**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA**

FERNANDO CESAR LOSS PASSAGEM

**Análise crítica do ensaio de determinação da curva
mestre (ASTM E 1921) aplicado a um aço da
classe API 5L X80**

**São Paulo
2011**

FERNANDO CESAR LOSS PASSAGEM

**Análise crítica do ensaio de determinação da curva
mestre (ASTM E 1921) aplicado a um aço da
classe API 5L X80**

**São Paulo
2011**

FERNANDO CESAR LOSS PASSAGEM

**Análise crítica do ensaio de determinação da curva
mestre (ASTM E 1921) aplicado a um aço da
classe API 5L X80**

Dissertação apresentada a Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo para a obtenção do título de
Mestre em Engenharia

Orientador: Dr. Cláudio Geraldo Schon

**São Paulo
2011**

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com anuência de seu orientador.

São Paulo, de fevereiro de 2011.

Assinatura do autor

Assinatura do orientador

Passagem, Fernando Cesar Loss

Análise crítica do ensaio de determinação da curva mestre (ASTM E 1921-05) aplicado a um aço da classe API 5L X 80 / F.C.L. Passagem. --São Paulo, 2010. 228 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1. Ensaaios dos materiais 2. Tenacidade dos materiais 3. Mecânica da fratura 4. Ductilidade 5. Aço (Propriedades mecânicas) I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. t.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador prof. Dr. Cláudio Geraldo Schon, pela paciência, incentivo e formação dedicados à realização deste trabalho.

O mais profundo e sincero agradecimento à equipe de professores da USP de São Carlos: Waldek Wladimir Bose Filho, Dirceu Spinelli e Cassius Lívio Figueiredo Terra Ruchert, que contribuíram decisivamente na realização dos ensaios de tenacidade à fratura.

A empresa Flukeengenharia (Macaé-RJ), que cedeu seu laboratório para realização da pesquisa de transição dúctil frágil.

A TSA (Tubos Soldados Atlântico – Serra – ES) que cedeu seu laboratório para a realização da pesquisa de transição dúctil frágil.

Ao IFES (Instituto Federal do Espírito Santo) por me liberar para estudos em São Paulo e por ceder suas oficinas para fabricação de corpos de prova e laboratórios para ensaio de materiais.

A minha família pelo constante incentivo e compreensão.

Acima de tudo a Deus, pelo fato de termos a dádiva da vida.

*Dedico esta tese de mestrado a minha irmã Márcia Loss
Passagem Reis (in memoriam)*

RESUMO

Um dos aspectos cruciais do projeto estrutural é a consideração dos efeitos de escala para os materiais que apresentam comportamento quase frágil (*quase-brittle*). Para tanto se desenvolveu na engenharia o método da curva mestre (*upper shelf*), aplicável a aços ferríticos operando em temperaturas contidas no intervalo característico da transição dútil frágil. Este método combina ensaio de impacto e ensaios de tenacidade à fratura em corpos de prova padronizados, propondo-se a descrever o comportamento da tenacidade à fratura em todo o intervalo de temperatura da região de transição dútil-frágil, para qualquer dimensão característica da estrutura. Este método tem como hipótese básica que a fratura se inicia por clivagem no microconstituente mais frágil (geralmente a ferrita).

Este trabalho se propõe a investigar esta hipótese, comparando análises das superfícies de fratura nas diferentes condições de carregamento dos diferentes ensaios mecânicos (tração, impacto e curva J-R) obtidos no âmbito de um ensaio de determinação da curva mestre em um aço da classe API 5L X80. Os resultados mostram que as superfícies de fratura indicam a ação de diversos micros mecanismos em função das diferentes taxas de carregamento, que levantam questão sobre os fundamentos do ensaio de determinação da curva mestre.

ABSTRACT

One of the key aspects of structural integrity is the consideration of scale effects characteristic of materials with present quasi-brittle behavior. The "Master curve" method, designed for ferritic steels operating at temperatures in the materials corresponding to the ductile-brittle transition. This method combines Charpy impact testing and a few fracture toughness tests in standard specimens and is supposedly able to reproduce the material's fracture toughness in the whole ductile-to-brittle transition temperature interval for any characteristic size of the structure. This method relies on the basic hypothesis that fracture is initiated by cleavage of the most brittle micro constituent (generally ferrite). This work investigates this hypothesis by comparing the fracture surfaces obtained under the loading conditions of the different mechanical tests used in the method (tensile, impact and J.R. curve) for the determination of the master curve of an API 5L X80 steel. The results show that these fracture surfaces indicate the action of different fracture micro mechanisms raising doubts on the applicability of the method.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 –	Foto de um oleoduto operado pela TRANSPETRO	25
FIGURA 2 –	Malha de oleodutos e gasodutos no Brasil	26
FIGURA 3 –	Foto de um duto submarino	27
FIGURA 4 –	Sequência de etapas do processo de fabricação de tubos com costura pelo processo UOE SAW	29
FIGURA 5 –	Diagrama em blocos do processo de fabricação de tubos pelo processo UOE SAW com inspeção por partículas magnéticas	30
FIGURA 6 –	Passagem de uma discordância através de compostos precipitados	45
FIGURA 7 –	Ilustração esquemática do processo de laminação controlada com e sem a técnica de resfriamento acelerado	46
FIGURA 8 –	Efeito da temperatura de bobinamento sobre a microestrutura de tiras laminadas a quente	52
FIGURA 9 –	Variantes do processo de resfriamento acelerado: a) resfriamento acelerado interrompido; b) têmpera direta; c) têmpera direta mais auto revenido	53
FIGURA 10 –	Nomenclatura ASTM adotada em corpos de prova entalhados extraídos de chapa laminada	55
FIGURA 11 –	Influência do fibramento mecânico sobre a tenacidade à fratura em analogia aos materiais compósitos: (a) arranjo obstrutor de trinca; (b) arranjo de visor de trinca; (c) arranjo delaminador de trinca	56
FIGURA 12 –	Características de zona de fratura. (a) materiais frágeis; (b) materiais dúcteis; (c) materiais quase-frágeis	59
FIGURA 13 –	Diagrama tensão-deformação. (a) materiais dúcteis; (b) materiais quase frágeis	60
FIGURA 14 –	Corpos de prova de tração com simetria geométrica	61
FIGURA 15 –	Corpos de prova de tenacidade à fratura com simetria geométrica	63
FIGURA 16 –	Heterogeneidades com distribuição aleatória e estatística no material	68

FIGURA 17 – Modos de carregamento durante abertura de trinca: Modo I: abertura de trinca; Modo II: deslizamento de trinca; Modo II: rasgamento de trinca	71
FIGURA 18 – Distribuição de tensões e deformações na ponta da trinca	71
FIGURA 19 – Comparação entre as curvas tensão deformação de um material de alta resiliência (aço mola) e outro de maior ductilidade (aço macio)	75
FIGURA 20 – Determinação de um contorno cíclico em torno da trinca	78
FIGURA 21 – Contorno cíclico anti-horário em torno da trinca	82
FIGURA 22 – Corpo de prova trincado de espessura unitária submetido a um campo de tensões	83
FIGURA 23 – Esquema de uma curva de resistência ao crescimento de trinca indicando os estágios de evolução do defeito	87
FIGURA 24 – Construção gráfica para a determinação de J_{IC}	88
FIGURA 25 – Técnica do corpo de prova único (método da compliance) para a construção da curva J-R	89
FIGURA 26 – Definição de área plástica, A_{pl} , usada nos cálculos de J de materiais metálicos	91
FIGURA 27 – (a) placa infinita contendo uma trinca de comprimento $2a$, e submetida a uma tensão σ (b) variação da energia elástica com o deslocamento da trinca de a para $a + da$	94
FIGURA 28 – Variação da energia com o crescimento induzido da trinca	95
FIGURA 29 – Comportamento de um sólido elástico não linear	98
FIGURA 30 – Ilustração do método original para estimativa de J_{IC} desenvolvido por Begley e Landes (1972)	100
FIGURA 31 – Método da compliance para construção da curva J-R	104
FIGURA 32 – Corpos de prova de tenacidade à fratura padrão seguindo a Norma ASTM	105
FIGURA 33 – Nomenclatura ASTM adotada em corpos de prova entalhados extraídos de chapa laminada	106
FIGURA 34 – Ilustração da pré trinca de fadiga realizada no entalhe do corpo de prova compacto em tração de tenacidade à fratura	107
FIGURA 35 – Ilustração dos entalhes laterais em corpos de prova compacto em tração de tenacidade à fratura	108

FIGURA 36 –	Curva de transição dúctil frágil ilustrando suas regiões características: upper shelf (região dúctil); lower shelf (região frágil) e transition region (transição dúctil frágil)	109
FIGURA 37 –	Determinação do fenômeno de <i>Pop in</i> durante o ensaio de construção da curva J-R	116
FIGURA 38 –	Projeto do corpo de prova de tração	130
FIGURA 39 –	Corpo de prova compacto em tração para ensaio de tenacidade à fratura	132
FIGURA 40 –	Projeto do corpo de prova compacto em tração para ensaio de tenacidade à fratura	133
FIGURA 41 –	Ilustração do <i>clip gage</i> acoplado ao corpo de prova compacto em tração na máquina universal de ensaio de tenacidade à fratura MTS	135
FIGURA 42 –	Medição digital do tamanho da pré trinca (azul) e da trinca (vermelha) para validação do ensaio segundo a Norma ASTM	137
FIGURA 43 –	Micrografia do aço API 5L X80 mostrando os constituintes estruturais ferrita (cor clara) e perlita (cor escura). 500 X. Nital 3 %	138
FIGURA 44 –	Microscopia eletrônica de varredura mostrando o constituinte MA (martensita-austenita). 5000 X. Nital 10 %	139
FIGURA 45 –	Curva tensão deformação obtida em ensaio de tração utilizando corpo de prova com a orientação de laminação no sentido longitudinal	143
FIGURA 46 –	Curva tensão deformação obtida em ensaio de tração utilizando corpo de prova com a orientação de laminação no sentido transversal	145
FIGURA 47 –	Fractografia do corpo de prova de ensaio de tração ensaiado no sentido longitudinal mostrando a fratura típica dúctil com dimples. 2000 X	146
FIGURA 48 –	Fractografia do corpo de prova de ensaio de tração ensaiado no sentido transversal mostrando a fratura típica dúctil com dimples. 2000 X	147
FIGURA 49 –	Curva de transição dúctil frágil do aço API 5L X80 para tubos	150
FIGURA 50 –	Fractografia do corpo de prova 1 de impacto charpy ensaiado a 0° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de delaminações. 36 X	151

FIGURA 51 – Fractografia do corpo de prova 2 de ensaio de impacto charpy ensaiado a 0° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 1000 X	152
FIGURA 52 – Fractografia do corpo de prova 3 de ensaio de impacto charpy ensaiado a 0° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 1000 X	152
FIGURA 53 – Fractografia do corpo de prova 3 de ensaio de impacto charpy ensaiado a 0° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X	153
FIGURA 54 – Fractografia do corpo de prova 1 de ensaio de impacto charpy ensaiado a 0° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 5000 X	153
FIGURA 55 – Fractografia do corpo de prova 4 de impacto charpy ensaiado a – 20° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de delaminações 36 X	154
FIGURA 56 – Fractografia do corpo de prova 5 de impacto charpy ensaiado a – 20° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X	154
FIGURA 57 – Fractografia do corpo de prova 6 de impacto charpy ensaiado a – 20° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 1000 X	155
FIGURA 58 – Fractografia do corpo de prova 6 de impacto charpy ensaiado a – 20° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X	155
FIGURA 59 – Fractografia do corpo de prova 4 de impacto charpy ensaiado a – 20° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 5000 X	156
FIGURA 60 – Fractografia do corpo de prova 7 de impacto charpy ensaiado a – 40° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 1000 X	156
FIGURA 61 – Fractografia do corpo de prova 8 de impacto charpy ensaiado a – 40° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 5000 X	157
FIGURA 62 – Fractografia do corpo de prova 9 de impacto charpy ensaiado a – 40° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X	157
FIGURA 63 – Fractografia do corpo de prova 7 de impacto charpy ensaiado a – 40° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 5000 X	158

FIGURA 64 – Fractografia do corpo de prova 9 de impacto charpy ensaiado a – 40° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 1000 X	158
FIGURA 65 – Fractografia do corpo de prova 10 de impacto charpy ensaiado a – 60° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de delaminações. 36 X	159
FIGURA 66 – Fractografia do corpo de prova 11 de impacto charpy ensaiado a – 60° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 1000 X	159
FIGURA 67 – Fractografia do corpo de prova 12 de impacto charpy ensaiado a – 60° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 5000 X	160
FIGURA 68 – Fractografia do corpo de prova 12 de impacto charpy ensaiado a – 60° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X	160
FIGURA 69 – Fractografia do corpo de prova 10 de impacto charpy ensaiado a – 60° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X	161
FIGURA 70 – Fractografia do corpo de prova 13 de impacto charpy ensaiado a – 80° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de delaminações. 36 X	161
FIGURA 71 – Fractografia do corpo de prova 14 de impacto charpy ensaiado a – 80° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X	162
FIGURA 72 – Fractografia do corpo de prova 15 de impacto charpy ensaiado a – 80° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X	162
FIGURA 73 – Fractografia do corpo de prova 15 de impacto charpy ensaiado a – 80° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples, mas já observando as facetas de clivagem com marcas de rios. 1000 X	163
FIGURA 74 – Fractografia do corpo de prova 13 de impacto charpy ensaiado a – 80° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples, mas já observando as facetas de clivagem com marcas de rios. 1000 X	163
FIGURA 75 – Fractografia do corpo de prova 16 de impacto charpy ensaiado a – 95° C mostrando a fratura semi frágil no qual se observa a presença de dimples e facetas de clivagem com marcas de rios. 1000 X	164

FIGURA 76 –	Fractografia do corpo de prova 17 de impacto charpy ensaiado a – 95°C no qual se observa a fratura semi frágil com presença de delaminações. 36 X	164
FIGURA 77 –	Fractografia do corpo de prova 18 de impacto charpy ensaiado a – 95° C observando-se a fratura semi frágil com a presença de dimples e facetas de clivagem com marcas de rio. 200 X	165
FIGURA 78 –	Fractografia do corpo de prova 16 de impacto charpy ensaiado a – 95° C mostrando a fratura semi frágil com presença de dimples e facetas de clivagem com marcas de rios. 1000 X	165
FIGURA 79 –	Fractografia do corpo de prova 16 de impacto charpy ensaiado a – 95°C mostrando a fratura semi frágil na qual se observa dimples de fratura dúctil e facetas de clivagem com marcas de rio. 2000 X	166
FIGURA 80 –	Fractografia do corpo de prova 19 de impacto charpy ensaiado a – 100°C na qual se observa a fratura semi frágil com a presença de delaminações. 36 X	166
FIGURA 81 –	Fractografia do corpo de prova 20 de impacto charpy ensaiado a – 100°C na qual se observa a fratura semi frágil com a presença de dimples e faceta de clivagem com marcas de rios. 2000 X	167
FIGURA 82 –	Fractografia do corpo de prova 20 de impacto charpy ensaiado a – 100°C na qual se observa a fratura semi frágil com a presença de dimples e faceta de clivagem com marcas de rios. 1000 X	167
FIGURA 83–	Fractografia do corpo de prova 21 de impacto charpy ensaiado a – 100°C na qual se observa a fratura semi frágil com a presença de dimples. Faceta de clivagem com marcas de rios são indicadas por setas. 1000 X	168
FIGURA 84 –	Fractografia do corpo de prova 21 de impacto charpy ensaiado a – 100°C na qual se observa a fratura semi frágil com a presença de dimples. Faceta de clivagem com marcas de rios são indicadas por setas. 1000 X	168
FIGURA 85 –	Fractografia da superfície de falha do corpo de prova 1 de impacto charpy ensaiado a 0° C, indicando a fratura transgranular conforme destacado em amarelo. 2500 X. Nital 3 %.	169
FIGURA 86 –	Fractografia da superfície de falha do corpo de prova 4 de impacto charpy ensaiado a – 20° C, indicando a fratura transgranular conforme destacado em amarelo. 2500 X. Nital 3 %.	170

FIGURA 87 – Fractografia da superfície de falha do corpo de prova 8 de impacto charpy ensaiado a – 40° C, indicando a fratura transgranular conforme destacado em amarelo. 2500 X. Nital 3 %	170
FIGURA 88 – Fratura transgranular (Temperatura a – 20° C) Fractografia da superfície de falha do corpo de prova 10 de impacto charpy ensaiado a – 60° C, indicando a fratura transgranular conforme destacado em amarelo. 2500 X. Nital 3 %	171
FIGURA 89 – Fractografia da superfície de falha do corpo de prova 13 de impacto charpy ensaiado a – 80° C, indicando a fratura transgranular conforme destacado em amarelo. 2500 X. Nital 3 %	171
FIGURA 90 – Fractografia da superfície de falha do corpo de prova 17 de impacto charpy ensaiado a – 95° C, indicando a fratura transgranular conforme destacado em amarelo. 2500 X. Nital 3 %.	172
FIGURA 91 – Fractografia da superfície de falha do corpo de prova 21 de impacto charpy ensaiado a – 100° C, indicando a fratura transgranular conforme destacado em amarelo. 2500 X. Nital 3 %.	172
FIGURA 92 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 1 do ensaio de tenacidade à fratura	176
FIGURA 93 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 1 do ensaio de tenacidade à fratura	176
FIGURA 94 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 2 do ensaio de tenacidade à fratura	177
FIGURA 95 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 2 do ensaio de tenacidade à fratura	177
FIGURA 96 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 3 do ensaio de tenacidade à fratura	178
FIGURA 97 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 3 do ensaio de tenacidade à fratura	178
FIGURA 98 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 4 do ensaio de tenacidade à fratura	179
FIGURA 99 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 4 do ensaio de tenacidade à fratura	179
FIGURA 100 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 5 do ensaio de tenacidade à fratura	180

FIGURA 101 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 5 do ensaio de tenacidade à fratura	180
FIGURA 102 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 6 do ensaio de tenacidade à fratura.	181
FIGURA 103 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 6 do ensaio de tenacidade à fratura	181
FIGURA 104 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 7 do ensaio de tenacidade à fratura	182
FIGURA 105 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 7 do ensaio de tenacidade à fratura	182
FIGURA 106 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 8 do ensaio de tenacidade à fratura	183
FIGURA 107 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 8 do ensaio de tenacidade à fratura	183
FIGURA 108 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 1 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a presença de dimples. 1000 X	184
FIGURA 109 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 2 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a presença de dimples. Observa-se que os dimples nucleiam em partículas de inclusão de Al e Si. 1000 X	186
FIGURA 110 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 3 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a forte presença de delaminações e <i>Pop in</i> . 32 X.	187
FIGURA 111 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 4 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a presença de dimples e delaminações. 2000 X	188
FIGURA 112 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 5 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a presença de delaminações e dimples que nucleiam a partir de partículas de compostos intermetálicos. 2000 X	189
FIGURA 113 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 6 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a presença de delaminações e dimples. 2000 X	191

FIGURA 114 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 7 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a presença de delaminações e dimples. 2000 X	192
FIGURA 115 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 8 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a presença de dimples. Observa-se que os dimples nucleiam em partículas de inclusão de Al e Si. 1000 X	194
FIGURA 116 – Curva mestre do aço API 5L X80 [61].	202
FIGURA 117 – Fractografia do corpo de prova de tração 1 com direção de laminação no sentido longitudinal, apresentando à fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X	203
FIGURA 118 – Fractografia do corpo de prova de tração 6 com direção de laminação no sentido transversal, apresentando à fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X	203
FIGURA 119 – Ilustração esquemática de uma barra cilíndrica em ensaio de tração mostrando o mecanismo de coalescimento denominado “ruptura normal”	204
FIGURA 120 – Fractografia do corpo de prova de impacto charpy 1 ensaiado a 0° C mostrando o modo de falha totalmente dúctil com extensiva deformação plástica no entalhe, presença de dimples alongados e aspecto fibroso. 2000 X	205
FIGURA 121 – Fractografia do corpo de prova de impacto charpy 3 ensaiado a 0° C indicando a presença das delaminações. 36 X.	206
FIGURA 122 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 1 para o ensaio de tenacidade à fratura, indicando a presença da fratura dúctil com dimples. 1000 X	206
FIGURA 123 – Mecanismo de fratura por “rasgamento” típica de corpos de prova entalhados para o ensaio de tenacidade à fratura	207
FIGURA 124 – Dimples alongados próximos à trinca no início da propagação da fratura	208
FIGURA 125 – Dimples arredondados no final do processo de fratura	208
FIGURA 126 – Fraturas por clivagem nas delaminações dos corpos de prova compacto em tração	209

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – Especificação de composição química em porcentagem em peso, para a Norma API 5L (PSL1)	32
TABELA 2 – Especificação de composição química em porcentagem em peso, para a Norma API 5L (PSL2)	34
TABELA 3 – Especificação de propriedades mecânicas para tubos com nível de qualidade PSL1	37
TABELA 4 – Especificação de propriedades mecânicas para tubos com nível de qualidade PSL2.....	38
TABELA 5 – Propriedades mecânicas segundo Norma API 2007.....	41
TABELA 6 – Composição química em percentual máximo	42
TABELA 7 – Equações do produto de solubilidade de alguns precipitados em aços ARBL	49
TABELA 8 – Parâmetros do ensaio da pré trinca.....	134
TABELA 9 – Parâmetros de ensaio.....	136
TABELA 10 – Curva tensão deformação.....	142
TABELA 11 – Curva tensão deformação	144
TABELA 12 – Resultados do ensaio de impacto	148
TABELA 13 – Dimensões dos corpos de prova de impacto charpy	149
TABELA 14 – Dados de ensaio de determinação da curva J-R	173

