás protetor, isolante térmico e um escudo de radiação [18].

As reações entre o fluxo e o metal fundido influenciam na estabilidade, temperatura, e distribuição térmica no arco. A escória fundida influencia no acabamento superficial do cordão de solda, promove um resfriamento lento e protege o metal de solda da contaminação atmosférica. Uma das características do fluxo é que permite que o processo possa empregar uma alta corrente de soldagem, o que faz que a taxa de deposição do metal de adição seja maior [18]. Em contrapartida, alguma forma de apoio sobre as chapas a soldar é geralmente requerida, para evitar empenamento [19].

A utilização de múltiplos passes tem uma grande influência na microestrutura e nas propriedades do cordão de solda, pois existe um efeito de recozimento pelos sucessivos passes de soldagem, e refinamento de grão no metal de base. É sempre recomendável fazer um passe de reforço no último passe de soldagem, posteriormente retirado por usinagem [18]. Depois de cada passe de soldagem se realiza a limpeza do cordão de solda devido à formação de uma escoria protetora da poça de fusão.

A soldagem feita por este processo apresenta boa ductilidade, uniformidade e baixa porosidade. Boas propriedades de impacto são obtidas, mas é recomendável avaliar a combinação de eletrodo e fluxo utilizado para o metal base de trabalho. Mediante um procedimento correto boas propriedades mecânicas podem ser obtidas, similares ou superiores às do metal base [18].

2.6.1. Variáveis do processo SAW

O conhecimento das variáveis de operação da soldagem por arco submerso é essencial para uma alta taxa de produtividade e para se obter soldas de boa qualidade.

A amperagem controla a taxa em que o eletrodo é fundido, a profundidade de penetração e a quantidade de metal base fundido. Se a amperagem é muito alta para uma determinada velocidade do eletrodo, a profundidade de penetração pode ser muito elevada. Se a amperagem for muito baixa, a penetração pode ser inadequada ou

ocasionar uma fusão incompleta. Por tanto, aumentando a amperagem aumenta a penetração e a taxa de fusão. Uma amperagem excessiva produz aumento da profundidade do arco; um rebaixo ou um filete sobreposto estreito [18].

O ajuste da voltagem varia o comprimento do arco entre o eletrodo e a poça de fusão. Se a voltagem aumenta, o comprimento do arco também o fará, e vice-versa. A voltagem tem pouco efeito na taxa de deposição do metal de adição, que é mais influenciado pela amperagem. A voltagem determina a forma do cordão de solda e sua aparência. O aumento da voltagem e da amperagem com uma velocidade de avanço constante ocasiona um aumento do consumo de fluxo, produz um filete sobreposto mais largo, tende a reduzir a porosidade causada pela ferrugem no aço e ajuda a superar a abertura de raiz excessiva quando o encaixe é pobre. Uma voltagem excessivamente alta pode ocasionar um filete amplo que está sujeito a trincamento, o que faz que a escória seja dificilmente retirada e ocasionando um cordão côncavo que pode sofrer trincamento [18] [19].

Qualquer que seja a combinação de amperagem e voltagem, o efeito da velocidade de soldagem deve obedecer a um padrão geral. Se a velocidade de soldagem aumenta, o poder calorífico por unidade de longitude diminui, o que significa menos metal de adição é aplicado por unidade de volume na solda e, conseqüentemente, menos reforço na solda, por tanto a penetração vai diminuindo.

A penetração se vê mais afetada pela velocidade de solda que por qualquer outra variável, exceto para velocidades de soldagem muito baixas. Por outro lado, um aumento excessivo da velocidade ocasiona falta de fusão entre o metal de adição e o metal base e aumenta a tendência à formação de cavidades, golpe de arco, porosidade e forma irregular de solda. Baixa velocidade de soldagem possibilita que os gases sejam forçados a sair do metal fundido durante a solidificação, o que reduz a tendência à formação de porosidades. Mas, uma velocidade de soldagem excessivamente baixa produzirá uma forma convexa sujeita a trincamento, uma exposição do arco desconfortável para o operador e uma larga poça de fusão que flui em torno do arco, resultando em um cordão rugoso, com inclusão de escória [18] [19].

2.6.2. Microestrutura das juntas soldadas

Durante o processo de soldagem existe fusão localizada dos metais, seguida por um resfriamento imposto pela geometria da junta. Assim, a microestrutura da junta e as propriedades do metal perto da junta são modificadas. A região adjacente à junta, que sofre mudanças microestruturais por causa do processo de soldagem, é conhecida como zona termicamente afetada (ZTA).

Após a soldagem é de suma importância conhecer as características da nova microestrutura obtida na ZTA, avaliar suas propriedades mecânicas, químicas e de corrosão. Algumas das precauções que devem ser tomadas no processo de arco submerso é que nele, com o intuito de aumentar a produtividade, se utiliza um grande aporte térmico. Isso pode modificar negativamente as características metalúrgicas do metal base na região termicamente afetada.

Prasad e Dwivedi [20] pesquisaram o efeito da variação de amperagem, voltagem e velocidade de soldagem no processo de arco submerso e como eles afetavam o metal soldado. No estudo os autores usaram chapas de 16 mm de espessura de um aço ARBL. Os aportes térmicos variaram entre 3,0 a 6,3 kJ/mm, mudando a corrente de soldagem entre 500 e 700 A e a velocidade de deslocamento do eletrodo entre 200 a 300 mm/min. Os autores demonstraram que aumentando o aporte térmico os grãos adjacentes ao metal de solda aumentavam de tamanho, tanto no metal de base quanto na ZTA. A dureza máxima foi registrada na ZTA. Com um aumento da corrente de soldagem e com uma redução da velocidade de soldagem a dureza do material diminui, mas, no caso da tenacidade do material apresentava uma tendência mista [20]. Um aumento da corrente pode contribuir para um aumento da tenacidade da peça soldada a uma determinada velocidade de soldagem (entre 500-600 A), mas um aumento excessivo da corrente pode ocasionar uma diminuição da tenacidade (700 A) [20]. Na Figura 10 pode se observar e identificar como o aporte térmico influencia no tamanho de grão das distintas regiões.

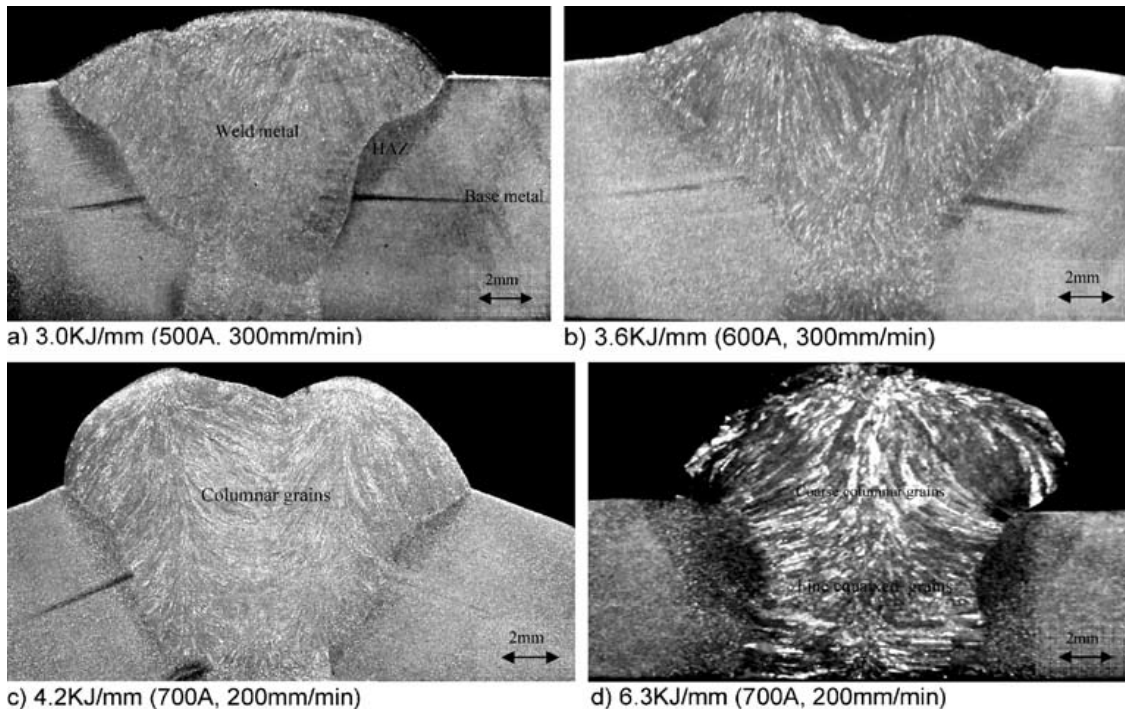


Figura 10: Macrografias das juntas soldadas usando diferentes aportes térmicos (a) 3,0 kJ/mm, (b) 3,6 kJ/mm, (c) 4,2 kJ/mm, grãos colunares (d) 6,3 kJ/mm, com grãos grosseiros colunares e grãos finos equiaxial [20].

2.6.3. Microestrutura da ZTA

A microestrutura na ZTA varia de acordo com o gradiente de temperatura no metal soldado, o qual cria sub-regiões com diferentes morfologias e constituintes. Na Figura 11 pode-se observar um esquema das sub-regiões da ZTA.

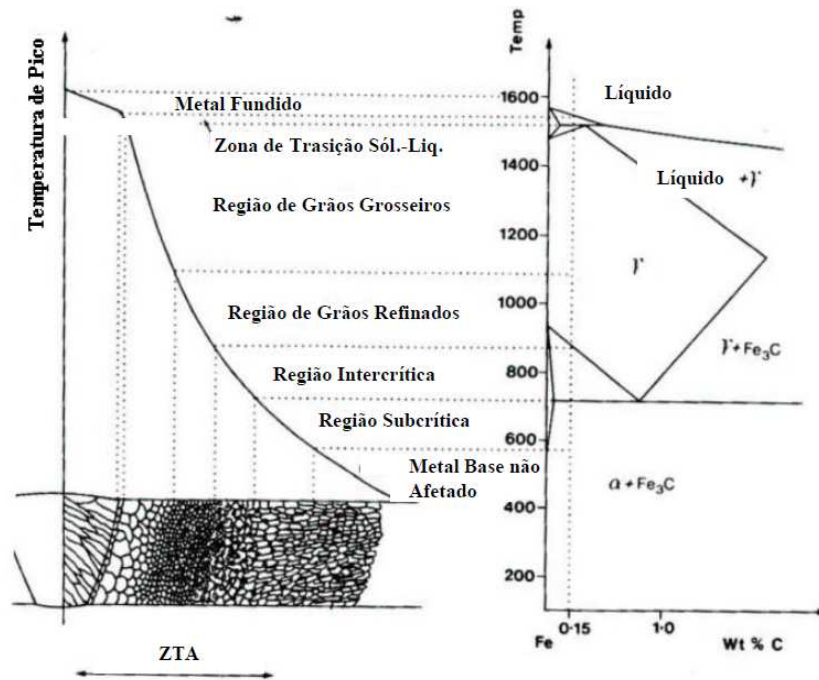


Figura 11: Esquema das regiões da ZTA de um aço com 0,15% C [11].

Essas regiões são denominadas como:

- Região de grãos grosseiros (GGZTA);
- Região de grãos refinados (GRZTA);
- Região intercrítica (ICZTA);
- Região subcrítica (SCZTA).

A região GGZTA se encontra localizada junto à linha de fusão, submetida a temperaturas superiores a 1100°C. Essa região se caracteriza por um tamanho de grão austenítico grande. Sua microestrutura dependerá da composição química do aço e da velocidade de resfriamento. No caso dos aços ARBL com baixo percentual de carbono e elementos de liga, essa região tende a apresentar uma microestrutura de ferrita e perlita. No caso da região de grãos refinados (GRZTA), a temperatura atingida não permite que o tamanho de grão da austenita transformada cresça consideravelmente. Essa região não é umas das zonas problemáticas na junta soldada.

Na região ICZTA acontece uma transformação parcial da estrutura entre as temperaturas A_3 e A_1 (entre 900 e 700 °C). A microestrutura típica dessa região pode

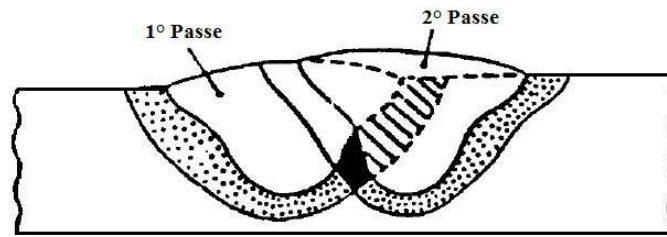
ser perlita, bainita ou martensita autorrevenida, dependendo do carbono equivalente, dos elementos de liga e da taxa de resfriamento durante o processo [11].

Finalmente tem-se a região subcrítica (SCZTA). Essa região é revenida frequentemente a temperaturas menores que 700°C, o que provoca uma resistência mecânica menor do que aquela do metal base.

Assim as transformações microestruturais da ZTA são influenciadas pelo pico de temperatura, que determina o tamanho de grão austenítico, e pela taxa de resfriamento desde a temperatura da transformação da austenita. No caso de solda multipasses, a região que compõe a ZTA do primeiro passe de soldagem é afetada pelo próximo ciclo térmico causado pelo próximo passe de soldagem, com o qual aumenta a heterogeneidade microestrutural e a variação nas propriedades mecânicas do material nessa região. Segundo Toyoda (1998) a tenacidade na ZTA pode variar consideravelmente dependendo do pico de temperatura aplicada na região durante o segundo passe [21].

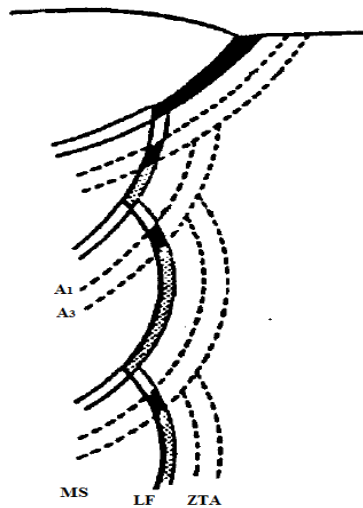
Durante processos de soldagem multipasse ou multi-eletrodo existem regiões da ZTA que podem ser eliminadas e outras regiões que podem ser alteradas. Assim o metal base próximo à linha de fusão é aquecido uma vez, acima de 1200°C, o qual torna essa região em GGZTA. No seguinte passe de soldagem, essa região é reaquecida, causando uma alteração na primeira transformação da GGZTA. Segundo Toyoda, a fratura inicia-se mais frequentemente na região de granulação grosseira da ZTA [21]. Um esquema representativo pode ser observado na Figura 12.

As transformações de fases da ZTA são controladas pela composição química do metal de base, pelo procedimento de soldagem, geometria do chanfre e resfriamento imposto. No trabalho realizado por Falcão [22] no qual cita Gonçalves, que determinou uma curva TTT (tempo temperatura e transformação) para um aço ARBL no processo de soldagem por arco submerso resfriado ao ar livre para chapas de 24 mm de espessura. A partir do diagrama TTT, Falcão [22] estimou o gradiente térmico requerido para condições de resfriamento ao ar livre (característico dos processos de SAW chapas grossas), devido as microestruturas obtidas na ZTA no material soldado. Com base na característica do tipo de aço, o chanfre e a espessura do corpo de prova no trabalho de Falcão [22], também poderia ser estimada a gradiente térmica para o presente estudo



-  ZTA Eliminada
-  ZTA Alterada
-  ZTA Inalterada

(a)



(b)

Figura 12: Esquema representativo dos passes de soldagem (a) Dois passes de Soldagem (b) Múltiplos passes de soldagem (adaptado de Falcão [22]).

2.6.4. Constituintes na ZTA

Alé *et al* [23] fizeram uma análise dos constituintes microestruturais de juntas soldadas de aços C-Mn de baixa liga. Alé *et al* [23] citou a Widgery no seu trabalho, que propôs uma classificação dos constituintes, mas ela foi modificada. Finalmente uma versão foi originada para a nomenclatura atualmente utilizada, onde se destacam as seguintes classificações [23].

- a) Ferrita primária (PF)
 - a.1) Ferrita de contorno de grão (PFG)
 - a.2) Ferrita poligonal intragranular (PFI)
- b) Ferrita com segunda fase (FS)
 - b.1) Ferrita com segunda fase alinhada (FSA)
 - b.2) Ferrita com segunda fase não alinhada (FSNA)
- c) Agregados ferrita carbonetos (FC)
- d) Ferrita acicular (AF)
- e) Bainita
- f) Constituinte martensita–austenita (MA).

Ferrita primária (PF): é o constituinte de mais fácil identificação da zona fundida, pelo seu aspecto claro e liso. Para taxas de resfriamento típicas do processo de arco submerso costuma adotar a forma de veios, delineando o contorno de grão colunar da austenita prévia. Embora menos frequente, a ferrita em forma poligonal é também possível, podendo nuclear no contorno de grão quanto no interior dos grãos da austenita prévia, quando a taxa de resfriamento é mais lenta [23]. Esta transformação pode ocorrer de duas formas, que podem ser contadas como constituintes separados.

- *Ferrita de contorno de grão (PFG)*: adota a forma de veios, delineando o contorno de grão colunar da austenita prévia. Devido ao fato de que sua nucleação e crescimento ocorrerem neste contorno, sua forma é alongada, como pode ser visto na Figura 13.

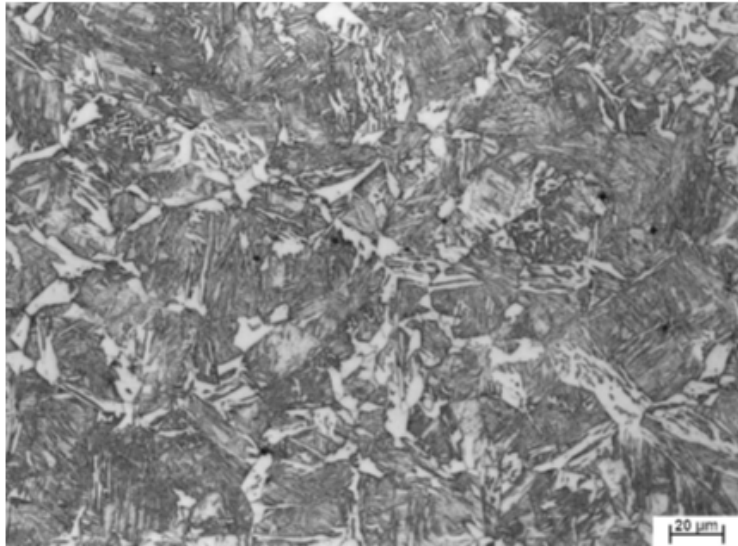


Figura 13: Micrografia de ferrita de contorno de grão [11].

- *Ferrita poligonal intragranular* (PFI): É uma ferrita poligonal, no interior dos grãos austeníticos prévios, que são aproximadamente três vezes maiores que o tamanho médio das ripas de ferrita acicular ou ferrita com segunda fase circundantes. Uma imagem dessa componente pode ser vista na Figura 14.



Figura 14: Ferrita poligonal nucleada no interior do grão austenítico [11].

Ferrita com segunda fase (FS): essa ferrita também pode se apresentar de duas formas, as quais podem ser consideradas como constituintes separados:

- *Ferrita com segunda fase alinhada (FSA)*: podem se apresentar como duas ou mais ripas de ferrita paralelas. No caso em que existam duas ripas, ela deve ser classificada como ferrita com segunda fase alinhada somente se sua razão de aspecto for maior que 4:1. Caso isso não ocorra, esse constituinte deverá ser classificado como ferrita acicular ou poligonal.
- *Ferrita com segunda fase não alinhada (FSNA)*: Ferrita circundando completamente microfases ou ripas de ferrita acicular.

Agregados ferrita-carbonetos (FC): estrutura fina de ferrita e carbonetos, incluindo perlita e ferrita com carbonetos interfásicos. Sugere-se que durante o resfriamento contínuo da austenita forma-se a ferrita bainítica (semelhante à ferrita acicular) e a austenita restante torna-se estável em virtude do enriquecimento de carbono provocado pela rejeição desse elemento durante a formação da ferrita bainítica. A decomposição dessa austenita a baixas temperaturas fornecerá partículas de cementita ou ilhas de martensita-austenita (constituinte MA). Nos metais de solda de baixo carbono, os FC formam áreas escurecidas ao microscópio ótico, pelo que assim sendo é recomendável a utilização de microscópio eletrônico de varredura para sua identificação [11] [23].

Ferrita acicular (AF): apresenta grãos finos, com uma morfologia de emaranhado e grãos entrecruzados, separados por contornos de alto ângulo e razão de aspecto variando de 3:1 até 10:1. Uma imagem dessa microestrutura pode ser vista na Figura 15.

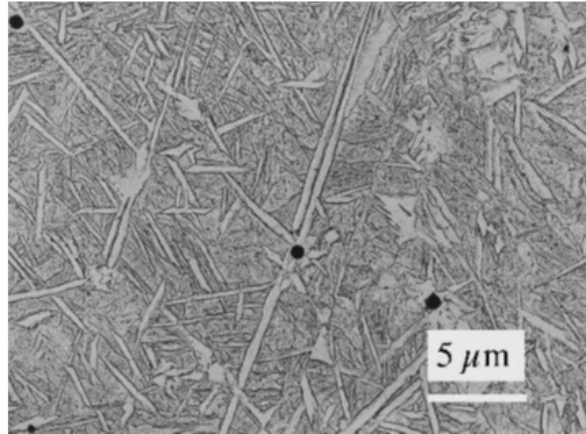


Figura 15: Ferrita acicular [11].

Bainita: microconstituente que consiste de uma matriz ferrítica na forma de ripas com alta densidade de discordâncias. Sua característica muda com a redução da temperatura de transformação. Ela é subdividida em dois grupos, bainita superior e bainita inferior. Na Figura 16 pode se observar uma representação esquemática dessas duas bainitas [11] [23].

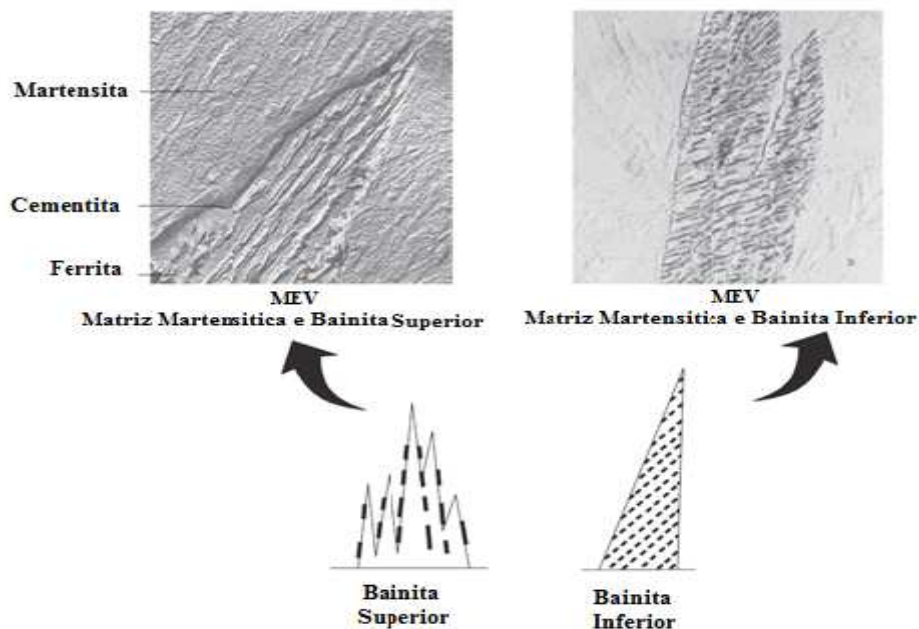


Figura 16: Bainita superior e bainita inferior [24].

Constituinte martensita–austenita (MA): a formação desse constituinte acontece no resfriamento da região austenítica, formando ferrita e bainita, tornando estável a austenita remanescente devido ao seu enriquecimento em carbono provocado pelo crescimento da ferrita, que é pobre em carbono. Assim, o enriquecimento de carbono da região austenítica finaliza na faixa de temperaturas de 400-350°C. A austenita remanescente atinge um teor de carbono de aproximadamente 0,5 a 0,8%. Continuando com o resfriamento, parte da austenita descompõe-se em ferrita e carbonetos. Como no processo de soldagem o resfriamento é rápido, essa decomposição pode não ocorrer e a austenita não decomposta transforma-se em martensita na forma de ripas ou macladas, enquanto que uma pequena quantidade de austenita permanece retida [11] [23].

2.6.5. Dureza e propriedades em tração na ZTA

As microestruturas presentes influenciam na dureza, tanto do metal de solda quanto na ZTA. Falcão *apud* Bose [22] indica que determinadas microestruturas, como bainita e martensita, aumentam a dureza do material diminuindo o expoente de encruamento, enquanto que a ferrita acicular e poligonal diminui a dureza e aumenta a tenacidade nessa região.

Segundo Cahoon e colaboradores [25] a dureza pode ser utilizada para estimar o limite de escoamento e o limite de resistência da ZTA, visto que não seja possível extrair corpos de prova de tração dessa região, uma vez que a ZTA é muito estreita. Esses autores sugerem que o limite de escoamento e de resistência podem ser estimados a partir de medidas de dureza Vickers. O limite de escoamento seria estimado segundo a seguinte equação:

$$\sigma_0 = \frac{HV_{10}}{3} (0,1)^n \quad \text{Equação 1.}$$

enquanto que o limite de resistência poderia ser estimado segundo a equação:

$$\sigma_{TS} = \frac{HV_{10}}{2,9} [1 - n] \left[\frac{12,5n}{1-n} \right]^n \quad \text{Equação 2.}$$

onde σ_0 e σ_{TS} são os limites de escoamento e de resistência em kgf/mm², HV_{10} é a dureza Vickers para uma carga de 10 Kg e n é o expoente de encruamento do material. Por outro lado, para estimar o limite de escoamento e de resistência da ZTA, a norma

BS 7448 [6] sugere que sejam adotadas a média dos limites do metal de solda e de metal base, desde que se obtenham esses valores a partir de testes de tração.

2.6.6. Efeito dos elementos de liga na junta soldada

Existe uma forte influência dos parâmetros de soldagem na resistência mecânica e na tenacidade à fratura do metal de solda, que dependerão da microestrutura obtida durante o resfriamento do metal de solda e de sua composição química [26].

Ren e colaboradores [26] realizaram um trabalho com um aço API-X70 o qual foi soldado por arco submerso com um único arame. Eles registraram que com uma combinação adequada de elementos de liga no arame contendo Mn, Mo, Ti-B, Cu e Ni melhoravam a tenacidade da solda (segundo testes de Charpy), pois a formação de ferrita proeutetóide e bainita eram suprimidas, e a fração de ferrita acicular aumentava.

Peng e colaboradores [27] realizaram um estudo na soldagem de um aço API-X70, avaliando o efeito de uma microestrutura ferrítica acicular. Essa microestrutura contribuía no aumento da resistência do metal de solda. Eles utilizaram arames com distintas composições químicas no processo de soldagem SAW com dois passes de soldagem. Os autores observaram que o volume de ferrita acicular presente influencia a tenacidade da junta soldada, e que o percentual de ferrita acicular é correlacionada com a presença de inclusões de MnO, TiO₂, e Al₂O₃. Também observaram que aumentando o teor Nb diminui a quantidade de ferrita acicular e aumenta a de ferrita proeutetóide, bainita superior e ferrita poligonal no metal de solda, resultando em um decréscimo da tenacidade [27].

Por outro lado, elementos como B e Ti contribuem para uma alta taxa de nucleação de ferrita acicular [26]. O B é utilizado para suprimir a formação de ferrita de contorno de grão e ferrita de placas laterais (ferrita de Widmanstätten). Esse elemento segrega no contorno de grão da austenita prévia e impede o crescimento da ferrita proeutetóide [26] [27].

Com a utilização de microscópio eletrônico de varredura, Peng e colaboradores [27] observaram que a nucleação de ferrita acicular era originada a partir de pequenas inclusões [27]. Eles constataram que pequenas partículas distribuídas uniformemente são benéficas para a formação de ferrita acicular, o qual é benéfico para a tenacidade do metal de solda. Assim, com a identificação de partículas de TiN que tem uma alta

temperatura de estabilidade fixando o grão da austenita e inibindo o crescimento de grãos grosseiros na ZTA.

Os efeitos de adição de elementos de liga como o Ni e Mo, tem sido estudado por vários investigadores, pois se sabe que esses elementos no metal de solda cumprem um papel importante no controle da microestrutura. Bhole e colaboradores [28] investigaram os efeitos da adição de Ni e Mo juntos e por separado no metal de solda em um aço API ARBL-70 soldado por arco submerso. Eles constataram que a adição somente de Ni no metal de solda não contribuía em um aumento na tenacidade. De fato, a energia absorvida em testes de Charpy diminuía ao aumentar o teor de Ni no metal de solda. Isso foi atribuído ao aumento de fração de ferrita de segunda fase alinhada. Eles utilizaram um teor de Ni entre 1,02 até 3,75% em peso, e registraram que para um teor máximo de 3,75% em peso de Ni produzia uma trinca na linha central no metal de solda, o qual afetava enormemente a tenacidade, mesmo à temperatura ambiente [26] [28]. No caso a adição unicamente de Mo o metal de solda apresentou uma alta energia absorvida nos testes de Charpy. Isto é devido ao fato que o Mo contribuiu com a formação de uma microestrutura de ferrita acicular e bainita granular, a expensas de ferrita de segunda fase alinhada e ferrita de contorno de grão no metal de solda, melhorando assim a tenacidade do metal soldado [28]. A combinação de Ni e Mo no metal de solda provocou um aumento da energia absorvida em testes de Charpy a temperaturas de -60 e -45 °C, mas, à temperatura ambiente, a energia absorvida foi menor que o metal soldado sem a adição desses elementos. A microestrutura obtida com a adição de Ni e Mo provocou a redução de ferrita no contorno de grão, promovendo a formação de ferrita acicular [28].

2.7.Mecânica da fratura

2.7.1. Modos de abertura da trinca

Existem três modos principais de carregamento que envolvem deslocamentos diferentes das superfícies da trinca. Os mesmos são apresentados na Figura 17.

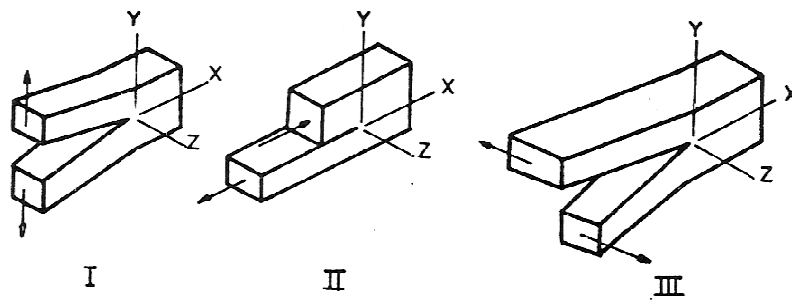


Figura 17: Modos básicos de carregamento de trincas [29].

O modo I de carregamento é o mais comum na maioria dos casos de fratura em serviço, tendo por este motivo especial interesse tecnológico e, portanto, maior desenvolvimento nos métodos analíticos e experimentais. A fratura em modo I consiste na abertura das faces da trinca por um carregamento em tração, perpendicular às superfícies da mesma. A fratura de modo II consiste no cisalhamento puro, onde o deslocamento das superfícies da trinca é perpendicular à frente de propagação da trinca. O modo III de fratura trata-se do deslocamento das superfícies da trinca paralelamente a si mesma, ou seja, cisalhamento fora do plano [29] [30].

2.7.2. Mecânica da fratura linear elástica (MFLE)

A mecânica de fratura linear elástica (MFLE) nasceu em função das limitações na aplicação dos conceitos tradicionais para prever o comportamento dos materiais na presença de trincas internas ou superficiais. O seu desenvolvimento está baseado no comportamento predominantemente elástico do componente até a fratura. Assim, é aplicável a materiais com pouca capacidade de deformação plástica, que apresentam comportamento frágil.

2.7.2.1. O balanço energético de Griffith

As equações utilizadas para a determinação da fratura de um sólido trincado foram inicialmente deduzidas por Griffith, em 1920. Griffith baseou sua análise em termos de um processo termodinâmico, propondo que *“uma trinca em um material elástico tensionado propagará quando a liberação de energia elástica do sistema com a propagação da trinca for igual ou superior à energia necessária para criar as novas*

superfícies de fratura” [30]. Griffith utilizou a análise de tensões de Inglis de uma placa de dimensões infinitas contendo um furo elíptico vazante, vide Figura 18, para chegar às seguintes equações:

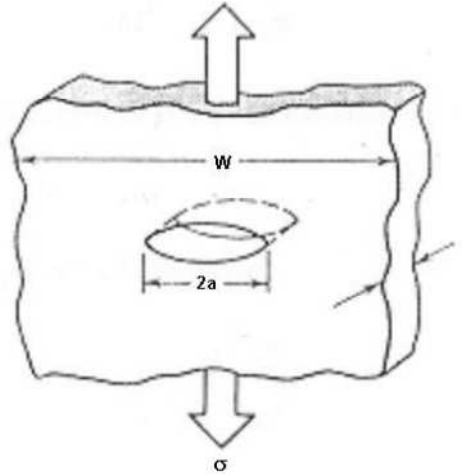


Figura 18: Furo elíptico vazante em uma placa infinita, adaptado [30].

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \text{ (estado plano de tensões)} \quad \text{Equação 3.}$$

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a(1-\nu^2)}} \text{ (estado plano de deformações)} \quad \text{Equação 4.}$$

onde E é o módulo de elasticidade do material, γ_s é a tensão superficial (isto é, a energia requerida para a criação de novas superfícies), a é o tamanho da trinca e ν é o coeficiente de Poisson.

As equações de Griffith são aplicáveis na análise da fratura de materiais frágeis [30] [29]. Para materiais dúcteis, as equações de Griffith não são validas, pois a energia absorvida na deformação plástica durante o processo de fratura é algumas ordens de grandeza maior à energia necessária para a criação de novas superfícies. Orowan, em 1950, observou esse fato e sugeriu que as equações de Griffith fossem modificadas para incluir a energia de deformação plástica no processo de fratura. Ele propôs a adição de um termo para a energia absorvida no processo de deformação plástica, γ_p , que deveria ser somada à energia necessária para a criação das superfícies de fratura γ_s [30]. Sendo assim, as equações de Griffith foram modificadas para:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}} \text{ (estado plano de tensões)} \quad \text{Equação 5.}$$

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_s(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a(1-\nu^2)}} \text{ (estado plano de deformações)} \quad \text{Equação 6.}$$

A maior dificuldade para aplicação da expressão de Orowan é a determinação do termo γ_p . Por outro lado, Irwin (1949) também estava considerando a aplicação da relação de Griffith para o caso de materiais capazes de sofrer deformação plástica. Ele definiu a mudança na energia elástica de deformação no processo de propagação da trinca $-\frac{dU}{da}$ como o módulo de Griffith [30]. O módulo de Griffith é a força motriz para a propagação de uma trinca.

Por outro lado, a resistência do material ao crescimento de trincas, que deve ser medida experimentalmente, foi definida como G_C (valor crítico de G). Assim, a fratura ocorre quando existe uma conjugação crítica entre tensão e tamanho de defeito, como:

$$\sigma_{fratura} = \sqrt{\frac{EG_C}{\pi a_c}} \quad \text{Equação 7.}$$

G_C é uma propriedade mecânica do material e depende da temperatura e da velocidade de carregamento. Fazendo uma comparação com as equações de Orowan e Irwin pode ser observado que:

$$G_C = 2(\gamma_p + \gamma_s) \quad \text{Equação 8.}$$

Quando se atinge o ponto de instabilidade, a taxa de liberação de energia elástica G atinge o seu valor crítico G_C , a partir do qual a fratura ocorre. O trabalho de Irwin permitiu uma extensão da teoria de Griffith para materiais mais tenazes, que apresentam uma pequena deformação plástica associada ao processo de propagação da trinca.

2.7.2.2. O Fator de Intensidade de tensões em modo I (K_I)

Um esquema das tensões na região vizinha à ponta da trinca pode ser vista na Figura 19.

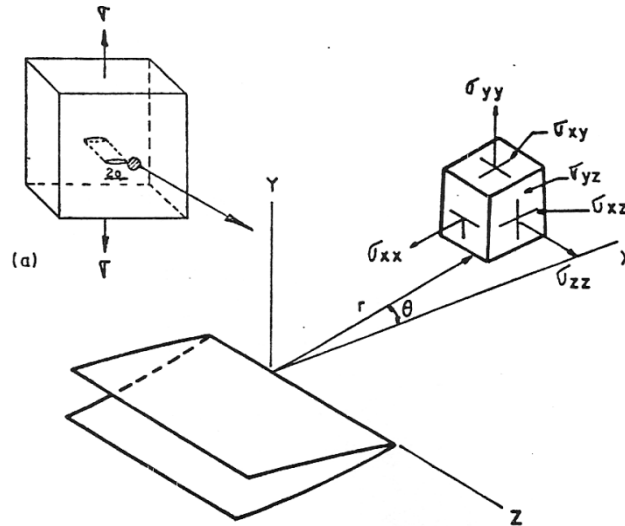


Figura 19: Tensões na vizinhança da ponta de uma trinca.

Em 1957 Williams e Irwin desenvolveram uma expressão para quantificar o campo de tensões na vizinhança da frente de uma trinca. Assim, o campo de tensões na frente de uma trinca em modo I (vide Figura 19) é descrito como [30]:

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \right) f_{ij}(\theta) \quad \text{Equação 9.}$$

onde r e θ são as coordenadas polares de um ponto à frente da ponta da trinca (vide Figura 19) e f_{ij} é uma função adimensional que depende unicamente de θ . Na Equação 9 a intensidade de tensões depende de um valor K_I , sendo este o fator de intensidade de tensões. K_I depende da geometria e é calculado como:

$$K_I = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad \text{Equação 10.}$$

onde Y é o fator de forma, que dependente da geometria. Se o fator de intensidade de tensões (K_I) é conhecido, então é possível determinar o máximo fator de intensidade de tensões que provocaria a falha do material, esse valor crítico é conhecido na literatura como tenacidade a fratura do material, K_{IC} [30].

A Equação 9 está baseada na teoria da elasticidade linear. Assim, quando r tende a zero (ponta da trinca) as tensões teóricas crescem até atingir valores extremamente elevados, o que naturalmente não acontece porque a ponta da trinca sofre deformação plástica.

2.7.3. Mecânica da fratura elasto-plástica (Integral-J)

A mecânica da fratura linear elástica (MFLE) é aplicada para materiais que apresentam uma pequena deformação plástica na ponta da trinca, isto é, a zona plástica é vista como uma perturbação ao campo elástico, mas o comportamento global do componente até a fratura é ainda baseado na elasticidade linear [31] [30].

Muitos materiais apresentam uma grande deformação plástica nas regiões ao redor da ponta da trinca, o que inviabiliza o uso da MFLE [29] [30]. Nesse caso a análise é feita por meio da mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP). Para este comportamento, Hutchinson, Rice *et al* [30] [32] [33], demonstraram que os campos de deformação e tensão na frente de uma trinca são governados por um fator denominado Integral-J. As equações de Hutchinson, Rice e Rosenberg ficaram conhecidas como campos HRR. Para materiais com comportamento não linear, descrito pelas equações de Ramberg- Osgood [34] o campo HRR é definido como:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{J}{\alpha I_n \epsilon_0 \sigma_0 r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \widetilde{\sigma}_{ij}(N, \theta) \quad \text{Equação 11.}$$

$$\epsilon_{ij} = \alpha \epsilon_0 \left(\frac{J}{\alpha I_n \epsilon_0 \sigma_0 r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \widetilde{\epsilon}_{ij}(N, \theta) \quad \text{Equação 12.}$$

onde σ_0 é uma tensão de referência (em geral o limite de escoamento) e ϵ_0 é a deformação correspondente a tal tensão, I_n é uma constante de integração, $\widetilde{\sigma}_{ij}$ e $\widetilde{\epsilon}_{ij}$ são funções que definem a distribuições de tensão e de deformação na ponta da trinca, r é a distância radial a partir da ponta da trinca e θ é o ângulo polar sobre a trinca. Os valores de α e n são obtidos a partir de um ajuste do comportamento elasto-plástico do material pelo modelo de Ramberg-Osgood [34] [30], apresentado a seguir:

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad \text{Equação 13.}$$

Como pode ser visto a partir na Equação 9, quando r tende a zero, as tensões descritas pelo modelo HRR tendem ao infinito. Sendo assim, nas regiões próximas da ponta da trinca as equações de HRR não são válidas [35]. Entretanto, se a região na qual o campo HRR não é válido for pequena, esta região não-proporcional pode ser vista como uma perturbação ao campo elasto-plástico e a fratura continua a ser controlada pelo valor de J.

A Integral-J é uma integral de linha baseado na suposição de um corpo bidimensional contendo um defeito agudo, que é carregado em tração monotônica no modo I de carregamento (vide Figura 17 e Figura 19). A integral J é definida como [36];

$$J = \int_{\Gamma} (Wdy - Ti \frac{\partial u}{\partial x} ds) \quad \text{Equação 14.}$$

onde W é a densidade de energia de deformação, x e y são coordenadas ortogonais, Γ é a curva de contorno ao redor da ponta da trinca (caminho de integração), ds é um elemento de Γ . Ti é o vetor tração relacionado ao tensor de tensões dado por $Ti = \sigma_{ij} \cdot \eta_j$, onde η_j é a normal ao longo do caminho de integração, u é o vetor deslocamento na direção x . A densidade de energia de deformação, W , é definida por:

$$W = \int_0^{\epsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \quad \text{Equação 15.}$$

onde σ_{ij} e ϵ_{ij} são os campos de tensões e deformações.

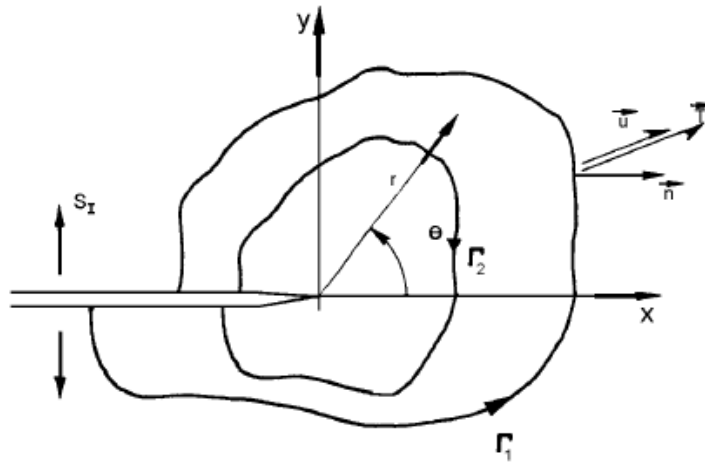


Figura 20: Integral-J bidimensional independente do contorno [30].

Rice demonstrou que para quaisquer caminhos de integração escolhidos, Γ_1 e Γ_2 , sendo o primeiro anti-horário e o segundo um contorno horário, incluídas as faces da trinca e formando um contorno fechado (vide Figura 20), a integral-J é nula [5] [34] [36]. Portanto, conclui-se que J é independente do caminho de integração e pode ser calculado pelo contorno mais conveniente, ou seja, afastado da região da trinca, facilitando o seu cálculo.

Quando o material apresenta um comportamento elástico (linear ou não linear), J pode ser interpretado como a taxa de liberação de energia potencial devido ao crescimento da trinca [30].

$$J = -\frac{\partial U}{\partial a} \quad \text{Equação 16.}$$

U é a energia potencial elástica e a é o comprimento da trinca. No caso de um material elasto-plástico modelado pela equação de Ramberg-Osgood, existe irreversibilidade durante a deformação plástica. Desta forma, perde-se o sentido falar em mudança da energia potencial pelo crescimento da trinca, uma vez que J deve ser visto como a diferença energética entre dois corpos de prova de geometria idênticas com comprimentos de trinca levemente diferentes, isto é:

$$J \approx -\frac{\Delta U}{\Delta a} \quad \text{Equação 17.}$$

Naturalmente, existe uma similitude entre a integral- J e a taxa de liberação de energia G , sendo a Integral J também vista como a força motriz para a propagação da trinca, neste caso para o regime elasto-plástico.

Tratando-se de um material elástico-linear ($n = 1$ no modelo de Ramberg-Osgood), temos:

$$J = J_{el} = G = \frac{K^2}{E'} \quad \text{Equação 18.}$$

A Equação 18 corrobora a equivalência entre J e G no regime elástico, reforçando a utilidade da Integral J como critério de fratura.

2.7.4. Determinação experimental de J

Na década de 70 Begley e Landes desenvolveram uma técnica experimental para a determinação da integral J [37]. Esta requer de vários corpos de provas idênticos pré-trincados e carregados até determinados valores de deslocamento. O fato de utilizar vários corpos de prova para determinar a tenacidade de um material aumenta o custo dos testes, tanto em quantidade de material e usinagem quanto em tempo de uso de máquinas e mão de obra.

Rice [38] relacionou J com o trabalho realizado durante o carregamento do corpo de prova por unidade de área não trincada, vide Figura 24. Para uma barra

retangular submetida a esforços de flexão, J é calculado de acordo com a seguinte relação:

$$J = \frac{2A}{b_0} \quad \text{Equação 19.}$$

onde A é a área sob a curva carga versus deslocamento do ponto de aplicação da carga (isto é, energia) e b_0 é o ligamento remanescente original do corpo de prova (sendo b_0 a diferença entre o comprimento do corpo de prova e o tamanho da trinca inicial). Sendo assim, J pode ser calculado a partir de um único corpo de prova.

Atualmente existem diversas metodologias para a determinação experimental da integral- J . Garcia *et al* [39] trabalharam em aços estruturais com as distintas metodologias experimentais para a determinação de J_{IC} . Garcia *et al apud* Landes e Pherson, utilizaram a metodologia da carga máxima, pela qual é possível obter uma expressão simples para estimar J_{IC} . O segundo método utilizado foi proposto por Donoso [40], que desenvolveu uma técnica com base na interceptação da curva de resistência $J - R$, com o propósito da determinação de J_{IC} . O terceiro e último método utilizado foi o das descargas parciais ou da variação da flexibilidade elástica do material, o qual foi utilizado neste trabalho segundo a norma ASTM E1820-11 [5]. Garcia *et al* [39] avaliaram as diversas metodologias a fim de eliminar a necessidade de medir o crescimento de trinca durante o ensaio, sem contar com um extensômetro que faça a medida da abertura da boca do entalhe no material e evitar a utilização de múltiplos corpos de provas.

2.7.5. Método das descargas parciais.

A primeira técnica experimental desenvolvida para a determinação das curvas de resistência requeria o teste de múltiplos corpos de provas. Atualmente, um dos métodos mais utilizados é o da variação da flexibilidade elástica, também conhecido como método das descargas parciais (*Unloading Compliance Method*). Segundo essa metodologia, o crescimento da trinca é avaliado em determinados pontos do registro P-CMOD mediante pequenas descargas parciais, para medir a flexibilidade do corpo de prova. Esta é o inverso da inclinação da curva carga versus deslocamento. A medida que a trinca cresce, o corpo de prova torna-se mais flexível. Esse aumento de flexibilidade é associado com ao incremento de comprimento da trinca. Esta metodologia, proposta por

Clarke [41], permite a estimativa do comprimento da trinca ao longo do teste de um único corpo de prova mediante ciclos de descarregamento e carregamento parciais, conforme apresentado na Figura 21.

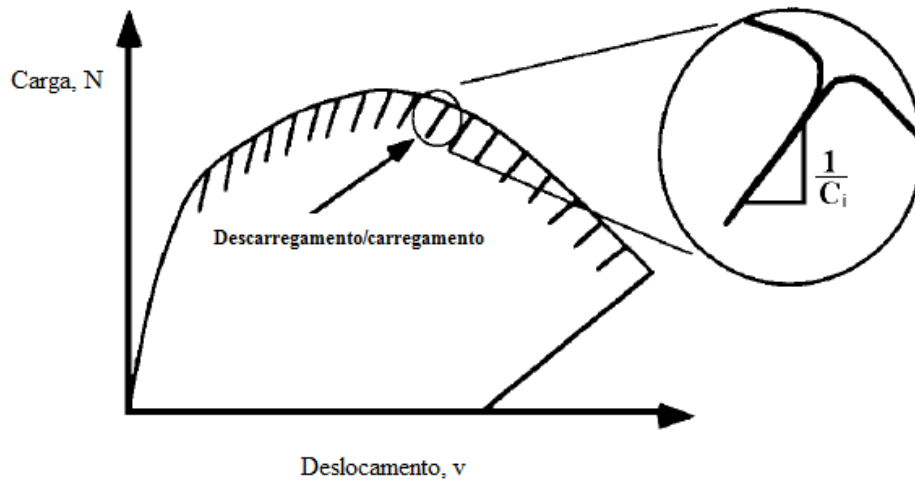


Figura 21: Diagrama carga-deslocamento com as linhas de descarregamento elástico para a monitoração do crescimento da trinca, adaptado de [30].

Tal metodologia não só permite a obtenção de uma curva de resistência J-R, bem como possibilita obter-se uma curva de resistência *CTOD*-R. A norma ASTM E1820, fornece expressões polinomiais para a determinação do tamanho da trinca no ponto inicial de cada descarga, relacionando a razão a_i/W com a inclinação das descargas, C_i (*compliance* ou flexibilidade do corpo de prova). Para corpo de prova do tipo SE[B], tem-se:

$$\frac{a_i}{W} = [0,999748 - 3,950u + 2,982u^2 - 3,21408u^3 + 51,51564u^4 - 113,031u^5] \quad \text{Equação 20.}$$

sendo;

$$u = \frac{1}{\left[\frac{BWE'C_i}{S/4} \right]^{1/2} + 1} \quad \text{Equação 21.}$$

onde C_i é a flexibilidade elástica, dada por $\Delta V_m/\Delta P$ para cada ciclo de descarga e carga, V_m é o deslocamento da boca do entalhe (CMOD) e P é a carga. B , W e S são respectivamente a espessura, a largura do corpo de prova e a distância entre os roletes de apoio para o ensaio de flexão. E' representa o módulo efetivo de elasticidade do material, dada pela seguinte expressão:

$$E' = \frac{E}{(1-\nu^2)} \quad \text{Equação 22.}$$

2.7.6. Curvas de resistência ao crescimento de trincas

Na construção da curva de resistência J-R, é necessário que os corpos de prova sejam, inicialmente, pré-trincados por fadiga [5] e instrumentados mediante um extensômetro para medir a abertura da boca do entalhe. Para este trabalho utilizou-se um corpo de prova de flexão em três pontos conhecido pela nomenclatura em inglês SE(B). Um esquema ilustrativo de uma amostra do tipo SE(B) com um entalhe centralizado é apresentado na Figura 22.

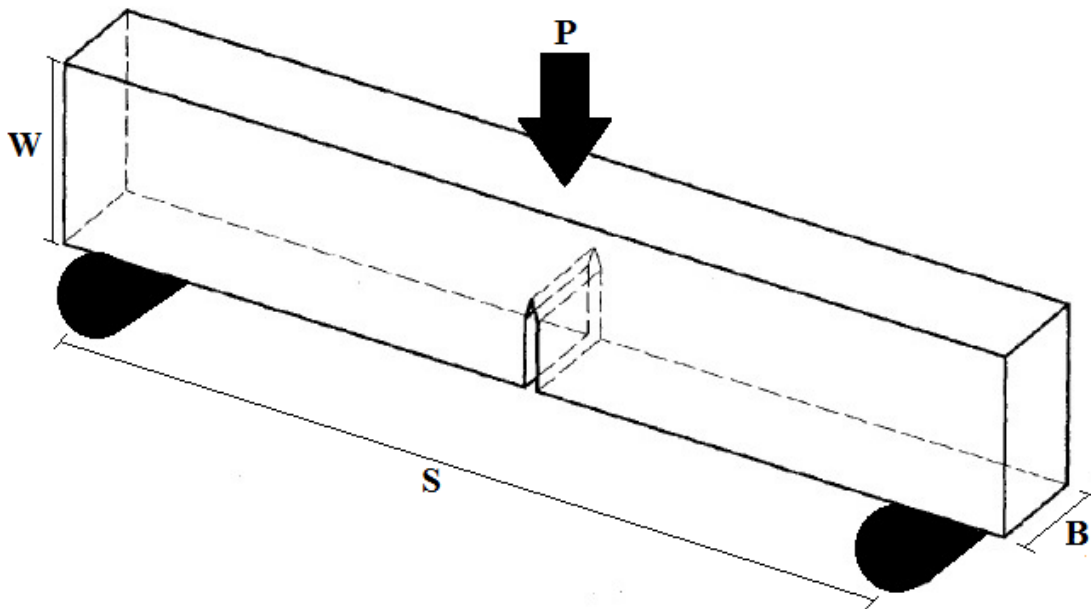


Figura 22: Esquema adaptado da norma BS 7448 [6] de um corpo de prova do tipo SE(B). Sendo B a espessura, W largura, S o espaçamento entre os roletes de apoio e P a carga aplicada.