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

HV	–	Dureza Vickers
D_0	–	Diâmetro inicial em milímetro
D_f	–	Diâmetro final em milímetro
L_0	–	Comprimento inicial em milímetro
L_f	–	Comprimento final em milímetro
A_0	–	Área inicial em milímetro quadrado
A_f	–	Área final em milímetro quadrado
RA%	–	Redução de área percentual
A%	–	Alongamento percentual
$P_{máx}$	–	Carga máxima em Newton
API	–	American Petroleum Institute
ARBL		Aços de alta resistência e baixa liga
$C_{(T)}$	–	Corpo de prova de mecânica de fratura compacto submetido à tração
COD	–	Crack opening displacement
CVN	–	Charpy V notch
LLD	–	Load line displacement
TL	–	Carregamento no sentido transversal e propagação da trinca no sentido longitudinal
MA	–	Constituinte martensita austenita
MEV	–	Microscópio eletrônico de varredura
MFEL	–	Mecânica da fratura elástica linear
MFEP	–	Mecânica da fratura elasto plástica
UOE	–	Dobramento em U, fechamento em O e expansão E
RPV	–	Reactor pressure vessel
FPZ	–	Fracture process zone
$P_1(\sigma, V_o)$	–	Probabilidade de falha

LISTA DE SÍMBOLOS

σ_r	– Tensão de resistência máxima
$\mathfrak{g}$	– Derivação de Energia
J-R	– Curva de resistência à propagação de trinca, curvas J-R
σ_e	– Tensão limite de escoamento
σ	– Tensão limite de resistência
A	– Alongamento total
J	– Integral J
E	– Módulo de elasticidade
τ	– Caminho arbitrário em torno da ponta da trinca
W	– Densidade de energia de deformação
d_s	– Incremento de comprimento ao longo do contorno τ
d_y	– Componente de ds na direção y
T_i	– Componente do vetor tração
U_i	– Componente do vetor deslocamento
U	– Energia potencial
F	– Trabalho devido às forças externas
R	– Distância à ponta da trinca em coordenadas polares
θ	– Ângulo em relação plano de propagação da trinca, em coordenadas polares
Δa	– Extensão da trinca
J_{ic}	– Tenacidade à iniciação ao crescimento dúctil de trinca
W	– Largura do corpo de prova
B	– Espessura do corpo de prova
A	– Comprimento de trinca
a_o	– Comprimento inicial de trinca
J_{pl}	– Integral J simplificada para determinar J_{IC}
A_{pl}	– Área plástica abaixo da curva de carga vs. deslocamento
ν	– Coeficiente de Poisson
J_{el}	– Parcela elástica da integral J
$f(a_i/W)$	– Fator de forma
$J_{m\acute{a}x}$	– Máxima integral J para crescimento de trinca controlada por J

$\Delta a_{\text{máx}}$	– Máxima extensão de trinca controlada por J
γ	– Constante adimensional dependente da geometria do corpo de prova
F_m	– Cara máxima
σ_N	– Tensão normal
$S_{o(D)}$	– Função de área
P	– Resistência nominal
D	– Diâmetro
$f_{(D)}$	– Função adimensional
C_1	– Constante de integração
S	– Expoente do efeito de escala
$\sigma_{\text{Máx}}$	– Tensão máxima aplicada
π	– Constante adimensional
K_{IC}	– Tenacidade à fratura
$Y(a/W)$	– Fator de forma
l_o	– Comprimento crítico
V_o	– Volume
$Pf_{(\sigma N)}$	– Probabilidade acumulada de falha
C	– Função escalar do tensor de tensão local
X	– Coordenada de vetor
V	– Volume de estrutura
σ_{ij}	– Probabilidade acumulada de falha por unidade de volume do material
σ_1	– Tensão principal
$C_{(\sigma)}$	– Concentração de distribuição de probabilidade de falha
M	– Módulo de Weibull
σ_o	– Parâmetro de escala
σ_u	– Limiar de resistência
P_f	– Função de Weibull
τ_x	– Função gama de Euler
W	– Desvio padrão
γ_s	– Energia superficial específica
$d\varepsilon$	– Incremento de deformação
ε_f	– Deformação final

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS.....	23
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
2.1 AÇOS PARA TUBULAÇÃO DE PETRÓLEO	24
2.1.1 Tubulações no sistema dutoviário petrolífero do Brasil.....	24
2.1.2 Processo de fabricação de tubos	28
2.1.3 A norma API 5L.....	30
2.2 EFEITOS DE ESCALA.....	57
2.2.1 Materiais quase frágeis	57
2.3 MECÂNICA DE FRATURA.....	70
2.3.1 Mecânica da fratura linear elástica	70
2.3.2 Mecânica da fratura elasto plástica	78
2.4 O ENSAIO DE DETERMINAÇÃO DA CURVA MESTRE	109
2.4.1 A temperatura característica	109
2.4.2 Procedimento do Ensaio	111
2.4.3 Uso da Curva Mestre	121
3 MATERIAIS E MÉTODOS	128
3.1 MATERIAL.....	128
3.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	128
3.2.1 Metalografia do material base	128
3.2.2 Metalografia da região de falha	129
3.2.3 Fractografia	129
3.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS	129
3.3.1 Ensaio de tração.....	129
3.3.2 Ensaio de impacto charpy	131
3.3.3 Ensaio de tenacidade à fratura para a obtenção da curva J-R....	131

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	138
4.1 MICROESTRUTURA DO MATERIAL BASE	138
4.2 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	140
4.2.1 Curva tensão deformação	140
4.3 SENTIDO LONGITUDINAL	142
4.4 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	144
4.4.1 Sentido transversal	144
4.4.2 Superfícies de fratura.....	146
4.5 ENSAIO DE IMPACTO E REGIÃO DE TRANSIÇÃO DÚCTIL FRÁGIL	147
4.5.1 Curva de transição dúctil frágil.....	147
4.5.2 Fractografia dos corpos de prova	151
4.5.3 Perfil de superfície de fratura	169
4.6 CURVA J-R	172
4.6.1 Resultados do ensaio	176
4.6.2 Fractografia dos corpos de prova compacto em tração	183
4.7 A CURVA MESTRE	194
4.7.1 Cálculo do K_{JC}	195
4.7.2 Correção do efeito de escala.....	198
4.7.3 Determinação de K_o.....	200
4.7.4 Cálculo do $K_{JC(med)}$	200
4.7.5 Determinação da temperatura de referência T_o.....	201
4.7.6 Determinação da curva mestre.....	201
4.8 COMPARAÇÃO ENTRE AS SUPERFÍCIES DE FRATURA.....	202
5 CONCLUSÃO	210
6 BIBLIOGRAFIA.....	213
ANEXO.....	221

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

Um dos aspectos fundamentais do projeto estrutural é a consideração da transferibilidade dos resultados obtidos nos ensaios mecânicos.

Para duas classes de materiais esta transferência é direta (materiais dúcteis) ou pode ser prevista (materiais frágeis), por meio da distribuição de Weibull.

Há, entretanto, uma classe intermediária, os materiais quase frágeis, que apresentam comportamento intermediário, não previsível, conhecido como efeito de escala.

Aços ferríticos apresentam uma extensa faixa de temperatura em que a fratura tem um caráter intermediário parcialmente dúctil e parcialmente frágil: a região de transição dúctil-frágil. A necessidade de ensaios mecânicos que sejam capazes de analisar os efeitos de escala levou ao desenvolvimento do método da curva mestre (*upper shelf*).

O objetivo principal deste trabalho é aplicar a metodologia da determinação da curva mestre (Norma ASTM) à caracterização do processo da fratura de um aço ARBL da classe API 5L X80.

Como objetivo secundário, serão analisadas as superfícies de fratura obtidas nos diferentes ensaios mecânicos que compõem o método (tração, impacto e tenacidade à fratura), para análise do micro mecanismos de fratura atuante.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS PARA TUBULAÇÃO DE PETRÓLEO

2.1.1 Tubulações no sistema dutoviário petrolífero do Brasil

A Bahia foi o estado pioneiro em 1942 no transporte dutoviário, com a ligação entre a Refinaria de Aratu ao Porto de Santa Luzia. Com a criação da Petrobrás em 1953, intensificou-se a construção de oleodutos na Bahia. Na década de 60 entrou em operação o ORBEL, oleoduto ligando a REDUC (Refinaria Duque de Caxias) a Belo Horizonte, com tubos de 18" de diâmetro e 365 Km de extensão. Na década de 70 foi inaugurado o oleoduto que liga São Sebastião a Paulínia, com dutos de 24" de diâmetro e 226 Km de extensão. Em 1977 entrou em operação o TEBIG (Terminal da Baía de Ilha Grande) sendo que, a ligação entre o píer e os tanques era feita por dutos de 42" em uma extensão de 4,6 Km. O oleoduto que liga Angra dos Reis à REDUC, tem 125 Km de extensão e 40" de diâmetro. Na década de 80 houve uma exploração maior de gasodutos, principalmente na bacia de Campos e Espírito Santo [1].

Com a inauguração do gasoduto Rio de Janeiro – Belo Horizonte, o Gasbel, o Brasil atingiu 22 mil Km de malha dutoviária e ocupa atualmente a 16ª posição no ranking mundial [2].

A TRANSPETRO – Petrobrás Transporte S.A., é a principal empresa de logística e transporte de combustível no Brasil. A TRANSPETRO atua em terra em quatro regiões que são: Sudeste, Centro Oeste/são Paulo e Norte/Nordeste [3,4].

No setor de oleodutos a TRANSPETRO é responsável pelo transporte dutoviário, armazenamento, distribuição de petróleo, derivados e produtos petroquímicos. No segmento de gasodutos a TRANSPETRO atua desde a fase

de projeto até a entrega de instalações e gerências operacionais, seguindo todas as normas de segurança. O sistema dutoviário da TRANSPETRO é controlado pelo Centro Nacional de Controle Operacional (CNCO), localizado no Rio de Janeiro, conforme ilustra a Figura 1 [4].

Figura 1 – Foto de um oleoduto operado pela TRANSPETRO. [1]

O transporte dutoviário é classificado em terrestre e submarino. Os dutos terrestres apresentam as seguintes subdivisões [1]:

- Subterrâneos – são os dutos que ficam enterrados sob o solo, para que fiquem mais protegidos no meio ambiente, veículos e ações humanas. Os dutos enterrados ficam mais protegidos em casos de vazamentos e atmosfera corrosiva. O único inconveniente é quando estão próximas a linhas férreas.
- Aparentes – são os dutos visíveis no solo. Geralmente encontram-se próximos das estações de bombeamento, lançamento e recebimento de PIG – *Pipeline Internal Gate*.
- Aéreas – são dutos visíveis no solo e usados em terrenos acidentados, grandes vales, etc.

No modo submarino os dutos em sua maioria são submersos e geralmente são utilizados para o transporte de petróleo das plataformas marítimas para as refinarias ou tanques de armazenamento, conforme a Figura 3 [1].

Figura 3 – Foto de um duto submarino. [2]

Com relação aos produtos transportados, os dutos podem ser assim classificados [1]:

- Oleodutos – são os dutos que transportam petróleo e derivados. A rede de oleodutos da TRANSPETRO apresenta quatro gerências regionais: sul, São Paulo, Centro Oeste e Norte/Nordeste/Sudeste.
- Gasodutos – são dutos que transportam gás natural e são operados pela TRANSPETRO
- Polidutos – são dutos que transportam dois produtos. Neste caso deve-se trabalhar com produtos de características semelhantes, para que no fluido a interface entre os mesmos seja a menor possível.

2.1.2 Processo de fabricação de tubos

O processo de fabricação de tubos a partir de chapas de aço API 5L X80, é denominado “U O E”, sendo que a sigla representa as etapas do processo de fabricação. Na primeira etapa ocorre o dobramento da chapa em “U”, sendo que posteriormente o “U” é conformado em “O”. Em seguida ocorre a soldagem das chapas pelo processo arcos submersos. Após a soldagem o tubo é submetido a uma expansão, que representa a letra “E” da sigla do processo, que tem por objetivo ajustar as dimensões do tubo às exigências da norma API 5L. Durante todo o processo de fabricação, através das operações de soldagem, o tubo é submetido às mais rigorosas operações de controle de qualidade por ultrassom, para verificar possíveis defeitos de soldagem.

Finalmente o tubo é submetido a operações de controle de qualidade dimensional e a operações de pesagem. O processo “UOE” é ilustrado na Figura 4, [5].

Figura 4 – Sequência de etapas do processo de fabricação de tubos com costura pelo processo UOE SAW [5]

2.1.2.1 Fabricação de tubos inspecionados por partículas magnéticas

Basicamente a chapa é prensada em forma de “U” e na forma de “O”. Em seguida é submetida a uma soldagem por arco submerso interno e externo (SA/W), seguida de expansão. Em seguida os tubos são testados hidrostaticamente e a solda é submetida a uma inspeção por ultrassom e ensaios radiográficos em suas extremidades, segundo uma extensão de 205 mm de acordo com a Norma API ou 300 mm pela DNV. Em função da especificação, o tubo pode ser inspecionado por partículas magnéticas ou líquidas penetrantes.

Finalmente os tubos são pesados e aferidos as suas dimensões. A Figura 5 ilustra as estampas do processo UOE-SAW [5].

Figura 5 – Diagrama em blocos do processo de fabricação de tubos pelo processo UOE SAW com inspeção por partículas magnéticas [5]

2.1.3 A norma API 5L

Os tubos utilizados para o transporte de óleo e gás têm a sua classificação normatizada pela API (*American Petroleum Institute* – Instituto Americano de Petróleo).

A norma classifica os tubos em basicamente dois níveis de qualidade: PSL1 e PSL2, onde PLS (*Product Specification Level*). Os principais fatores que diferenciam os níveis de qualidade são as propriedades mecânicas e a composição química.

Para a classe 5L, os dois últimos dígitos representam a tensão de escoamento mínima no sistema inglês. Como exemplo, um aço API 5L X80 apresenta tensão de escoamento mínima de 80KSI.

A Norma API 5L 2004, os limites de composição química para os aços API 5L, conforme os níveis de qualidade PSL1 e PSL2, segundo as Tabelas 1 e 2

A Norma API 5L 2004 especifica os limites de propriedades mecânicas para os aços API 5L, conforme os níveis de qualidade PSL1 e PSL2, segundo as Tabelas 3 e 4.

A Norma API 5L 2007 especifica os limites de composição química para o nível de qualidade PSL2, conforme indica a Tabela 5. [6]

TABELA 1 – Especificação de composição química em porcentagem em peso, para a Norma API 5L (PSL1) [6]

Grau	C	Mn	P		S	Ti	Outros
	% máx	% máx	% min	% máx	% min	% máx	
Tubos sem costura							
A25-I	0,21	0,60		0,030	0,030	-	-
A25-II	0,21	0,60	0,045	0,045 a 0,080	0,030	-	-
A	0,22	0,90		0,030	0,030	-	-
B	0,28	1,20		0,030	0,030	0,040	b, c, d
X42	0,28	1,30		0,030	0,030	0,040	c, d
X46	0,28	1,40		0,030	0,030	0,040	c, d
X52	0,28	1,40		0,030	0,030	0,040	c, d
X56	0,28	1,40		0,030	0,030	0,040	c, d
X60	0,28	1,40		0,030	0,030	0,040	c, d
X65	0,28	1,40		0,030	0,030	0,06	c, d
X70	0,28	1,40		0,030	0,030	0,06	c, d

TABELA 1 – Especificação de composição química em porcentagem em peso, para a Norma API 5L (PSL1) – continuação.

Grau	C	Mn	P		S	Ti	Outros
	% máx	% máx	% min	% máx	% min	% máx	
Tubos com costura							
A25-I	0,21	0,60		0,030	0,030	-	-
A25-II	0,21	0,60	0,045	0,080	0,030	-	-
A	0,22	0,90		0,030	0,030	-	-
B	0,26	1,20		0,030	0,030	0,04	b, c, d
X42	0,26	1,30		0,030	0,030	0,04	c, d
X46	0,26	1,40		0,030	0,030	0,04	c, d
X52	0,26	1,40		0,030	0,030	0,04	c, d
X56	0,26	1,40		0,030	0,030	0,04	c, d
X60	0,26	1,40		0,030	0,030	0,04	c, d
X65	0,26	1,45		0,030	0,030	0,06	c, d
X70	0,26	1,65		0,030	0,030	0,06	c, d

TABELA 2 – Especificação de composição química em porcentagem em peso, para a Norma API 5L (PSL2) [6]

Grau	C	Mn	P	S	Ti	Outros
	% máx ^a	% máx ^a	% máx	% máx	% máx	
Tubos sem costura						
B	0,24	1,20	0,025	0,015	0,04	d, e
X42	0,24	1,30	0,025	0,015	0,04	c, d
X46	0,24	1,40	0,025	0,015	0,04	c, d
X52	0,24	1,40	0,025	0,015	0,04	c, d
X56	0,24	1,40	0,025	0,015	0,04	c, d
X60	0,24	1,40	0,025	0,015	0,04	c, d
X65 ^f	0,24	1,40	0,025	0,015	0,06	c, d
X70 ^f	0,24	1,40	0,025	0,015	0,06	c, d
X80 ^f	0,24	1,40	0,025	0,015	0,06	c, d

TABELA 2 – Especificação de composição química em porcentagem em peso, para a Norma API 5L (PSL2) – continuação.

Grau	C	Mn	P	S	Ti	Outros
	% máx ^a	% máx ^a	% máx	% máx	% máx	
Tubos com costura						
B	0,22	1,20	0,025	0,015	0,04	d, e
X42	0,22	1,30	0,025	0,015	0,04	c, d
X46	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	c, d
X52	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	c, d
X56	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	c, d
X60 ^f	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	c, d
X65 ^f	0,22	1,45	0,025	0,015	0,06	c, d
X70 ^f	0,22	1,65	0,025	0,015	0,06	c, d
X80 ^f	0,22	1,85	0,025	0,015	0,06	c, d

Notas para as Tabelas de 1 e 2,

- ^a Para cada redução de 0,01 % abaixo do teor máximo especificado de carbono, um aumento de 0,05 % acima do máximo especificado do teor de manganês é permitido, aumento máximo de 1,5 % para os graus X42 até X52, aumento máximo de 1,65 % para graus maiores do que X52 mas menores do que X70 e aumento máximo de 2,0 % para o grau X70 e mais.
- ^b A soma dos teores de Nb e V não devem exceder 0,03 %, exceto para acordo entre fabricante e comprador.
- ^c Nb, V, ou combinações devem ser usadas como critério do fabricante.
- ^d A soma de Nb, V e Ti não deve exceder 0,15 %.
- ^e A soma de Nb e V contido no material, não deve exceder 0,06 %, exceto para acordo entre comprador e fabricante.

Outras composições químicas devem ser fornecidas por acordo entre fabricante e comprador, prevendo os limites da nota (d) e os limites para fósforo e enxofre.

TABELA 3 – Especificação de propriedades mecânicas para tubos com nível de qualidade PSL1 [6]

Grau	Tensão de escoamento mínima		Tensão de resistência mínima		Alongamento percentual mínimo em 50,8 mm
	Psi	MPa	Psi	MPa	
A25	25000	172	45000	310	A
A	30000	207	48000	331	A
B	35000	241	60000	414	A
X42	42000	290	60000	414	A
X46	46000	317	63000	434	A
X52	52000	359	66000	455	A
X56	56000	386	71000	490	A
X60	60000	414	75000	517	A
X65	65000	448	77000	531	A
X70	70000	483	82000	565	A

TABELA 4 – Especificação de propriedades mecânicas para tubos com nível de qualidade PSL2 [6]

Grau	Tensão de escoamento mínimo		Tensão de escoamento máximo ^b		Tensão de resistência mínima		Tensão de resistência máxima ^c		Alongamento percentual mínimo em 50,8 mm
	Psi	Mpa	Psi	Mpa	Psi	MPA	Psi	MPA	
B	35000	241	65000	448	60000	414	110000	758	a
X42	42000	290	72000	496	60000	414	110000	758	a
X46	46000	317	76000	524	63000	434	110000	758	a
X52	52000	359	77000	531	66000	455	110000	758	a
X56	56000	386	79000	544	71000	490	110000	758	a
X60	60000	414	82000	565	75000	517	110000	758	a
X65	65000	448	87000	600	77000	531	110000	758	a
X70	70000	483	90000	621	82000	565	110000	758	a
X80	80000	552	100000 ^e	690	90000	621	120000	827	a

^a Alongamento mínimo

A Norma API 5L estabelece a seguinte relação para o cálculo do alongamento mínimo do sistema internacional de unidades (SI):

$$e = 1,944 \frac{A^{0,2}}{U^{0,9}} \quad (1)$$

Onde:

^e = alongamento mínimo para $L_o = 50,8$ mm, onde L_o é o comprimento inicial de teste do espécime.

A = menor valor entre a área da seção transversal do corpo de prova retangular e 485 mm^2 .

U = tensão limite de resistência mínima especificada para cada grau (Mpa).

^b = máxima tensão de escoamento para um grau intermediário deve ser o máximo grau mais próximo listado.

Todos os graus intermediários tem uma tensão máxima de resistência de 110000 psi (758 Mpa).

^d = máxima tensão de escoamento para os tubos de grau B submetidos ao teste longitudinal é 72000 psi (496 MPa).