O crescimento de trinca ao longo do ensaio pode ser inferido com muita precisão a partir da mudança de flexibilidade do corpo de prova ao longo do teste, devido ao próprio crescimento da trinca.

O processo de crescimento da trinca pode ser descrito da seguinte forma: a fratura é iniciada a partir de uma trinca de fadiga. Quando o corpo de prova é carregado a ponta desta trinca sofre um embotamento que aumenta com o acréscimo do carregamento, até ocorrer a extensão da frente dela. Nesse ponto, um parâmetro que caracteriza a iniciação de fratura é medido, sendo ele denominado como J_{IC} que é o valor de J necessário para o início do crescimento estável da trinca em estado de deformação plana. A definição de J_{IC} pode ser observada no gráfico de J versus crescimento de trinca (Δa) apresentado na Figura 23.

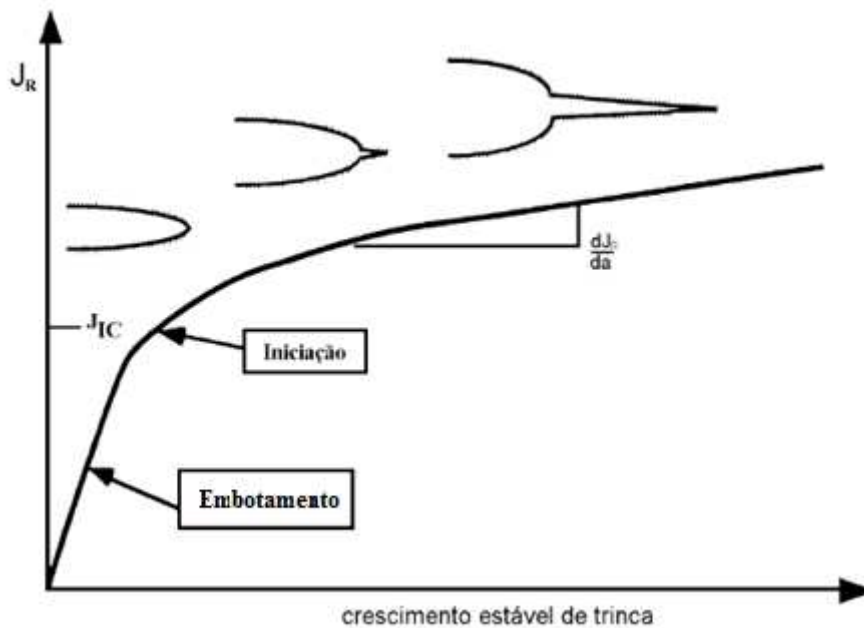


Figura 23: Curva J-R, esquema de um material dúctil.

A Figura 23 mostra esquematicamente uma curva de resistência de um material dúctil. No início da deformação existe um pequeno crescimento aparente da trinca, devido ao seu embotamento. Assim, a inclinação da curva $J-\Delta a$, no estágio inicial, se deve ao embotamento. A curva de resistência ao crescimento de trincas permite compreender o comportamento de um material trincado em condições elasto-plásticas,

que são necessárias para definir a tenacidade à fratura do material. Utilizando a metodologia da integral J como critério de fratura o cliente contará com as informações necessárias do material para evitar falhas que possam comprometer a estrutura.

2.7.7. Determinação da curva J-R segundo a norma ASTM E1820-11

Neste trabalho a curva J-R e o valor de J_{IC} são determinados segundo a norma ASTM E1820-11 [5]. Com isso, com um único corpo de prova, torna-se suficiente para a determinação dos valores de J e crescimento de trinca (Δa), estes obtidos utilizando a metodologia da variação da flexibilidade elástica ou das descargas parciais.

Segundo a ASTM [5], o cálculo de J deve ser feito a partir do somatório das componentes elástica e plástica:

$$J_i = J_{el(i)} + J_{pl(i)} \quad \text{Equação 23.}$$

A componente elástica é calculada como:

$$J_{el} = \frac{K_{(i)}^2(1-\nu^2)}{E} \quad \text{Equação 24.}$$

onde K é o fator de intensidade de tensões, ν é o coeficiente de Poisson e E é o módulo de elasticidade do material. K está definido, para corpos de prova SE(B), como:

$$K_{(i)} = \left[\frac{P_{(i)}S}{BW^{1/2}} \right] f\left(\frac{a_i}{W}\right) \quad \text{Equação 25.}$$

$P_{(i)}$ corresponde a carga, S ao espaçamento entre os pontos de apoio no teste de flexão em três pontos SE(B), W é a altura do corpo de prova, B a espessura do corpo de prova e $f(a_i/W)$ é uma função que relaciona a geometria do corpo de prova ou razão de aspecto da trinca crescente, onde:

$$f\left(\frac{a_i}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_i}{W}\right)^{1/2} \left[1,99 - \left(\frac{a_i}{W}\right) \left(1 - \frac{a_i}{W}\right) \left(2,15 - 3,93 \left(\frac{a_i}{W}\right) + 2,7 \left(\frac{a_i}{W}\right)^2 \right) \right]}{2 \left(1 + 2 \frac{a_i}{W} \right) \left(1 - \frac{a_i}{W} \right)^{3/2}} \quad \text{Equação 26.}$$

Por outro lado, a componente plástica de J é calculada como:

$$J_{pl(i)} = \left[J_{pl(i-1)} + \left(\frac{\eta_{pl(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right) \left(\frac{A_{pl(i)} - A_{pl(i-1)}}{B} \right) \right] \times \left[1 - \gamma_{pl(i-1)} \left(\frac{a_{(i)} - a_{(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right) \right] \quad \text{Equação 27.}$$

onde A_{pl} é a área sob a curva carga versus deslocamento (vide Figura 24), a_i é o incremento parcial da trinca, $b_{(i-1)}$ é o ligamento instantâneo do corpo de prova, $\eta_{pl(i-1)} = 1,9$ e $\gamma_{pl(i-1)} = 0,9$ para corpos de prova tipo SE[B].

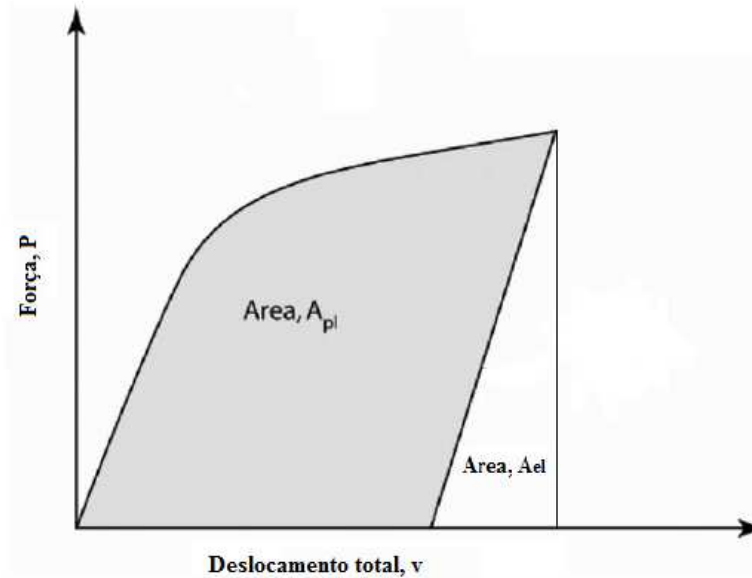


Figura 24: Área sob o diagrama P versus deslocamento, adaptado da ASTM E1820-11

Os valores de J são calculados por meio da Equação 24 e Equação 27, isto é, avaliando a área sob a curva carga versus deslocamento.

Uma vez obtido o comprimento inicial da trinca foram calculados os i -ésimos pontos de J_i e a_i . A norma ASTM [5] estabelece um ajuste do tamanho inicial da trinca, de acordo com a seguinte equação:

$$a = a_{0q} + \frac{J}{2\sigma_Y} + BJ + CJ^2 \quad \text{Equação 28.}$$

sendo a_{0q} o tamanho inicial da trinca ajustado. Os coeficientes B e C são determinados utilizando um ajuste por mínimos quadrados e, se o coeficiente de correlação (R) for maior que 0,96, as curvas avaliadas podem ser utilizadas para a obtenção de valores de tenacidade. O valor de a_{0q} não pode diferir de a_0 em mais de 0,01W ou 0,5mm (o que for menor). Após ter cumprido essa condição dá-se a continuidade com o cálculo de Δa_i .

Para obter o valor de trinca inicial e final é recomendado realizar as medidas visuais com o projetor de perfis. Desta forma, são executadas nove medições igualmente

espaçadas na superfície de fratura do corpo de prova ensaiado, como indicado na norma ASTM E1820 [5]. Tais medidas são calculadas a partir da seguinte equação:

$$a_0 \text{ ou } a_f = \frac{1}{8} \left(\frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^{i=8} a_i \right) \quad \text{Equação 29.}$$

Obtidas as medidas físicas (utilizando o projetor de perfis) e o ajuste da trinca inicial, procede-se ao cálculo de Δa_i , realizado da seguinte forma:

$$\Delta a_i = a_i - a_{0q} \quad \text{Equação 30.}$$

onde a_i são os i -ésimos pontos de crescimento de trinca instantâneo

Para a validade do teste, o valor máximo do crescimento da trinca e J (Δa_{\max} e J_{\max} , respectivamente) são definidos em relação à espessura do corpo de prova ou ao ligamento remanescente inicial b_0 [5].

$$\Delta a_{\max} = 0,25b_0 \quad \text{Equação 31.}$$

$$J_{\max} = b_0 \sigma_Y / 10 \quad \text{Equação 32.}$$

onde σ_Y é o valor médio entre o limite de escoamento e o limite de resistência do material. Na Figura 25, pode-se observar os limites impostos pela norma, para que os valores de J sejam calculados adequadamente.

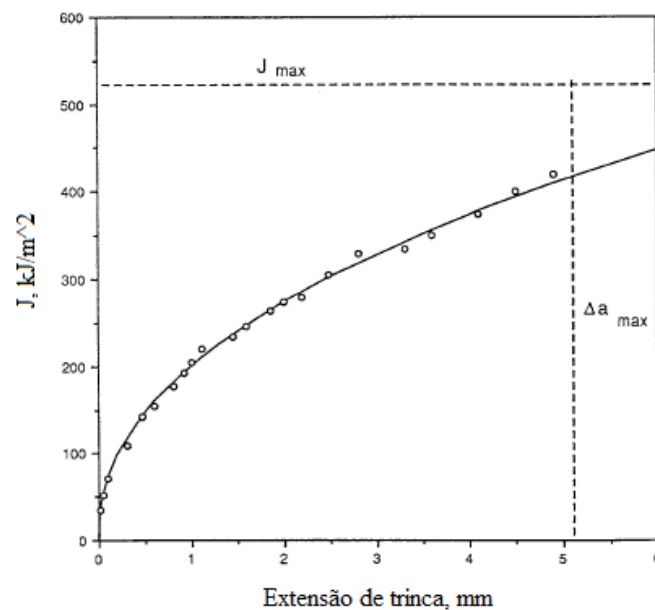


Figura 25: Típica curva J-R definindo limite máximo para garantir deformação plana na frente da ponta da trinca [5].

Após serem calculados, os pontos $J_i-\Delta a_i$ foram plotados e analisados para realização do ajuste das curvas J-R a partir dos pontos qualificados, utilizando a seguinte equação:

$$\ln J = \ln C_1 + C_2 \ln(\Delta a) \quad \text{Equação 33.}$$

Para as curvas serem válidas, o coeficiente C_2 da regressão linear deve ser menor que 1,0.

Uma vez obtidas às curvas-R, procede-se ao cálculo de J_Q , candidato a parâmetro de tenacidade, que ao atingir determinadas condições poderá ser considerado como J_{IC} . Assim, para que o valor de J_Q seja corretamente avaliado deve atingir o requisito da espessura mínima do corpo de prova [5]. Por tanto tem-se que para J:

$$B > \frac{10J_Q}{\sigma_Y}$$

2.7.8. O CTOD (Crack Tip Opening Displacement)

O *CTOD* é outro parâmetro importante que caracteriza a tenacidade à fratura dos materiais. Proposto por *Wells* [42], é um critério de fratura para materiais que apresentam comportamento elasto-plástico durante o processo de fratura. O *CTOD* é um parâmetro que relaciona a fratura com o nível de deformação na ponta da trinca, representado por um deslocamento, no caso a abertura das faces da trinca avaliada no seu comprimento inicial. Por esse motivo o seu nome, *Crack Tip Opening Displacement* ou *CTOD*, também definido na literatura pela letra grega δ . Um esquema mostrando uma das definições clássicas do *CTOD* é apresentado na Figura 26.

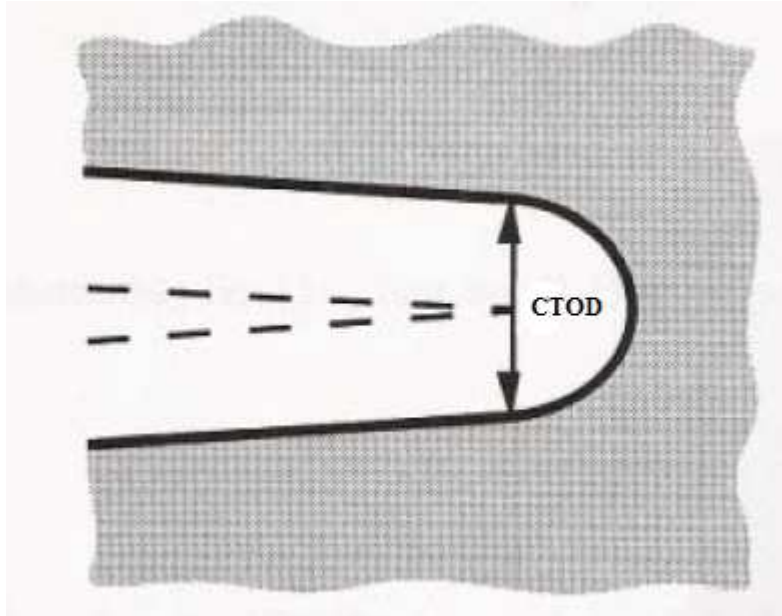


Figura 26: Definição clássica do CTOD, deslocamento da ponta da trinca original durante o processo de embotamento e fratura, adaptado de [30].

Burdekin e Stone [29] utilizaram o modelo de *Dugdale* para estimar o valor de *CTOD* no caso de uma chapa infinita com uma trinca centralizada e submetida a uma tensão uniformemente distribuída [30], que é definido como:

$$\delta = \frac{8\sigma_{LE}a}{\pi E} \operatorname{Insec}\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_{LE}}\right) \quad \text{Equação 34.}$$

onde σ_{LE} é o limite de escoamento do material, a o comprimento da trinca, E o módulo de elasticidade e σ a tensão aplicada. No regime elástico, isto é, quando $\sigma \ll \sigma_{LE}$, a Equação 34 se reduz à:

$$\frac{\delta}{\epsilon_{LE}} = \left(\frac{K_I}{\sigma_{LE}}\right)^2 \quad \text{Equação 35.}$$

A utilização do CTOD como critério de fratura indica que a fratura do material ocorre quando o δ atinge um valor crítico (δ_C). O valor do *CTOD* crítico pode ser medido experimentalmente a partir de testes de fratura normalizados, por exemplo, pelas normas ASTM E1820 [5] e E1290 [43], utilizadas neste trabalho.

2.7.9. Determinação da curva CTOD-R segundo a norma ASTM E1820-11

Neste trabalho a curva CTOD-R e o valor de δ_{IC} são determinados segundo a norma ASTM E1820 [5] a partir dos valores obtidos nos i-éssimos pontos para a determinação da integral J, isso se deve ao fato de existir uma proporcionalidade direta entre J e δ , vide Figura 27.

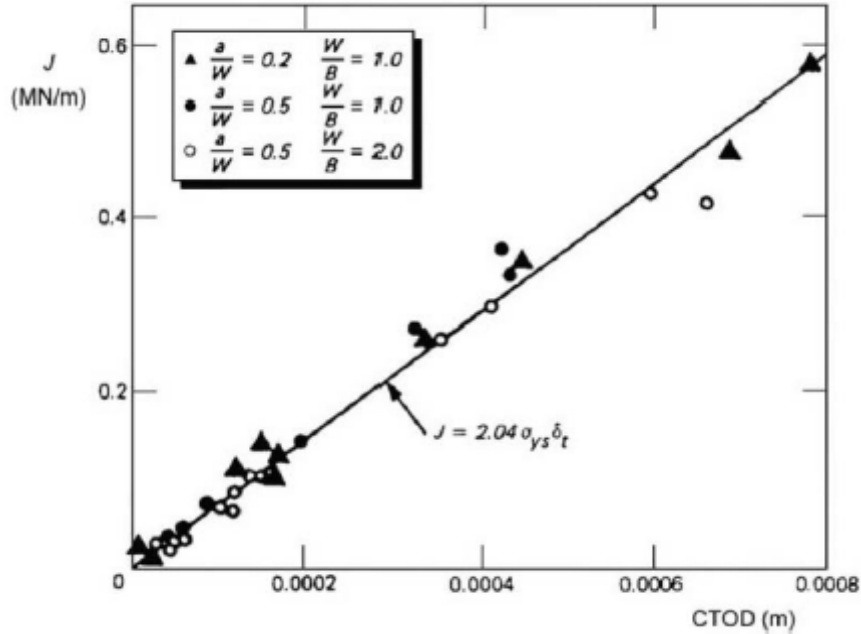


Figura 27: Relação experimental entre J e CTOD [44]

$$\delta = \frac{J_i}{m_i \sigma_Y} \quad \text{Equação 36.}$$

Onde σ_Y é a média entre o limite de resistência do material (σ_{TS}) e o limite de escoamento (σ_0) e m é calculado como:

$$m = A_0 - A_1 \left(\frac{\sigma_0}{\sigma_{TS}} \right) + A_2 \left(\frac{\sigma_0}{\sigma_{TS}} \right)^2 - A_3 \left(\frac{\sigma_0}{\sigma_{TS}} \right)^3 \quad \text{Equação 37.}$$

onde as constantes A_i são calculados a partir das seguintes equações:

$$A_0 = 3,18 - 0,22 * \left(\frac{a_i}{W} \right) \quad \text{Equação 38.}$$

$$A_1 = 4,31 - 2,23 * \left(\frac{a_i}{W} \right) \quad \text{Equação 39.}$$

$$A_2 = 4,44 - 2,29 * \left(\frac{a_i}{W} \right) \quad \text{Equação 40.}$$

$$A_3 = 2,05 - 1,06 * (a_i/W) \quad \text{Equação 41.}$$

Para a validade do teste, o valor máximo do crescimento da trinca e de CTOD (Δa_{max} e δ_{max} , respectivamente) são definidos pelas normas, de forma similar ao caso do cálculo das curvas de resistência para J.

$$\Delta a_{max} = 0,25b_0 \quad \text{Equação 42.}$$

$$\delta_{max} = b_0/10m \quad \text{Equação 43.}$$

Assim como na determinação da curva J-R e o valor de J_{IC} , a curva CTOD-R e o valor de δ_{IC} são determinados segundo a norma ASTM E1820. Segundo a norma, para a determinação da curva de resistência deve-se realizar um ajuste da trinca de iniciação tal como para o caso de J. A equação que permite o ajuste de a_0 é dada pela seguinte expressão:

$$a = a_{0q} + \frac{\delta}{1,4} + B\delta + C\delta^2 \quad \text{Equação 44.}$$

Com um único corpo de prova a determinação dos valores de δ e crescimento de trinca (Δa) são obtidos utilizando a metodologia das descargas parciais. Esses valores são calculados por meio da Equação 36 e Equação 37 para δ , em quanto que para Δa tem-se a Equação 30.

Após serem calculados os pontos $\delta_i-\Delta a_i$, eles foram plotados e analisados para realizar o ajuste das curvas δ -R a partir dos pontos qualificados, utilizando a seguinte equação:

$$\ln \delta = \ln C_1 + C_2 \ln(\Delta a) \quad \text{Equação 45.}$$

Da mesma forma utilizada para a curva J-R, o coeficiente C_2 da regressão linear deve ser menor que 1,0.

Uma vez realizadas as curvas-R, procede-se ao calculo de δ_Q , candidato ao valor de tenacidade δ_{IC} . Assim para que o valor de δ_Q seja corretamente avaliado deve atingir o requisito da espessura mínima do corpo de prova [5]. Sendo assim, tem se: $B \geq 10m\delta_Q$

Uma curva de resistência similar que ao de J é obtido para a determinação de δ_{IC} , vide Figura 28.

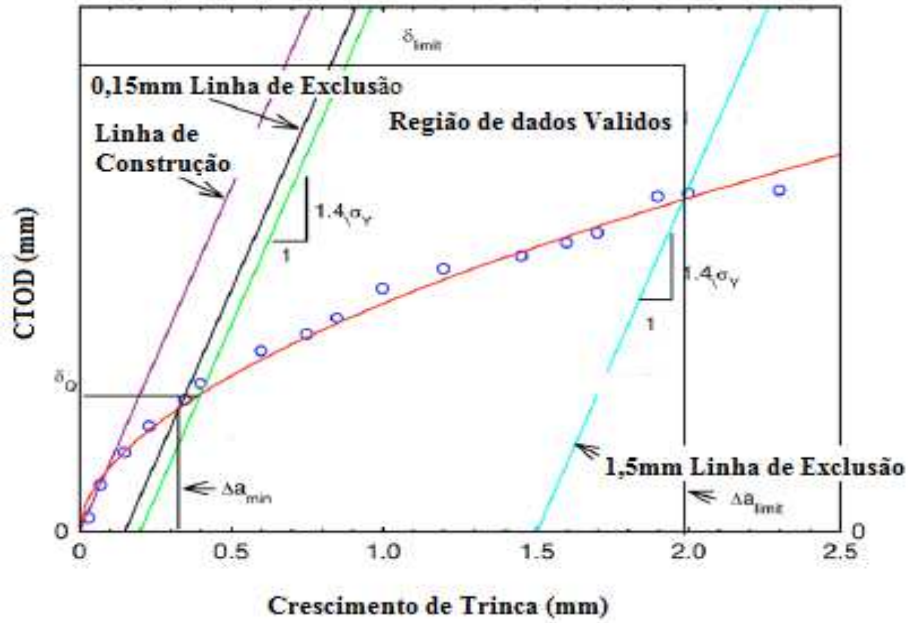


Figura 28: Curva CTOD-R adaptada de ASTM E1820-11 [5].

2.7.10. Determinação do CTOD de carga máxima

A determinação do CTOD de carga máxima é calculada segundo a norma ASTM E1290-08 [43], pelas seguintes expressões:

$$\delta = \frac{1}{m\sigma_Y} \left\{ \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} + \frac{\eta p l A_{pl}}{[Bb_0(1/(0,8a_0+0,2W))]} \right\} \quad \text{Equação 46.}$$

sendo K o fator de intensidade de tensões:

$$K = \frac{P_{max}}{BW^{1/2}} f\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad \text{Equação 47.}$$

onde $f(a_0/W)$ é a função flexibilidade elástica para a trinca inicial a qual esta dada pela seguinte função:

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{6\left(\frac{a_0}{W}\right)^{1/2} \left(1,99 - \frac{a_0}{W} \left[1 - \frac{a_0}{W}\right] \left[2,15 - 3,93 \frac{a_0}{W} + 2,7 \left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right]\right)}{\left(1 + 2 \frac{a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{3/2}} \quad \text{Equação 48.}$$

O fator η é obtido pela expressão:

$$\eta = 3,785 - 3,101 \left(\frac{a_0}{W}\right) + 2,018 \left(\frac{a_0}{W}\right)^2 \quad \text{Equação 49.}$$

O cálculo do fator m e seus coeficientes nas equações polinomiais são realizados da mesma forma que as apresentadas nas equações para a determinação dos i -ésimos pontos de δ_i da curva de resistência, Equações 37 à 41.

3. Materiais e Métodos

3.1. Materiais

O aço utilizado neste trabalho foi da classificação ARBL DH-36, processado por laminação convencional normalizado (LCN) e laminação controlada com resfriamento acelerado (CLC). Estes materiais foram doados pela USIMINAS.

Os materiais em estudos apresentam uma composição química definida na Tabela 3, na condição como recebido. Conforme norma ASTM A131/131M [10] estes aços tem características de aplicação naval. Ambos os materiais foram fornecidos como barras de seção retangular soldadas por processo a arco submerso, com aporte térmico de trabalho de 35 kJ/cm, sobre uma junta de solda tipo meio K, vide Figura 29.

Tabela 3: Composição química dos aços LCN e CLC recebidos [45].

Aço	Elementos (wt%)												
	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

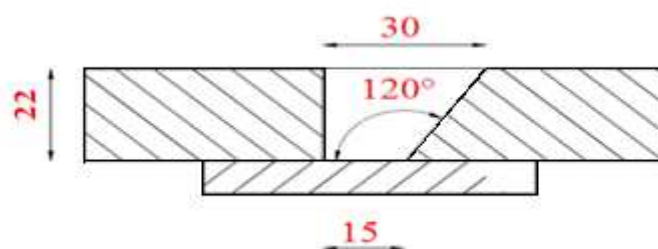


Figura 29: Chanfro em meio K para a produção das soldas, unidades em mm.

Segundo a norma ASTM A131 [10] a equação que determina o teor de carbono equivalente (C_{eq}) presente nos aços da especificação ARBL, pode ser obtida conforme a Equação 50. Para espessuras menores que 50 mm o C_{eq} para o aço ARBL grau DH-36 deve ter no máximo 0,38%. Conforme identificado na tabela de composição química (Tabela 3), o teor de C_{eq} presente nos dois materiais LCN e CLC são respectivamente de 0,40% e 0,39%.

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} (\%) \quad \text{Equação 50.}$$

Conforme os valores obtidos os teores de C_{eq} estão acima do valor máximo, como recomendado pela norma ASTM A131 [10], o que pode ocasionar formação de microconstituente martensita austenita (MA) que provoca um aumento da resistência mecânica e redução da tenacidade à fratura na região da zona termicamente afetada (ZTA).

As propriedades mecânicas referentes aos aços em estudos, tais como tensão de escoamento e tensão de resistência, foram fornecidas pelo fabricante, estando presente na Tabela 4.

Tabela 4: Limites de escoamento e de resistência fornecidos pela USIMINAS [45].

	σ_{LE} [MPa]	σ_{TS} [MPa]
Aço <i>LCN</i>	382	503
Aço <i>CLC</i>	424	539

3.2.Preparação da amostra e elaboração do corpo-de-prova

O material entregue pelo fornecedor foi recebido em formato retangular com dimensões (L, W e B), no qual a solda encontrava-se deslocada do centro geométrico do corpo de prova. Um esquema de como os corpos-de-prova foram usinados, assim como recebida é apresentado na Figura 30. Assim, foi utilizado 6 corpos-de-prova para cada aço.

Após a preparação das amostras foi realizada a usinagem do entalhe nos corpos-de-prova, conforme recomendação da norma ASTM 1820 e BS 7448 parte 1. O entalhe foi realizado através do processo de eletroerosão a fio. Este processo de corte teve o propósito de aumentar o nível de tensão na ponta do entalhe facilitando a propagação da trinca de fadiga Um detalhe da geometria do entalhe é observada na Figura 31.

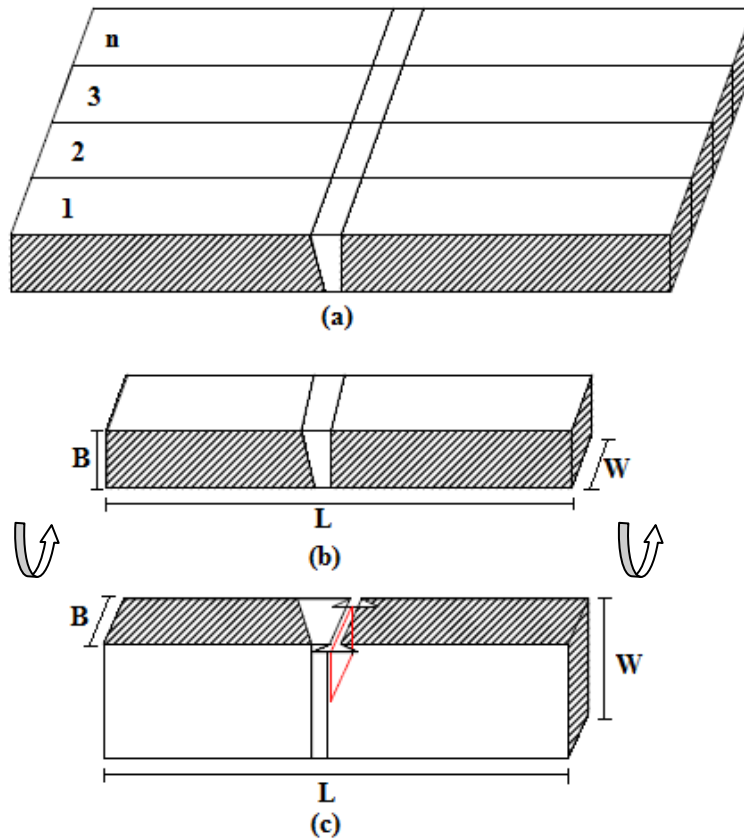


Figura 30: (a) Chapa soldada (b) Corpo-de-prova como fornecido (c) Posicionamento de entalhe na região de estudo. Sendo B = espessura, L = largura e W = altura.

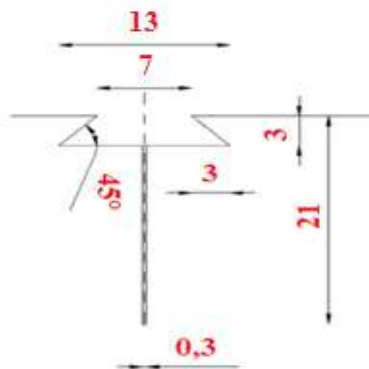


Figura 31: Esquema do entalhe realizado por eletroerosão a fio nos corpos-de-prova, dimensionado em milímetro e posicionado conforme a Figura 30 (c).

Na Figura 31 observa-se um esquema do entalhe realizado nos CPs. Os entalhes tiveram um comprimento máximo de 21 mm e largura de aproximadamente 0,3 mm. As facas de apoio para o extensômetro foram usinadas nos mesmos corpos de prova.

3.3. Análise macroestrutural pré-teste

Para a identificação da região soldada e da ZTA, os corpos-de-prova fornecidos foram atacados com o reagente Nital 5%, o que revelou a região de interesse como se apresenta esquematicamente na Figura 32. Após ter identificado a região da ZTA do chanfro em meio K, se procedeu ao lixamento e em seguida ao polimento de tal região. Os corpos de prova foram submetidos ao lixamento com lixas de água de granulometria 300, 400, 600, 1200 e 2500 e polimento a mão com tecido de pano em acrílico (pano feltro), utilizando como abrasivo alumina de granulometria 5 μm . Após o polimento, os corpos de provas foram atacados novamente com Nital 5%, o qual permitiu a observação macroscópica da região de interesse. Na Figura 33, é possível observar a região soldada, onde se apreciam vários passes de soldagem realizados pelo o depósito de 6 camadas de metal de solda. Cada camada apresenta dois passes de soldagem.

Com a finalidade de posicionar o entalhe, os corpos de prova foram riscados na ZTA na seção reta do chanfro em meio K, como se apresenta na Figura 33a. Dessa forma, o entalhe foi posicionado na orientação T-L (segundo orientação de laminação das chapas), sendo usinado por eletroerosão a fio na ZTA.

Como pode ser visto na Figura 33, parte do passe de reforço ou último passe de solda estendeu-se à região do metal de base. Esse fato impossibilitou o posicionamento dos entalhes unicamente na ZTA. Assim sendo, os entalhes foram posicionados majoritariamente na região da ZTA, abarcando uma pequena parte da região do metal de solda (aproximadamente 20% do comprimento do entalhe). Após ter realizado o teste de fratura, os corpos-de-prova foram fraturado monotonicamente e seccionados para avaliar se o entalhe atingiu a área de interesse indicada pelo risco, como se observa na Figura 33a.



Figura 32: Esquema da amostra atacada para o posicionamento do entalhe.

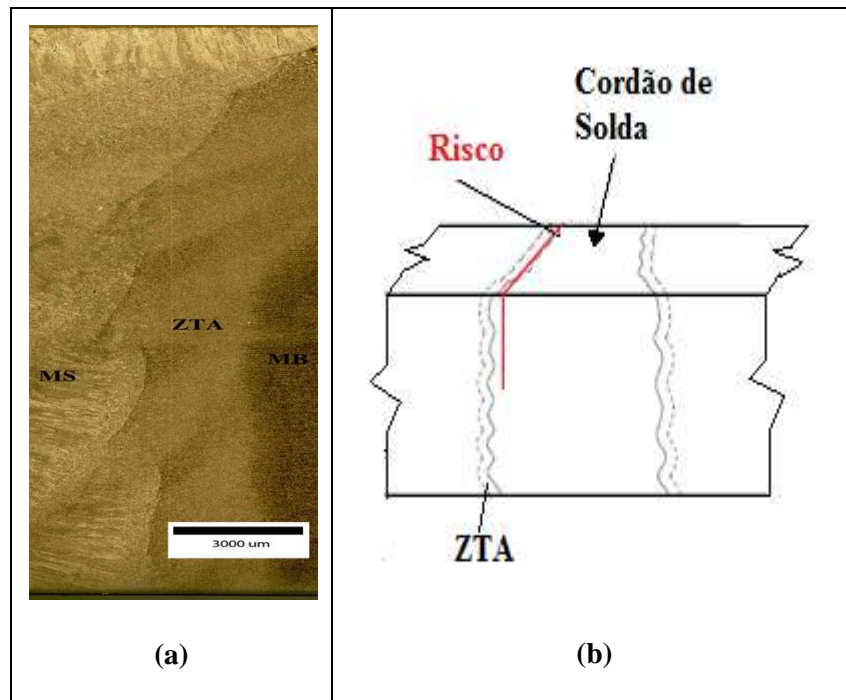


Figura 33: (a) Macrografia da espessura do corpo de prova com um risco identificando a região de interesse. Metal de Solda (MS) a ZTA (relativamente estreita 3mm) e o Metal Base (MB). Aço LCN (10X). (b) Esquema do blank com o risco.

3.4. Medidas de dureza

A dureza foi realizada ao longo da linha perpendicular do cordão de solda, transversal ao sentido de laminação da chapa. As endentações realizadas foram igualmente espaçadas de 2 mm utilizando uma carga de 10 kg conforme recomenda a norma ASTM E384 [46]. Este teste foi realizado utilizando uma máquina de dureza Vickers, de marca IDENTEC.

A medição foi realizada tanto no metal base quanto no metal de solda com o objetivo de determinar os limites de resistência da ZTA para ser utilizado nos cálculos dos parâmetros de fratura elasto-plásticos, tais como Integral J e de CTOD.

3.5. Dimensões dos corpos de prova

Os corpos de prova apresentavam pequenas variações em suas dimensões. Assim, para garantir um crescimento de trinca por fadiga dentro dos limites impostos pela norma, os entalhes localizados na região da ZTA foram realizados de tal forma que a trinca obedecesse a uma faixa de crescimento segundo a seguinte condição para as

juntas soldadas: $0,45 < a/W < 0,75$. As dimensões de cada CPs estão dadas na Tabela 5.

Tabela 5: Dimensões dos corpos de prova (CPs), sendo B a espessura, W o comprimento e S o espaçamento entre os roletes de apoio no corpo de prova.

CP	B (mm)	W(mm)	S (mm)
LCN-1	23,34	46,82	187,28
LCN-2	22,38	45,61	182,44
LCN-3	22,89	44,59	178,36
LCN-4	22,83	45,52	182,08
LCN-5	22,45	45,61	182,44
LCN-6	22,81	44,49	177,96
CLC-1	22,64	45,12	180,48
CLC-2	22,25	44,58	178,32
CLC-3	22,67	44,58	178,32
CLC-4	22,77	44,27	177,08
CLC-5	22,54	44,28	177,12
CLC-6	22,56	44,59	178,36

3.6. Análise microestrutural pós-teste

Para a análise microestrutural foram retiradas amostras da seção transversal à direção de soldagem, o qual abarcou regiões que incluíam metal de base, ZTA e metal de solda. O seccionamento das amostras, segundo a norma BS 7448-2 (vide Figura 34), permitiu uma fácil visualização e caracterização da região de interesse. Após esse seccionamento, as amostras foram embutidas em resina, lixadas com lixa de água com granulometria até 2500 e polidas em pasta de diamante com granulometria de 6, 3 e 1 μm . Todas as amostras foram submetidas a uma análise metalográfica (microestrutural) para verificar se a trinca de fadiga atingiu a região de interesse (Figura 33). Para essa análise, as amostras foram atacadas com Nital 2% e observadas através de microscopia ótica e, posteriormente, mediante microscopia eletrônica de varredura.

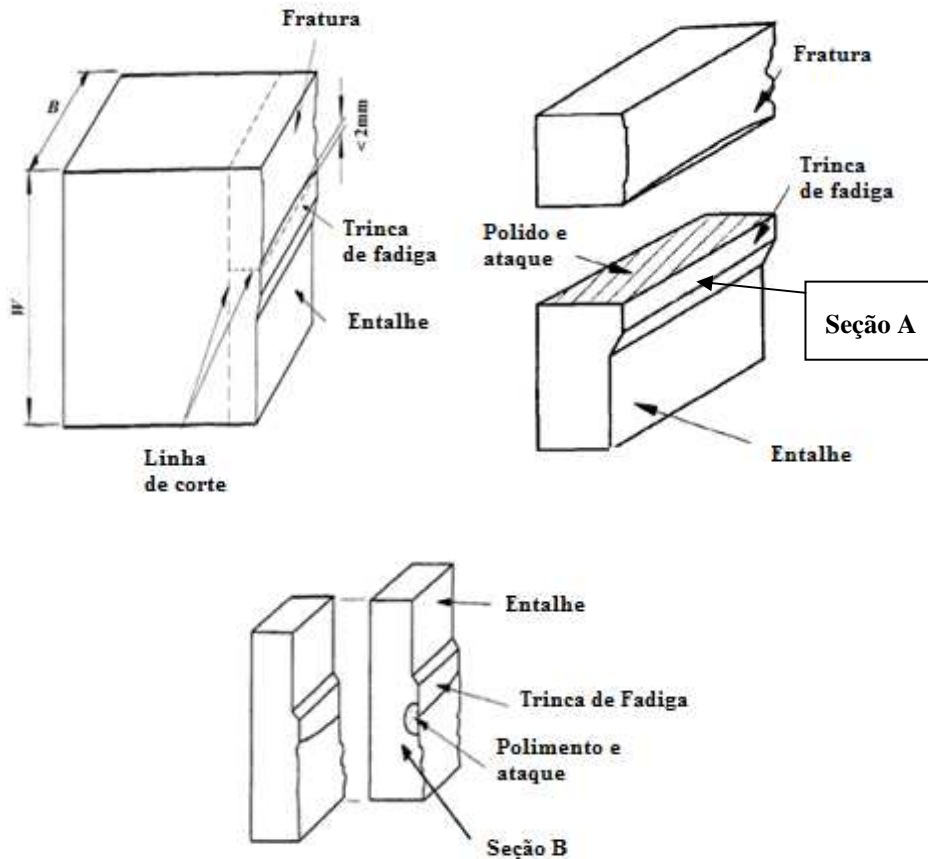


Figura 34: Esquema de seccionamento dos corpos de prova para análise metalográfico da região na ponta da trinca de fadiga, adaptado da BS 7448-2 [6].

3.7. Teste de fratura

Os testes de fratura foram realizados utilizando uma máquina de ensaios servo-hidráulica Instron modelo 1332 com uma célula de carga de 250 kN, acoplada a um controlador Instron 8400.

Antes da realização dos testes de fratura os corpos de prova SE(B) foram pré-trincados por fadiga, de modo que essas trincas ficassem compreendidas em um intervalo definido entre $0,45 < a_0/W < 0,75$. A força máxima de pré-trincamento é dada pela Equação 51:

$$F_{max} = \frac{0,5Bb_0^2\sigma_Y}{S} \quad \text{Equação 51.}$$

onde b_0 é o ligamento remanescente pretendido, B é a espessura do corpo de prova, σ_Y é a média entre o limite de escoamento e o limite de resistência do material e S é a

distância entre apoios. O pré-trincamento foi realizado sob uma razão de carga $R = 0,1$ (sendo $R = F_{\min}/F_{\max}$) e frequência de aproximadamente 20 Hz.

Após o pré-trincamento por fadiga dos corpos-de-prova, os testes de fratura foram realizados a -20°C e -40°C (sugerido pelo fornecedor dos materiais) em banho de álcool refrigerado por gelo seco (CO_2 sólido). A temperatura foi controlada mediante dois termopares mantendo a temperatura no seu valor nominal com variações máximas de $\pm 2^{\circ}\text{C}$. Um dos termopares foi posicionado no banho de álcool e o outro em contato com o ligamento remanescente, segundo a metodologia sugerida pela norma ASTM E1820. Antes da iniciação dos testes o extensômetro foi fixado nos corpos de prova, tendo este extensômetro um curso útil de aproximadamente 6 mm para a medição dos valores de *CMOD*. Na Figura 35 observa-se um corpo de prova sendo testado no banho de álcool.



Figura 35: Teste de tenacidade à fratura a -20°C .

Como mencionado, o comprimento de trinca ao longo dos testes foi avaliado mediante a metodologia de descargas parciais. As magnitudes das descargas parciais foram de 50% da carga de pré-trincamento por fadiga. As sequências de descarregamento e carregamentos foram realizadas automaticamente em intervalos pré-determinados, usando como referência o deslocamento do ponto de aplicação da carga.

Como à conjunção de tenacidade, dimensões dos CPs e extensometria disponível (com faixa de medição de aproximadamente 6 mm), foi necessário colar facas porta-clip adicionais para aumentar a faixa de medida do extensômetro, como indicado na Figura 36. Inicialmente, durante os testes, o extensômetro foi posicionado na boca do entalhe

usinado por eletroerosão. Na medida em que o teste transcorria, o extensômetro abria-se cada vez mais e, ao atingir um valor de aproximadamente 4,5 mm de abertura, o teste era temporariamente interrompido e o extensômetro reposicionado nas facas coladas. Assim, a faixa de trabalho do extensômetro era ampliada para uma melhor avaliação do crescimento estável de trinca.



Figura 36: Foto do corpo de prova com dois jogos de facas porta-clip, para aumentar a faixa de medição do extensômetro.

Finalizados os testes de fratura, os corpos de prova foram submetidos à tingimento térmico (*heat tinting*) para oxidar as superfícies de fratura na região do crescimento estável da trinca, facilitando sua medição. A temperatura utilizada para o tingimento térmico foi de 300°C sendo os corpos de prova mantidos nessa temperatura por 180 minutos em um forno tipo mufla. Após o resfriamento ao ar, os CPs foram mergulhados em nitrogênio líquido e, ao atingir o equilíbrio térmico, foram fraturados com auxílio da servo-hidráulica expondo assim as superfícies de fratura.

3.8. Tratamento e análise dos dados medidos

Para a montagem das curvas de resistência, primeiramente foi calculado o tamanho inicial da trinca (a_0), utilizando a Equação 20 e Equação 21 por meio dos três primeiros ciclos de descarga e carga realizadas na região elástica do material. Esse valor foi comparado com o a_0 medido com o projetor de perfis. Também o comprimento inicial e final da trinca foi avaliado a partir de imagens obtidas no microscópio estereoscópico, mediante o software Photoshop CS5. Para isso foram executadas nove

medições igualmente espaçadas na superfície do corpo de prova ensaiado, como indica a norma ASTM [5]. Os comprimentos iniciais e finais da trinca medidos foram calculados a partir da Equação 29.

Na Figura 37 é apresentada a imagem de uma das superfícies de fratura de um corpo de prova. Nela podem ser vistas as nove posições nas quais foram realizadas as medidas da propagação da trinca.

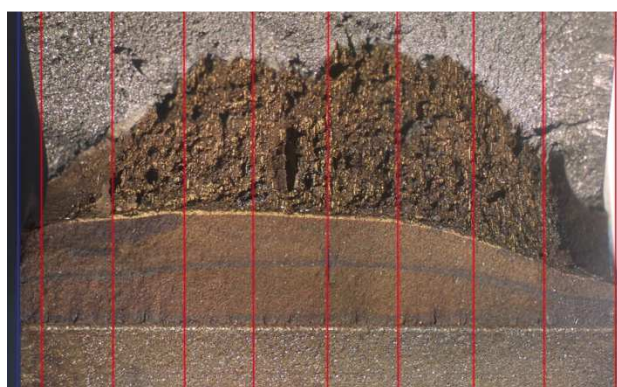


Figura 37: Superfície de fratura com as linhas igualmente espaçadas para medição dos tamanhos inicial e final da trinca.

4. Resultados e Discussão

4.1. Medidas de dureza

As regiões em estudos foram respectivamente o metal base, zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de solda. Depois de realizadas as impressões de dureza Vickers nos materiais em estudos (aços LCN e CLC) foram obtidos os respectivos valores de dureza nas regiões definidas. A partir de esses dados obtiveram-se as médias e seus respectivos desvios padrões associados, como mostrado na Tabela 6. Como resultado apresentados obteve-se uma diferença percentual de 3,55 % em relação aos metais de base, 4,97% em relação à ZTA e 7,61% em relação ao metal de solda. A Figura 38 apresenta o perfil de dureza medido nas regiões estudadas.

Tabela 6: Resultado das durezas Vickers das regiões de estudo com seus desvios padrões

Aços	MB HV ₍₁₀₎	ZTA HV ₍₁₀₎	MS HV ₍₁₀₎
LCN	163 ± 2,25	191 ± 11,8	182 ± 8,49
CLC	169 ± 5,0	201 ± 15,86	197 ± 10,18

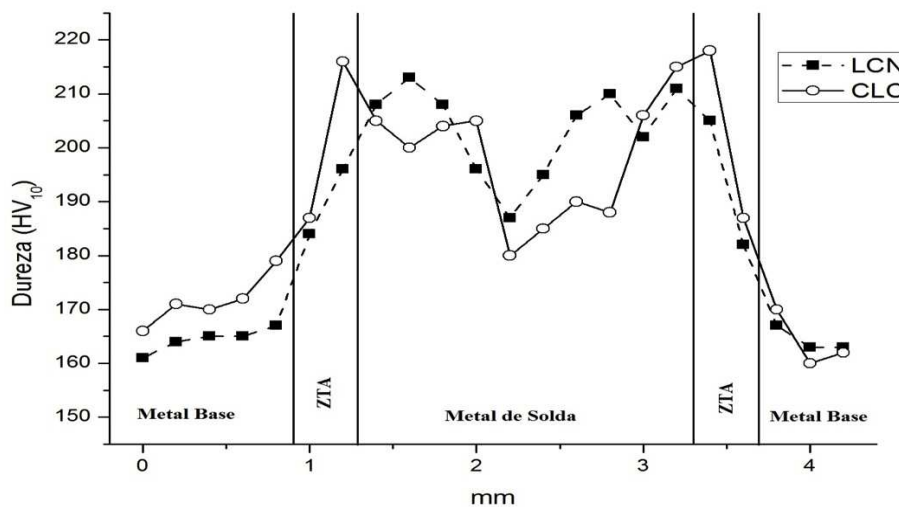


Figura 38: Perfil de dureza das juntas soldadas.

Como se pode observar, existe uma variabilidade maior da dureza na região do metal de solda. Isso pode ser devido à existência de diversos tipos de microestruturas provenientes da transformação austenítica, sendo elas ferrita alongada, ferrita acicular, ferrita aliotriomórfica e ferrita de contorno de grão [11].

As propriedades mecânicas em tração (limites de escoamento e de resistência) utilizadas no cálculo de J e δ , são geralmente obtidas através de ensaios. Entretanto, como a ZTA do metal fornecido é muito estreita para a retirada de corpos de prova de tração, os limites de escoamento e de resistência da ZTA devem ser estimados mediante algum modelo, quando seja possível.

O limite de resistência da ZTA foi estimado utilizando como referência as equações obtidas no trabalho realizado por Cahoon *et al* [25]. Com base às medições de

dureza realizadas, foi estimado o limite de resistência do metal de solda com auxílio da Equação 2. Os valores obtidos para ambas as juntas são:

$$\sigma_{TS}(LCN) = 562MPa$$

$$\sigma_{TS}(CLC) = 598MPa$$

Já no caso da estimativa do limite de escoamento mediante as medidas de dureza, não foi possível obter um valor confiável, pois o limite de escoamento determinado através da Equação 1 para o metal de base apresentou um erro maior a 30% em comparação com os valores fornecidos pela Usiminas, obtidos a partir de testes de tração. Assim sendo, a utilização da Equação 1 para o cálculo do limite de escoamento foi desconsiderada e os limites de escoamento utilizados para o cálculo de J e CTOD foram os fornecidos pela Usiminas, apresentados na Tabela 4.

4.2. Testes da fratura

Nas figuras a seguir são apresentados dois registros experimentais para cada corpo de prova testado. Esses registros são de carga versus deslocamento do ponto de aplicação da carga, conhecido na literatura como P-LLD (*Load Line Displacement*) e de carga versus abertura da boca do entalhe, conhecidos na literatura como P-CMOD (*Crack Mouth Opening Displacement*). Nas Figura 39 à 44 são apresentados os registros do aço LCN testado a -20 e -40°C, enquanto que nas Figura 45 à 50 são apresentados os registros do aço CLC testado nas mesmas temperaturas.

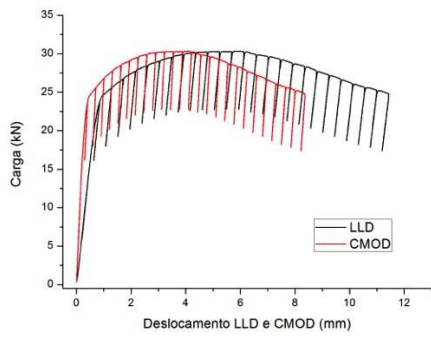


Figura 39: Corpo de prova LCN-1.
Temperatura de teste -20°C

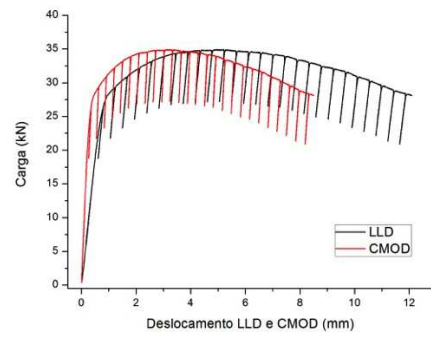


Figura 40: Corpo de prova LCN-2.
Temperatura de teste -20°C.

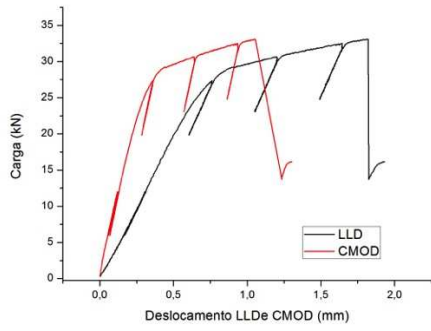


Figura 41: Corpo de prova LCN-3.
Temperatura de teste -20°C.

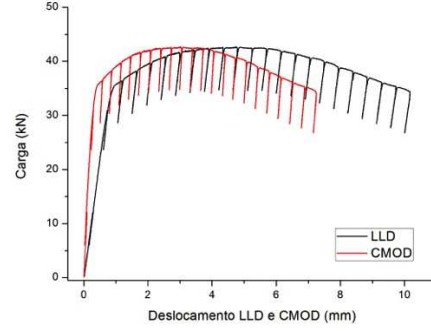


Figura 42: Corpo de prova LCN-4.
Temperatura de teste -40°C.