^e = para espessura de parede maior do que 25 mm, a máxima tensão de escoamento deve ser determinada por um acordo entre comprador e fabricante.

A especificação de resistência mecânica e composição química para os aços API 5L PSL2, está demonstrado nas Tabelas 5 e 6, de acordo com a Norma API 5L 2007.

A relação entre a tensão de escoamento e o limite de resistência não ser superior a 0,93 para os graus de Ba X80, e 0,95 para X90, 0,97 para X100 e 0,99 para o X120.

A determinação do alongamento mínimo no ensaio de tração pela Norma API 5L, é assim obtida:

$$A = 1,940 \frac{A_{xc}^{0,2}}{U^{0,9}} \quad (2)$$

Onde:

A_{xc} = menor valor entre 485 mm^2 e a área da seção transversal útil do corpo de prova dado em mm^2

U = Limite de resistência mínima em MPa

TABELA 5 – Propriedades mecânicas segundo Norma API 2007 [6]

Grau	Tensão de escoamento mínimo		Tensão de escoamento máximo		Limite de resistência		Limite máximo de resistência	
	Psi	Mpa	Psi	Mpa	Psi	MPA	Psi	MPA
BM	35500	245	65300	450	60200	415	110200	760
X42M	42100	290	71800	495	60200	415	110200	760
X46M	46400	320	76100	525	63100	435	110200	760
X52M	52200	360	76900	530	66700	460	110200	760
X56M	56600	390	79000	545	71100	490	110200	760
X60M	60200	415	81900	565	75400	520	110200	760
X65M	65300	450	87000	600	77600	535	110200	760
X70M	70300	485	92100	635	82700	570	110200	760
X80M	80500	555	102300	705	90600	625	119700	825
X90M	90600	625	112400	775	100800	695	132700	915
X100M	100100	690	121800	840	110200	760	142700	990
X120M	120400	830	152300	1050	132700	915	166100	1145

Obs.: a letra M classifica o processo de fabricação de tubos por laminação controlada.

TABELA 6 – Composição química em percentual máximo [6]

Grau	C	Csi	Mn	P	S	V	Nb	Ti	Outros	CE_w	CE_{Pcm}³
B	0,22	0,45	1,2	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	d	0,43	0,25
X42	0,22	0,45	1,3	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	d	0,43	0,25
X46	0,22	0,45	1,3	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	d	0,43	0,25
X52	0,22	0,45	1,4	0,025	0,015	C	C	C	d	0,43	0,25
X56	0,22	0,45	1,4	0,025	0,015	C	C	C	d	0,43	0,25
X60	0,12	0,45	1,6	0,025	0,015	f	f	f	g	0,43	0,25
X65	0,12	0,45	1,6	0,025	0,015	f	f	f	g	0,43	0,25
X70	0,12	0,45	1,7	0,025	0,015	f	f	f	g	0,43	0,25
X80	0,12	0,45	1,85	0,020	0,015	f	f	f	h	0,43	0,25
X90	0,10	0,55	2,10	0,020	0,010	f	f	f	h		0,25
X100	0,10	0,55	2,10	0,020	0,010	f	f	f	h,i		0,25
X120	0,10	0,55	2,10		0,010	f	f	f	h,i		0,25

Notas

- ^a Tubos sem costura cuja espessura for maior ou igual a 20 mm, será feito um acordo entre o comprador e fabricante para definir o limite de carbono equivalente. O $CE_{||w}$ é aplicado quando o teor de carbono for superior a 0,12 % o CE_{pcm} é aplicado quando o teor de carbono for menor ou igual a 0,12 %
- ^b Para cada redução de 0,01 % do máximo especificado de carbono, um aumento de 0,05 % acima do máximo especificado do teor de manganês é permitido aumento máximo de 1,65% para os graus B até X52, aumento máximo de 1,75% para os graus maiores do que X52 mas menores do que X70 e aumento máximo de 2,0% para graus superiores a X70 até X80 e até 2,2% para graus superiores.
- ^c A soma dos teores Nb, V e Ti, não devem exceder 0,15 %.
- ^d salvo quando houver acordo entre fabricante e comprador será permitido teores máximos de 0,50 % de Cu, 0,30 % de Ni, 0,3 % de Cr e 0,15 % de Mo;
- ^e Salvo outro acordo entre fabricante e comprador, este é o valor estipulado;.
- ^f Salvo outro acordo entre fabricante e comprador, a somatória dos teores de Nb, V e Ti, não deve exceder a 0,15 %;
- ^g Salvo outro acordo entre fabricante e comprador, serão permitidos teores máximos de 0,5 % de Cu, 0,5 % de Ni, 0,5 % de Cr e 0,5 % de Mo;
- ^h salvo outro acordo entre fabricante e comprador, serão permitidos teores máximos de 0,5 % de Cu, 0,5 % de Cr, 0,5 % de Mo e 1,0 % de Ni;
- ⁱ máximo de 0,004 % de boro.

2.1.3.1 Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

Os aços de alta resistência e baixa liga, também conhecidos por aços micro ligados, apresentam grande aplicação nas indústrias automobilística, naval, civil e petrolífera. Esses aços caracterizam-se por apresentarem elementos de liga, taxa como: Ti, Nb e V, que apresentam grande afinidade pelo carbono e/ou nitrogênio, que seguido de um tratamento termomecânico, confere grande resistência mecânica e tenacidade, aliado a um baixo custo de fabricação [7].

O titânio é um elemento formador de carbonitretos estáveis a altas temperaturas, contribuindo assim para o controle de grão austenítico na fase anterior ao processamento termomecânico. O nióbio tem grande influência sobre a cinética de recristalização, resultando em um controle de grão ferrítico após a transformação de fase. O vanádio é o elemento de liga, cujos carbonitretos promovem o endurecimento da matriz ferrítica por precipitação [8].

2.1.3.2 Laminação controlada e aços ARBL

Durante algumas fases do processamento dos aços ARBL a solução sólida metálica fica saturada a uma temperatura (T), se promover um resfriamento a uma temperatura (T^i) inferior a (T), ocorrerá uma precipitação de uma 2ª fase, com uma composição diferente da matriz, sendo assim, este fenômeno provoca uma mudança substancial nas propriedades mecânicas da liga metálica [12].

Entre os principais fatores que influenciam no aumento do limite de escoamento e capacidade de encruamento da liga, pode-se citar: resistência, espaçamento, tamanho, forma, distribuição e coerência das partículas do precipitado. A Figura 6 ilustra a passagem de uma discordância através de duas partículas de precipitado [12].

Figura 6 – Passagem de uma discordância através de compostos precipitados [12]

Quanto menor for o tamanho das partículas de precipitados e menos espaçadas forem às mesmas, maior será a elevação das propriedades mecânicas [11,56].

A interface precipitado matriz desempenha importante função. Quando os átomos do precipitado ajustam-se perfeitamente com os átomos da matriz, diz-se que a interface é coerente, caso contrário ela é incoerente, ou em situações intermediárias a mesma é semicoerente. Isto é muito importante, pois a resistência máxima só é alcançada para interfaces coerentes [13].

No caso dos aços ARBL, ocorre à precipitação de carbonitreto durante o processamento termomecânico. A precipitação de carbonitreto da austenita induz a não recristalização da austenita na região III Figura 8, cuja consequência reside no refino de grão da ferrita. [14].

Figura 7 – Ilustração esquemática do processo de laminação controlada com e sem a técnica de resfriamento acelerado [14]

O aço API 5L X80 deste estudo, foi submetido a um processo de laminação controlada, com diferentes taxas de deformação na fase de acabamento e com uma temperatura final de laminação que se situou na região bifásica, tendo por objetivo a elevação das propriedades mecânicas [15].

O processo termo mecânico controlado (TMCP), indicado na Figura 7, é desenvolvido nas seguintes etapas [15,16]:

- A. Laminação na fase de recristalização da austenita.
- B. Laminação na fase de não recristalização da austenita.
- C. Acabamento no campo bifásico austenita mais ferrita.

Na região (A), a 1250°C, a austenita deforma-se e recristaliza-se a cada passe de laminação. Após sucessivos passos, ocorre à recristalização estática, que é quando a austenita poligonal nucleia nos contornos dos grãos alongados e atinge o tamanho dos grãos iniciais.

Na região (B), a deformação plástica ocorre na faixa de temperatura de não recristalização (T_{nr}), ou seja, abaixo de 1050°C. Nesta etapa a austenita é deformada sem que ocorra recristalização entre os passes de laminação. Deste modo ocorre o encruamento, que atuará como fator promovedor de sítios (centros) de nucleação da ferrita [15,16].

A região (C) ocorre abaixo da temperatura de acabamento, entre as temperaturas Ar_3 e Ar_1 . Aqui se tem uma região bifásica formada por austenita e ferrita. A ferrita é encruada aumentando a resistência do material. A austenita sofre um encruamento subsequente, o que favorece ainda mais, a criação de centros de nucleação da ferrita [15,16].

Após a completa obtenção da estrutura ferrítica, o resfriamento a água é retirado e a chapa de aço resfria ao ar.

Segundo Boratto, Barbosa e Santos [9,16,17], a temperatura de não recristalização (T_{nr}), pode ser obtida através de ensaios de torção a quente pela equação (4) a seguir:

$$T_{nr} = 887 + 464\%C + 6645\%Nb - 644\%Nb^{0,5} +$$

$$732\%V - 230V^{0,5} + 890\%Ti + 363\%Al - 357\%Si \quad (4)$$

Esta equação é válida para os seguintes limites de composição química:

$0,04\% < C < 0,17\%$; $Nb < 0,05\%$; $V < 0,12\%$; $Ti < 0,06\%$; $Al < 0,05\%$ e $Si < 0,5\%$.

Segundo Quchi [17], a temperatura de transformação austenita/ferrita (Ar_3) é assim obtida:

$$Ar_3 = 910 - 310\%C - 80\%Mn - 20\%Cu - 15\%Cr - 55\%Ni - 80\%Mo + 0,35(t-8)$$

Onde:

T = espessura da chapa entre 8 e 30 mm.

Os parâmetros da laminação, tais como: temperatura de reaquecimento da placa (encharque), de acabamento, de bobinamento, grau de deformação, taxa de resfriamento, etc., tem influência direta nas propriedades mecânicas dos aços [18]. Os principais fatores serão analisados a seguir.

O encharque da placa tem por objetivo submeter à placa a uma temperatura que permita que a deformação do aço ocorra totalmente no campo austenítico.

Esta temperatura deve promover a solubilização de todos os compostos precipitados. Sendo assim, pode-se afirmar que a temperatura de encharque é uma função da temperatura de solubilização dos precipitados. A Tabela 7 indica os produtos de solubilidade de alguns compostos precipitados em aços ARBL [18].

TABELA 7 – Equações do produto de solubilidade de alguns precipitados em aços ARBL [18]

Precipitado	Produto de solubilidade
NbC	$\log([Nb][C]) = 2,06 - \frac{6700}{T}$
NbN	$\log([Nb][N]) = 2,8 - \frac{8500}{T}$
Nb (C,N)	$\log \left([Nb] \left[C + \frac{12}{14} N \right] \right) = 2,26 - \frac{6770}{T}$
TiN	$\log ([Ti][N]) = 3,82 - \frac{15020}{T}$
TiC	$\log ([Ti][C]) = 1,71 - \frac{7000}{T}$
VC	$\log ([V][C]) = 6,72 - \frac{9500}{T}$
VN	$\log ([V][N]) = 3,46 - \frac{8330}{T}$
AlN	$\log ([Al][N]) = 1,95 - \frac{7400}{T}$

Altas temperaturas de encharque induzem a um crescimento excessivo de grão da austenita, o que pode comprometer as propriedades mecânicas do aço. A relação entre temperatura de encharque e tamanho de grão da austenita, deve se levar em consideração que os compostos precipitados atuam como barreiras à movimentação dos contornos de grão, promovendo um controle do tamanho

de grão austenítico. Quanto mais fina e homogênea for a precipitação dos precipitados após o encharque, maior será o limite de resistência do aço [18].

A nucleação da austenita é termodinamicamente mais favorável nos contornos de ferrita-cementita, isto porque, estas regiões são ricas em C e Mn. Os elementos micro ligantes não impedem a nucleação da austenita em torno da cementita, isto porque, as mesmas dissolvem-se na austenita enriquecendo-as de carbono. A Fe_3C pode tornar-se mais estável na presença de elementos de liga, tais como: Mn, Mo, Cr, etc., isto implicando na necessidade de temperaturas de encharque mais elevadas [15,17,18,].

Denomina-se temperatura de acabamento como sendo a temperatura do aço na saída do laminador acabador. Esta temperatura tem influência direta sobre o tamanho do grão ferrítico, compostos precipitados e propriedades mecânicas finais do aço ARBL. A escolha da temperatura de acabamento é uma função da composição química e das propriedades mecânicas finais do aço ARBL. A temperatura de acabamento pode ser: [17,18]

- Acima da temperatura de não recristalização da austenita (T_{nr});
- Próximo da T_{nr} ;
- Abaixo da T_{nr} e acima da temperatura de transformação da austenita (A_3);
- Abaixo de A_3 , porém, acima da temperatura de transformação da ferrita (A_1);
- Abaixo de A_1 .

A temperatura de acabamento da laminação de tiras a quente dos aços ARBL, geralmente encontra-se acima de A_3 , para garantir que a deformação plástica da

liga metálica ocorra no campo ferrítico. Se a temperatura de acabamento for muito superior a A_3 , pode ocorrer o crescimento excessivo de grãos, o que poderá comprometer as propriedades mecânicas do aço [15].

O último fator na laminação a quente que influencia nas propriedades mecânicas do aço é a temperatura de bobinamento, a qual está diretamente ligada a: tamanho e morfologia dos grãos ferríticos, espaçamento interlamelar da perlita, espessura das lamelas da perlita, morfologia da cementita e morfologia dos precipitados [9].

Existem duas possibilidades de bobinamento: a baixa e alta temperatura. A baixa temperatura, o bobinamento ocorre entre 55°C e 650°C. Neste caso tem-se por objetivo formação de uma estrutura de grãos mistos, ou seja, a ferrita nucleada nos contornos e interior dos grãos da austenita, levando a formação de uma estrutura de grãos equiaxiais e finas, sendo a cementita finamente dispersa nos contornos de grão da ferrita. Para o bobinamento a baixa temperatura, deve-se empregar uma alta taxa de resfriamento, o que produz uma estrutura de menor granulometria devida ao abaixamento da temperatura A_1 , resultando em melhores propriedades mecânicas do aço [18].

O bobinamento a altas temperaturas ocorre acima de A_1 . Neste campo coexistem austenita e ferrita proeutetóide e sendo uma região superior à temperatura de transformação ocorre um enriquecimento da austenita em carbono, devido a maior solubilidade de carbono na fase (γ). Sendo assim, uma estrutura grosseira de cementita ou perlita nucleia nos contornos dos grãos ferríticos, resultando em uma redução das propriedades mecânicas do aço, devido a fragilidade destes constituintes [16,17,18].

A Figura 9 ilustra o efeito da temperatura de bobinamento sobre a microestrutura de uma atira de aço ARBL laminada a quente.

Figura 8 – Efeito da temperatura de bobinamento sobre a microestrutura de tiras laminadas a quente. [18]

2.1.3.3 Laminação controlada com resfriamento acelerado

A busca incessante de aços API 5L X80 (ARBL) com menores teores de carbono, tem sido uma das principais metas, isto porque, além do carbono ter influência nos mecanismos de endurecimento, é o principal responsável pela queda da soldabilidade, isto quando em teores crescentes. A técnica do resfriamento acelerado tem por objetivo obter aços com bons níveis de tenacidade e resistência mecânica, porém, com teores de carbono reduzido [16,19,20,21].

A técnica do resfriamento acelerado é um processo de fabricação de aços API 5L X80 para tubos, que consiste em resfriar aceleradamente a placa de aço após a laminação controlada, tendo por objetivo a obtenção de uma estrutura mais refinada com grãos aciculares de elevada resistência mecânica e tenacidade [16,19,20,21].

O uso da água como “elemento de liga” ocorreu no início da década de 1980, principalmente devido aos seguintes fatores: planicidade dos laminados obtidos evitando acúmulo de água, isenção de carepa para um resfriamento uniforme, automação de laminação garantindo uniformidade de temperatura, sistemas de aplicação de água que garantam resfriamento uniforme [16,19,20,21].

A Figura 9 ilustra as técnicas de resfriamento acelerado [16,19,20,21].

Figura 9 – Variantes do processo de resfriamento acelerado: a) resfriamento acelerado interrompido; b) têmpera direta; c) têmpera direta mais auto revenido [20]

O resfriamento acelerado do aço API X80 é interrompido na faixa de temperatura de 400°C a 500°C, isto é feito com o objetivo de evitar-se a formação da estrutura martensítica. Se o objetivo for obter os graus superiores dos aços API, deve-se fazer o resfriamento de forma mais intensa com uma interrupção a temperatura mais baixa [16,19,20,21].

O resfriamento acelerado tem por objetivo a obtenção da estrutura ferrita fina. A fase de resfriamento ao ar visa à obtenção da estrutura bainita e do microconstituente MA (martensita e austenita retida). A laminação do aço API X80 entre 1100°C e 830°C resulta em diversos microconstituintes de ferrita como descritos a seguir: a 1100°C obtêm-se predominantemente ferrita acicular e ferrita poligonal com 2ª fase, a 950°C obtêm-se ferrita equiaxial de 4 µm de tamanho, um pouco acima de A₃ (845°C) encontra-se ferrita equiaxial com pouca ferrita proeutetoide deformada de 3 µm de tamanho [16,19,20,21].

Quando a austenita é deformada abaixo da temperatura de não recristalização, (T_{nr}), formam-se regiões de alta densidade de discordâncias, que apresentam alta energia acumulada de defeito cristalino, as quais atuam como sítios preferenciais para a nucleação da ferrita [16,19,20,21].

2.1.3.2 Delaminações em aços ARBL

As propriedades mecânicas dos materiais laminados variam em função da direção de laminação. A este fenômeno dá-se o nome de anisotropia. Ao avaliar a tenacidade à fratura dos materiais com estas características, deve-se levar em conta a anisotropia, especificando-se a orientação do corpo de prova como especificada na Norma ASTM E 1820-08 a. O esquema de identificação de corpos de prova está ilustrado na Figura 10 [22].

Figura 10 – Nomenclatura ASTM adotada em corpos de prova entalhados extraídos de chapa laminada [34]

O aço API 5L X80 em estudo que foi submetido a uma laminação termomecânica controlada, apresenta-se com uma estrutura micrográfica bandeada. A estrutura bandeada é formada por perlita, bainita e agregados eutetóides, em uma matriz ferrítica, paralelamente orientados na direção de laminação. A heterogeneidade das fases duras dispersas na matriz ferrítica, diminui a conformabilidade do material a frio. O bandeamento tem relação direta com a segregação originada durante o processo de solidificação das ligas.

Um dos fatores que mais contribuem para a anisotropia das ligas metálicas é o fibramento mecânico, que consiste em um alinhamento preferencial de descontinuidades e defeitos estruturais, tais como: inclusões, vazios, segregações, 2ª fase e grãos orientados na direção de laminação. A essa texturas a literatura atribui o nome de “panqueca” [15,22].

Na hipótese da estrutura do material ser constituído pelo fibramento mecânico, o estudo da tenacidade pode ser feito fazendo-se uma analogia com materiais compósitos. Considerando-se uma textura de grãos orientados e alongados na direção de laminação, os seguintes arranjos podem ser adotados para análise. Conforme ilustra a Figura 6: divisor de trinca (trinca longitudinal), obstrutor de

trinca (trinca transversal longa) e delaminador de trinca (trinca transversal curta). Analisando-se os arranjos da Figura 11 e os critérios de orientação de corpos de prova de tenacidade à fratura da Figura 10, podem-se concluir as seguintes correspondências [22]:

- Arranjo divisor: orientações L-T e T-L
- Arranjo obstrutor: orientações T-S e S-T
- Arranjo delaminador: orientações S-L e S-T

Figura 11 – Influencia do fibramento mecânico sobre a tenacidade à fratura em analogia aos materiais compósitos: (a) arranjo obstrutor de trinca; (b) arranjo de visor de trinca; (c) arranjo delaminador de trinca.[22]

A ocorrência de delaminação do tipo clivagem é uma característica intrínseca da textura cristalográfica do material e é muito comum nos aços API microligados,

que foram submetidos a uma laminação controlada de acabamento no campo bifásico, ocasionando a anisotropia do material devido à textura orientada na direção de máxima deformação [22].

As delaminações também podem ser originadas devido à presença de inclusões na estrutura do material. Embora o aço API X80 tenha um baixo índice de inclusões, já foi constatado microrregiões de segregação, contendo inclusões alongadas de MnS, as quais nucleiam alvéolos na superfície de fratura [15,22,23].

O “amolecimento” ou enfraquecimento dos contornos de grão pode ser causado pela presença de partículas de 2ª fase, segregação de impurezas, por precipitação heterogênea e pelo desenvolvimento de textura de deformação. Estes fenômenos estruturais podem causar a delaminação na direção transversal curta. No arranjo divisor ocorre uma redução no estado de tensão na ponta da trinca, de deformação plana para tensão plana, ocasionando um aumento da tenacidade do material. No arranjo obstrutor, ocorre a deflexão e bifurcação na ponta da trinca, ocasionando o aumento da tenacidade do material [22].