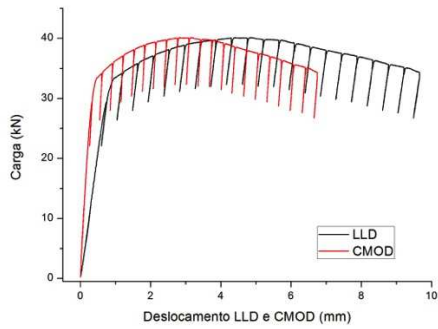


Figura 43: Corpo de prova LCN-5.
Temperatura de teste -40°C.

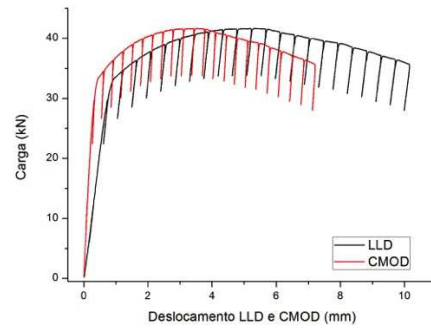


Figura 44: Corpo de prova LCN-6.
Temperatura de teste -40°C.

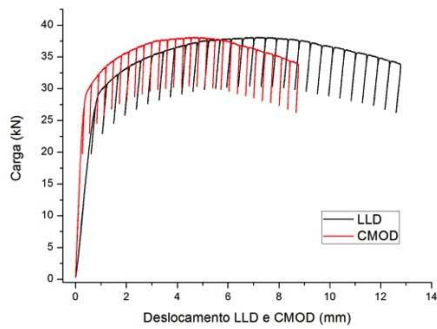


Figura 45: Corpo de prova CLC-1.
Temperatura de teste -20°C.

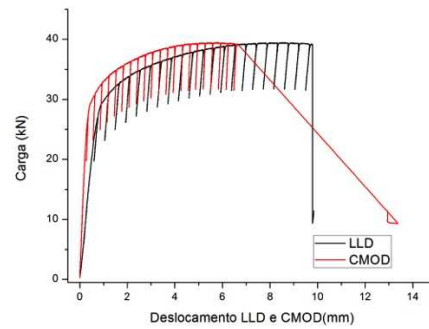


Figura 46: Corpo de prova CLC-2.
Temperatura de teste -20°C.

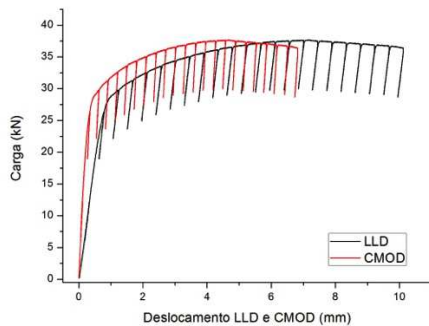


Figura 47: Corpo de prova CLC-3.
Temperatura de teste -20°C.

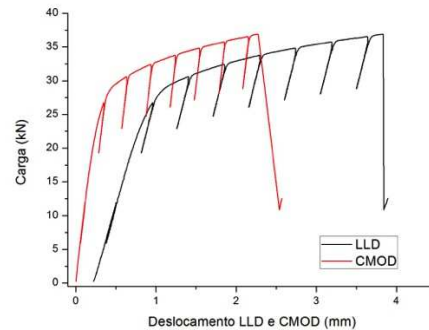


Figura 48: Corpo de prova CLC-4.
Temperatura de teste -40°C.

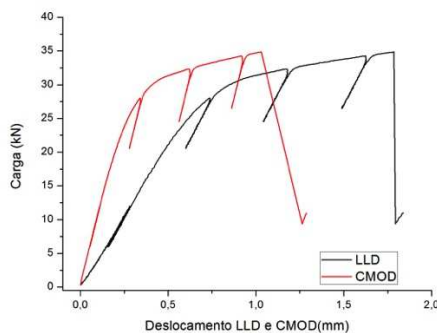


Figura 49: Corpo de prova CLC-5.
Temperatura de teste -40°C.

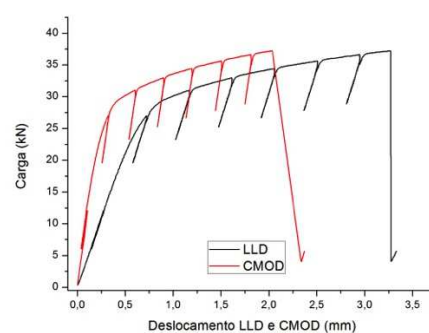


Figura 50: Corpo de prova CLC-6.
Temperatura de teste -40°C.

Para os testes realizados à temperatura de -20°C do aço LCN observou-se que somente uma amostra, LCN-3, apresentou colapso no teste (Figura 41) pelo que foram

obtidos valores de CTOD de carga máxima em praticamente todos os casos, exceto no teste que apresentou instabilidade, onde foi calculado o CTOD de instabilidade. No caso dos aços CLC testados a -20°C , não houve ocorrência de instabilidades antes da carga máxima. Porém, a amostra CLC-2 apresentou instabilidade após ter atingido a carga máxima. Assim sendo, os valores de CTOD foram calculados na carga máxima.

Como pode ser visualizado nos registros dos aços LCN testados a -40°C , em todos os casos o CTOD calculado foi de carga máxima. Já no caso dos aços CLC testados a -40°C , todas as amostras testadas apresentaram um colapso do material antes de terem concluído o teste e, o valor calculado correspondeu ao CTOD de instabilidade.

Na Tabela 7, são apresentados os comprimentos de trinca iniciais e finais medidos pelo projetor de perfis, assim como o crescimento estável de trinca. O crescimento estável de trinca antes do colapso da amostra LCN-3 testada a -20°C e das amostras CLC testadas -40°C não é apresentado na tabela, pelo fato de não ter sido possível medir ele visualmente (com o projetor de perfis), sendo assim, o crescimento estável da trinca até a instabilidade foi estimado a partir das descargas parciais anteriores ao colapso, na região inicial do teste. Esses resultados serão apresentados na Tabela 8.

Tabela 7: Comprimentos de trinca medidos com o projeto de perfis na superfície de fratura.

Corpo de prova	LCN-1	LCN-2	LCN-3	CLC-1	CLC-2	CLC-3
T ($^{\circ}\text{C}$)	-20	-20	-20	-20	-20	-20
a_0 (mm)	26,64	23,73	24,32	22,94	24,02	23,42
a_f (mm)	31,61	30,85	-	29,39	26,33	25,64
Δa (mm)	4,97	7,12	-	6,45	2,31	2,22
Corpo de prova	LCN-4	LCN-5	LCN-6	CLC-4	CLC-5	CLC-6
T ($^{\circ}\text{C}$)	-40	-40	-40	-40	-40	-40
a_0 (mm)	23,33	23,99	23,62	23,92	23,67	24,14
a_f (mm)	28,91	27,97	28,26	-	-	-
Δa (mm)	5,48	3,98	4,64	-	-	-

Na Tabela 8 são apresentados os comprimentos iniciais e finais de trinca, assim como os valores de crescimento estável, obtidos por meio do método das descargas parciais.

Tabela 8: Comprimentos de trinca obtidos pelo método das descargas parciais.

Corpo de prova	LCN-1	LCN-2	LCN-3	CLC-1	CLC-2	CLC-3
T (°C)	-20	-20	-20	-20	-20	-20
a_0 (mm)	26,46	23,931	24,14	23,12	23,65	23,53
a_f (mm)	29,532	27,545	24,35	25,766	24,899	25,08
Δa (mm)	3,072	3,614	0,21	2,646	1,249	1,55
Corpo de prova	LCN-4	LCN-5	LCN-6	CLC-4	CLC-5	CLC-6
T (°C)	-40	-40	-40	-40	-40	-40
a_0 (mm)	22,87	23,52	23,2	23,63	23,37	23,7
a_f (mm)	26,96	26,34	26,32	23,84	23,43	23,77
Δa (mm)	4,09	2,82	3,12	0,21	0,06	0,07

Uma comparação dos comprimentos de trinca iniciais segundo o método visual e o método das descargas parciais é apresentada na Tabela 9. Como mencionado, existem limites na diferença entre esses valores impostos pela norma para que o teste seja considerado válido.

Tabela 9: Comparação entre comprimentos de trinca medidos com o projeto de perfil e estimados pelo método das descargas parciais (em mm).

Corpo de prova	LCN-1	LCN-2	LCN-3	CLC-1	CLC-2	CLC-3
T (°C)	-20	-20	-20	-20	-20	-20
$a_{0(físico)}$	26,64	23,73	24,32	22,94	24,02	23,42
$a_{0(Compliance)}$	26,46	23,93	24,14	23,12	23,65	23,53
$ a_{0(físico)} - a_{0(Compliance)} $	0,18	0,20	0,18	0,18	0,37	0,11
Corpo de prova	LCN-4	LCN-5	LCN-6	CLC-4	CLC-5	CLC-6
T (°C)	-40	-40	-40	-40	-40	-40
$a_{0(físico)}$	23,33	23,99	23,62	23,92	23,67	24,14
$a_{0(Compliance)}$	22,87	23,52	23,2	23,63	23,37	23,70
$ a_{0(físico)} - a_{0(Compliance)} $	0,46	0,47	0,42	0,29	0,3	0,44

$a_{0(físico)}$: Obtidos pelo projeto de perfil.

$a_{0(Compliance)}$: Obtidos pelo método das descargas parciais.

A partir dos resultados apresentados na Tabela 9 é possível afirmar que em todos os casos a diferença entre os valores medidos e estimados está dentro dos limites

impostos pelas normas. Como resultado apresentados obteve-se uma diferença percentual de no máximo de 1,97% para os comprimentos de trinca iniciais. Assim sendo, procedeu-se ao cálculo das curvas J-R e CTOD-R.

As curvas de resistência (curva J-R) obtida para o aço LCN estão apresentadas nas Figuras 51 à 55, de forma análoga as curvas de resistências J-R obteve-se as curvas δ -R correspondente ao aço LCN apresentadas nas Figura 56, 57, 59, 60 e 61. Para este aço, foi possível avaliar todas as curvas de resistência, a exceção da amostra LCN-3, que apresentou instabilidade. Neste último caso, a tenacidade do material foi determinada por meio do cálculo do CTOD de instabilidade, vide Figura 58. Nessa figura as descargas parciais no registro P-CMOD foram removidas, para facilitar a visualização.

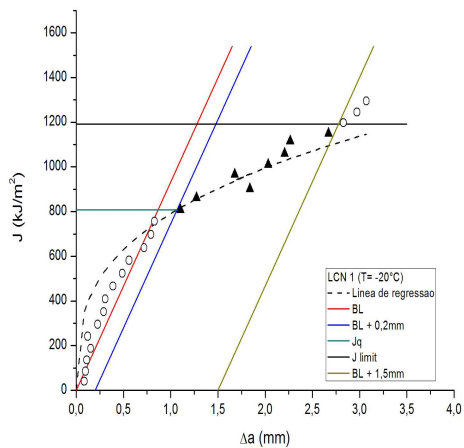


Figura 51: Curva J-R, corpo de prova LCN-1.

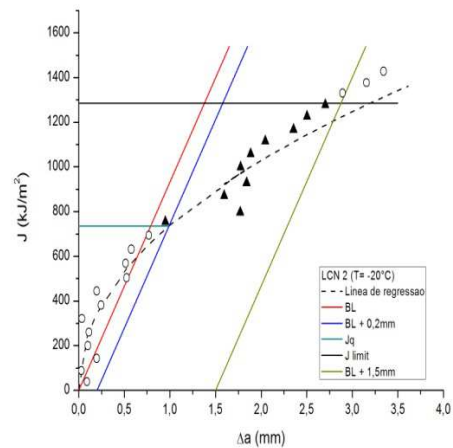


Figura 52: Curva J-R, corpo de prova LCN-2.

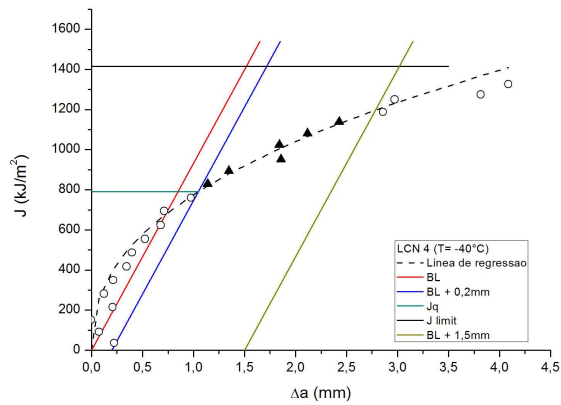


Figura 53: Curva J-R, corpo de prova LCN-4.

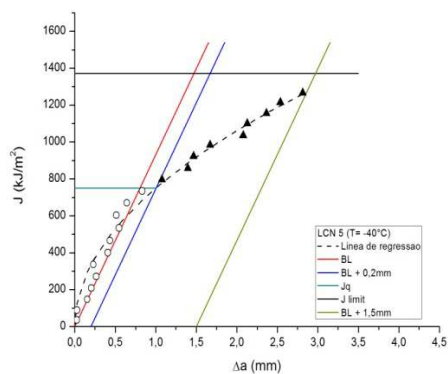


Figura 54: Curva J-R, corpo de prova LCN-5.

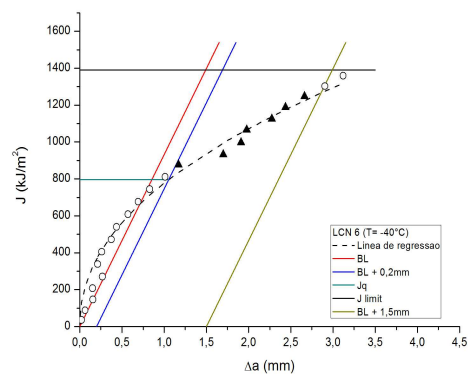


Figura 55: Curva J-R, corpo de prova LCN-6.

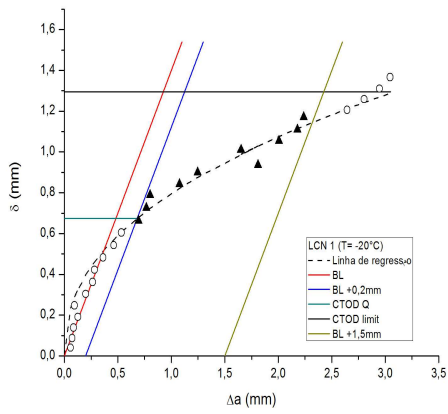


Figura 56: Curva δ -R, corpo de prova LCN-1.

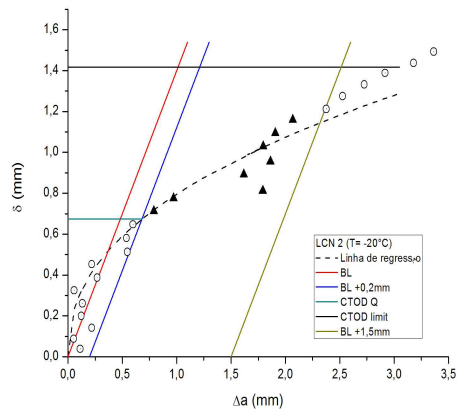


Figura 57: Curva δ -R, corpo de prova LCN-2.

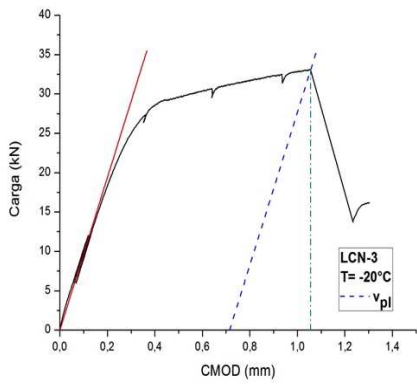


Figura 58: δ de instabilidade, corpo de prova LCN-3.

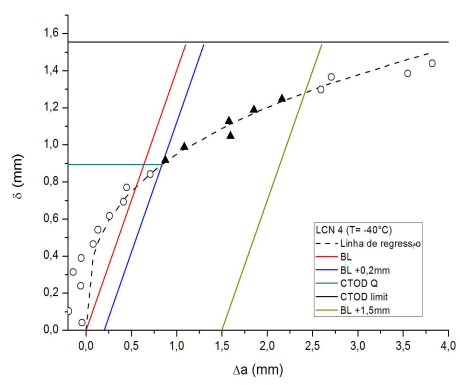


Figura 59: Curva δ -R, corpo de prova LCN-4.

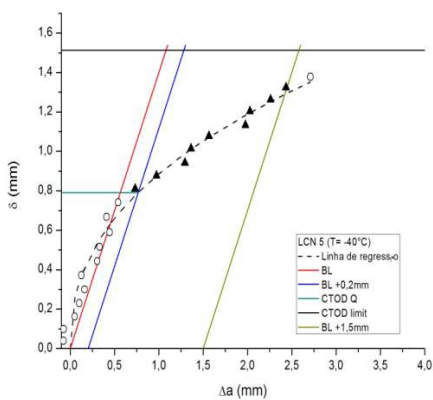


Figura 60: Curva δ -R, corpo de prova LCN-5.

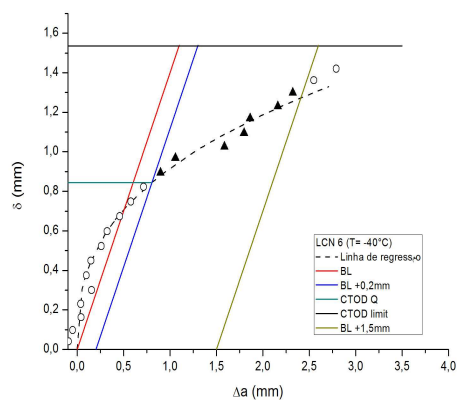


Figura 61: Curva δ -R, corpo de prova LCN-6.

Nas Figura 62 à 64 observam-se os pares de pontos experimentais $J_i-\Delta a_i$ do testes em aço CLC a temperatura de -20°C , enquanto que nas Figura 65 a 67 são apresentados os pontos experimentais $\delta_i-\Delta a_i$ do mesmo material para -20°C .

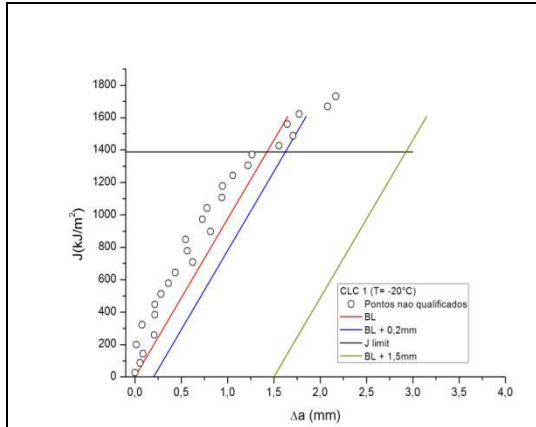


Figura 62: Pontos $J_i-\Delta a_i$, corpo de prova CLC -1.

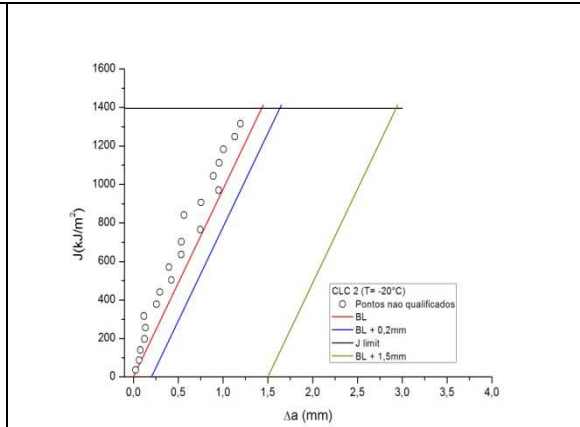


Figura 63: Pontos $J_i-\Delta a_i$, corpo de prova CLC -2.

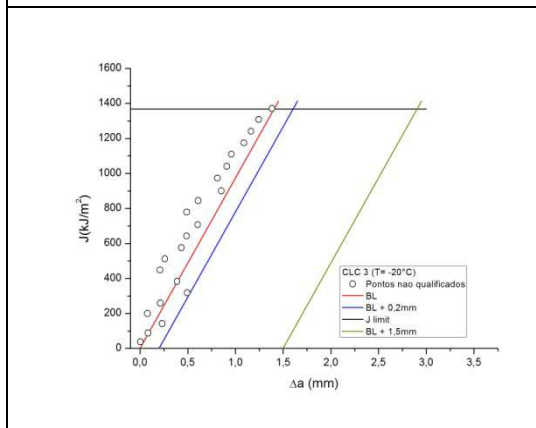


Figura 64: Pontos $J_i-\Delta a_i$, corpo de prova CLC -3.

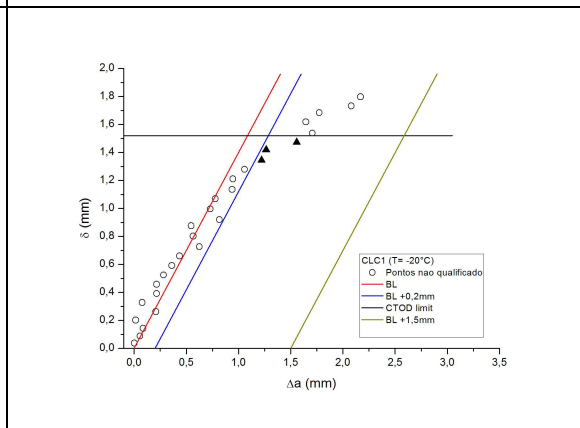
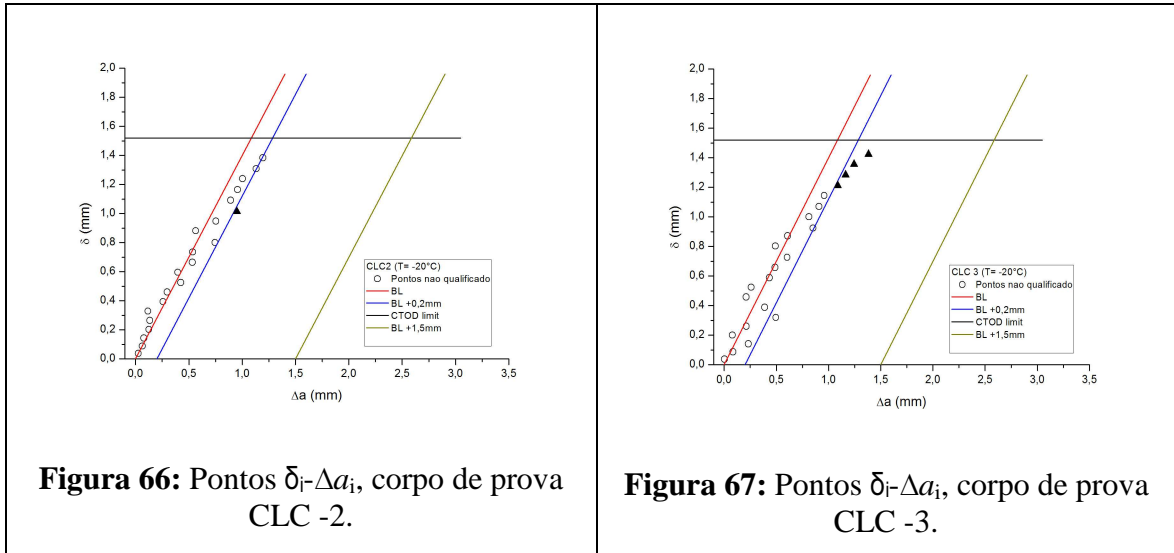


Figura 65: Pontos $\delta_i-\Delta a_i$, corpo de prova CLC -1.



Em nenhum dos testes realizados no aço CLC a -20°C foi possível determinar os valores de J_Q e δ_Q devido a que todos os pontos das curvas R ficaram alinhados com a linha de embotamento. Nesse caso o resultado do cálculo do coeficiente de regressão C_2 foi sempre maior que 1, o que impossibilita um cálculo adequado de J_Q e δ_Q . Assim, a tenacidade do material foi calculada, nesses casos, mediante a metodologia do δ de carga máxima. Por outro lado, a partir das amostras de aço CLC testadas a -40°C só foi possível à determinação de δ de instabilidade.

Nas Figura 68 a 70 são apresentados os registros P-CMOD para o cálculo de δ de carga máxima para amostras testadas a -20°C , enquanto nas Figura 71 a 73 são apresentados δ de instabilidade para as amostras testadas a -40°C . Em ambos os casos as descargas parciais foram retiradas do registro para uma melhor visualização.

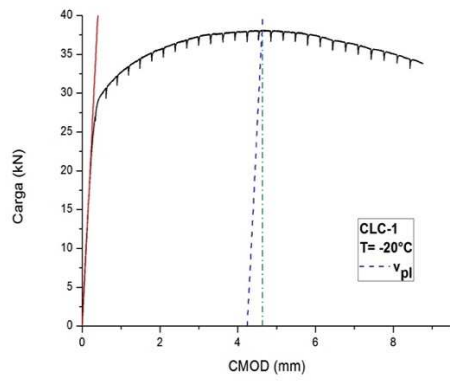


Figura 68: δ de carga máxima, corpo de prova CLC-1.

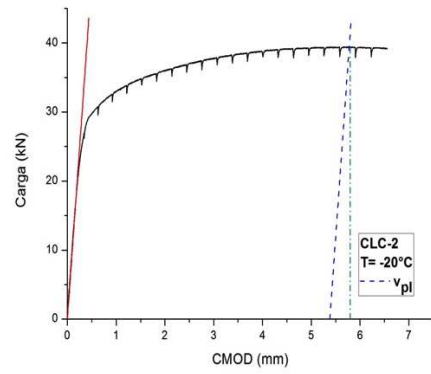


Figura 69: δ de carga máxima, corpo de prova CLC-2.

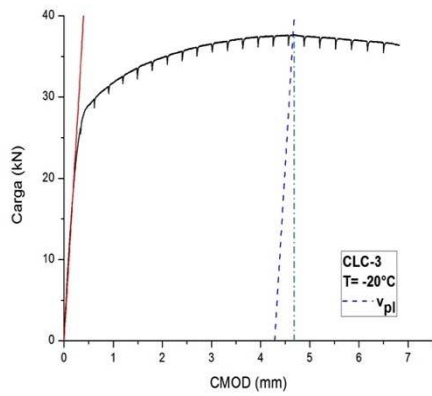


Figura 70: δ de carga máxima, corpo de prova CLC-3.

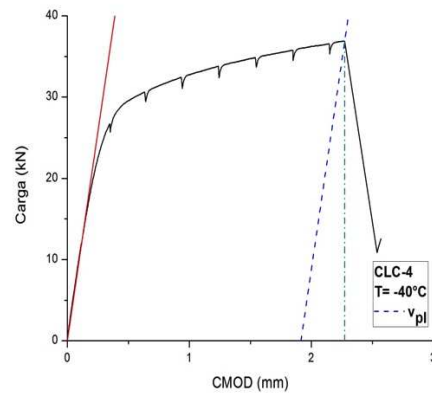


Figura 71: δ de instabilidade, corpo de prova CLC-4.

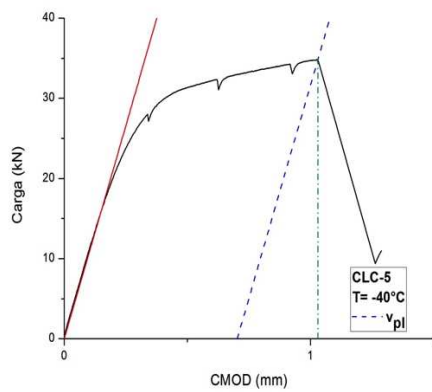


Figura 72: δ de instabilidade, corpo de prova CLC-5.

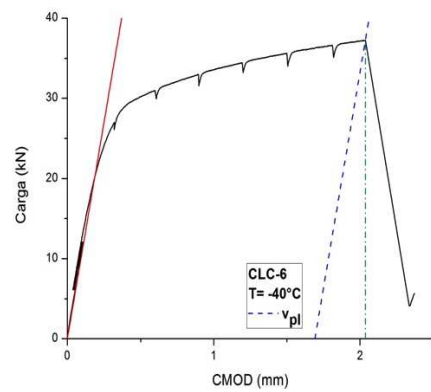


Figura 73: δ de instabilidade, corpo de prova CLC-6.

A Tabela 10 apresenta um resumo dos valores de tenacidade (J_{IC} , δ_{ic} , δ_m e δ_C , segundo o caso) obtidos para ambos os aços nas temperaturas de -20 e -40 °C.

Tabela 10: Valores de δ_m , δ_C , J_{IC} e δ_{ic} das amostras testadas.

Corpo de prova	LCN-1	LCN-2	LCN-3	CLC-1	CLC-2	CLC-3
T (°C)	-20	-20	-20	-20	-20	-20
δ_m ou δ_C^* (mm)	0,737	0,72	0,164*	1,01	1,28	1,01
J_{IC} (kJ/m²)	808,82	736,05	-	-	-	-
δ_{ic} (mm)	0,675	0,688	-	-	-	-
Corpo de prova	LCN-4	LCN-5	LCN-6	CLC-4	CLC-5	CLC-6
T (°C)	-40	-40	-40	-40	-40	-40
δ_m ou δ_C^* (mm)	0,696	0,790	0,748	0,380*	0,151*	0,155*
J_{IC} (kJ/m²)	791,54	751,162	796,22	-	-	-
δ_{ic} (mm)	0,894	0,684	0,843	-	-	-

*: Indica os valores de δ_C para as amostras que apresentam instabilidade.

Pode se observar que na Tabela 10 os valores de tenacidade da ZTA nas juntas de aço LCN foram apresentados como J_{IC} e δ_{ic} . Isso é devido a que a espessura (B) dos CPs atingiu o valor mínimo para que ditos valores fossem considerados tenacidade à fratura do material. Na Tabela 11 são apresentados os valores da espessura mínima para a validação de J_{IC} e δ_{ic} :

Tabela 11: Resultados de espessura mínima para validação de J_{IC} e δ_{ic} .

Corpo de Prova	T (°C)	B (mm)	σ_Y (MPa)	J_Q (kJ/m²)	m	δ_Q (mm)	$B > 10J_Q/\sigma_Y$	$B \geq 10m\delta_Q$
LCN-1	-20	23,34	466,25	808,82	2,01	0,68	17,35	13,57
LCN-2	-20	22,38	466,25	736,05	1,99	0,69	15,79	13,71
LCN-3	-20	22,89	466,25	-	-	-	-	-
LCN-4	-40	22,83	466,25	791,54	1,97	0,89	16,98	17,61
LCN-5	-40	22,45	466,25	751,16	1,97	0,68	16,11	13,47
LCN-6	-40	22,81	466,25	792,22	1,97	0,84	16,99	16,58

Uma análise estatística (distribuição T-Student) dos valores de δ_m indicou, com 95% de confiança, que não existe diferença estatisticamente significativa para os valores

de tenacidade do aço LCN nas temperaturas de -20 e -40°C. O valor médio de CTOD de carga máxima é de 0,738 mm e o desvio padrão de 0,028 mm. A mesma análise foi aplicada para os valores de J_{IC} nas duas temperaturas, com o mesmo resultado. Nesse caso, o valor médio de J_{IC} é de 776,03 kJ/m² com um desvio padrão de 31,375 kJ/m². Por outro lado, os valores de δ_i para ambas as temperaturas apresentaram diferença estatisticamente significativa, sendo que para temperaturas de -40°C apresentam maiores valores que para -20°C. Naturalmente, era esperado que a tenacidade do material diminuísse com a temperatura. Esse comportamento “anômalo” poderia estar baseado na incerteza dos valores de limite de escoamento e de resistência à tração na região da ZTA, pois eles mudam a inclinação das linhas de embotamento. Uma outra explicação para esse comportamento pode ser a baixa quantidade de amostras testadas em ambas as temperaturas, que influencia na variância dos resultados para cada temperatura.

Para o aço CLC testado a -20°C e -40°C, as amostras apresentam uma forte dependência da temperatura nos valores de tenacidade. Neste caso, vemos que na medida em que a temperatura vai diminuindo a tenacidade do material também diminui. Os valores de tenacidade para este grupo de aço CLC testado a temperatura -40°C foram apresentados na Tabela 10 como CTOD de instabilidade à fratura antes de crescimento estável, (δ_c), segundo a seguinte condição [43]:

$$\Delta a < 0,2 + \delta_c / 1,4$$

Os aços CLC testados à temperatura de -20°C não cumpriram os requisitos exigidos pela norma para a determinação das curvas de resistência. Nesse caso, a determinação dos coeficientes das curvas de resistência nas três amostras testadas, foi maior que 1.0, o qual resultou em uma inclinação da curva de resistência maior que a linha de embotamento. Esse resultado indica que a tenacidade dessas juntas é muito elevada, atingindo os valores limites de J e/ou CTOD impostos pela norma (e indicados nas figuras por uma linha horizontal contínua) antes de apresentar início de crescimento estável de trinca. A -40°C, tudo indica que a região do cordão analisada encontra-se na região de transição dúctil-frágil.

4.3. Observação macroestrutural pré e pós-testes

As Figura 74 a 81 fornecem uma visão geral da região da ZTA dos corpos de prova testados. Um esquema de como os corpos de prova foram seccionados foi apresentado na Figura 34 (na página 56). Como pode ser visto nas figuras, os entalhes não foram feitos exatamente sobre as marcações nos corpos de prova, mas mesmo assim atingiram a região de interesse. Assim, todos os entalhes foram realizados na ZTA e o crescimento da trinca aconteceu nessa região.

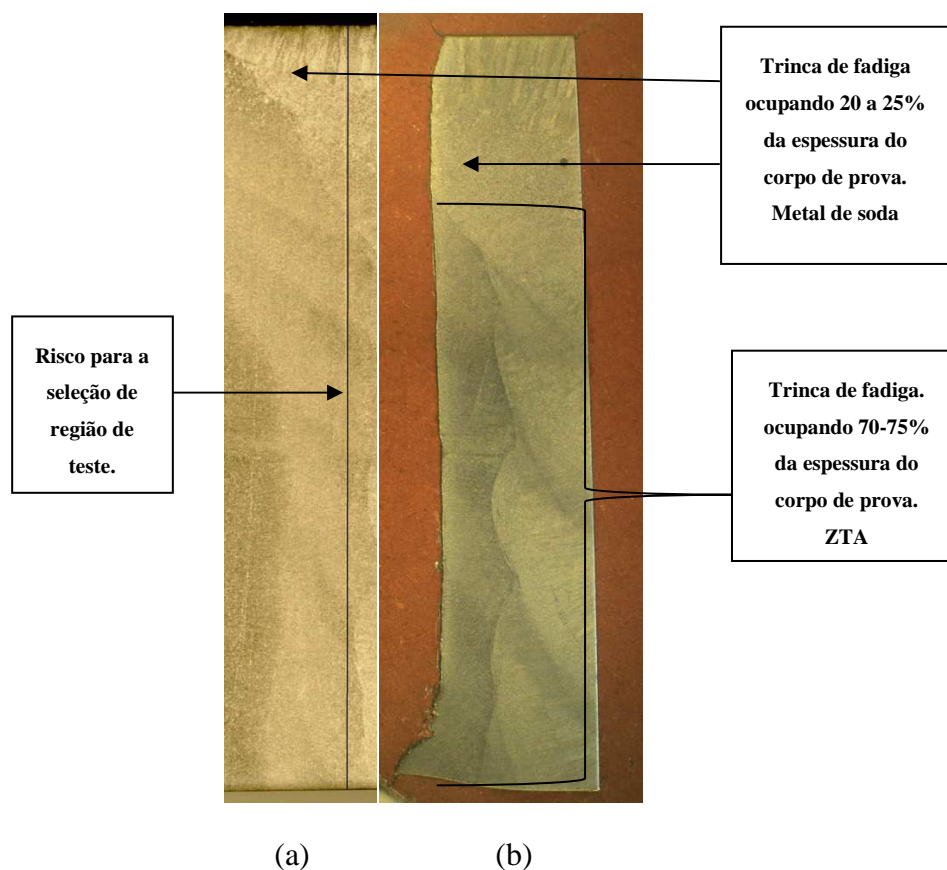


Figura 74: Seção A segundo Figura 34. (a) Metalografia pré-teste, (b) metalografia pós-teste. Corpo de prova LCN 1, ataque Nital 5%.

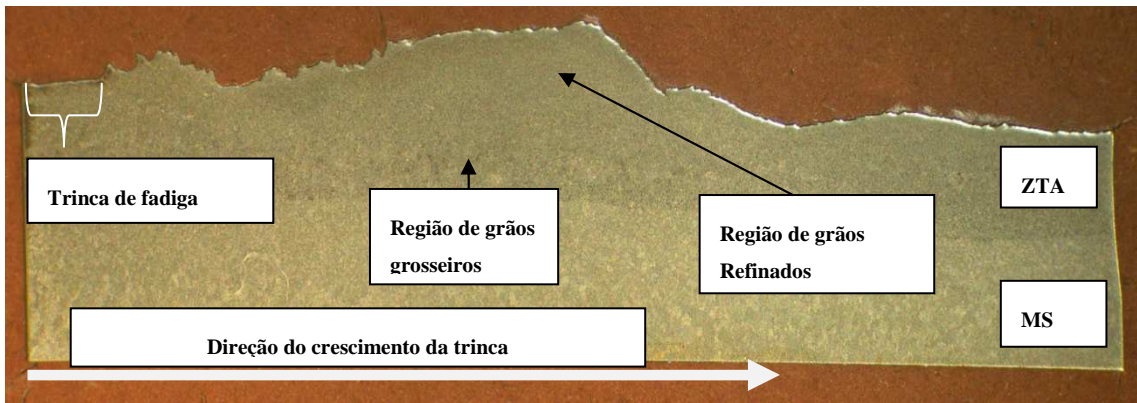


Figura 75: Seção B segundo Figura 34. Amostra LCN-1, ataque Nital 5%.

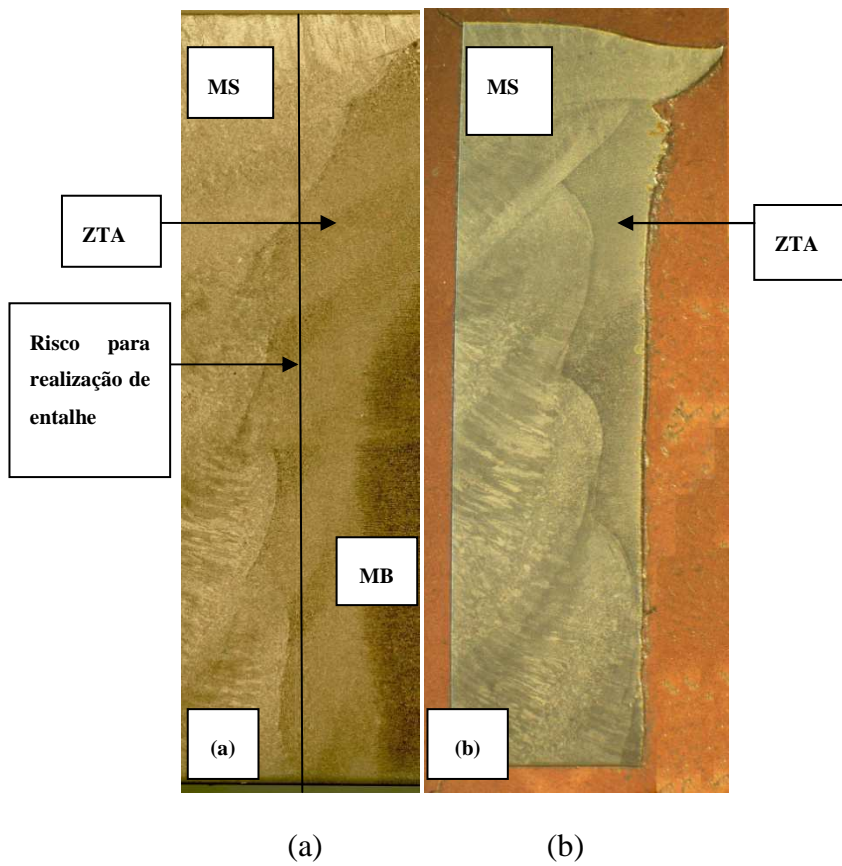


Figura 76: Seção A segundo Figura 34. (a) Metalografia pré-teste, (b) metalografia pós-teste. Corpo de prova LCN 2, ataque Nital 5%.

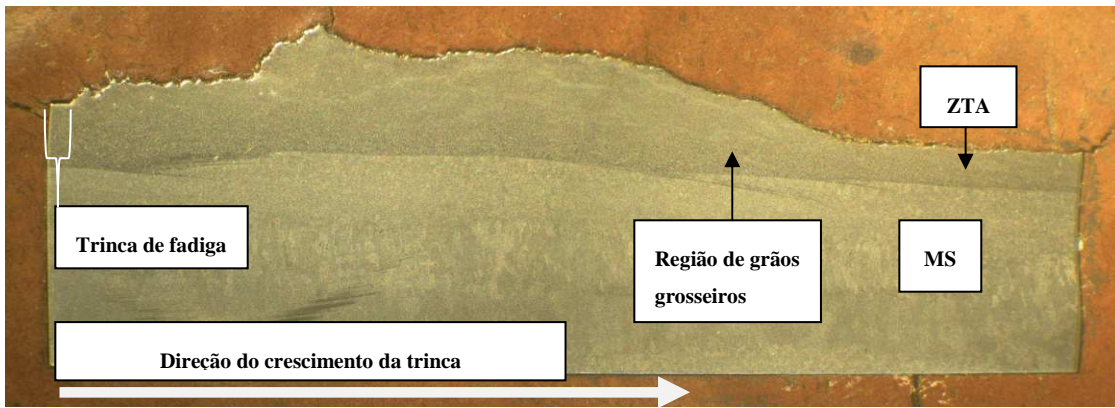


Figura 77: Seção B segundo Figura 34. Amostra LCN-2, ataque Nital 5%.

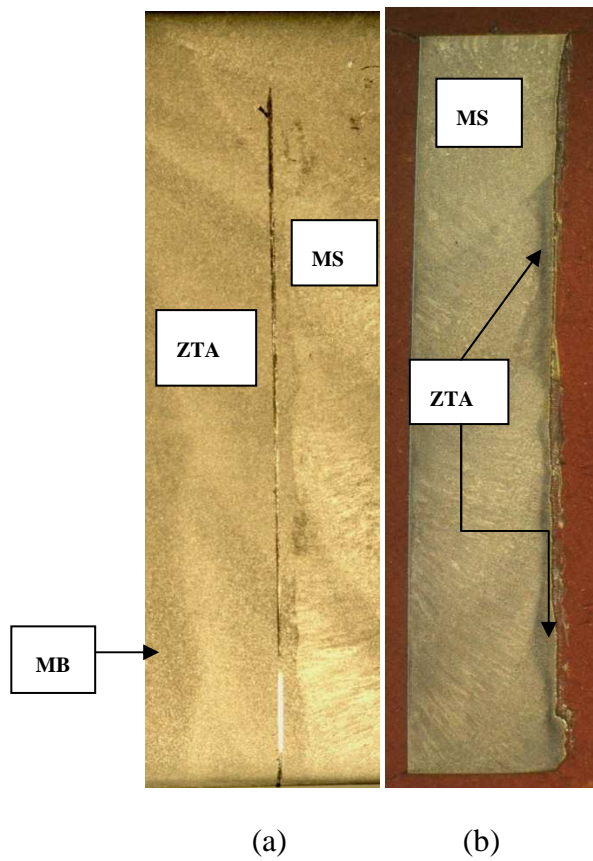


Figura 78: Seção A segundo Figura 34. (a) Metalografia pré-teste, (b) metalografia pós-teste. Corpo de prova CLC 2. Identificando o metal base a ZTA e metal de solda, ataque Nital 5%.

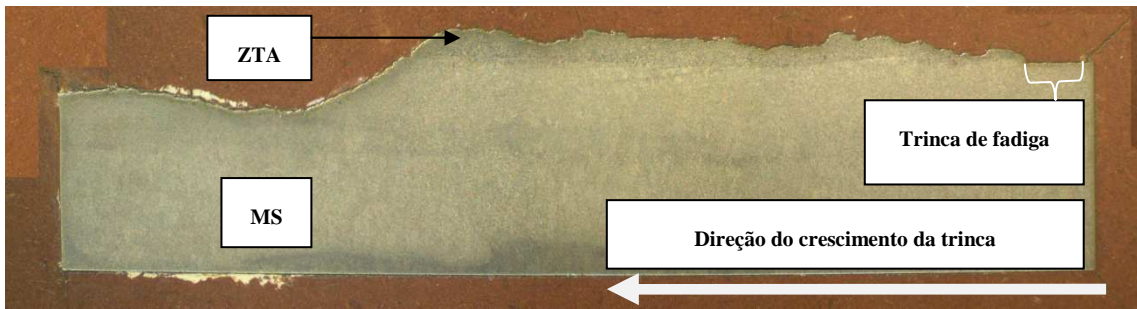


Figura 79: Seção B segundo Figura 34. Amostra CLC-2, ataque Nital 5%.

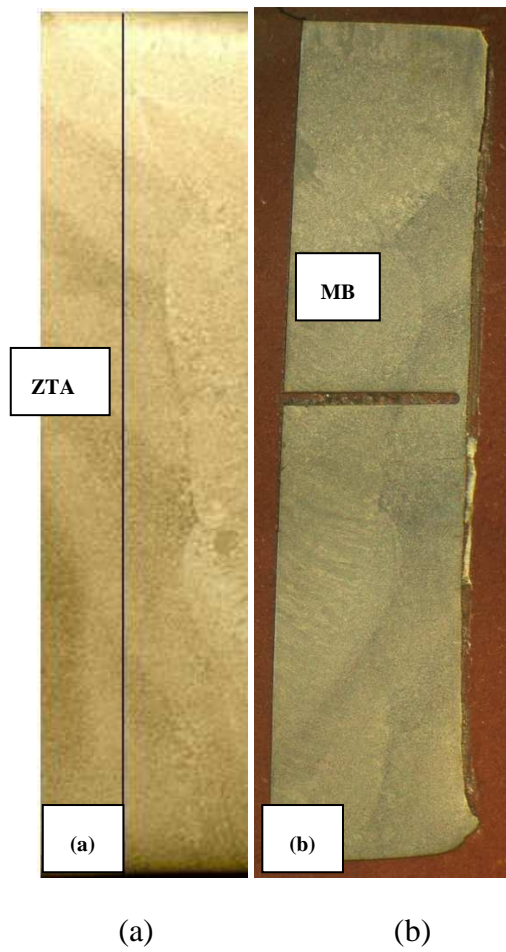


Figura 80: Seção A segundo Figura 34. (a) Metalografia pré-teste, (b) metalografia pós-teste. Corpo de prova CLC-3, ataque Nital 5%.

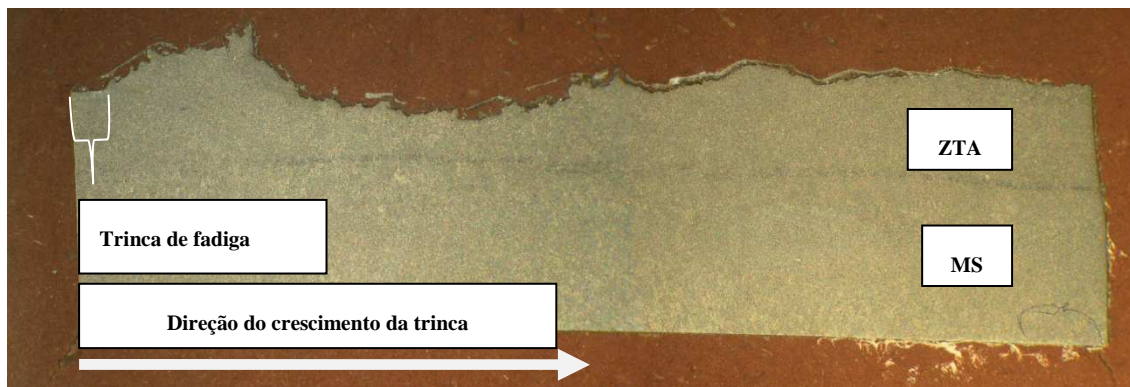


Figura 81: Seção B segundo Figura 34. Amostra CLC-3, ataque Nital 5%.

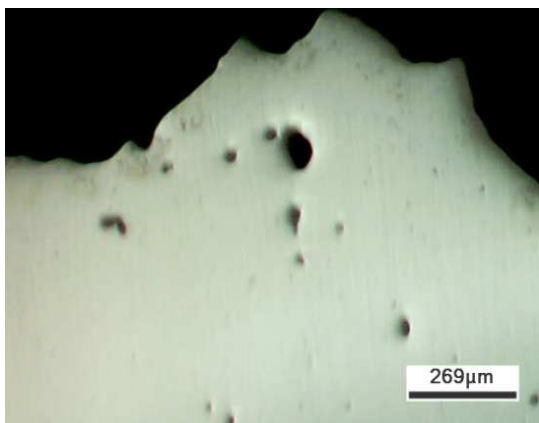
4.4. Análise microestrutural

Já que todos os aços do grupo LCN possuem a mesma composição química e as chapas foram soldadas com o mesmo parâmetro de soldagem, serão apresentadas apenas as micrografias de algumas das amostras. O mesmo raciocínio aplica-se os aços do grupo CLC, em ambos os casos na região da ZTA.

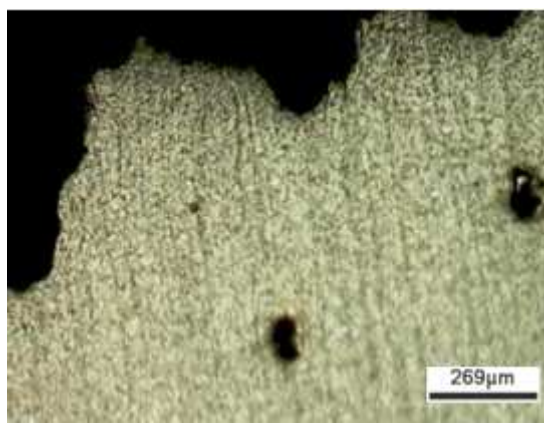
A análise microestrutural foi realizada segundo a metodologia da norma BS 7448 [6], como se apresenta esquematicamente na Figura 34. As amostras analisadas serão apresentadas como LCN-1A e LCN-1B, onde a última letra da sigla representa a seção A e B das amostras seccionadas.

Após ter verificado que a trinca de fadiga atingiu a região de interesse, as amostras seccionadas foram polidas novamente para retirar o ataque químico realizado, para assim efetuar um análise das inclusões presentes na região da ZTA dos corpos de prova.

Na Figura 82 (a) e na Figura 83 (a) pode-se observar que existe presença de inclusões nas amostras, as quais são denominadas do tipo D, sendo eles, óxidos com morfologia esférica que se encontram distribuída na ZTA [47].

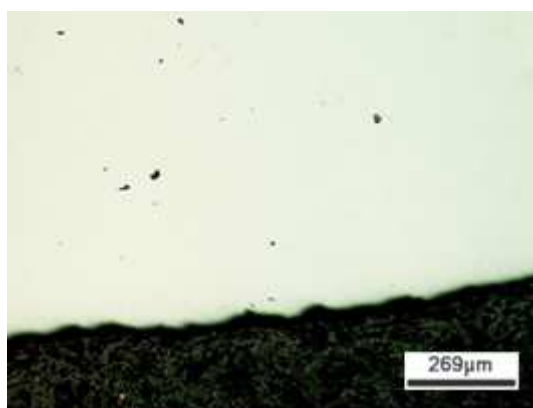


(a) Aumento 50X

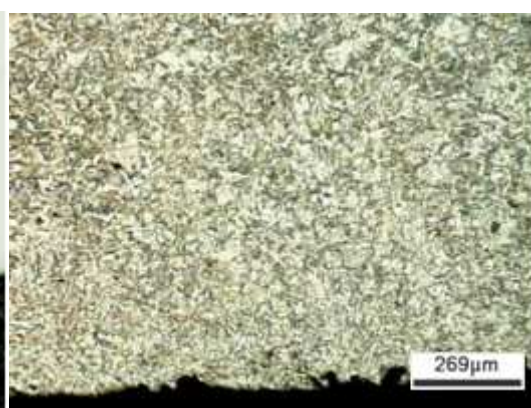


(b) Aumento 50X

Figura 82: Inclusões e cavidades presentes na ZTA do aço LCN-1B. (a) Sem ataque e (b) Ataque com Nital 2%.