2.2 EFEITOS DE ESCALA

2.2.1 Materiais quase frágeis

O primeiro cientista a introduzir a teoria do efeito de escala foi Galileu Galilei em 1638, quando analisava as barras submetidas a esforços de tensão e flexão. O pesquisador limitava o tamanho das estruturas, quando enunciou que: “nem o homem, nem a natureza podem construir estruturas exageradamente grandes, pois estas não serão capazes de suportar seu próprio peso” [24]

Em 1920 Griffith observou que as falhas pré-existent na superfície de um material tornam-no frágil. Este estudo foi desenvolvido em fios metálicos e de vidro, hastes e placas com imperfeições. Estudos também comprovaram que a resistência de um material dependia da qualidade da superfície e do grau de polimento da superfície [24].

Em 1948, Orowan e Irwin, desenvolveram o conceito de fratura quase frágil, após perceberem a deformação plástica na superfície de trincas de materiais menos frágeis [24].

Deste modo, conclui-se que a energia de superfície da teoria de Griffith, γ_e , teria que ser adicionada a energia de fratura, γ_p , originada do trabalho plástico. Assim a teoria de Griffith foi direcionada aos materiais menos frágeis e dúcteis [24].

A teoria de Griffith ignorava a presença de deformações plásticas ao redor da ponta de uma trinca, se limitando ao estudo dos materiais frágeis, porém, em 1948, Irwin estendeu a teoria de Griffith para os materiais quase frágeis e dúcteis. Na teoria de Irwin a energia de superfície leva em consideração as deformações elástica e plástica. Assim a equação da teoria de Griffith $U_\gamma = 2 (2a \gamma_e)$, foi modificada por Irwin, resultando em [24]:

$$U_\gamma = 2 [2a(\gamma_e + \gamma_p)] \quad (6)$$

Os materiais frágeis como o ferro fundido, aço temperado, vidro e pedra, fraturam-se com valores de deformações mínimas, sendo que a propagação da trinca é insignificante quando comparado com as dimensões do corpo. Já os materiais dúcteis e quase frágeis, apresentam uma propagação de trinca bem maior se comparado aos frágeis [24,25].

Figura 12 – Características de zona de fratura. (a) materiais frágeis; (b) materiais dúcteis; (c) materiais quase-frágeis. [25]

Observando-se a Figura 12 percebe-se que os materiais dúcteis apresentam uma zona não linear que envolve grande plasticidade e escoamento perfeito N, simultaneamente com uma pequena zona de fratura (F). Nos materiais quase frágeis, Figura 12, a região de plasticidade perfeita é praticamente inexistente e a zona não linear (N) é quase totalmente ocupada pela zona de fratura (F), o que caracteriza o andamento do material, devido à presença das micro trincas.

Fazendo-se uma comparação entre os materiais dúcteis e frágeis, pode-se observar que a zona de abrandamento que se forma frente à trinca, tem grande influência nas curvas tensão deformação destes materiais. Ao ensaiar a tração um material dúctil, vai-se observar uma forte zona de estrição, a qual é caracterizada por uma redução da seção transversal, como indica a Figura 13, [24]. Já nos materiais quase frágeis quando submetidos a um carregamento por tração, apresentam um reordenamento das partículas estruturais, resultando em um enfraquecimento das ligações, o que dá origem às trincas, conforme ilustra a Figura 13, [24].

Figura 13 – Diagrama tensão-deformação.
(a) materiais dúcteis; (b) materiais quase frágeis. [25]

Segundo Bazant [25], as estruturas de engenharia, tais como: pontes, edifícios, vasos de pressão, aviões, etc., devem ser projetadas de modo a apresentar uma probabilidade de falha da ordem de 10^{-6} ou 10^{-7} , extremamente baixa, resultando em duas consequências: ou a estrutura é superdimensionada ou assume-se o risco de falha catastrófica. Os projetos estruturais de engenharia ainda ficam mais críticas quando se leva em consideração as enormes diferenças de tamanho que existem entre as estruturas de engenharia e os corpos de prova utilizados na avaliação das propriedades dos materiais empregados na construção das mesmas. Como os materiais frágeis apresentam grande dependência com o tamanho das estruturas, ficou evidenciado na engenharia o “efeito de escala” *size effect*, o qual pode ser assim enunciado:

Em mecânica dos sólidos o efeito de escala é compreendido como o efeito característico de uma estrutura de tamanho (dimensão) D na qual age uma tensão nominal σ_N , quando estruturas geometricamente similares são comparadas [25]. (“tradução nossa”)

Para entender melhor o conceito do efeito de escala, consideram-se algumas condições de análise de resistência dos materiais, ou seja, fixando que o critério de falha como sendo a tensão de escoamento (σ_e) ou a tensão de resistência máxima ($\sigma_{m\acute{a}x.}$). Supondo uma estrutura cuja seção transversal $S_o(D)$ é uma função de sua dimensão (D), pode admitir como critério de falha para a estrutura:

$$F_{m\acute{a}x} = \sigma_N \cdot s_o(D) \quad (7)$$

Figura 14 – Corpos de prova de tração com simetria geométrica. [27]

A Figura 14 representa três corpos de prova de tração similares e proporcionais, aos quais é atribuída uma carga. Supondo que a resistência nominal (P) seja uma função da dimensão (D), então se tem [27]:

$$P = P_o f(D) \quad (7)$$

Onde:

P_o = resistência nominal da primeira estrutura da Figura 14, (dimensão D_o).

$f(D)$ = função dimensional.

Admitindo que os corpos de prova atendam a teoria do *continuum* e que o referencial para dimensão seja arbitrário, pode-se assim definir $P_o = 1$ como referencial. Desconsiderando o comprimento do corpo de prova e adotado D_1 como referencial, tem-se:

$$\frac{f(D'_1)}{f(D_1)} = f\left(\frac{D'_1}{D_1}\right) \quad (8)$$

Admitindo uma solução que atende às leis de potências, tem-se:

$$f(D) = \left(\frac{D}{C_1}\right)^S \quad (9)$$

Onde:

C_1 = constante de integração associada ao sistema de medidas

S = expoente eu define o efeito de escala.

No nosso estudo fixando-se o valor de $P = \sigma_{\text{máx}}$, resulta em $S = 0$, logo, conclui-se que as estruturas são insensíveis ao efeito de escala [27].

Passa-se agora a analisar três corpos de prova de tenacidade à fratura, como indica a Figura 15, cuja condição de similaridade é garantida pelas seguintes relações geométricas:

Figura 15 – Corpos de prova de tenacidade à fratura com simetria geométrica [27]

$$\frac{a_o}{W_o} = \frac{a_1}{W_1} \frac{a'_1}{W'_1} \quad (10)$$

Pode-se escrever a tensão de ruptura para o primeiro corpo de prova da Figura 15, como sendo:

$$\sigma_f^o = \frac{K_{IC}}{Y(a_o, W_o) \sqrt{\pi a_o}} \quad (11)$$

Analogamente para o segundo e terceiro corpo de prova, pode-se enunciar:

$$\sigma_f^1 = \frac{K_{IC}}{Y(a_1, W_1)\sqrt{\pi a_1}} = \frac{K_{IC}}{Y(a_1, W_1)\sqrt{1,5 \pi a_o}} \quad (12)$$

$$\sigma_f^{1'} = \frac{K_{IC}}{Y(a'_1, W'_1)\sqrt{\pi a'_1}} = \frac{K_{IC}}{Y(a'_1, W'_1)\sqrt{2,0 \pi a_o}} \quad (13)$$

Como a expressão de Y depende somente da relação a/W , a qual é uma constante para os corpos de prova da Figura 15. Assim sendo, $S = -1/2$ para estes casos de fratura frágil controlada por um defeito crítico. De acordo com as demonstrações supracitadas pode-se afirmar que existem dois regimes de efeitos de escala, para os quais $S = 0$ corresponde ao regime dúctil e $S = -1/2$ refere-se ao regime frágil. Existem materiais que apresentam um comportamento intermediário aos limites supracitados, ou seja, apresentam o seguinte intervalo: $-\frac{1}{2} < S < 0$. São os materiais denominados pseudofrágeis (*quasibrittle*) [27].

A hipótese assumida na teoria do *continuum* de que o comprimento dos materiais reais pode ser menosprezado, é uma grande abstração teórica que pode resultar em imprecisões nos projetos estruturais. As heterogeneidades e imperfeições, tais como: inclusões e contornos de grão, tem grande influência no processo de fratura. Os materiais reais apresentam fatores estruturais, tais como: distância entre inclusões e distancia entre contornos de grão, que definem um comprimento característico para a estrutura. Em ciência dos materiais existem materiais que seguem a mecânica linear elástica de fratura e na escala de laboratório, corpos de prova de tamanhos de 1 a 10 cm podem

exibir um comportamento pseudofrágil ou até comportamento dúctil na escala de 0,1 a 100 microns [25].

Os materiais pseudofrágéis apresentam um comportamento intermediário entre o regime frágil, caracterizado por K_{IC} , e o regime dúctil, caracterizado por σ_o (tensão limite). Para estes materiais é possível definir um comprimento característico (l_o), definido por [25]:

$$l_o = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_o} \right)^2 \quad (14)$$

Este comprimento (l_o) deve ser compreendido como sendo a zona de processo de fratura (*fracture process zone*, FPZ), que é região onde os processos unitários de separação atômica ocorrem [25].

Os regimes dúctil e frágil apresentados neste estudo devem ser analisados por funções de distribuição de probabilidade de falha sendo o dúctil por uma distribuição Gaussiana e o frágil por uma distribuição de Weibull. Os materiais pseudofrágéis, por serem materiais reais que apresentam uma dependência de escala que diverge da lei de potência, também são descritos através de modelos estatísticos para a análise de falhas [25,26,27].

2.2.1.1 Distribuição de Weibull

Os materiais frágeis apresentam defeitos estruturais pré-nucleados, que dependendo das condições em que se encontram, podem tornar-se fatores determinantes para a propagação instável de trincas. Segundo Griffith, é possível estabelecer a tensão máxima suportada por uma determinada estrutura, desde que o tamanho do defeito seja conhecido. Na hipótese de não

se conhecer o defeito que dará origem à propagação instável da trinca, deve-se recorrer à teoria das probabilidades para analisar-se o comportamento do material às tensões aplicadas, desde que haja uma distribuição aleatória estatística de defeitos estruturais, em condições de originar o processo de falha [27].

Para se utilizar a teoria das probabilidades, tem-se que admitir que haja uma distribuição estatística de defeitos para analisar o comportamento das estruturas perante as tensões aplicadas. Para se aplicar a teoria das probabilidades as seguintes hipóteses deverão ser consideradas [25,27]:

- O sólido contém uma população de defeitos de tamanhos e orientações variáveis.
- Os defeitos não interagem entre si.
- A falha da estrutura (fratura) ocorrerá quando o defeito mais favoravelmente orientado atingir a condição de criticalidade (hipótese do elo mais fraco ou *Weakest-link*).
- Um sólido de volume V_o , submetido a uma tensão uniaxial σ apresentará uma probabilidade de falha que será designada por $P_1(\sigma, V_o)$.

Segundo Bazant [25], a teoria do efeito de escala tem um tratamento estatístico. A análise em três dimensões da distribuição probabilística de falha segundo a teoria do *Weakest-link* (elo mais fraco), ilustra na Figura 16, é fornecida pela seguinte expressão:

$$P_f(\sigma_N) = 1 - \exp \left\{ - \int_V C [\sigma_{ij}(x)] dVx \right\}; \quad (15)$$

Onde:

$P_f(\sigma_N)$ = Probabilidade acumulada de falha da estrutura, cuja propagação de fratura inicia por defeitos em algum lugar da estrutura.

C = Função escalar do tensor de tensão local.

X = Coordenada do vetor.

V = Volume da estrutura.

σ_{ij} = Probabilidade acumulada de falha por unidade de volume do material.

Figura 16 – Heterogeneidades com distribuição aleatória e estatística no material. [25]

Pode-se afirmar que a função que fornece a concentração de distribuição de probabilidade de falha dos materiais frágeis é a seguinte:

$$C(\sigma) \approx \frac{\sum P_1(\sigma_1)}{V_o} \quad (16)$$

Onde σ_1 representa as tensões principais e $P_1(\sigma)$ a probabilidade acumulada de falha relativa a um elemento de volume infinitesimal representativo de apenas um defeito em seu interior.

A probabilidade acumulada de falha P_1 , pode ser assim enunciada [25,27]:

$$P_1(\sigma) = \left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_o} \right)^m \quad (17)$$

Onde:

M = Módulo de Weibull usualmente entre 5 e 50.

σ_o = Parâmetro de escala (tensão de referência) relacionado à medida da distribuição.

σ_u = Limiar de resistência, que é o nível de tensão abaixo da qual a falha nunca ocorre .

Supondo um estado de tensão homogêneo e uniaxial, pode-se afirmar que:

$$P_f = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_o} \right)^m \frac{1}{V_o} \int_V dx \right] = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_o} \right)^m \right] \frac{V}{V_o} \quad (18)$$

Onde P_f representa a forma mais usual da função de Weibull [25,27]. Admitindo $\sigma_u = 0$, pode-se afirmar que a medida (σ) e o desvio padrão (W) da distribuição, valem respectivamente:

$$(\sigma) = \rho_o \tau (1 + m^{-1})^{\frac{1}{m}} \left(\frac{V}{V_o} \right)^{\frac{1}{m}} ; \quad (19)$$

$$(W) = \sqrt{(\rho^2) - ((\rho))}^2 = \left[\frac{\tau (1 + 2m^{-1})}{\tau^2 (1 + m^{-1})} - 1 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (20)$$

Onde $\tau_{(x)}$ representa a função gama de Euler [25,27].

2.3 MECÂNICA DE FRATURA

2.3.1 Mecânica da fratura linear elástica

2.3.1.1 Modos de carregamento da ponta da trinca

A Figura 17 mostra os três modos distintos no qual o corpo de prova trincado pode ser carregado. No modo de abertura da trinca, modo I, as superfícies da trinca separam-se simetricamente com relação aos planos x-y e x-z. No modo de deslizamento (escorregamento), modo II, a superfície da trinca desliza uma relação à outra simetricamente com relação ao plano x-y e simetricamente oblíquo com relação ao plano x-z. No modo de rasgamento, modo III, as superfícies da trinca deslizam relativamente uma em relação à outra de modo oblíquo e simetricamente com relação a ambos os planos x-y e x-z. Neste

trabalho de pesquisa, deve-se nos concentrar no modo de carregamento I, porque muitas das fraturas em componentes metálicos ocorrem embaixo das condições de fratura do modo I [29,58].

Figura 17 – Modos de carregamento durante abertura de trinca:
Modo I: abertura de trinca; Modo II: deslizamento de trinca; Modo III: rasgamento de trinca. [31]

Para o modo I de trinca, as tensões e deslocamentos na região próxima a ponta da trinca são dadas por Figura 18 [29,30,31].

Figura 18 – Distribuição de tensões e deformações na ponta da trinca. [31]

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (21)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (22)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (23)$$

Para tensão plana, tem-se:

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (24)$$

Mas $\sigma_z = 0$ para tensão plana e $\tau_{yz} = \tau_{xz} = 0$ para tensão plana e deformação plana. As tensões principais são dadas por:

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \right) \quad (25)$$

$$\sigma_2 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \right) \quad (26)$$

Onde r e θ estão discriminados na Figura 19.

2.3.1.2 Balanço energético de Griffith

Suponha uma placa contendo uma trinca nela introduzida, com relação à sua energia potencial Griffith enunciou [28]:

$$U - U_0 = - \frac{\pi \sigma^2 a^2}{E} + 4a\gamma_s ; \quad (27)$$

Onde:

U = é a energia potencial da placa com trinca.

U_0 = a energia potencial da placa sem trinca.

σ = a tensão aplicada.

a = o meio comprimento a trinca.

E = o módulo de elasticidade, e

γ_s = a energia superficial específica.

A condição de equilíbrio é obtida derivando-se a energia potencial e igualando a zero. Deste modo, tem-se:

$$\frac{\partial U}{\partial a} = 4a\gamma s - \frac{\pi\sigma^2 a}{E} = 0 ; \quad (28)$$

$$\frac{\partial U}{\partial a} = 0 \quad , \text{ porque } U_0 \text{ é a energia da placa sem trinca. Assim:} \quad (29)$$

$$2\gamma s - \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad (30)$$

A segunda derivada será igual a:

$$\frac{\partial^2 U}{\partial a^2} = - \frac{2\pi\sigma^2}{E}; \quad (31)$$

Como a segunda derivada é negativa, implica que o equilíbrio é instável e a trinca avançará. Da equação (31), pode-se expressar a tensão para a propagação de trinca como sendo [28]:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma s}{\pi a}}; \quad \text{para tensão plana.} \quad (32)$$

e

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a(1-\vartheta^2)}}; \quad \text{para deformação plana.} \quad (33)$$

2.3.1.3 O conceito de tenacidade

A tenacidade de um material é uma medida da energia que o mesmo absorve antes e durante o processo de fratura. É um fator muito importante na caracterização dos materiais, pois está relacionado à resistência à fratura dos materiais. No ensaio de tração a área sob a curva tensão deformação nos fornece um indicativo da tenacidade do material, conforme indica a Figura 19 [40].

Figura 19 – Comparação entre as curvas tensão deformação de um material de alta resiliência (aço mola) e outro de maior ductilidade (aço macio). [10]

$$\frac{\text{Energia}}{\text{volume}} = \int_0^{\epsilon_f} \sigma d\epsilon \quad (34)$$

Se a energia absorvida for alta, o material é classificado como tenaz, ou seja, apresenta elevada tenacidade à fratura, por outro lado, se a energia for baixa o material é classificado como frágil. A análise da tenacidade ou fragilidade em corpos de prova entalhados é feita observando-se a extensão da plasticidade ao redor da ponta da trinca, sendo que, por ser mais dispendiosa em energia a deformação plástica com relação à tenacidade crescerá diretamente com o volume de zona plástica na ponta da trinca [30,40].

A tenacidade é uma peculiaridade inerente do material, que faz com que o mesmo resista a um campo de tensões na ponta da trinca, sem que ocorra a fratura. Na mecânica linear elástica de fratura, a tenacidade pode ser enunciada através do fator (K) dos seguintes modos [22].

- K_C = carregamento estático, condição de tensão plana.
- K_{1C} = carregamento estático, condição de deformação plana.
- K_d = carregamento dinâmico, condição de deformação plana.
- K_R = resistência ao crescimento estável de trinca.

Na mecânica de fratura elasto plástica, a tenacidade é fornecida pelos seguintes parâmetros:

- δ_C = deslocamento crítico de abertura de trinca.
- J_{1C} = valor crítico da integral J.
- J_R ou δ_R = resistência ao crescimento estável de trinca.

Segundo as teorias de elasticidade e plasticidade desenvolvidas por Irwin, pode-se estabelecer a seguinte relação entre tenacidade à fratura, tamanho de trinca e tensão aplicada no material [29,30].

$$K_C = Y \left(\frac{a}{W} \right) \sigma_C \sqrt{\pi a} \quad (35)$$

Onde:

K_C = tenacidade à fratura

σ_C = tensão para a propagação da trinca.

$Y(a/W)$ = função do comprimento da trinca(a) quanto da largura do corpo de prova (W).

2.3.2 Mecânica da fratura elasto plástica

2.3.2.1 Integral J

J.R. Rice [31, 32] reconheceu que em qualquer um corpo isotrópico, homogêneo, elástico não linear e planar, em um estado de equilíbrio estático, certa integral, designada por J, em torno de um caminho é sempre igual a zero. Admitindo-se que Φ seja um contorno fechado delineando a região A, ocupada por um corpo, conforme ilustrado na Figura 20. Assumindo-se as coordenadas do sistema cartesiano como sendo x e y ou x_1 e x_2 , aos quais todas as grandezas são referenciadas:

Figura 20 – Determinação de um contorno cíclico em torno da trinca. [31]

$$J_{\Phi} = \oint_{\Phi} \left(W_{n1} - T \cdot \frac{\partial u}{\partial x_1} \right) ds \quad (36)$$

Onde: W = densidade de energia de deformação elástica, dada por:

$$W = \int_0^{\epsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij}; \quad (37)$$

$$\sigma_{ij} = \frac{\sigma W}{\sigma \epsilon_{ij}} \quad (38)$$

Observando a Figura 21, pode-se definir o vetor de tração T de acordo com normal n ao contorno Φ e também o vetor deslocamento $u = u_i i + u_j j$:

$$T_i = \sigma_{ij} n_j \quad (39)$$

Deste modo a equação (36) torna-se:

$$J_{\Phi} = \oint_{\Phi} \left(W_{n1} - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right) ds \quad (40)$$

$$J_{\Phi} = \oint_{\Phi} \left(W_{n1} - (\sigma_{ij} n_j) \frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right) ds \quad (41)$$

Usando o teorema de Green, obtém-se:

$$J_{\Phi} = \oint_A \left(\frac{\sigma_W}{\sigma_{x1}} - \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right) \right) d_{x1} d_{x2} \quad (42)$$

Na ausência de um campo de forças e assumindo pequenas deformações, pode-se escrever:

Equação de equilíbrio:

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} = 0 \quad (43)$$

Relações tensão deformação:

$$\epsilon_{ij} = \epsilon_{ji} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (44)$$

$$\frac{\partial W}{\partial x_1} = \frac{\partial W}{\partial \epsilon_{ij}} \cdot \frac{\partial \epsilon_{ij}}{\partial x_1} = \sigma_{ij} \frac{\partial \epsilon_{ij}}{\partial x_1} \quad (45)$$

$$= \frac{1}{2} \sigma_{ij} \left[\frac{\partial}{\partial x_1} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \right] = \sigma_{ij} \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right) \quad (46)$$

Aplicando a equação (44) na equação acima, obtém-se:

$$\frac{\partial W}{\partial x_1} = \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right) \quad (47)$$

Substituindo a equação acima na equação (42), obtém-se:

J.R. Rice [32] definiu a integral J para um corpo trincado, como segue:

$$J = \int_{\tau} \left(W_{n1} - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right) ds \quad (48)$$

Onde τ é um contorno contrário aos ponteiros do relógio, conforme ilustrado na Figura 21, o qual começa em um ponto da superfície inferior da trinca e termina em algum ponto da superfície superior da trinca.