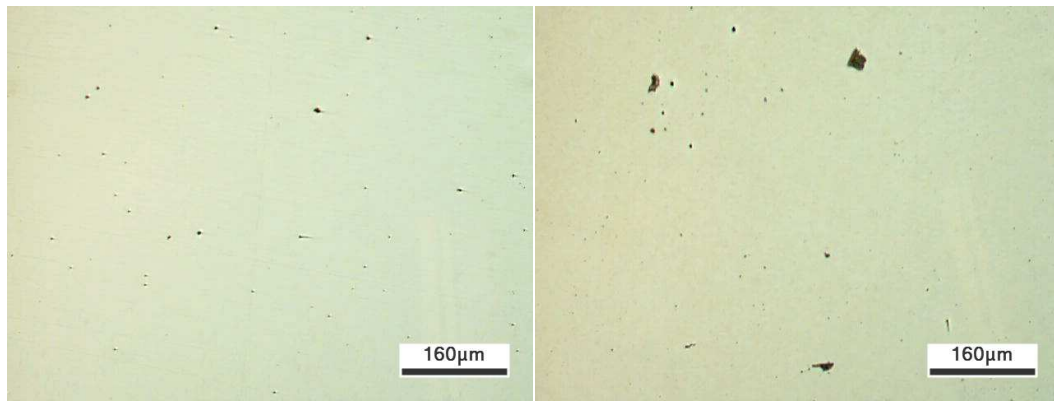
(a) Aumento 50X



(b) Aumento 50X

Figura 83: Inclusões de óxidos presentes na ZTA do aço LCN-1A (a) Sem ataque e (b) Ataque com Nital 2%.

Pode-se observar que, na região vizinha ao crescimento da trinca (vide Figura 82), existe uma forte presença de cavidades e inclusões esféricas as quais foram observadas também, na seção B das amostras (paralela ao crescimento da trinca). O que não acontece na seção A (perpendicular ao crescimento da trinca), onde as inclusões se encontram dispersas pela matriz do aço. Nos aços CLC (vide Figura 84), a quantidade de inclusões presentes nas imediações da trinca é menor que nos aços LCN apresentados.

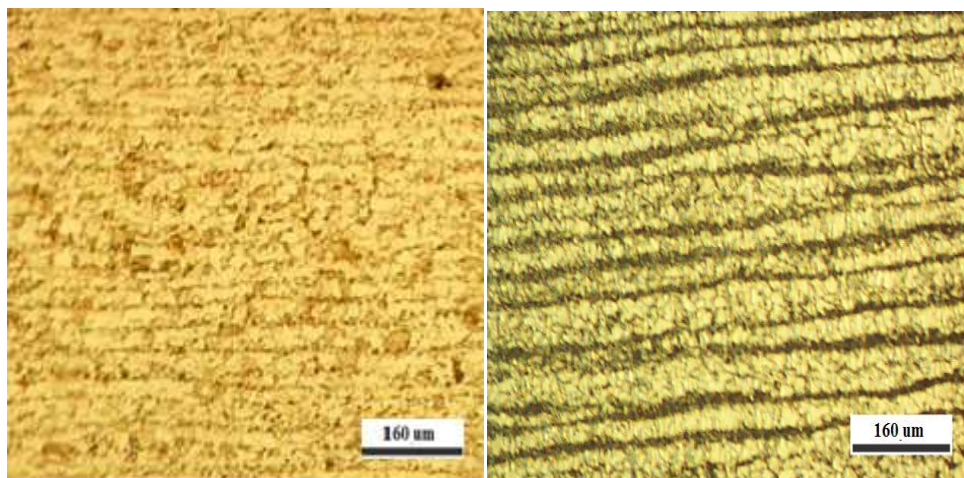


(a) Aumento 100X

(b) Aumento 100X

Figura 84: (a) CLC -1A (b) CLC-1B

Na Figura 85 pode se observar a microestrutura do metal base para ambos os aços.



(a) Aumento 100X

(b) Aumento 100X

Figura 85: Microestrutura metal base (a) CLC (b) LCN, ataque Nital 2%

Tanto para o aço CLC quanto para o LCN a microestrutura apresenta bandeamento na direção da laminação da chapa. A microestrutura de ambos os aços é composta basicamente por ferrita poligonal e perlita, tendo o aço LCN um tamanho de grão ASTM 9 e o aço CLC um tamanho ASTM 10.

Devido à complexidade microestrutural observada por microscopia ótica na região da ZTA de granulação grosseira, de ambas juntas soldadas, a identificação dos constituintes restringiu-se à presença de ferrita poligonal, ferrita equiaxial, ferrita de placas laterais, nódulos de perlita e agregado ferrita carboneto.

Nas Figura 86 e 87 apresentam a microestrutura da seção A e B na ZTA de granulação grosseira do aço LCN-1. Em ambas as micrografias verifica-se a presença de ferrita poligonal e colônias de perlita fina.

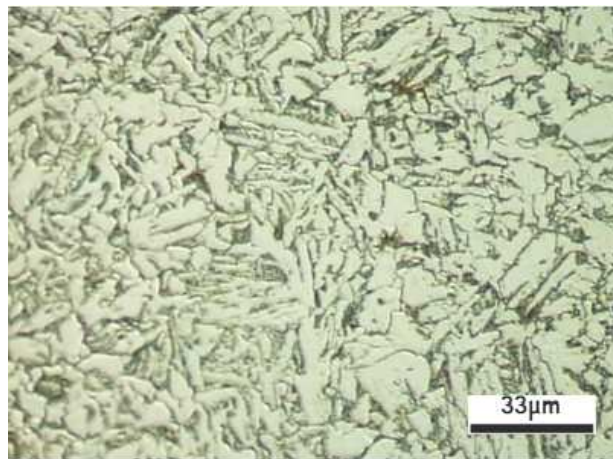


Figura 86: LCN-1A Microestrutura da região de granulação grosseira apresentando uma microestrutura composta de ferrita poligonal, tendência de ferrita de placas laterais e nódulos de perlita fina. Ataque Nital 2%, aumento 500X.

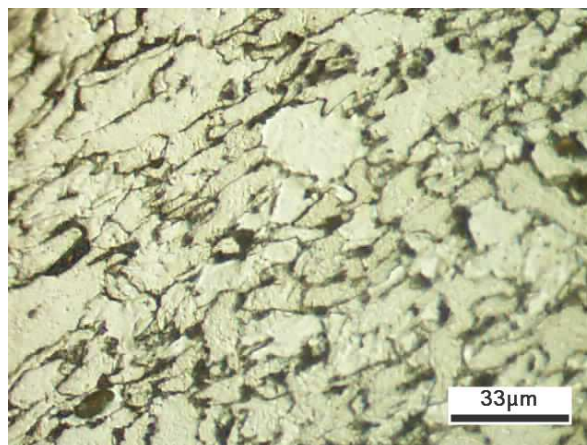


Figura 87: LCN-1B Microestrutura da região de granulação grosseira apresentando uma microestrutura composta de ferrita poligonal e colônias de perlita fina. Ataque Nital 2%, aumento 500X.

Nas Figura 88 e 89 se observa a microestrutura da seção A e B na ZTA de granulação grosseira do aço CLC-1. Em ambas as micrografias verifica-se a presença de ferrita equiaxial, colônias de perlita fina e agregado ferrita carbonetos (FC).

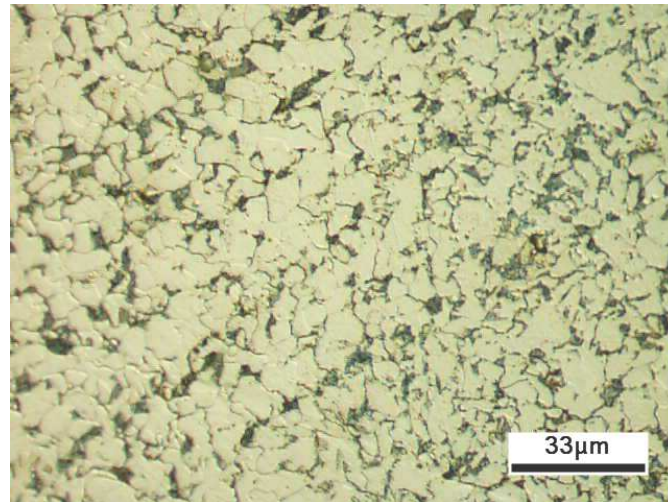


Figura 88: CLC-1A Microestrutura da região de granulação grosseira o qual apresenta uma microestrutura composta de ferrita equiaxial e colônias de perlita fina. Ataque Nital 2%, aumento 500X.

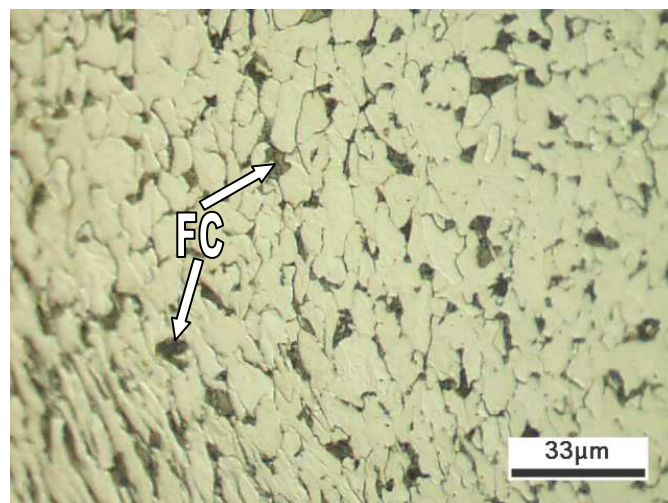


Figura 89: CLC-1B Micrografia da região de granulação grosseira apresentando uma microestrutura composta de ferrita equiaxial e agregado ferrita-carboneto (FC). Ataque Nital 2%, aumento 200X.

Para ambos os aços LCN-1B e CLC-1B (vide Figura 87 e Figura 89), os grãos de ferrita encontram-se deformados plasticamente na região paralela ao crescimento da trinca, na ZTA de granulação grosseira. Uma micrografia de menor aumento facilita a observação da transição de grãos deformados e de grãos não deformados nesta região, conforme se observa na Figura 90.

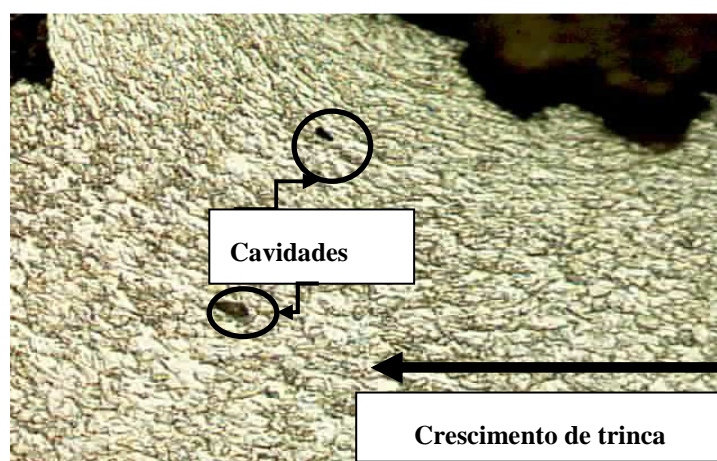


Figura 90: Aço LCN-2B. Região da ZTA de grãos grosseiros, na qual ocorreu o crescimento da trinca. Ataque Nital 2%, Aumento 100X.

No caso do aço CLC testado a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, ele apresenta deformação mínima na região adjacente ao crescimento da trinca, quando comparado com o mesmo aço testado a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Essa característica é apresentada na Figura 91.

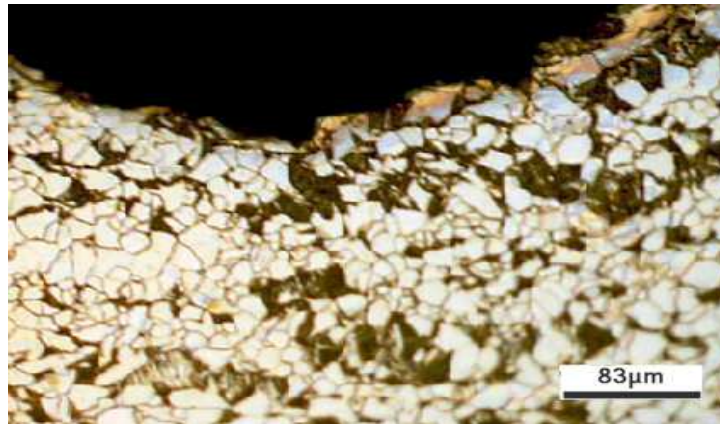


Figura 91: Aço CLC-4B. Região da ZTA de grãos grosseiros por onde se iniciou o crescimento de trinca. Ataque Nital 2%, Aumento 200X.

De acordo com as microestruturas observadas na ZTA e para as condições de resfriamento durante o processo de soldagem, estima-se que a gradiente térmico atingindo no processo de resfriamento ao ar encontra-se compreendido entre as linhas B8 e B9 (10 e 30 °C/s, respectivamente), vide Figura 92.

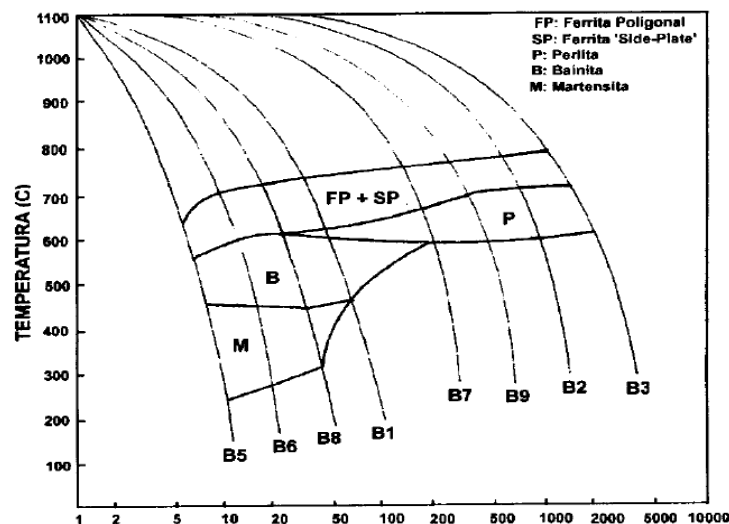


Figura 92: Curva TTT para o aço USI-SAC-5, apresentada por Gonçalves [22].

4.5. Microscopia eletrônica de varredura

As análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) das amostras foram feitas com o equipamento JEOL JSM-6460 LV. Foram realizadas análises qualitativas

por meio de *EDS* (*electron dispersion spectroscopy*) das faces e inclusões presentes nas amostras.

Na Figura 93 observam-se dois tipos de inclusões: esféricas e alongadas. As duas micrografias foram retiradas em distintas regiões da mesma amostra.

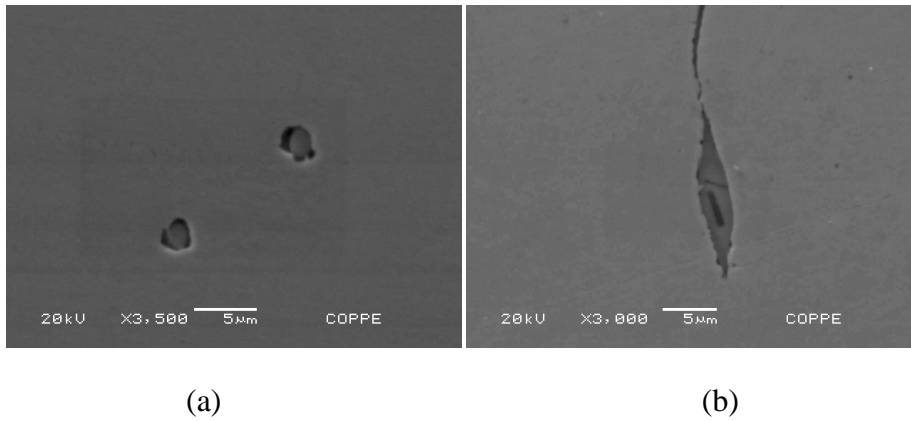


Figura 93: Aço LCN-4A. (a) Micrografia de uma região vizinha à trinca, 3500X, (b) Micrografia de uma região afastada da trinca, 3000X. Amostra sem ataque, microscopia eletrônica de varredura.

Na Figura 94, tem-se uma inclusão do tipo alongada de sulfeto de manganês, a qual se encontra em uma região afastada do crescimento da trinca, pertencendo ao metal de base do aço.

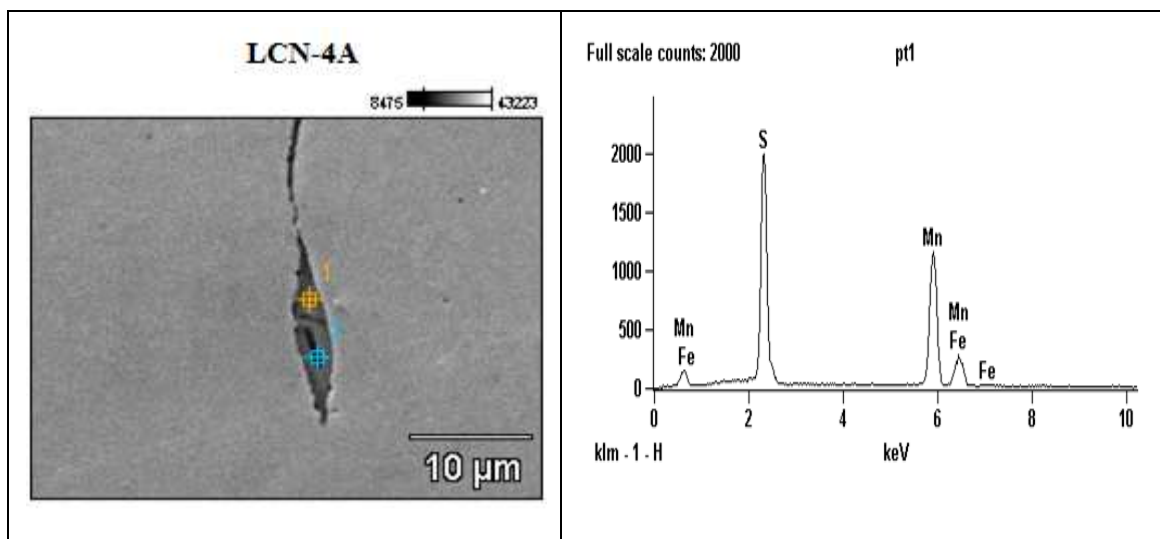


Figura 94: Aço LCN-4A. Inclusão de sulfeto de manganês (MnS) e EDS da inclusão.

No caso da inclusão alongada observada na Figura 94, a morfologia é proveniente da direção de laminação do metal de base. A formação desse sulfeto é gerada a altas temperaturas devido a que, na medida em que ocorre a solidificação, a solubilidade do enxofre diminui. Assim, os sulfetos insolúveis são segregados e formam sulfetos metálicos com o Mn, sendo o MnS estável a temperatura ambiente [48].

Na Tabela 12 é apresentada a composição química (semi-quantitativa) da inclusão alongada no metal base.

Tabela 12: Composição química aproximada da inclusão da Figura 94.

	C	O	Al	S	Ca	Mn	Fe
LCN-4A	--	--	--	35,74	--	55,78	8,48

As inclusões identificadas como esféricas procedem do estado líquido do aço fundido e mantém a sua forma após a solidificação (vide Figura 95).

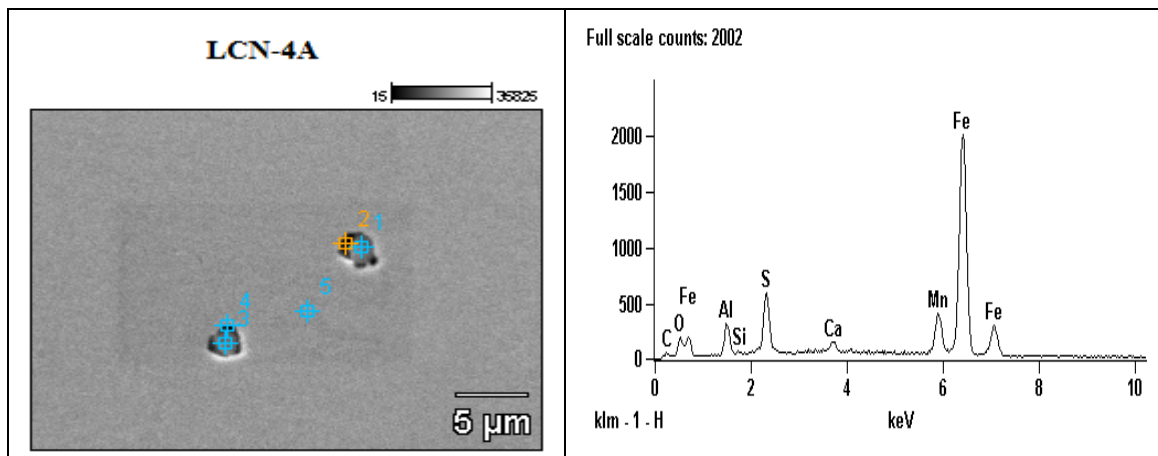


Figura 95: Aço LCN-4A. Inclusão do tipo CaO-Al₂O₃.

Na Tabela 13 é apresentada a composição química (semi-quantitativa) de uma inclusão esférica de aluminato de cálcio.

Tabela 13: Composição química aproximada da inclusão da Figura 95.

	C	O	Al	S	Si	Ca	Mn	Fe
LCN-4A	13,31	5,37	3,34	6,18	0,2	1,09	9,83	60,68

As inclusões esféricas, identificadas como sendo aluminato de cálcio ($\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$), podem atuar como concentradores de tensões. O tamanho de este tipo de inclusão, presente preferencialmente na região adjacente ao crescimento da trinca, apresenta um tamanho meio menor a $5\ \mu\text{m}$.

Nas Figura 96 (a) e 97 (b) são apresentadas micrografias por microscópio eletrônico de varredura do aço LCN 5 na região da ZTA.

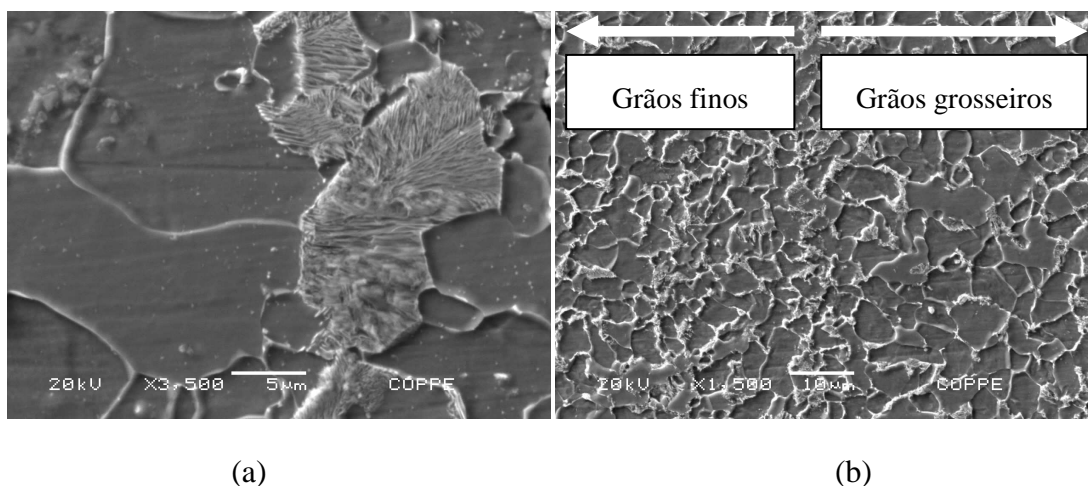


Figura 96: Aço LCN-5 A. Micrografias com presença de nódulos de perlita fina e Ferrita equiaxial. Microscopia eletrônica de varredura. Ataque Nital 2%.

À esquerda (da figura acima), com maior aumento, pode se observar a presença de colônia de perlita fina, difícil de identificar no microscópio ótico. À direita da mesma figura observa-se o predomínio de grãos ferríticos equiaxiais na região da ZTA. Pode-se, nesse caso, diferenciar a interface entre a região de grãos grosseiros e de grãos finos.

Na Figura 97 apresenta-se uma imagem da interface entre o metal base e a ZTA de grãos finos, que pode ser identificada pelo bandejamento proveniente do processo de laminação e o refinamento de grãos causado pelos passes de soldagem.

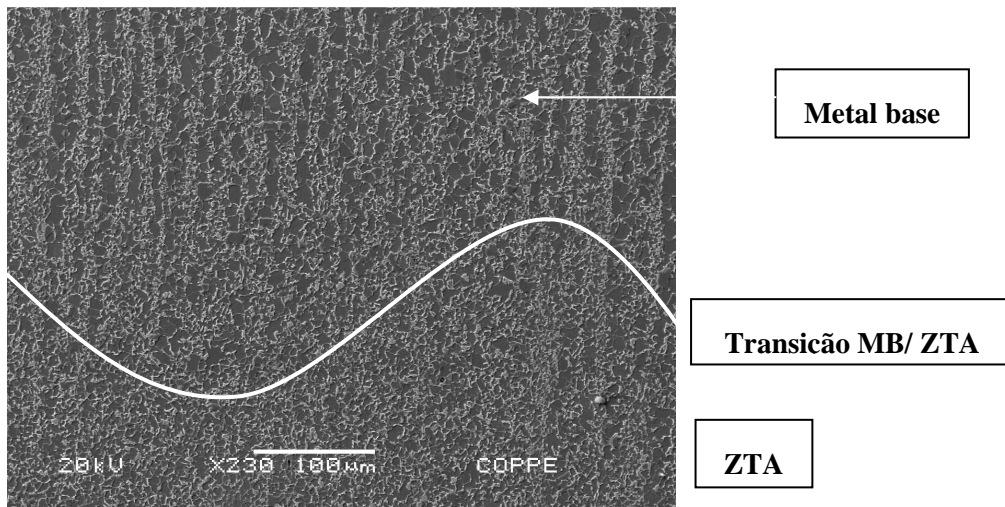


Figura 97: Aço CLC-5 A. Identificação da regia de transição MB/ZTA e ZTA de grãos finos. Microscopia eletrônica de varredura. Ataque Nital 2%.

Na Figura 98 pode-se observar a presença intergranular do microconstituente martensita–austenita (MA).

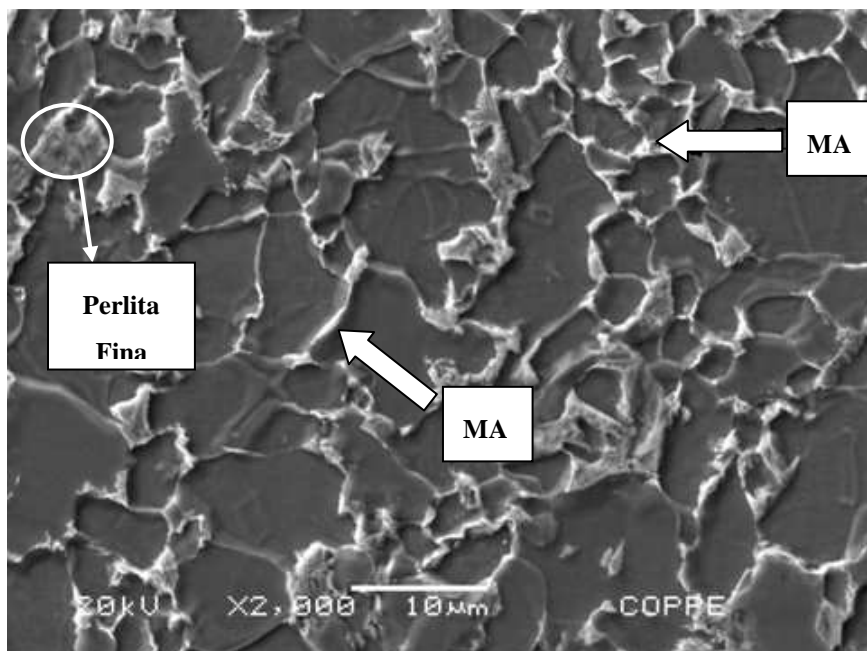


Figura 98: Aço CLC-4 A. Observa-se a presença de microconstituintes MA no contorno de grão da ferrita. Perlita fina e de ferrita equiaxial. Microscopia eletrônica de varredura, ataque Nital 2%.

É possível a identificação da fase (MA) durante a observação no microscópio eletrônico de varredura pela cor branca característica dele. A formação deste constituinte é devida aos diversos ciclos térmicos impostos durante o processo de soldagem. Durante a soldagem, na região de grãos grosseiros, a temperatura chega a atingir entre 1100 a 1400°C, permitindo a transformação austenítica do metal base. Com o resfriamento ao ar da junta soldada, parte da austenita rica em carbono não se transforma, ficando ela remanescente nos limites de grãos da ferrita transformada. Essa austenita, de alto teor de carbono e que é exposta a uma taxa de resfriamento entre 10 e 30 °C/s (segundo diagrama CCT Figura 92) contribui com a formação do constituinte MA.

4.6. Fractografias

As superfícies de fratura dos corpos de prova para o aço LCN e CLC foram analisadas através de microscopia eletrônica de varredura. As imagens obtidas são apresentadas nas Figura 99 a 103.

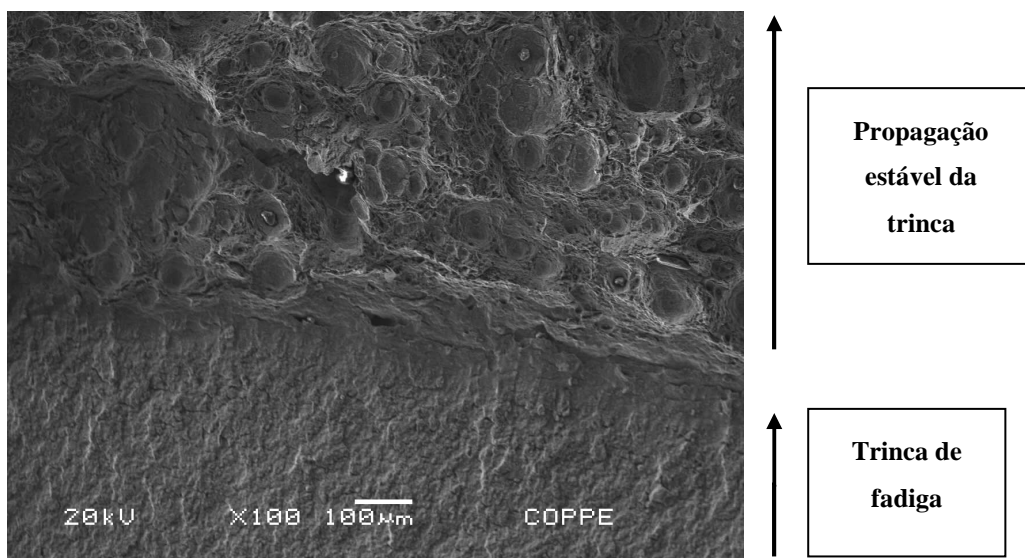


Figura 99: Corpo de prova LCN-1 (T=-20°C) aspecto da superfície de fratura mostrando a interface entre a trinca de fadiga e a propagação estável de trinca, pelo mecanismo de nucleação e coalescência de microvazios.

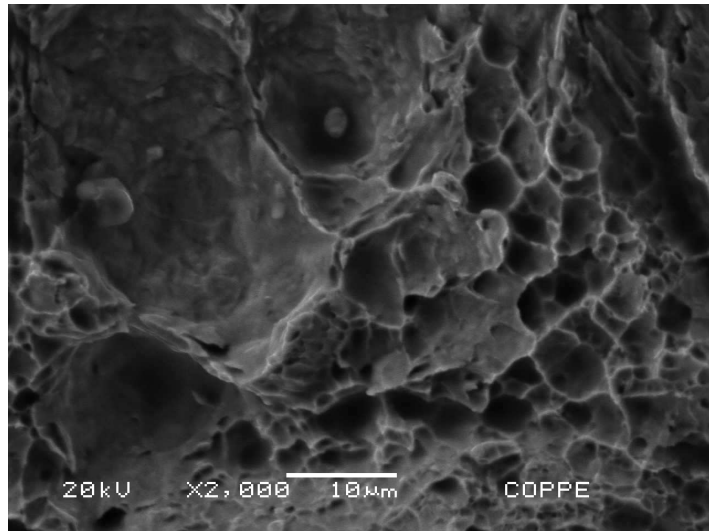


Figura 100: Corpo de prova LCN-2 Detalhe da região de crescimento estável da trinca.
Mecanismo de fratura dúctil, por nucleação e coalescência de microvazios.

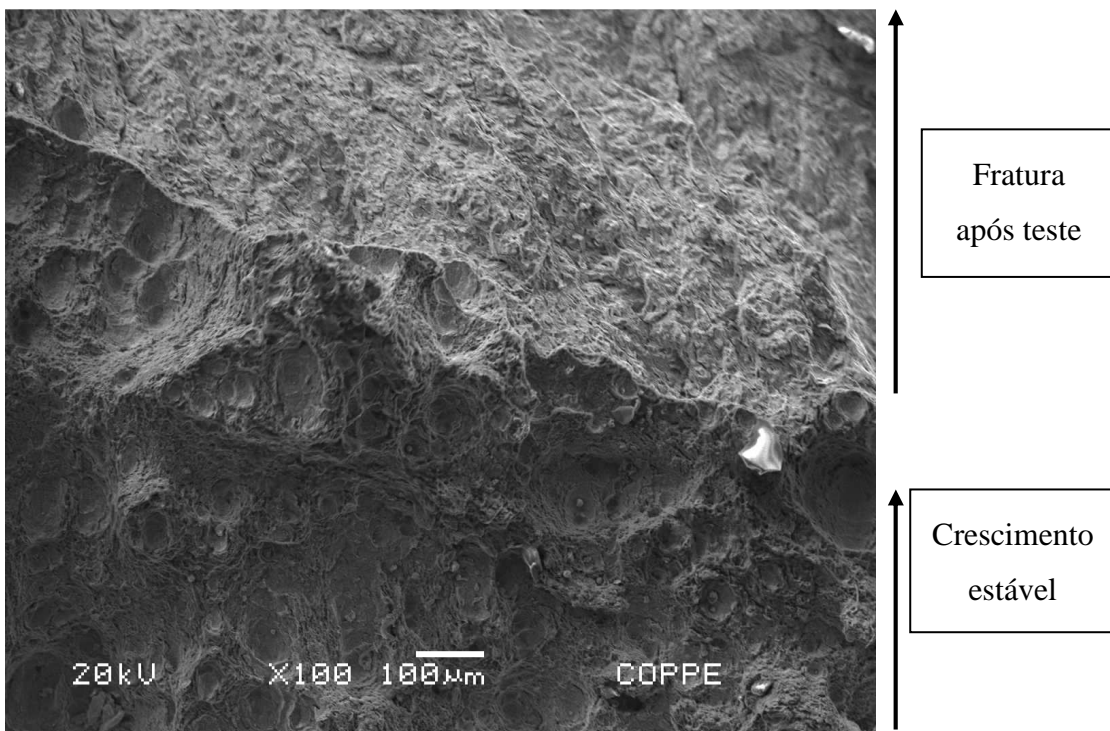


Figura 101: Corpo de prova CLC-2 ($T = -20^{\circ}\text{C}$) observando-se crescimento estável de trinca por nucleação e coalescência de microvazios.

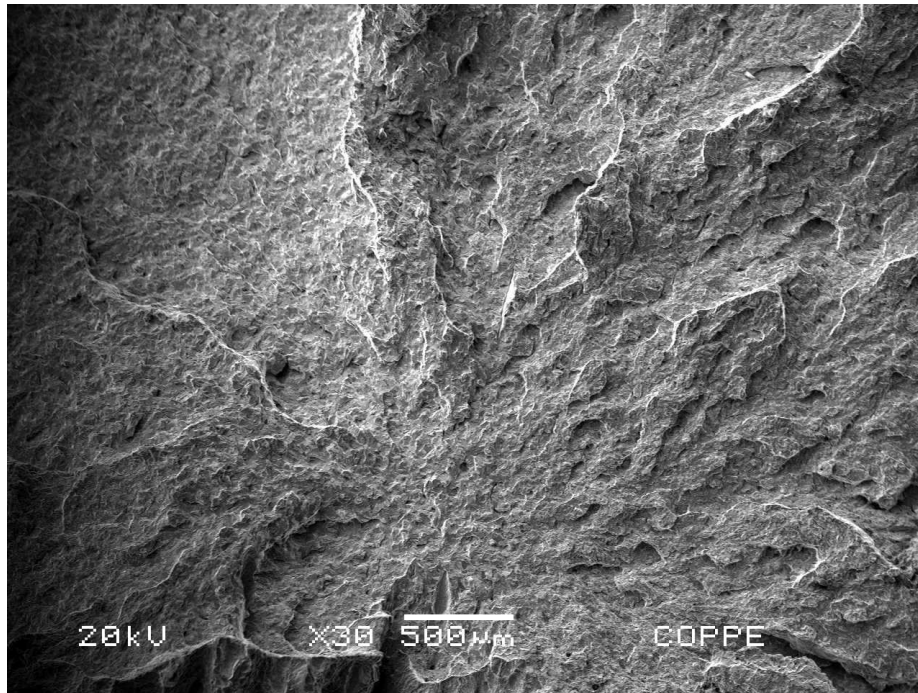


Figura 102: Corpo de prova LCN-3 ($T=-20^{\circ}\text{C}$). Região da ocorrência de instabilidade no crescimento da trinca. Mecanismo de fratura frágil por clivagem.

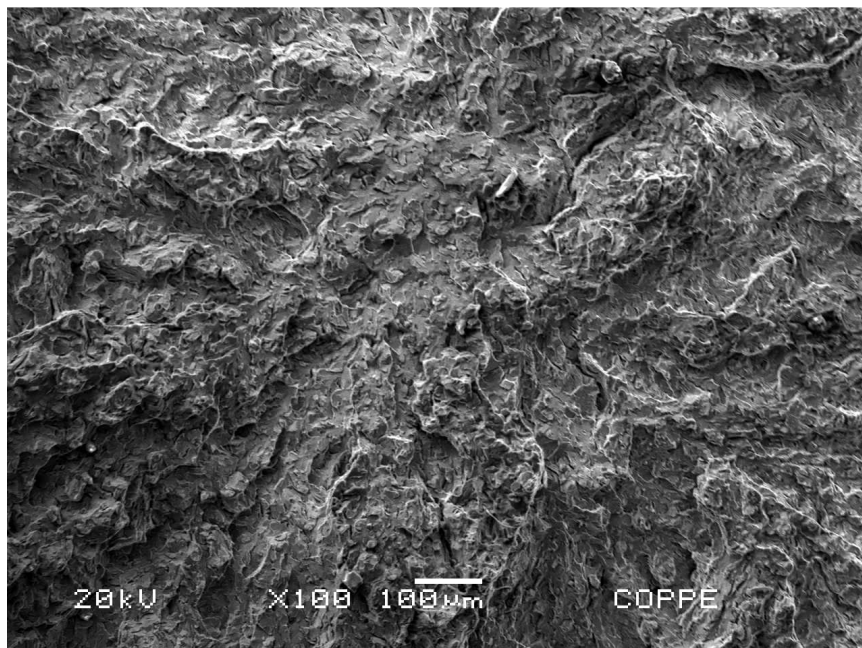


Figura 103: Corpo de prova CLC-4 ($T = -40^{\circ}\text{C}$). Região da ocorrência de instabilidade no crescimento da trinca. Mecanismo de fratura frágil por clivagem ou quase-clivagem.

Durante os testes de fratura a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, ambos os aços atingiram a carga máxima. As superfícies de fraturas da trinca, na região de crescimento estável, apresentam uma morfologia típica de fratura dúctil, por nucleação e coalescência de microvazios, com a presença de *dimples*, vide Figura 99 e Figura 100.

O corpo de prova LCN-3, testado a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, e todas as amostras do aço CLC testadas a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ apresentam propagação instável de trinca por clivagem, como mostrado nas Figura 102 e 103.

5. Conclusões

Baseado nos resultados e discussões apresentadas é possível concluir:

- A ZTA das juntas soldadas dos aços LCN e CLC DH-36 apresenta uma microestrutura de ferrita poligonal, ferrita equiaxial e de perlita fina. A ZTA das juntas no aço CLC apresenta também constituinte intergranular de martensita-austenita (MA).
- Os maiores valores de dureza nos cordões dos aços LCN e CLC foram obtidos na ZTA de grãos grosseiros. Para o aço LCN a máxima dureza registrada de $191 \pm 11,8$ HV₍₁₀₎ e, para o aço CLC a máxima dureza registrada de $201 \pm 15,8$ HV₍₁₀₎.
- Em todos os corpos de prova analisados a pré-trinca de fadiga foi posicionada na região da ZTA de grãos grosseiros. Assim sendo, os resultados apresentados podem ser considerados como sendo representativos da tenacidade dessa região.
- Os comprimentos iniciais de trinca medidos pelo projeto de perfil a partir da superfície de fraturada não apresentaram diferenças significativas com os valores de trinca iniciais estimados pelo método das descargas parciais. Em todos os casos as diferenças foram menores aos limites impostos pelas normas.
- Quando testados a -20°C , ambos os aços ultrapassaram a carga máxima, sendo reportados, além dos valores de iniciação, CTODs de carga máxima.
- As curvas J-R e CTOD-R da ZTA das juntas do aço LCN DH-36 apresentaram o formato padrão, sendo consideradas representativas das curvas de resistência para a região ZTA desse aço.
- A espessura dos CPs de aço LCN atingiu, em todos os casos, o valor mínimo para a qualificação de J_{IC} e δ_{ic} como tenacidade à fratura do material nessa região.
- Os valores de CTOD de carga máxima, (δ_m), e J_{IC} para o aço LCN testado nas temperaturas de -20°C e -40°C não apresentam diferença estatisticamente significativa. Por outro lado, os valores de δ_{ic} apresentam diferença estatisticamente significativa, sendo os valores a -40°C maiores que os valores a -20°C . O comportamento do δ_i nesse caso pode estar baseado na baixa quantidade de amostras analisadas, com grande impacto na variância dos resultados.

- Os pontos experimentais $J_i-\Delta a_i$ e $\delta_i-\Delta a_i$ da ZTA das juntas do aço CLC testado a -20°C foram praticamente coincidentes com a linha de embotamento. Isso demonstra a altíssima tenacidade dessas juntas na região analisada, mas não permite o cálculo dos valores de iniciação de J e CTOD, pois os valores limites definidos pela norma são atingidos antes do início do crescimento estável da trinca.

6. Sugestões para futuros trabalhos

- Determinar, através de teste de impacto Charpy à temperatura de transição dúctil-frágil da região da ZTA, devido a que esta metodologia é rápida comparada com os testes de fratura. Comparar esses resultados com os resultados de tenacidade à fratura apresentados no trabalho.
- Os resultados obtidos em corpos de prova nos quais o último passe de solda tenha impossibilitado posicionar 100% da frente da trinca na região de interesse poderiam ser replicados. Nesse caso, uma junta mais cuidadosamente elaborada e/ou uma usinagem dos corpos de prova para retirar essa camada externa poderia aprimorar a avaliação da tenacidade à fratura na ZTA.
- Analisar o comportamento da tenacidade à fratura para ambos os aços no metal de solda, com as mesmas temperaturas as quais foram testadas neste trabalho.

7. Referências

- [1] CALOI, G. *Análise da Soldabilidade do aço API X-89 por meio dos Testes Tekken e de Implante*. Tese de M.Sc, PUC-Rio. Rio de Janeiro. 2008.
- [2] GORNI, A. A.; DOLABELA DA SILVEIRA, J. H. “Resfriamento Acelerado de Chapas Grossas: o Futuro Chegou”. *Caderno Técnico da Revista Metalurgia e Materiais*, v. 63, n. 564, pp. 103-105, 2006.
- [3] BISWAS, K. “Notch tip Deformation and J-integral Analysis for Implant Weldability Test Specimen”. *International Journal of Fracture*, v. 67, pp. 99-116, January 1994.
- [4] ZHANG, Y.-Q. et al. “Effect of Heat Input on Microstructure and Toughness of Coarse Grain Heat Affected Zone in Nb Microalloyed HSLA Steels”. *Journal of Iron and Steel*, v. 16, n. 5, pp. 73-80, 2009.
- [5] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, E1820. *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*, United States, 2011.
- [6] BRITISH STANDARD INSTITUTION, BS-7448 - *Fracture Mechanics Toughness Test Part 2: Method for Determination of K_{ic}, Critical CTOD and Critical J values of welds in Metallic Materials*, United Kingdom, 1997.
- [7] DE PARIS, A. F.; MULAZZANI, F.; DE PARIS, J. M. “Microstructural Study of Carbon Steel Welded with the Submerged Arc Process and Additions of Fe-Ti”. *Soldagem & Inspeção*, v. 17, n. 1, pp. 58-64, São Paulo, Jan/Mar 2012.
- [8] MATROSOV, M. Y. et al. “A Study of the Microstructure of Niobium Microalloyed Pipe Steel After Different Modes of Controlled Rolling with Accelerated Cooling”. *Metal Science and Heat Treatment*, v. 50, n. 3, pp. 44-49, March 2008.
- [9] KORCZAK, P. “Influence of Controlled Rolling Condition on Microstructure and Mechanical Properties of Low Carbon Microalloyed Steels”. *Journal of Materials Processing Technology*, Czestochowa, Poland, pp. 553-556, 2004.
- [10] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS A-131/A-131M. *Standard Specification for Structural Steel for Ships*. United States, 2008.

- [11] FERREIRA DA SILVA, R. *Caracterização da zona termicamente afetada de aço produzido via resfriamento acelerado*. Dissertação de M.Sc, Universidade Federal de Minas Gerais. Minas Gerais. 2010.
- [12] CBMM. Transformação Austenítica/Ferrítica. Disponível em:
<<http://www.cbmm.com.br/portug/sources/techlib/info/fundroll/fundroll.htm>>,
Acesso em: dezembro 2011.
- [13] GHOSH, A. et al. “Effect of cooling rate on structure and properties of an ultra low carbon HSLA-100 grade steel”. *Materials Characterization*, India, v. 56, pp. 59-65, September 2006.
- [14] RODRIGUEZ, 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*, v. A238, pp. 136-143, 2000.
- [15] USIMINAS. Catálogo Sincron. Disponível em:
<http://www.usiminas.com/irj/go/km/docs/prtl_doc/usiminas/pt/AreasDeNegocios/Siderurgia/CatalogoProdutos/catalogoSincron.pdf>. Acesso em: Dezembro 2011.
- [16] STEELUNIVERSITY. Producción de Acero en Convertidores. Disponível em:
<<http://www.steeluniversity.org/content/html/spa/default.asp?catid=24&pageid=2081272081>>. Acesso em: Novembro 2011.
- [17] SILVEIRA, J. H. D. *Aspectos Macroestruturais 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.
- [18] PHILLIPS, A., L. WEISMAN, C., “Welding Processes: Arc and Gas Welding and Cutting, Brazing, and Soldering”. In: American Welding Society (ed), *WELDING Handbook*, v. 2, pp. 475-483, 1978.
- [19] FORTES, C. “Apostilha arco submerso”, ESAB, 24 maio 2004.
- [20] PRASAD, K.; DWIVEDI, D. K. “Some Investigations on Microstructure and Mechanical Properties of Submerged Arc Welded HSLA Steel Joints”. *The*

- International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 36, n. 5-7, pp. 475-483, December 2008.
- [21] TOYODA, M. “*Fracture Toughness Evaluation of Steels Weld, Review Part II*”. Faculty of Engineering, Osaka University. Osaka, pp. 32-58. 1988. (IIW-Doc.X-1191-89).
- [22] FALCAO, C. *Avaliação da Tenacidade à Fratura na Zona Termicamente Afetada de Soldas Múltiplos Passes em um Aço ARBL*. Dissertação M.Sc., Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo., 1997.
- [23] ALÉ, R. M.; JORGE, J. C. F.; REBELLO, J. M. A. “Constituintes Microestruturais de Soldas de Aço C-Mn Baixa liga Parte I: Conceitos Basicos. Parte II: Metal de Solda”. *Soldagem & Materiais*, v. 1, n. 2, pp. 1-11, pp. 18-25, 1992.
- [24] CAMPBELL, F. C. *Elements of Metallurgy and Engineering alloys*. St. Louis, Missouri. ASM, 2008.
- [25]. CAHOON, J. R.; BROUGHTON, W. H.; KUTZAK, A. R. “The Determination of Yield Strength from Hardness Measurements”, Canada, v. 2, July 1971-1979.
- [26] REN, D.-L. et al.,” 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*, v. 16, n. 1, pp. 65-70, 2009.
- [27] PENG, Y.; CHEN, W.; XU, Z. “Study of High Toughness Ferrite Wire for Submerged arc Welding of Pipeline Steel”. *In: Materials Characterization*, v. 47, pp. 67-73, June 2001.
- [28] BHOLE, S. D. et al. “Effects of Nickel and Molybdenum Additions on Weld Metal Toughness in a Submerged arc Welded HSLA line-pipe Steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 173, pp. 145-153, 2006.
- [29] BASTIAN, F. L.; CAMINHA, H. M.; MORAES, M. “*Mecânica da Fratura*”. Apostila COPPE/UFRJ. Rio de Janeiro.
- [30] ANDERSON, T. L. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, 2. ed., Florida, CRC Press, 1995.

- [31] BRONWN, W. F.; SRAWLEY, J. E. Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials. Baltimore, Md.: *ASTM Special Technical Publication* No. 410, 1996.
- [32] RICE, J. R.; ROSENGREN, G. F. "Plane Strain Deformation near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, v. 16, n. 1-12, 1968.
- [33] ZHU, Z., JOYCE, J. A., "Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) Testing and Standardization". *Engineering Fracture Mechanics*, v. 85, pp. 1-46, 2012.
- [34] HUTCHINSON, J. W. "Singular Behavior at the end of a Tensile Crack in a Hardening Material", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, v. 16, n. 1, pp. 13-31, July 1968.
- [35] PARIS, P. C. et al. "The Theory of Instability of the Tearing Mode of Elastic Plastic Crack Growth". In: *Elastic-Plastic Fracture*, LANDES; BEGLEY; CLARKE, pp. 5-36. 1979.
- [36] RICE, J. R. "A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks", *Journal of Applied Mechanics*, v. 35, pp. 379-386, 1968.
- [37] BEGLEY, J. A.; LANDES, J. D. "The J-integral as a Fracture Criterion". In: *Proceeding of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics*, pp. 1-23, Philadelphia, 1972.
- [38] RICE, J. R. "Elastic Plastic Fracture Mechanics Concepts for Interfacial Cracks", *Journal of applied mechanics*, v. 55, pp. 22-53, 1976.
- [39] GARCÍA, T. E. et al. Tenacidad a Fractura de Aceros Estructurales: Aplicación de diferentes Metodologías". In: *Anales de Mecánica de la Fractura*, v. 2, n. 28, pp. 743-748, España, 2011.
- [40]. DONOSO, J. R.; LEIVA, R.; LABBÉ, F. "Análisis Experimental y Numérica del Método del Intercepto para Evaluar la Extensión Estable de Grieta en una Probeta C(T) de Acero, n. 45, pp. 325-333, 2009.
- [41] CLARK, G. A. "Single Specimen Test for J_{IC} Determination Revisited Fracture Mechanics". In: *Fracture Mechanics, ASTM STP 743*. pp. 553-575, 1991.

- [42] WELLS, A. A. Application of Fracture Mechanics at and Beyond General Yielding. *British Welding Journal*, v. 10, pp. 563-570, 1963.
- [43] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, E1290. *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*. United states, 2011.
- [44] JANSSEN, M.; ZUIDEMA, J.; WANHILL, R. J. H., *Fracture Mechanics*. 2. ed. New York, Spon Press, 2002.
- [45] DUARTE FLORES, W. "Centro de pesquisa da Usiminas", comunicação pessoal.
- [46] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALES, E384 - *Standar Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials*, United States, 2010.
- [47] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALES, E45 - *Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steels*, United States, 1999.
- [48] WU, C.P.P., *Inclusion Characterization in High Strength Low Alloy Steel*. M.Sc. Dissertation. University of Toronto, Toronto, Canada. 2009.