Figura 21 – Contorno cíclico anti-horário em torno da trinca. [31]

$$J = \int_{\Gamma} W_{dy} - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \quad (49)$$

Agora se estabelece a relação entre a integral J e a energia potencial U [31].

Considera-se um corpo de prova trincado, com uma trinca de comprimento (a), em duas dimensões, conforme indicado na Figura 22. As trações e deslocamentos são independentes do tamanho da trinca. A espessura do corpo de prova é constante e sem perda de generalidade pode ser assumida como unitária.

FIGURA 22 – Corpo de prova trincado de espessura unitária submetido a um campo de tensões [31]

A energia potencial é assim obtida:

$$U = \int_A W(x, y) dA - \int_{S_T} T_i \mu_i ds; \quad (50)$$

Onde:

A = área do corpo de prova e T_i e μ_i são as trações de deslocamentos respectivamente, aplicadas ao longo do contorno T .

Diferenciando (U) com relação (a), temos:

$$\frac{dU}{da} = \int_A \frac{dW}{da} dA - \int_T T_i \frac{d\mu_i}{da} ds; \quad (51)$$

Vamos agora adotar um novo sistema de coordenadas x_1 e x_2 , localizado na ponta da trinca, conforme a seguir:

$$x_1 = x - a \quad e \quad x_2 = y$$

Daí vem:

$$\frac{d}{da} = \frac{\partial}{\partial a} + \frac{\partial}{\partial x_1} \frac{\partial x_1}{\partial a} = \frac{\partial}{\partial a} - \frac{\partial}{\partial x_1} \quad (\text{desde } \partial x_1 = -\partial a) \quad (52)$$

A equação (2) torna-se

$$\frac{dU}{da} = \int_A \left(\frac{\partial W}{\partial a} - \frac{\partial W}{\partial x_1} \right) dA - \int_T T_i \left(\frac{\partial \mu_i}{\partial a} - \frac{\partial \mu_i}{\partial x_1} \right) ds; \quad (53)$$

$$\frac{\partial W}{\partial a} = \frac{\partial W}{\partial \epsilon_{IJ}} \frac{\partial \epsilon_{ij}}{\partial a} = \sigma_{ij} \frac{\partial \epsilon_{ij}}{\partial a} \quad (54)$$

$$\int_A \frac{\partial W}{\partial a} dA = \int_A \sigma_{ij} \frac{\partial \epsilon_{ij}}{\partial a} dA \quad (55)$$

Aplicando o teorema de Green e reconhecendo que $T_i = \sigma_{ij}n_j$, nós obtemos:

$$\int_A \sigma_{ij} \frac{\partial \epsilon_{ij}}{\partial a} dA = \int_T T_i \frac{\partial \mu_i}{\partial a} ds \quad (56)$$

Também do teorema de Green, temos:

$$\int_A \frac{\partial W}{\partial x_1} dA = \int_T W dx_2 \quad (57)$$

Ou

$$\frac{dU}{da} = \int_T T_i \frac{\partial \mu_i}{\partial a} ds - W dx_2 - T_i \left(\frac{\partial \mu_i}{\partial a} - \frac{\partial \mu_i}{\partial x_1} \right) ds \quad (58)$$

$$-\frac{dU}{da} = \int_T W dx_2 - T_1 \frac{\partial \mu_i}{\partial x_1} ds \quad (59)$$

$$\frac{-dU}{da} = \int_T \left(W n_1 - T_i \frac{\partial \mu_i}{\partial x_1} \right) ds \quad (60)$$

Deste modo, podemos afirmar que $J = \frac{-dU}{da}$ para um corpo de prova de espessura unitária. Para um corpo de prova espessura B, temos:

$$J = \frac{-1}{B} \frac{dU}{da}; \quad (61)$$

Assim podemos dizer que (J) pode ser interpretado como sendo diretamente relacionado com a taxa de mudança da energia potencial do corpo de prova com relação ao respectivo comprimento de trinca [31,32,35,36].

Utilizando-se o sistema de coordenadas x y.

Os materiais dúcteis apresentam a particularidade de um crescimento estável e lento de trinca, acompanhado de grande deformação plástica, a qual se opõe a extensão da trinca devido a energia de deformação plástica na ponta trinca [31].

Em um material dúctil a energia necessária para o crescimento da trinca pode ser interpretada como o trabalho necessário para a formação de subsequentes zonas plásticas à frente da ponta da trinca, somada ao trabalho necessário para a nucleação, crescimento e coalescimento de cavidades no interior do material [31,32].

Muitos materiais elasto plásticos apresentam um crescimento estável de trinca antes da sua fratura, sendo assim integral caracteriza a fratura do material a partir do início deste crescimento estável de trinca. Pode-se assumir que a integral J caracteriza o campo de tensão e deformação na ponta da trinca e que a mesma controla todo o fenômeno da fratura. Quando a integral J atingir um valor característico do material, o campo de tensão e deformação na ponta da trinca atingirá um valor específico que iniciará a propagação da trinca no material [22].

A Figura 23 ilustra o uso da integral J como critério de fratura. Observa-se que esta curva representa a variação de J com o aumento do tamanho da trinca, sendo conhecida como curva de resistência do material. Analisando-se a curva de resistência do material, duas regiões devem ser destacadas: a linha de embotamento da trinca e a linha de avanço da trinca [22,23,31].

Figura 23 – Esquema de uma curva de resistência ao crescimento de trinca indicando os estágios de evolução do defeito [22]

Analisando-se a Figura 23 observa-se que a mesma inicia-se com uma trinca fina quando o material está descarregado. Ao submeter-se o corpo de prova ao carregamento, ocorre o embotamento (*blunting*) da trinca, o qual é proporcional ao carregamento. Quando se atinge certo nível de carga, observa-se um primeiro avanço de trinca na frente da superfície de embotamento. Uma medida de tenacidade à fratura é atribuída a este primeiro avanço de trinca, o qual se denomina J_{1C} [22,23,31].

O valor de J_{1C} é determinado experimentalmente através de uma série de construções geométricas e operações matemáticas de regressão linear, formalizadas pela Norma ASTM E1820-08a, conforme ilustra a Figura 24 [34].

Figura 24 – Construção gráfica para a determinação de J_{1C} [22]

A determinação do parâmetro J_{1C} pode ser realizada como corpos de prova $C(T)$ ou SEMB, seguindo-se os requisitos da Norma ASTM E1820-08a [34]. A técnica do corpo de prova único consiste na determinação da *compliance*, conforme

ilustra a Figura 25. Este método de cálculo exige trincas de tamanho grande, com a relação de $0,50 \leq a/W \leq 0,70$, já que a medição da *compliance* não é precisa para a relação $a/W < 0,50$.

Na obtenção de J_{IC} pelo método da *compliance*, apenas um corpo de prova é utilizado e o comprimento da trinca é calculado em intervalos regulares durante o ensaio, através do descarregamento parcial do corpo de prova e da medição do módulo de flexibilidade (*compliance*) [22,23].

Figura 25 – Técnica do corpo de prova único (método da compliance) para a construção da curva J-R [22]

A integral J é dividida em duas componentes:

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (62)$$

A componente elástica será igual a:

$$J = \frac{K^2}{E'} \quad (63)$$

Onde:

K = fator de intensidade de tensão.

$E' = E$ (tensão plana)

$E' = E/(1 - \nu^2)$; (deformação plana).

A componente plástica é calculada pela área plástica situada abaixo da curva carga versus deslocamento, como indicado a seguir:

$$J_{pl} = \eta \frac{A_{pl}}{B_{bo}} \quad (64)$$

Onde:

A_{pl} = área plástica indicada na Figura 26.

b_o = ligamento inicial do corpo de prova.

η = constante adimensional, onde:

$\eta = 2,0$ para corpo de prova

$\eta = 2 + 0,522 b_o/W$ para corpo de prova C(T).

Figura 26 – Definição de área plástica, A_{pl} , usada nos cálculos de J de materiais metálicos [22]

Como ilustra a Figura 25, linhas de exclusão são desenhadas para os valores de $\Delta_a = 0,15 \text{ mm}$ e $\Delta_a = 1,5 \text{ mm}$. A inclinação destas linhas equivale a $2\sigma_y$, onde σ_y é a tensão de escoamento do material. Outra linha de exclusão é definida na direção horizontal como sendo o máximo valor de J:

$$J_{m\grave{a}x} = \frac{b_o \sigma_y}{10} \quad (65)$$

Os pontos limites pelas linhas de exclusão são ajustados para a seguinte expressão:

$$J = C_1(\Delta_a)^{C_2}; \quad (66)$$

Através da intersecção da curva da equação (67), com a reta inclinada a partir de $\Delta_a = 0,2 \text{ mm}$, obtém-se o valor J_Q , que equivalerá a J_{1C} , se os requisitos a seguir forem atendidos:

$$B, b_o \geq \frac{25 J_Q}{\sigma_y} \quad (67)$$

A Figura 25 mostra os limites para a curva J-R, que são:

$$J_{m\acute{a}x} = \frac{b_o \sigma_y}{10} e \Delta a_{m\acute{a}x} = 0,25 b_o \quad (68)$$

A integral J pode ser interpretada energeticamente a partir da seguinte experi\ecancia [31,35]:

Considere uma placa infinita, feita de um material el\astico linear, contendo uma trinca passante conforme ilustra a Figura 28 (a) de comprimento 2a. A placa \e submetida a uma tens\ao σ_1 e apresenta um deslocamento controlado. A Figura 28 (b) apresenta a curva carga – deslocamento referente \a Figura 28 (a). A \area correspondente aos pontos OAB representa a energia el\astica do corpo. Com o avan\co da trinca de um infinit\esimo (da), haver\a uma queda da tens\ao e conseq\uente redu\c\ao da rigidez do corpo, uma vez que o corpo est\a im\ovel atrav\es de suas extremidades (linha OC). A energia el\astica ser\a reduzida para a \area correspondente aos pontos (OCB). Sendo assim, o crescimento da trinca de (a) para (a + da), implicar\a em uma libera\c\ao de energia el\astica relativa a \area compreendida entre os pontos OAC. Se a tens\ao sobre o corpo fosse aumentada, a energia el\astica liberada seria maior e correspondente a \area entre os pontos ODE na Figura 27 (b). Somente ocorrer\a o avan\co da trinca de um deslocamento (da) se a energia el\astica correspondente ao mesmo for liberada pelo sistema. Considerando-se que as extremidades da trinca podem se mover durante o crescimento da mesma, pode-se dizer que as for\cas externas est\ao executando trabalho [35].

A Figura 28 ilustra a variação de energia com o crescimento induzido de trinca.

Figura 28 – Variação da energia com o crescimento induzido da trinca [35]

Antes das condições críticas para o crescimento da trinca ocorrer, dU/da é positiva, ou seja, existe energia para o crescimento de trinca, porém, a liberação de energia por unidade de crescimento de trinca é menor do que a energia por unidade de comprimento de trinca requerida para o seu crescimento. Deste modo a energia permanece armazenada na placa na forma de energia elástica. O crescimento da trinca só será possível quando houver energia elástica para a trinca crescer e a taxa de liberação da energia por unidade de comprimento da trinca for maior ou igual a taxa de consumo de energia por unidade de crescimento de trinca. A condição de instabilidade é expressa por:

$$\frac{dU}{da} \leq 0; \quad (70)$$

Substituindo-se (69) em (70) e admitindo-se U_i constante, vem:

$$\frac{d(U_a + U_\gamma - U_E)}{da} \leq 0; \quad (71)$$

Reescrevendo a equação (71), tem-se

$$\frac{d(U_E - U_a)}{da} \geq \frac{dU_\gamma}{da}; \quad (72)$$

O lado esquerdo da equação é conhecido como força de extensão da trinca, designado por G , que representa a energia elástica por unidade de superfície de trinca, para o crescimento da trinca.

Deste modo tem-se:

$$G = \frac{d(U_E - U_a)}{da}; \quad (73)$$

O lado direito da equação mostra a resistência da trinca, denominada R. Pode-se assim enunciar a condição de instabilidade da trinca:

$$G \geq R; \quad (74)$$

Griffith estabeleceu a seguinte expressão para G:

$$G_C = \frac{\pi \sigma_C^2 a}{E}; \quad (75)$$

e

$$\sigma_C = \sqrt{\frac{EG_C}{\pi a}}; \quad (76)$$

A equação (76) representa um critério de falha na engenharia, quando a tensão aplicada se iguala a resistência oferecida pela estrutura[22,31,32,35].

Considera-se agora novamente o caso da Figura 28 (a), porém, o material é elástico não linear, sendo o seu comportamento ilustrado na Figura 29.

Figura 29 – Comportamento de um sólido elástico não linear. [35]

Sendo o corpo elástico, as equações (69) e (72) são validadas e pode-se definir J como sendo:

$$J = \frac{d(U_E - U_a)}{da} \quad (77)$$

A partir da equação (69) pode-se definir energia potencial como U_P como:

$$U_P + U_i + U_a - U_E; \quad (78)$$

Derivando-se a equação (78) em relação ao comprimento de trinca da e admitindo-se U_i constante, tem-se:

$$\frac{dU_P}{da} = \frac{d(U_a - U_E)}{da} = -\frac{d(U_E - U_a)}{da}; \quad (79)$$

Fazendo-se analogia entre as equações (79) e (77), tem-se:

$$J = \frac{dU_P}{da}; \quad (80)$$

Isto para placa de espessura unitária [22,31,32,35].

2.3.2.2 O Ensaio de determinação da curva J-R

Historicamente J.A. Begley e J.D. Landes [36], foram os pioneiros a obter experimentalmente a determinação de J. O método utilizado era análogo ao da *compliance* para determinação de K e utilizava diversos corpos de prova. O método experimental das curvas *load-displacement* (carga deslocamento) era obtido por copos de prova de espessura unitária com diferentes comprimentos de trinca. Cada espécie é carregada até um nível pré-determinado sem a extensão da trinca.

A área debaixo da curva *load-displacement* (carga deslocamento) (P-V), Figura 31 (a), especificou valores de deslocamentos, $V_1, V_2, V_3, \dots V_i$, são obtidos graficamente para determinar os correspondentes valores de energia potencial, $U_1, U_2, U_3, \dots U_i$, conforme esquematicamente mostrado na Figura 31 (b). Para descrever as condições de deslocamento (*displacement*), a área debaixo da

curva é $U(V)$. Deste modo, a curva *load-displacement* (carga deslocamento), pode ser dividida em segmentos associados cada qual com um nível de deslocamentos e de áreas $A_1, A_2, A_3, \dots A_i$, os quais cada segmento é identificado com os correspondentes valores de U_i . Para cada valor fixado de deslocamento (*displacement*), U_i pode ser plotado como uma função do comprimento de trinca, a_i , como mostrado esquematicamente na Figura 30 (c) [31].

Figura 30 – Ilustração do método original para estimativa de J_{IC} desenvolvido por Begley e Landes (1972). [35]

O declive da curva $U-a$, dU/da , é então calculado em vários pontos do campo de valores de J . Se a espessura dos corpos de prova é diferente daquela unidade, o declive dU/da deve ser dividido pela espessura, B , para obter-se o valor de J . Os resultados dos valores de J podem ser plotados como uma função do crescimento do deslocamento (*displacement*) para vários tamanhos de trinca, como mostrado na Figura 30 (c). Como se vê da discussão acima, o procedimento de ensaio é trabalhoso e requer diversos corpos de prova, sendo que os resultados das curvas $J-V$ são dependentes do material e geometria dos corpos de prova [31,36].

Para este trabalho de pesquisa foi utilizado a técnica de ensaio mais usual para a construção experimental da curva J-R, que é a do corpo de prova único (*single specimen*), no qual é utilizado o método da flexibilidade no descarregamento (*unloading compliance method*), o qual se encontra ilustrado na Figura 25 [33].

A técnica de um corpo de prova é feita através da determinação da *compliance* (inverso da rigidez), conforme indicado na Figura 25. Esta curva foi obtida a partir do registro da carga versus o deslocamento da linha de carga.

A medição da trinca é feita em intervalos de tempo durante o ensaio, através de descarregamentos parciais e com a medição da *compliance*. Com o crescimento da trinca o corpo de prova vai ficando cada vez menos rígido [22,35]. De acordo com a Figura 31 o valor da integral J deve ser calculado infinitesimalmente a cada ponto de descarregamento, onde o tamanho da trinca também é atualizado [22,35].

De acordo com a Norma ASTM E1820-08 a [34], as componentes elástica e plástica de J, podem ser assim obtidas:

$$J_{el(i)} = \frac{K_{(i)}^2 \cdot (1 - \vartheta)^2}{E} \quad (81)$$

$$J_{pl(i)} = \left[J_{pl(i-1)} + \left(\frac{n_{Ci-1}}{b_{(i-1)}} \right) \frac{A_{pl(i)} - A_{pl(i-1)}}{B_N} \right] \left[1 - \gamma_{(i-1)} \frac{a_{(i)} - a_{(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right] \quad (82)$$

Onde:

$$n_{(i-1)} = 2,0 + 0,522 \frac{b_{(i-1)}}{W} \quad (83)$$

$$\gamma_{(i-1)} = 1,0 + 0,76 \frac{b_{(i-1)}}{W} \quad (84)$$

A grandeza $A_{pl(i)}$ pode ser calculada através da equação seguinte:

$$A_{pl(i)} = A_{pl(i-1)} + [P_{(i)} + P_{(i-1)}] [V_{pl(1)} - V_{pl(i-1)}] \quad (85)$$

Onde:

$V_{pl(i)}$ = parte plástica do load-line displacement (deslocamento plástico da linha de carga) (LLD), $V_i - (P_i C_{LL(i)})$ e

$C_{LL(i)}$ = compliance experimental, $(\Delta V / \Delta P)_i$, correspondente ao corrente tamanho de trinca, a_i .

O fator de intensidade de tensão $K_{(i)}$ pode ser assim obtido:

$$K_{(i)} = \frac{P_i}{B \cdot B_N \cdot W} \cdot f(a_i/W) \quad (86)$$

Onde:

$$f\left(\frac{a_i}{W}\right) = \frac{\left[\left(2 + \frac{a_i}{W}\right) \left(0,886 + 4,64 \left(\frac{a_i}{W}\right) - 13,32 \left(\frac{a_i}{W}\right)^2 + 14,72 \left(\frac{a_i}{W}\right)^3 - 5,6 \left(\frac{a_i}{W}\right)^4\right)\right]}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \quad (87)$$

Isto para corpo de prova $C_{(t)}$, compacto em tração, considerando $a_i = a_o$.

Aplicando nas equações acima estabelecidas pela norma, os valores de tamanho inicial de trinca (a_o), crescimento de trinca (Δa) e carga aplicada (P), em cada descarregamento parcial, obtêm um par de pontos ($J - \Delta a$), que origina a curva J-R ilustrada na Figura 31 [32]. A norma estabelece os seguintes limites de $J_{máx}$ (máxima integral J) e $\Delta a_{máx}$ (máxima extensão de trinca), para garantir que a curva J-R tenha crescimento de trinca controlado por J [23,34].

Figura 31 – Método da compliance para construção da curva J-R. [34]

$$J_{m\acute{a}x} = \frac{b\sigma_y}{10} \quad (88)$$

$$\Delta a_{m\acute{a}x} = 0,25 b_o \quad (89)$$

Para a realização do ensaio mecânico de tenacidade à fratura podem-se utilizar os seguintes corpos de prova padronizados pela Norma ASTM E399-06 [38], conforme ilustra a Figura 32:

- *Compact tension* C(T); (compacto em tração)
- Middle tension M(T); (corpo de prova entalhado ao meio sob tração)
- Single edge notched bend SEMB; (entalhado lateralmente sob flexão)
- Disk *Compact tension* DC(T); (compacto de forma circular)
- Arc tension A(T) (corpo de prova em forma de arco sob tração)

Figura 32 – Corpos de prova de tenacidade à fratura padrão seguindo a Norma ASTM. [34]

Os corpos de prova apresentam três importantes dimensões: comprimento da trinca (a), a espessura (B) e a largura (W).

Segundo a Norma ASTM E399-06 [38], a espessura dos corpos de prova está padronizada na seguintes sequencia: $1/2 T$, $1 T$, $2 T$ e $4 T$, onde $1 T$ corresponde a $B = 1 \text{ in}$ e $W = 2 \text{ in}$. Devido a anisotropia e heterogeneidade dos materiais utilizados em engenharia, verifica-se que suas propriedades que são funções de suas estruturas, dependerão da direção em que forem analisadas, sendo assim, a tenacidade à fratura será muito influenciada pela direção de análise, isto porque, determinadas direções cristalográficas irão apresentar planos cristalinos mais fracos, o que irá facilitar a propagação de trincas. Deste modo todos os corpos de prova devem indicar a orientação cristalográfica [22,60].

A Figura 33 ilustra as notações da Norma ASTM E399-06 [38] para corpos de prova extraídos de placas laminadas e ou forjadas ou barras redondas. Duas letras são utilizadas para a identificação dos corpos de prova: a primeira letra indica a direção de aplicação da tensão principal de tração e a segunda letra indica a direção de propagação da trinca, conforme ilustra na Figura 33.

Figura 33 – Nomenclatura ASTM adotada em corpos de prova entalhados extraídos de chapa laminada [34]

Os princípios teóricos da mecânica de fratura exigem que a trinca seja bastante aguda antes de aplicar-se a carga nos corpos de prova. Como esta exigência não é atingida nas operações de usinagem mecânica deve-se recorrer ao pré trincamento com carregamentos cíclicos de fadiga. A Figura 34 ilustra a obtenção da pré trinca, onde a mesma se inicia no entalhe da usinagem e tem seu comprimento controlado pelos ciclos de fadiga. Deve-se ter o cuidado para que a introdução da pré trinca não altere a tenacidade do material, devido a introdução de tensões residuais e deformações plásticas, segundo as recomendações de Joice [39]. A trinca de fadiga deve satisfazer às seguintes condições [22]:

Figura 34 – Ilustração da pré trinca de fadiga realizada no entalhe do corpo de prova compacto em tração de tenacidade à fratura [22]

- O raio da ponta da trinca na fratura deve ser muito maior do que o raio inicial da trinca de fadiga.
- A zona plástica produzida durante os ciclos de fadiga deve ser pequena, quando comparada com a zona plástica da fratura.

Durante o ensaio de obtenção da curva J-R, dois objetivos básicos devem ser alcançados: o registro da carga aplicada e o deslocamento característico do corpo de prova. O registro da carga é realizado com células de carga, enquanto os deslocamentos em corpos de prova são medidos com *clip gage*. O *clip gage* é acoplado na boca do entalhe, sendo que o mesmo é composto de *strain gages* acoplados a barras engastadas. A deflexão das barras induz a uma variação de diferença de potencial, a qual é uma função do deslocamento. O *clip gage* é acoplado ao corpo de prova através dos *Knife edges*, de modo a assegurar que as pontas da barra fiquem livres para girar. Uma curva de calibração irá fornecer o tamanho da trinca como uma função do deslocamento obtido pelo *clip gage* [40].

Os corpos de prova de tenacidade à fratura devem ser entalhados lateralmente como ilustra a Figura 35. O objetivo do entalhe lateral é manter as condições de deformação plana ao longo de toda a frente de trinca. A ausência destes entalhes no corpo de prova produz perturbações em suas superfícies, denominadas lábios de cisalhamento. Isto é atribuído às alterações no campo de tensão entre o centro e a superfície do corpo de prova [40].

Figura 35 – Ilustração dos entalhes laterais em corpos de prova compacto em tração de tenacidade à fratura [40]

2.4 O ENSAIO DE DETERMINAÇÃO DA CURVA MESTRE

2.4.1 A temperatura característica

A tenacidade à fratura dos materiais ferríticos é fortemente influenciada pela temperatura, ou seja, em temperaturas elevadas são capazes de absorver consideráveis quantidades de energia antes de se fraturar, sendo, portanto denominados tenazes e apresentando fratura dúctil. Se um aço ferrítico estiver a baixa temperatura, uma transição de comportamento é observada e o material passa a absorver menos energia antes de se fraturar e já apresentando a fratura por clivagem. A Figura 36 ilustra uma típica curva de transição dúctil frágil, na qual: *upper shelf* representa a região dúctil, *lower-shelf* a região frágil e *transition region* a região de transição [42].

Figura 36 – Curva de transição dúctil frágil ilustrando suas regiões características: upper shelf (região dúctil); lower shelf (região frágil) e transition region (transição dúctil frágil) [17]

O valor da T_0 (temperatura de referência) medida de acordo com a Norma ASTM E1921-05, é usada para definir a variação da tenacidade à fratura com temperatura através da região de transição, usando a *Wallin master curve* (curva mestre) [45,46].

Com relação aos aços ferríticos pode-se afirmar que a interação entre a movimentação de discordâncias e as partículas de segunda fase tem forte influência na temperatura de referência (T_0), podendo-se dizer que [42]:

- Materiais que tem uma baixa temperatura de transição (baixo T_0) sempre apresentam um alto *upper shelf* de tenacidade à fratura e
- Materiais que tem alta temperatura de transição (alto T_0) sempre apresentam baixo *upper shelf* de tenacidade à fratura.
- Baixo T_0 /alto *upper shelf* os materiais: materiais que apresentam uma fina e homogênea distribuição de defeitos, tais como: muitas e pequenas partículas de segunda fase, contornos de grão, podem acomodar consideravelmente movimentações de discordâncias e deslocções de alguns defeitos que resultam da quebra de partículas de segunda fase (na transição) ou decoesão de partículas de segunda fase e subsequente anulação no crescimento no *upper shelf*.

Devido a essas movimentações de discordâncias, são possível valores mais altos de tenacidade em alguma temperatura, seja na transição ou no *upper shelf*, do que ser característico de materiais que tem uma distribuição mais homogênea de defeitos. Tais condições são características de baixo T_0 [42].

- Alto T_0 /baixo *upper shelf* nos materiais: materiais que tem uma distribuição maior ou menos homogênea de defeitos (maiores tamanhos de grão, maiores partículas de segunda fases) não podem acomodar a movimentação de discordâncias prioritariamente ao acúmulo das mesmas e alguns defeitos referente a quebra de partículas de segunda fases (na transição) ou conseqüentemente anulação do crescimento no *upper shelf*.

Porque a presença de uma mais alta densidade e variedade de heterogeneidades micro estruturais asseguram acúmulo suficiente de discordâncias no início da fratura, valores mais baixo de tenacidade ocorrem em alguma temperatura, se na região de transição ou no *upper shelf*, do que seria característico de um material que tem uma fina e mais homogênea distribuição de defeitos. Tais condições são características de altos valores de T_o [42].

A temperatura de referência (T_o) é um parâmetro de escala que caracteriza a tenacidade à fratura, posicionando a curva, onde os valores de (K_{JCmed}) de tenacidade medido em corpos de prova de espessura unitária correspondente a $100 MPa\sqrt{m}$. [42,45,46].

2.4.2 Procedimento do Ensaio

O método da curva mestre é utilizado para determinar a temperatura de referencia (T_o) dos aços ferríticos, utilizando para tal fato, a tenacidade à fratura expressa por um fator de intensidade de tensão elástico plástico [41], denominado K_{JC} .

O efeito estatístico sobre o tamanho dos corpos de prova na medida de K_{JC} é obtido através da teoria do *Weakest link* e distribuição de Weibull.

Os aços ferríticos são heterogêneos com respeito às diversas orientações cristalográficas dos seus grãos. Os contornos de grãos apresentam propriedades distintas dos grãos. Ambos contem carbonetos, carbonitretos e inclusões não metálicas que atuam como centros de nucleação de fratura frágil.

Para amenizar estas heterogeneidades os valores de tenacidade a fratura são caracterizadas utilizando-se métodos estatísticos.

Tanto as distribuições de dados de tenacidade a fratura como os efeitos de tamanho dos corpos de prova *size effects*, são controladas pela função de Weibull e teoria do *Weakest link* [61].

O valor da temperatura de referencia T_0 é uma função direta do *size effect*.

O procedimento de ensaio segue a norma ASTM 1921-05 [43], como descrito a seguir:

2.4.2.1 Limite máximo para K_{JC}

O valor máximo para K_{JC} é uma função do ligamento remanescente b_0 , para assegurar as condições mínimas de constrição plástica na fratura, é assim obtido:

$$K_{JC(limit)} = \sqrt{\frac{Eb_0\sigma_{ys}}{30(1-\vartheta^2)}} \quad (90)$$

2.4.2.2 Determinação da Integral J

A integral J é obtida como uma somatória das componentes elásticas e plásticas.

$$J_C = J_e + J_p \quad (91)$$

Para o corpo de prova compacto em tração $C_{(t)}$, a componente elástica é assim obtida:

$$J_e = \frac{(1-\nu^2)K_e^2}{E} \quad (92)$$

Onde:

$$K_e = [P/(BB_N W)^{1/2}] f\left(\frac{a_o}{W}\right) \quad (93)$$

Onde:

$$f(a_o/W) = \frac{(2 + a_o/W)}{(1 - a_o/W)^{3/2}} [0,886 + 4,64(a_o/W) - 13,32 \left(\frac{a_o}{W}\right)^2 + 14,72 \left(\frac{a_o}{W}\right)^3 - 5,6 \left(\frac{a_o}{W}\right)^4] \quad (94)$$

Onde:

a_0 = tamanho inicial da trinca.

A componente plástica de J é calculada como segue:

$$J_P = \frac{\eta A_P}{B_N b_0} \quad (95)$$

Onde

$$A_P = A - 1/2 C_0 P^2$$

$$A = A_E + A_P$$

$$C_0 = V/P$$

b_0 = ligamento remanescente inicial.

2.4.2.3 Determinação de K_{Jc}

K_{Jc} é obtido para cada valor de J_c . Assumindo-se tensão plana e modulo de elasticidade E , tem-se:

$$K_{Jc} = \sqrt{J_c \frac{E}{1 - \nu^2}} \quad (96)$$

2.4.2.4 Avaliação do pop-in

Durante o ensaio de tenacidade a fratura pode-se perceber uma descontinuidade nos registros de carga versus deslocamento de trinca, que pode ser acompanhada de um som característico.

A esta descontinuidade denomina-se Pop-in, que é o registro do crescimento instável de trinca [22,61,62].

Observando-se a relação pode-se notar condição mínima necessária para a ocorrência da Pop-in, segundo a relação inicial de *compliance* C_i/C_o , fornecida a seguir, conforme a Figura 37.

Figura 37 – Determinação do fenômeno de *Pop in* durante o ensaio de construção da curva J-R [43]

$$\frac{C_i}{C_o} > \left[1 + 0,01 \eta \left(\frac{W}{a_o} - 1 \right) - 1 \right] \quad (97)$$

Onde:

a_o = tamanho inicial de trinca

η = parâmetro baseado no LLD (*load-line displacement*).

2.4.2.5 Limites de tolerância de K_{JC}

Os limites de tolerância para os dados de K_{JC} são calculados para 2 % e 98 %, conforme as equações abaixo:

$$K_{JC}(0,02) = 0,415 K_{JC(med)} + 11,70 \text{ MPa}\sqrt{m} \quad (98)$$

$$K_{JC}(0,98) = 1,547 K_{JC(med)} + 10,94 \text{ MPa}\sqrt{m} \quad (99)$$

2.4.2.6 Efeito de escala

A teoria do *Weakest-link* é usada para modelar o efeito de escala nos tamanhos dos corpos de prova, na região de transição entre o *lower shelf* e o *upper shelf* da tenacidade a fratura[25,61].

A equação seguinte serve para ajustar os valores de $K_{JC(med)}$, K_{JC} e K_o .

$$K_{JC} = K_{min} + [K_{JC(o)} - K_{min}] \left(\frac{B_o}{B_x} \right)^{1/4} \quad (100)$$

Onde:

$K_{JC(o)} = K_{JC}$ para o tamanho de corpo de prova B_o

B_o = espessura do corpo de prova para 1T (descartando o entalhe lateral)

B_x = espessura do corpo de prova em teste (descartando entalhe lateral)

$$K_{min} = 20MPa \sqrt{m}$$

2.4.2.7 Determinação de K_o

Se os corpos de prova forem de dimensões diferentes de 1T, as mesmas devem ser primeiro convertidas para o padrão 1T de dimensão e depois serem aplicadas na equação seguinte:

$$K_o = \left[\sum_{i=1}^N \frac{K_{JC(i)} - K_{min}}{N} \right]^4 \Bigg]^{1/4} + K_{min} \quad (101)$$

Onde:

N = número de espécies (corpos de prova) testadas

$$K_{min} = 20MPa \sqrt{m}$$

2.4.2.8 Determinação de K_o com validação de dados

O cálculo é feito de forma idêntica a determinação de K_o , porém, levando-se em consideração apenas os dados válidos.

$$K_o = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(K_{JC(i)} - K_{min})^4}{r} \right]^{1/4} + K_{min} \quad (102)$$

Onde:

r = número de dados válidos

$$K_{min} = 20MPa \sqrt{m}$$

N = número de dados

2.4.2.9 Conversão de K_o para $K_{JC(med)}$

O K_{JC} médio da população de dados corresponde a 50 % da probabilidade acumulada de falha para fratura, podendo ser determinado através de K_o usando a seguinte equação:

$$K_{JC(med)} = K_{min} + (K_o - K_{min})[\ell n_{(2)}]^{1/4} \quad (103)$$

Onde:

$$K_{min} = 20MPa \sqrt{m}$$

2.4.2.10 Estabelecimento da curva de transição de temperatura Master Curve

Por este método, a forma da curva dos dados de $K_{JC(med)}$ de tenacidade versus a temperatura, para corpos de prova padronizados para dimensões 1T, é descrita pela seguinte equação:

$$K_{JC(med)} = 30 + 70 \exp[0,019 (T - T_o)], MPa \sqrt{m} \quad (104)$$

Onde:

T = temperatura de teste em ($^{\circ}C$)

T_o = temperatura de referência ($^{\circ}C$)

2.4.2.11 Determinação da temperatura de referência (T_o)

Usando apenas os valores de $K_{JC(med)}$ para dimensão 1T, a expressão seguinte fornece a temperatura de referência T_o , como descrito a seguir:

$$T_o = T - \left(\frac{1}{0,019} \right) \ln \left[\frac{K_{JC(med)} - 30}{70} \right] \quad (105)$$

As unidades são:

$$K_{JC(med)} = MPa \sqrt{m}$$

$$T_o = ^\circ C.$$

2.4.3 Uso da Curva Mestre

A curva mestre é uma ferramenta de uso na engenharia, que tem por objetivo avaliar a distribuição da tenacidade à fratura na região de transição do material, especificamente quando a tenacidade à fratura é expressa em fator de intensidade de tensão elástico plástico, K_{Jc} , sendo sensível ao cálculo direto do efeito crítico do tamanho de defeito ou efeito crítico da tensão, assumindo-se que o defeito já existe. A relação entre J_C e K_{Jc} é simples [41]:

$$K_{Jc} = (E_{Jc})^{\frac{1}{2}} \quad (106)$$

A curva mestre tem grande potencial de aplicação nos ambientes onde as baixas temperaturas podem criar problemas de fragilização com o aço usado. Entre as aplicações pode-se citar:

- Tubulações de petróleo.
- Plataforma de petróleo.
- Tanques de armazenamento de petróleo.

- Tanques de gases liquefeitos.
- Placas de navio.
- Pontes metálicas.
- Juntas soldadas e estruturas metálicas.

A Norma ASTM E1921 [43] recomenda que os aços aplicados tenham um limite de escoamento na faixa de 40 Ksi a 120 Ksi. Outro requisito de aplicação é que o modo de fratura deve ser frágil.

Nos casos de placas de aço a avaliação da curva mestre pode ser feita na soldagem do metal, especificamente no cordão de solda. Zonas frágeis locais e zona termicamente afetada pelo calor devem ser tratados como casos especiais não facilmente adaptadas na metodologia da curva mestre [44].

Materiais que apresentam baixa tensão de escoamento devem ter alguma dificuldade passarem pelos requisitos de K_{JC} (limite), quando são usados corpos de prova pequenos. Usando corpos de prova grande o problema pode ser resolvido, no entanto, grandes volumes de material avaliado poderia tornar-se um problema. Nestes casos a Norma ASTM E1820 [34] poderia ser a única alternativa de avaliação.

Materiais que apresentam um baixo limite de energia do *upper shelf* no ensaio de charpy V, podem apresentar alguns problemas. O crescimento da trinca poderia iniciar muito próximo da temperatura T_0 , o que indicaria também que a temperatura do *upper shelf* estaria muito próxima. Corpos de prova grandes poderiam ajudar, mas em alguns casos a determinação de T_0 seria dificultada [44].

Alguns aços são frágeis em suas temperaturas de operação. Estes materiais podem não apresentar um efeito de escala no corpo de prova necessário para seguir o tipo de transição da curva mestre na temperatura de trabalho apresentada. Estes dados podem não ser usados para a caracterização da curva mestre, mas o valor de K_{JC} obtido na temperatura de trabalho poderia muito bem ser usado como informação complementar [44,47].

Corpos de prova de tamanhos 1/2 T devem ser testados muito próximos de T_0 , enquanto corpos de prova de dimensões 1 T, 2 T e 4 T, podem ser testados em temperaturas mais altas de acordo com o tamanho [39].

A Norma ASTM E1921 [43] foi a primeira em estabelecer os passos necessários para tornar possível o desenvolvimento do plano de controle de fratura em estruturas de aço, diretamente da medida da tenacidade à fratura realizada em laboratório com pequenos corpos de prova. Embora exista a vantagem de custos, no entanto, a forma da curva mestre pode não ser diretamente transferida para todas as geometrias.

A medida da tenacidade à fratura para a construção da curva mestre é calibrada para corpos de prova de 1 in (polegada) de espessura, ensaiados em laboratório. Primeiramente não é completamente conhecido como o modelo do *size effect* na teoria do *Weakest link* (elo mais fraco) poderia ser estendida para materiais fora do limite de tamanhos cobertos no experimento. Em segundo, o nível do efeito de restrição (*constraint*) nos corpos de prova de laboratório, pode não ser o mesmo das estruturas de aplicação. A magnitude da restrição em aplicações estruturais e as propriedades e tenacidade à fratura por impacto, não são bem conhecidas para geometrias que apresentam intervalos de gradientes de tensão efeitos de tensão biaxial [44,47]. Para o cálculo de K_{IC} em vasos de reatores nucleares, algumas análises matemáticas podem ser aplicadas a partir dos dados da curva mestre [44,47].

A escolha hipotética da geometria do defeito deve ser considerada com as interações do material com o ambiente e campo de tensões.

Por exemplo, pequenos defeitos são formados e ampliados em condições de corrosão sob tensão e fadiga sob corrosão em água fervendo em vasos de pressão de reatores nucleares [44,47].

De posse das análises supracitadas, pode-se dizer que na Europa e Estados Unidos é comum o uso do conceito de K_{IC} com T_0 (temperatura de referência), para aplicar os dados da curva mestre [44,47].

Com limites de aplicação da curva mestre, pode-se citar [44,47,62]:

- Heterogeneidades;
- Fratura intergranular;
- Baixo *upper shelf* de tenacidade à fratura;
- Materiais altamente irradiados.

O desvio da forma padrão da curva mestre pode ser antecipado por fratura intergranular devido a agentes térmicos ou irradiação, dominando o comportamento da fratura. A existência de outro tipo de fratura que não seja a frágil, contraria uma das premissas básicas da curva mestre. Pesquisas comprovaram que a fratura intergranular afeta o comportamento dos aços ferríticos do seguinte modo:

- A fratura intergranular pode ser controlada por efeitos de tensão e deformação dependendo da temperatura.
- Materiais com 100 % de fratura intergranular tem mostrado seguir a curva mestre se o valor de T_0 é baixo, menor do que aproximadamente 0°C , quando a fratura é controlada mais por tensão do que por deformação.
- As altas temperaturas a fratura intergranular torna-se controlada por deformação e não é significativamente afetada pela temperatura (a aplicação da curva mestre não é recomendada).
- Proporções menores do que 50 % têm sido observados não afetar a análise da curva mestre.

Com relação às heterogeneidades pode-se dizer que a curva mestre é baseada na teoria do *Weakest link* (elo mais fraco) [25,43], na qual se assume que o material tem uma distribuição aleatória de defeitos ou início de fraturas de clivagem. Admite-se que o material é macroscopicamente homogêneo, tendo uniforme e isotrópica resistência e propriedades de tenacidade. Em complemento a homogeneidade macroscópica, admite-se que o material é composto essencialmente de uma fase micro estrutural. Qualquer alteração destes dois detalhes apresentados pode resultar em anomalias do comportamento de fratura, de modo a inviabilizar a homogeneidade do material.

As heterogeneidades aparecem como um fator que provoca um excessivo espalhamento de dados no modelo da curva mestre. Os materiais formados por duas fases estruturais, com grandes inclusões não metálicas e outras impurezas, os quais resultam em excessivo espalhamento de dados em K_{JC} , se o tamanho do corpo de prova é pequeno em relação ao efeito de tamanho destas partículas. O método da curva mestre é aplicado para materiais homogêneos, mas se o material a ser analisado é heterogêneo, o mesmo pode ter sua integridade estrutural aferida pelo procedimento (SINTAP) [44]. O método inclui um procedimento seleção de dados que excedem 50 % da probabilidade de fratura para assegurar um limite inferior conservativo na determinação das

heterogeneidades do material. O método SINTAP é também aplicado para dados de diferentes materiais. O método SINTAP (para analisar o espalhamento de heterogeneidades nos materiais), não apresenta a mesma precisão como o método padrão da curva mestre de dados homogêneos [44].

Para materiais homogêneos o método SINTAP confere uma precisão de 10 % menor na estimativa da tenacidade à fratura do que o método padrão da curva mestre. Para dados de materiais heterogêneos a diferença é muito maior. Uma extensão da curva mestre tem sido desenvolvido para materiais heterogêneos, governados por duas distribuições *bi-modal master curve*. O método tem sido muito eficiente para descrever as zonas termicamente afetada pelo calor na soldagem [44].

Em algumas aplicações, tais como, vasos de pressão de reatores (RPV), para investigar-se a integridade estrutural dos mesmos, torna-se necessário identificar a temperatura acima da qual o comportamento no *upper shelf* é esperado, região onde a *master curve* não pode ser analisada, ou idealmente desenvolver um modelo de conduta de tenacidade à fratura no *upper shelf*, que pode ser usado junto com a curva mestre para ser usado junto com a curva mestre para descrever a tenacidade à fratura dos aços para RPV, através da faixa de temperatura do RPV de serviço. Recentemente uma relação empírica e base física que relaciona a dependência entre a temperatura de transição (T_o) e o começo do *upper shelf* (T_{US}) tem sido desenvolvido [40]. O desenvolvimento da metodologia prevê o início do *upper shelf* através da avaliação de T_o , como indica a equação a seguir [44].

$$T_{US} = 0,794T_o + 50,1 \text{ (desvio padrão } 8,4^\circ\text{C)}. \quad (107)$$

Muitos casos de comportamento anormal de fratura são devidos a materiais altamente irradiados. Experiências comprovam que aços altamente irradiados (com alto valor de temperatura T_o), devem apresentar uma curva de tenacidade

versus temperatura visivelmente desviada da máster curve [45], mas se for moderadamente irradiado o aço, o desvio da forma padrão da máster curve pode ser insignificante [45]. Através de estudos fractográficos, a fratura intergranular é suspeita de ser uma potencial razão para baixo valor de tenacidade à fratura também na região superior de transição. É evidente que a forma da curva mestre muda para materiais irradiados e é definitivamente um material específico que é deduzido de um espalhamento de dados, associado com a existência de um modo de fratura diferente da frágil. Se a fratura dominante é a intergranular, é observado em materiais altamente irradiados ou aços fragilizados que a curva mestre pode não ser aplicada. Neste caso o material analisado com a estimação da tenacidade à fratura [44].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

O material utilizado foi um aço micro ligado para tubos API 5L X80 Nb-V-Ti, com baixo teor de carbono, produzido na forma de chapa grossa processada por laminação controlada. O aço foi doado pela Siderúrgica USIMINAS, na forma de chapa com dimensões 1500 x 500 x 19,1 mm³. Segundo a USIMINAS, o limite de escoamento (LE) deste material foi igual a 562 Mpa e o limite de resistência foi igual a 722 Mpa [48].

O aço micro ligado tem como composição química 0,0679 %C; 1,83 % MM; 0,104 % Nb + Ti + V; 0,193 % Si; 0,189 % CR; 0,245 % Mo; 0,0243 % Al; 0,0030 % P [48]

3.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

3.2.1 Metalografia do material base

Foi realizado o corte da chapa laminada com disco abrasivo de SiC. Posteriormente foi realizado o lixamento em equipamentos dotados de movimento rotativo (politrizes) utilizando a seguinte sequência de lixas: 100X, 200X, 300X, 400X, 500X, 600X, 1.000X e 1200X. Posteriormente foi realizado polimento em politrizes, utilizando as pastas de diamante de 1 µm e 2 µm. Finalmente foi realizado o ataque químico com o reativo nital a 3 % para microscopia óptica e a 10 % para microscopia eletrônica por varredura (MEV), conforme Figuras 60 e 61 respectivamente [64]

3.2.2 Metalografia da região de falha

Foi realizado o corte no sentido longitudinal dos corpos de prova de impacto charpy, utilizando discos de corte abrasivo com alma de diamante. Posteriormente foi feito o embutimento com resina baquelita. Em seguida foi realizado o lixamento mecânico, utilizando as seguintes sequencias de lixas: 100X, 200X, 300X, 400X, 500X, 600X e 1.000X. Posteriormente foi realizado o ataque com o reativo nital a 3 % e realizado a microscopia eletrônica por varredura [64].

3.2.3 Fractografia

Foi realizada a análise fractográfica por microscopia eletrônica de varredura (MEV) em todos os corpos de prova de impacto charpy, corpos de prova de tração e corpos de ensaio de tenacidade à fratura, conforme as Figuras 85 a 92.

3.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

3.3.1 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi realizado em uma máquina EMIC DL1000 0.

Foram utilizados 8 corpos de prova, sendo 4 corpos de prova no sentido longitudinal em relação à direção de laminação e 4 corpos de prova no sentido transversal em relação à direção de laminação [10]. O projeto dos corpos de prova de tração encontra-se ilustrado na Figura 38 [49]

Figura 38 – Projeto do corpo de prova de tração [49]

3.3.2 Ensaio de impacto charpy

O ensaio de impacto charpy para a pesquisa de transição dúctil frágil foi realizado em duas etapas.

A primeira etapa foi realizada na empresa Flukeengenharia (Macaé – RJ). Os corpos de prova foram ensaiados nas temperaturas de 0°C, – 20°C, – 40°C e – 60° C. A mistura de refrigeração utilizada foi a seguinte: álcool etílico, acetona e gelo seco.

A segunda etapa foi realizada TSA (Tubos Soldados Atlântico), na Serra – ES. Os corpos de prova foram ensaiados a – 80°C, – 95°C e – 100°C. A mistura de refrigeração utilizada foi a seguinte: nitrogênio líquido e álcool etílico.

Os corpos de prova foram usinados atendendo às especificações da Norma ASTM A370-08a e apresentaram as dimensões mostradas na Tabela 2.

3.3.3 Ensaio de tenacidade à fratura para a obtenção da curva J-R

3.3.3.1 Corpos de prova

O corpo de prova utilizado para a construção da curva J-R, foi o compacto em tração C(t), que atende às especificações da norma ASTM E 1820 – 08 a.

A fotografia do corpo de prova e o projeto [37] do mesmo encontram-se representados nas Figuras 39 e 40.

Figura 39 – Corpo de prova compacto em tração para ensaio de tenacidade à fratura [37]

3.3.3.2 Pré trinca de fadiga

Os corpos de prova foram pré trincados por fadiga, até atingirem a relação $a/W \cong 0,6$. A carga máxima aplicada nos ciclos de fadiga atendeu à exigência da Norma ASTM E 1820 [34], que equivale a:

$$P_F = \frac{0,4 B \cdot b_o^2 \cdot \sigma_Y}{2W + a_o} \quad (108)$$

A pré trinca de fadiga foi realizada em uma máquina MTS do laboratório de ensaios mecânicos da USP de São Carlos, com a utilização dos seguintes parâmetros de ensaio, conforme citado na Tabela 3.

TABELA 8 – Parâmetros do ensaio da pré trinca

Frequência de teste	30 Hz
Comprimento final de trinca	21 mm
Número máximo de ciclos	10000
Monitoramento do comprimento de trinca	Compliance
Intervalo de inspeção	10000
Série de carga	100 KN
Intervalo de COD	12 mm
Ciclos de pré trinca	19650
$K_{\text{máx}}$ de pré trinca	46.327 MPa $\sqrt{m}$
K_{final} de pré trinca	28.019 MPa $\sqrt{m}$
Carga máxima de pré trinca	14.156 KN
Carga final de pré trinca	6.6576 KN
Comprimento final de pré trinca	21.001 mm

Pelos dados do ensaio percebe-se que a relação entre carga mínima e carga máxima, ficou em 0,1, como recomenda a Norma ASTM E 1820 [34]

Posteriormente os corpos de prova foram entalhados lateralmente, obedecendo a relação $B_N = 0,8 B$.

3.3.3.3 Curvas J-R

A obtenção das curvas J-R foi realizada em uma máquina MTS do laboratório de ensaios mecânicos da USP de São Carlos.

Os corpos de prova foram carregados monotonicamente a fratura, sendo controlados por COD – *crack opening displacement*. O ensaio foi realizado segundo a norma ASTM E 1820, utilizando corpo de prova único, pelo método do *unloading compliance* (flexibilidade no descarregamento).

O deslocamento na linha de aplicação de carga *load line displacement*, LLD, foi obtido através de um *clip gage*, como ilustra a Figura 41.

Figura 41 – Ilustração do *clip gage* acoplado ao corpo de prova compacto em tração na máquina universal de ensaio de tenacidade à fratura MTS [53]

Os parâmetros usados no ensaio de obtenção da curva J-R, foram os seguintes, conforme a Tabela 4:

TABELA 9 – Parâmetros de ensaio

Taxa de declive de rampa	0,005 mm/s
Passo de carregamento	0,8 KN
Intervalo de COD	0,08 mm
Intervalo de deslocamento (<i>displacement</i>)	0,05 mm
Percentagem de descarregamento (<i>unload</i>)	20 %
Descarregamento absoluto	8.89644 KN
Número de descarregamentos	2
Intervalo de propagação de trinca	2 s
Taxa de descarregamento	0,3 KN/s
Taxa de carregamento	0,3 KN/s
Taxa de declive de carregamento	0,3 KN/s
Máximo carregamento	22.2411 KN
Máximo COD	12 mm
Máximo deslocamento (<i>displacement</i>)	25,4 mm

O ensaio foi realizado levando-se em consideração o tamanho de trinca inicial monitorado pelo *clip gage*, que foi de 21,01 mm.

Após o término do ensaio, os corpos de prova aquecidos em muda até 400°C para completa homogeneização. Posteriormente os mesmos eram resfriados ao ar para uma queda de temperatura e em seguida em nitrogênio líquido.

Finalmente os corpos de prova eram fraturados na máquina MTS. Para evitar a oxidação da fratura, foi usado um esmalte bloqueador. Em seguida foi realizada a medida final da fratura de modo digital, como indica a Figura 42.

Figura 42 – Medição digital do tamanho da pré trinca (azul) e da trinca (vermelha) para validação do ensaio segundo a Norma ASTM [53]

A transformação das curvas carga x deslocamento em curvas J-R, foi realizada por um software de ensaio, de acordo com a Norma ASTM E 1820.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 MICROESTRUTURA DO MATERIAL BASE

Conforme ilustrado na Figura 43 a análise por microscopia óptica apresenta uma microestrutura formada por uma matriz de ferrita poligonal e agregados eutetóides (ferrita mais cementita) [50].

Figura 43 – Micrografia do aço API 5L X80 mostrando os constituintes estruturais ferrita (cor clara) e perlita (cor escura). 500 X. Nital 3 %

Observa-se que os agregados eutetóides apresentam-se com grãos de coloração escura, devido à presença da perlita [14,15,48].

A ferrita poligonal apresenta-se na cor clara, no formato poligonal ou equiaxial, livres de carbonetos em seu interior. É formada em altas temperaturas e baixas

taxas de resfriamento, nucleando-se a partir de contornos alotriomorfos e crescendo para o interior dos grãos de austenita. Seu crescimento é caracterizado por uma rápida taxa de transferência atômica através dos contornos semi coerentes das fases austenita e ferrita [14,15,48].

A perlita é considerada como sendo um agregado mecânico de ferrita e cementita, cujo crescimento provém da austenita [14,15,48].

A análise por microscopia eletrônica de varredura como indica a Figura 44, revelou a presença do constituinte MA (martensita e austenita). Este constituinte é o produto do particionamento do carbono na transformação austenita/ferrita durante o crescimento da bainita e/ou ferrita acicular.

Figura 44 – Microscopia eletrônica de varredura mostrando o constituinte MA (martensita-austenita). 5000 X. Nital 10 %.

Com o decorrer da transformação austenita/bainita e/ou ferrita acicular, a concentração de carbono aumenta na austenita remanescente. Com o aumento da velocidade de resfriamento, parte da austenita enriquecida com carbono

transforma-se em martensita e o restante mantém-se retida. O agregado de austenita retida e martensita é denominado microconstituente MA [14,15,48].

4.2 ENSAIO DE TRAÇÃO

4.2.1 Curva tensão deformação

Os resultados apresentados no levantamento da curva tensão deformação, mostram para o sentido longitudinal uma tensão de escoamento média de 470,9 MPa e uma tensão de resistência média de 729 MPa.

Para os corpos de provas ensaiados no sentido transversal, a tensão de escoamento média foi de 492,55 Mpa e a tensão de resistência média foi de 765,9 MPa. No sentido longitudinal a tensão de escoamento e o limite de resistência máxima foram respectivamente 470,9 MPa e 729 MPa. O alongamento percentual médio no sentido longitudinal e transversal foi de 29,75 % e 30,76 %.

De acordo com a Norma API 5L 2007 a tensão de escoamento mínimo para o aço API 5L X80 é de 555 MPa e a tensão de escoamento máximo é de 705 MPa. Para o limite de resistência a norma especifica o mínimo de 625 MPa e o máximo de 825 MPa.

Percebe-se que os resultados obtidos pelos corpos de prova de seção transversal apresentaram resultados ligeiramente superiores do que os da seção transversal, sendo que isto pode ser uma consequência do esquema de laminação (laminação cruzada).

A relação entre a tensão de escoamento no sentido 95,60 %, o que indica ser um grau de anisotropia relativamente baixo.

Os resultados supracitados encontram-se nas Tabelas 10 e 11 e Figuras 45 e 46.

Finalmente pode-se dizer que com relação à composição química e propriedades mecânicas o aço atende aos requisitos da Norma de classificação dos aços API X80, nível PSL2, com exceção da tensão de escoamento que se encontra em um nível inferior ao específico [6].

4.3 SENTIDO LONGITUDINAL

Material declarado: Aço API 5L X80
 Tipo de Ensaio: Tração
 Temperatura de Ensaio = 25°C
 Equipamento: EMIC
 Velocidade do Ensaio: 2 mm/min segundo a Norma ASTM E 8M
 Extensômetro: EMIC

TABELA 10 – Curva tensão deformação

CPs L	Do (mm)	Df (mm)	Lo (mm)	Lf (mm)	Ao (mm ²)	Af (mm ²)	RA (%)	A (%)	P _{máx} (N)	$\sigma_e(0,2\%)$ (MPa)	σ_R (MPa)
1	5,80	3,68	25,00	32,35	26,42	10,64	59,74	29,40	18815,000	472,5	712,1
2	5,80	3,74	25,00	32,59	26,42	10,96	58,53	30,36	18754,000	472,0	709,8
3	5,65	3,69	25,00	32,30	25,07	10,66	57,46	29,20	19245,000	479,0	767,6
4	5,75	3,70	25,00	32,51	25,97	10,72	58,71	30,04	18857,000	460,0	726,2
Média	5,75	3,70	25,00	32,44		10,74	58,61	29,75	18917,750	470,9	729,0
Desvio padrão							0,93	0,54	222,23	7,92	26,77

Figura 45 – Curva tensão deformação obtida em ensaio de tração utilizando corpo de prova com a orientação de laminação no sentido longitudinal

4.4 ENSAIO DE TRAÇÃO

4.4.1 Sentido transversal

Material declarado: AÇO API 5L X80
 Tipo de Ensaio: Tração
 Temperatura de Ensaio = 25°C
 Equipamento: EMIC
 Velocidade do Ensaio: 2 mm/min segundo a Norma ASTM E 8M
 Extensômetro: EMIC

TABELA 11 – Curva tensão deformação

CPs T	Do (mm)	Df (mm)	Lo (mm)	Lf (mm)	Ao (mm ²)	Af (mm ²)	RA (%)	A (%)	P _{máx} (N)	$\sigma_e(0,2\%)$ (MPa)	σ_R (MPa)
1	5,70	3,83	25,00	32,40	25,52	11,49	54,97	29,60	19644,000	493,3	769,8
2	5,70	3,79	25,00	32,86	25,52	11,28	55,79	31,44	19544,000	484,5	765,9
3	5,65	3,84	25,00	32,73	25,07	11,55	53,93	30,92	19627,000	500,2	782,9
4	5,80	3,88	25,00	32,77	26,42	11,79	55,36	31,08	19682,000	492,2	745,0
Média	5,71	3,83	25,00	32,69	25,63	11,53	55,01	30,76	19624,25	492,55	765,9
Desvio padrão							0,80	0,80	58,23	6,43	15,72

Figura 46 – Curva tensão deformação obtida em ensaio de tração utilizando corpo de prova com a orientação de laminação no sentido transversal

4.4.2 Superfícies de fratura

As Figuras 47 e 48 mostram a fractografia dos corpos de prova do ensaio de tração, no sentido longitudinal e transversal respectivamente. É evidente a presença de uma fratura típica dúctil com a presença de dimples.

Figura 47 – Fractografia do corpo de prova de ensaio de tração ensaiado no sentido longitudinal mostrando a fratura típica dúctil com dimples. 2000 X.

Figura 48 – Fractografia do corpo de prova de ensaio de tração ensaiado no sentido transversal mostrando a fratura típica dúctil com dimples. 2000 X.

4.5 ENSAIO DE IMPACTO E REGIÃO DE TRANSIÇÃO DÚCTIL FRÁGIL

4.5.1 Curva de transição dúctil frágil

Os resultados do ensaio de impacto charpy estão apresentados nas Tabelas 12 e 13 e na Figura 49.

TABELA 12 – Resultados do ensaio de impacto

Identificação do CP		Identificação do Cliente		Energia Absorvida (J)	Perda por Atrito (J)	Resultado (J)	Energia Absorvida Média (J)
018/09	1	API 5L	CP – 1	137	1	136	142,67
	2	Gr.X80	CP – 2	146		145	
	3	0°C	CP – 3	148		147	
018/09	1	API 5L	CP – 4	125	1	124	133,33
	2	Gr.X80	CP – 5	142		142	
	3	-20°C	CP – 6	134		134	
018/09	1	API 5L	CP – 7	128,5	1	127,5	110
	2	Gr.X80	CP – 8	106,5		105,5	
	3	-40°C	CP – 9	98		97	
018/09	1	API 5L	CP – 10	88	1	87	104
	2	Gr.X80	CP – 11	83		82	
	3	-60°C	CP – 12	86,5		85,5	
019/09	1	API 5L	CP – 13	92		92	93,66
	2	Gr.X80	CP – 14	94		94	
	3	-80°C	CP – 15	95		95	
019/09	1	API 5L	CP – 16	67		67	70
	2	Gr.X80	CP – 17	73		73	
	3	-95°C	CP – 18	70		70	
019/09	1	API 5L	CP – 19	60		60	63,33
	2	Gr.X80	CP – 20	77		66	
	3	-100°C	CP – 21	64		64	

TABELA 13 – Dimensões dos corpos de prova de impacto charpy

C.P.	A	B	C
1	10,04	10,00	55
2	9,98	10,00	55
3	10,04	10,03	55
4	10,00	10,00	55
5	10,06	10,02	55
6	10,02	10,0	55
7	10,07	10,06	55
8	10,02	10,02	55
9	10,00	10,06	55
1	10,08	10,08	55
11	10,04	10,04	55
12	10,04	10,06	55
13	10,04	10,06	55
14	10,04	10,04	55
15	10,00	10,00	55
16	10,00	10,12	54
17	9,92	10,0	55
18	10,0	10,0	55
19	10,04	10,07	55
20	10,02	10,02	55
21	9,98	10,02	55

Pode-se afirmar que o aço ensaiado apresenta o fenômeno da transição dúctil frágil, o que é típico dos aços ferríticos.

A 0° C absorve a maior quantidade de energia, equivalente a 142,67 J. A – 100° C o aço absorve 63,33 J de energia.

A Figura 49 apresenta a modelagem matemática de dados [63] do ensaio de impacto. Observando-se as barras de erro no gráfico, percebe-se que nas temperaturas de 0° C, - 20° C e – 95° C, obtiveram-se os resultados mais precisos segundo o modelo matemático, nas demais temperaturas houve uma fraca correlação entre energia absorvida e temperatura.

Figura 49 – Curva de transição dúctil frágil do aço API 5L X80 para tubos [63]

4.5.2 Fractografia dos corpos de prova

As Figuras de 50 a 84 ilustram os tipos de fratura em relação às temperaturas de ensaio. Percebe-se claramente que nas temperaturas de 0° C, – 20° C, – 40° C e – 60° C, ocorre o predomínio da fratura dúctil com aspecto fibroso, o que é demonstrado pela presença de dimples. Na temperatura de – 80° C ainda existe o predomínio de fratura dúctil, porém, já é observada a presença de facetas de clivagem com marcas de rio, o que é típico de fratura frágil. Nas temperaturas de – 95° C e – 100° C, percebe-se um aumento das facetas de clivagem, o que induz a classificar a fratura como semi frágil.

Nas Figuras listadas no Anexo 2, percebe-se na sequencia de aumentos de 36 X, 1000 X, 2000 X e 5000 X, a transição dúctil frágil do aço API 5L X80 segundo a mudança do tipo de fratura de dúctil com dimples para semi frágil com facetas de clivagem.

Figura 50 – Fractografia do corpo de prova 1 de impacto charpy ensaiado a 0° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de delaminações. 36 X.

Figura 51 – Fractografia do corpo de prova 2 de ensaio de impacto charpy ensaiado a 0° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 1000 X.

Figura 52 – Fractografia do corpo de prova 3 de ensaio de impacto charpy ensaiado a 0° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 1000 X.

Figura 53 – Fractografia do corpo de prova 3 de ensaio de impacto charpy ensaiado a 0° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X

Figura 54 – Fractografia do corpo de prova 1 de ensaio de impacto charpy ensaiado a 0° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 5000 X

Figura 55 – Fractografia do corpo de prova 4 de impacto charpy ensaiado a -20°C mostrando a fratura típica dúctil com presença de delaminações 36 X

Figura 56 – Fractografia do corpo de prova 5 de impacto charpy ensaiado a -20°C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X

Figura 57 – Fractografia do corpo de prova 6 de impacto charpy ensaiado a – 20° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 1000 X

Figura 58 – Fractografia do corpo de prova 6 de impacto charpy ensaiado a – 20° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X

Figura 59 – Fractografia do corpo de prova 4 de impacto charpy ensaiado a – 20° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 5000 X

Figura 60 – Fractografia do corpo de prova 7 de impacto charpy ensaiado a – 40° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 1000 X.

Figura 61 – Fractografia do corpo de prova 8 de impacto charpy ensaiado a -40°C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 5000 X.

Figura 62 – Fractografia do corpo de prova 9 de impacto charpy ensaiado a -40°C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X.

Figura 63 – Fractografia do corpo de prova 7 de impacto charpy ensaiado a -40°C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 5000 X.

Figura 64 – Fractografia do corpo de prova 9 de impacto charpy ensaiado a -40°C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 1000 X.

Figura 65 – Fractografia do corpo de prova 10 de impacto charpy ensaiado a – 60° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de delaminações. 36 X.

Figura 66 – Fractografia do corpo de prova 11 de impacto charpy ensaiado a – 60° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 1000 X.

Figura 67 – Fractografia do corpo de prova 12 de impacto charpy ensaiado a – 60° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 5000 X.

Figura 68 – Fractografia do corpo de prova 12 de impacto charpy ensaiado a – 60° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X.

Figura 69 – Fractografia do corpo de prova 10 de impacto charpy ensaiado a – 60° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X.

Figura 70 – Fractografia do corpo de prova 13 de impacto charpy ensaiado a – 80° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de delaminações. 36 X.

Figura 71 – Fractografia do corpo de prova 14 de impacto charpy ensaiado a – 80° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X.

Figura 72 – Fractografia do corpo de prova 15 de impacto charpy ensaiado a – 80° C mostrando a fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X.

Figura 73 – Fractografia do corpo de prova 15 de impacto charpy ensaiado a -80°C mostrando a fratura típica dútil com presença de dimples, mas já observando as facetas de clivagem com marcas de rios. 1000 X.

Figura 74 – Fractografia do corpo de prova 13 de impacto charpy ensaiado a -80°C mostrando a fratura típica dútil com presença de dimples, mas já observando as facetas de clivagem com marcas de rios. 1000 X.

Figura 75 – Fractografia do corpo de prova 16 de impacto charpy ensaiado a – 95° C mostrando a fratura semi frágil no qual se observa a presença de dimples e facetas de clivagem com marcas de rios. 1000 X.

Figura 76 – Fractografia do corpo de prova 17 de impacto charpy ensaiado a – 95°C no qual se observa a fratura semi frágil com presença de delaminações. 36 X.

Figura 77 – Fractografia do corpo de prova 18 de impacto charpy ensaiado a -95°C observando-se a fratura semi frágil com a presença de dimples e facetas de clivagem com marcas de rio. 200 X.

Figura 78 – Fractografia do corpo de prova 16 de impacto charpy ensaiado a -95°C mostrando a fratura semi frágil com presença de dimples e facetas de clivagem com marcas de rios. 1000 X.

Figura 79 – Fractografia do corpo de prova 16 de impacto charpy ensaiado a - 95°C mostrando a fratura semi frágil na qual se observa dimples de fratura dúctil e facetas de clivagem com marcas de rio. 2000 X

Figura 80 – Fractografia do corpo de prova 19 de impacto charpy ensaiado a - 100°C na qual se observa a fratura semi frágil com a presença de delaminações. 36 X.

Figura 81 – Fractografia do corpo de prova 20 de impacto charpy ensaiado a -100°C na qual se observa a fratura semi frágil com a presença de dimples e faceta de clivagem com marcas de rios. 2000 X.

Figura 82 – Fractografia do corpo de prova 20 de impacto charpy ensaiado a -100°C na qual se observa a fratura semi frágil com a presença de dimples e faceta de clivagem com marcas de rios. 1000 X.

Figura 83 – Fractografia do corpo de prova 21 de impacto charpy ensaiado a -100°C na qual se observa a fratura semi frágil com a presença de dimples. Faceta de clivagem com marcas de rios são indicadas por setas. 1000 X.

Figura 84 – Fractografia do corpo de prova 21 de impacto charpy ensaiado a -100°C na qual se observa a fratura semi frágil com a presença de dimples. Faceta de clivagem com marcas de rios são indicadas por setas. 1000 X.

4.5.3 Perfil de superfície de fratura

As Figuras 85 a 91 ilustram o perfil das superfícies de fratura dos corpos de prova de impacto charpy, nas temperaturas de 0° C, – 20° C, – 40° C e – 60° C – 80° C, – 95° C e – 100° C. Pode-se observar que a fratura é transgranular em todas as temperaturas de ensaio, o que é um requisito básico para a aplicação do método da curva mestre, segundo a Norma ASTM E1921-05 [43].

Figura 85 – Fractografia da superfície de falha do corpo de prova 1 de impacto charpy ensaiado a 0° C, indicando a fratura transgranular conforme destacado em amarelo. 2500 X. Nital 3 %.

Figura 86 – Fractografia da superfície de falha do corpo de prova 4 de impacto charpy ensaiado a -20°C , indicando a fratura transgranular conforme destacado em amarelo. 2500 X. Nital 3 %.

Figura 87 – Fractografia da superfície de falha do corpo de prova 8 de impacto charpy ensaiado a -40°C , indicando a fratura transgranular conforme destacado em amarelo. 2500 X. Nital 3 %.

Figura 88 – Fractografia da superfície de falha do corpo de prova 10 de impacto charpy ensaiado a -60°C , indicando a fratura transgranular conforme destacado em amarelo. 2500 X. Nital 3 %.

Figura 89 – Fractografia da superfície de falha do corpo de prova 13 de impacto charpy ensaiado a -80°C , indicando a fratura transgranular conforme destacado em amarelo. 2500 X. Nital 3 %.

Figura 90 – Fractografia da superfície de falha do corpo de prova 17 de impacto charpy ensaiado a -95°C , indicando a fratura transgranular conforme destacado em amarelo. 2500 X. Nital 3 %.

Figura 91 – Fractografia da superfície de falha do corpo de prova 21 de impacto charpy ensaiado a -100°C , indicando a fratura transgranular conforme destacado em amarelo. 2500 X. Nital 3 %.

4.6 CURVA J-R

As Figuras 92 a 107 mostram os resultados obtidos das curvas J-R para os corpos de prova compacto de 1 a 8. Observa-se que com o avanço da trinca, ocorre uma queda da carga necessária para o deslocamento do defeito. Todos os corpos de prova compactos em tração apresentam a direção TL. O corpo de prova 3 apresentou claramente o fenômeno da *pop in* e logo em seguida a queda repentina da carga devido a forte presença das delaminações, o que invalidou completamente o ensaio, conforme ilustra a Figura 110. O corpo de prova número 7 embora não tenha apresentado os fenômenos de *pop in* e delaminação, não teve os requisitos de validação da Norma ASTM E 1820 [34]. Os demais corpos de prova (1, 2, 4, 5, 6 e 8) apresentaram os seguintes resultados conforme indica a Tabela 14.

Tabela 14 – Dados de ensaio de determinação da curva J-R

	CP1	CP2	CP4
$J_{m\acute{a}x}$	598,691 KJ/m ²	606,292 KJ/m ²	605,228 KJ/m ²
J_{IC}	312,5 KJ/m ²	241 KJ/m ²	275 KJ/m ²
Carga máxima	24,5515 KN	24,6436 KN	24,7332 KN
a_o/W	0,5834	0,6052	0,5834
Máximo COD	2,1046 mm	2,10944 mm	1,93767 mm
Máximo deslocamento	1,77914 mm	1,57546 mm	1,62599 mm
	CP5	CP6	CP8
$J_{m\acute{a}x}$	610,311 KJ/m ²	585,689 KJ/m ²	596,35 KJ/m ²
J_{IC}	240 KJ/m ²	226 KJ/m ²	235 KJ/m ²
Carga máxima	24,5062 KN	22,6054 KN	21,0457 KN
a_o/W	0,5918	0,5949	0,6379
Máximo COD	2,4644 mm	2,25207 mm	2,25417 mm
Máximo deslocamento	1,96299 mm	1,78932 mm	1,67251 mm

Pelos dados apresentados na Tabela 14, observa-se uma pequena dispersão de variabilidade dos dados, com uma grande convergência para um valor muito próximo entre os mesmos.

As possíveis variações de resultados são devidas principalmente à precisão de montagem do pino da garra no orifício de fixação do corpo de prova, o que pode gerar imprecisões na medição da trinca devido às rotações do corpo de prova durante o descarregamento elástico do e também à delaminações, porque o estado triaxial de tensões na ponta da trinca determina a tenacidade à fratura do material e com a abertura da delaminação, a tensão perpendicular de propagação da trinca, reduz-se a zero na delaminação e altera o valor da tenacidade à fratura [22,37,49,53].

Para a validação dos dados da curva J-R, é necessário que se faça a medição da pré trinca e da trinca após o ensaio, de forma digital conforme ilustra na Figura 42 e seguindo a sequência de etapas descritas no item 3.3.3.3. Para exemplificar, analisa-se como exemplo o corpo de prova compacto em tração 2, no qual foram realizadas nove medidas digitais da pré trinca e da trinca, como descrito a seguir:

Pré trinca comprimento 1	25,16 mm
Pré trinca comprimento 2	22,96 mm
Pré trinca comprimento 3	22,42 mm
Pré trinca comprimento 4	21,81 mm
Pré trinca comprimento 5	21,34 mm
Pré trinca comprimento 6	21,18 mm
Pré trinca comprimento 7	20,49 mm
Pré trinca comprimento 8	20,57 mm
Pré trinca comprimento 9	21,59 mm

Comprimento médio da pré trinca a(o): 21,7681 mm

Comprimento final da trinca

Trinca comprimento final 1.....	25,89 mm
Trinca comprimento final 2.....	25,08 mm
Trinca comprimento final 3.....	24,99 mm
Trinca comprimento final 4.....	24,79 mm
Trinca comprimento final 5.....	24,24 mm
Trinca comprimento final 6.....	24,13 mm
Trinca comprimento final 7.....	22,36 mm
Trinca comprimento final 8.....	21,71 mm
Trinca comprimento final 9.....	22,36 mm

Comprimento médio físico da trinca $a(f)$: 23,9281 mm

Delta final medido da trinca: 23,9281 mm – 21,7681 mm = 2,16 mm

Este valor medido da trinca é introduzido no *software* de ensaio para que haja a validação de acordo com a Norma ASTM E 1820 [32]

4.6.1 Resultados do ensaio

Figura 92 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 1 do ensaio de tenacidade à fratura.

Figura 93 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 1 do ensaio de tenacidade à fratura

Figura 94 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 2 do ensaio de tenacidade à fratura.

Figura 95 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 2 do ensaio de tenacidade à fratura

Figura 96 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 3 do ensaio de tenacidade à fratura.

Figura 97 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 3 do ensaio de tenacidade à fratura

Figura 98 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 4 do ensaio de tenacidade à fratura.

Figura 99 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 4 do ensaio de tenacidade à fratura

Figura 100 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 5 do ensaio de tenacidade à fratura.

Figura 101 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 5 do ensaio de tenacidade à fratura

Figura 102 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 6 do ensaio de tenacidade à fratura.

Figura 103 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 6 do ensaio de tenacidade à fratura

Figura 104 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 7 do ensaio de tenacidade à fratura.

Figura 105 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 7 do ensaio de tenacidade à fratura

Figura 106 – Curva Carga X deslocamento para o corpo de prova compacto em tração 8 do ensaio de tenacidade à fratura.

Figura 107 – Curva J-R para o corpo de prova compacto em tração 8 do ensaio de tenacidade à fratura

4.6.2 Fractografia dos corpos de prova compacto em tração

A seguir estão indicadas as fractografias dos corpos de prova compacto em tração do ensaio de tenacidade à fratura, conforme ilustram as Figuras de números 108 a 115.

Figura 108 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 1 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a presença de dimples. 1000 X

Figura 109 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 2 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a presença de dimples. Observa-se que os dimples nucleiam em partículas de inclusão de Al e Si. 1000 X

Figura 110 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 3 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a forte presença de delaminações e *Pop in* . 32 X.

Figura 111 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 4 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a presença de dimples e delaminações. 2000 X

Figura 112 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 5 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a presença de delaminações e dimples que nucleiam a partir de partículas de compostos intermetálicos. 2000 X

Figura 113 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 6 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a presença de delaminações e dimples. 2000 X.

Figura 114 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 7 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a presença de delaminações e dimples. 2000 X.

Figura 115 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 8 do ensaio de tenacidade à fratura mostrando a fratura típica dúctil com a presença de dimples. Observa-se que os dimples nucleiam em partículas de inclusão de Al e Si. 1000 X

4.7 A CURVA MESTRE

4.7.1 Cálculo do K_{JC}

Para o cálculo de K_{JC} utilizou-se o coeficiente de Poisson $\nu = 0,33$ e o módulo de Young (E), como sendo uma média dos 6 corpos de prova utilizado, como indicado a seguir:

CP	E (KN/mm ²)
1	292
2	280
4	286
5	288
6	281
8	233

$$\text{Módulo de Young (E)} = 276,666 \frac{KN}{mm^2} = 276666 \cdot 10^6 Pa$$

Os valores de J_C foram obtidos diretamente das curvas J-R

- Cálculo de K_{JC} para CP1

$$K_{JC} = \sqrt{\frac{312,5 \cdot 10^3 \text{ Pa} \cdot m \cdot 276666 \cdot 10^6}{1 - 0,09}}$$

$$K_{JC} = 308,2352 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

- Cálculo de K_{JC} para CP2

$$K_{JC} = \sqrt{\frac{241 \cdot 10^3 \text{ Pa} \cdot m \cdot 276666 \cdot 10^6 \text{ Pa}}{1 - 0,09}}$$

$$K_{JC} = 270,6859 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

- Cálculo de K_{JC} para CP4

$$K_{JC} = \sqrt{\frac{275 \cdot 10^3 \text{ Pa} \cdot m \cdot 276666 \cdot 10^6 \text{ Pa}}{1 - 0,09}}$$

$$K_{JC} = 289,15 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

- Cálculo de K_{JC} para CP5

$$K_{JC} = \sqrt{\frac{240 \cdot 10^3 \text{ Pa} \cdot m \cdot 276666 \cdot 10^6 \text{ Pa}}{1 - 0,09}}$$

$$K_{JC} = 270,1238 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

- Cálculo de K_{JC} para CP6

$$K_{JC} = \sqrt{\frac{226 \cdot 10^3 \text{ Pa} \cdot m \cdot 276666 \cdot 10^6 \text{ Pa}}{1 - 0,09}}$$

$$K_{JC} = 226,1268 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

- Cálculo de K_{JC} para CP8

$$K_{JC} = \sqrt{\frac{235 \cdot 10^3 \text{ Pa} \cdot m \cdot 276666 \cdot 10^6 \text{ Pa}}{1 - 0,09}}$$

$$K_{JC} = 267\,2952 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

4.7.2 Correção do efeito de escala

- CP1

$$K_{JC(x)} = 20 \text{ MPa}\sqrt{m} + [308,2352 \text{ MPa}\sqrt{m} - 20 \text{ MPa}\sqrt{m}] \left(\frac{18,02 \text{ mm}}{25,4 \text{ mm}} \right)^{1/4}$$

$$K_{JC(x)} = 284,5314 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

- CP2

$$K_{JC(x)} = 20 \text{ MPa}\sqrt{m} + [270,6859 \text{ MPa}\sqrt{m} - 20 \text{ MPa}\sqrt{m}] \left(\frac{18,02 \text{ mm}}{25,4 \text{ mm}} \right)^{1/4}$$

$$K_{JC(x)} = 250,1976 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

- CP4

$$K_{JC(x)} = 20 \text{ MPa}\sqrt{m} + [289,15 \text{ MPa}\sqrt{m} - 20 \text{ MPa}\sqrt{m}] \left(\frac{18,02 \text{ mm}}{25,4 \text{ mm}} \right)^{1/4}$$

$$K_{JC(x)} = 267,2894 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

- CP5

$$K_{JC(x)} = 20 \text{ MPa}\sqrt{m} + [270,1238 \text{ MPa}\sqrt{m} - 20 \text{ MPa}\sqrt{m}] \left(\frac{17,99 \text{ mm}}{25,4 \text{ mm}} \right)^{1/4}$$

$$K_{JC(x)} = 249,4586 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

- CP6

$$K_{JC(x)} = 20 \text{ MPa}\sqrt{m} + [262,1268 \text{ MPa}\sqrt{m} - 20 \text{ MPa}\sqrt{m}] \left(\frac{18,1 \text{ mm}}{25,4 \text{ mm}} \right)^{1/4}$$

$$K_{JC(x)} = 242,4611 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

- CP8

$$K_{JC(x)} = 20 \text{ MPa}\sqrt{m} + [267,2952 \text{ MPa}\sqrt{m} - 20 \text{ MPa}\sqrt{m}] \left(\frac{18,07 \text{ mm}}{25,4 \text{ mm}} \right)^{1/4}$$

$$K_{JC(x)} = 247,1155 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

4.7.3 Determinação de K_o

$$\begin{aligned}
 K_o = & \left[\sum_{i=1}^6 \left(\frac{284,5314 \text{ MPa}\sqrt{m} - 20 \text{ MPa}\sqrt{m}}{6} \right)^4 + \left(\frac{250,1976 \text{ MPa}\sqrt{m} - 20 \text{ MPa}\sqrt{m}}{6} \right)^4 + \right. \\
 & \left(\frac{267,2894 \text{ MPa}\sqrt{m} - 20 \text{ MPa}\sqrt{m}}{6} \right)^4 + \left(\frac{249,4586 \text{ MPa}\sqrt{m} - 20 \text{ MPa}\sqrt{m}}{6} \right)^4 \\
 & \left. \left(\frac{242,4611 \text{ MPa}\sqrt{m} - 20 \text{ MPa}\sqrt{m}}{6} \right)^4 + \left(\frac{247,1155 \text{ MPa}\sqrt{m} - 20 \text{ MPa}\sqrt{m}}{6} \right)^4 \right]^{1/4} + \\
 & + 20 \text{ MPa}\sqrt{m}
 \end{aligned}$$

$$K_o = 419,6187 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

4.7.4 Cálculo do $K_{JC(\text{med})}$

$$K_{JC(\text{med})} = K_{\min} + (K_o - K_{\min}) [\ell n_{(2)}]^{1/4}$$

$$K_{JC(med)} = 20 \text{ MPa}\sqrt{m} + (419,6187 \text{ MPa}\sqrt{m} - 20 \text{ MPa}\sqrt{m}) \cdot [\ln_2]^{1/4}$$

$$K_{JC(med)} = 384,6298 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

4.7.5 Determinação da temperatura de referência T_o .

$$T_o = T - \left(\frac{1}{0,019} \right) \ln \left[\frac{K_{JC(med)} - 30}{70} \right]$$

$$T_o = 23^\circ\text{C} - \left(\frac{1}{0,019} \right) \ln \left[\frac{384,6298 \text{ MPa} \sqrt{m} - 30}{70} \right]$$

$$T_o = -62,3989^\circ\text{C}$$

4.7.6 Determinação da curva mestre

Conforme Figura 116 abaixo a curva mestre apresenta a seguinte expressão:

$$K_{jc} = 30 + 70 \cdot \exp[0,019 \cdot (T + 62,3989)]$$

Figura 116 – Curva mestre do aço API 5L X80 [63].

4.8 COMPARAÇÃO ENTRE AS SUPERFÍCIES DE FRATURA

Nesta seção faz-se uma comparação entre as superfícies de fratura dos ensaios mecânicos de tração, impacto charpy e tenacidade à fratura.

As Figuras 117 e 118 mostram as fractografias dos corpos de prova de tração ensaiados no sentido longitudinal e transversal respectivamente.

Figura 117 – Fractografia do corpo de prova de tração 1 com direção de laminação no sentido longitudinal, apresentando à fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X

Figura 118 – Fractografia do corpo de prova de tração 6 com direção de laminação no sentido transversal, apresentando à fratura típica dúctil com presença de dimples. 2000 X

A Figura 119 ilustra o estado de tensões a que uma barra cilíndrica em um ensaio de tração é submetida. σ_2 é igual a σ_3 , situação idêntica a zona fibrosa da barra cilíndrica e σ_1 é uniforme ao longo da seção transversal resistente. Este mecanismo de coalescimento é denominado “ruptura normal” [26,59].

Figura 119 – Ilustração esquemática de uma barra cilíndrica em ensaio de tração mostrando o mecanismo de coalescimento denominado “ruptura normal” [26].

Segundo Beachem [52], as Figuras 117 e 118 mostram uma topografia das superfícies de fratura produzidas por ruptura normal constituídas de dimples equiaxiais, os quais são macroscopicamente normais à direção da tensão de tração principal.

O exame fractográfico da superfície de fratura dos corpos de prova revelou o aspecto dúctil (tipo taça cone). O mecanismo de fratura encontrado é do tipo

dútil, com extensiva formação de alvéolos (dimples), o que fica evidenciado que o modo de falha deste material ocorre por rasgamento dútil [23,51,52].

A Figura 120 mostra a fractografia dos corpos de prova de impacto charpy ensaiados a 0° C. Observa-se que o material apresenta um modo de falha totalmente dútil, com aspecto fibroso e extensiva deformação plástica na região do entalhe. O exame fractográfico das superfícies de fratura dos corpos de prova de impacto ensaiados a 0° C, revela que o modo de falha é totalmente dútil com formação de alvéolos alongados [23,51,52].

Figura 120 – Fractografia do corpo de prova de impacto charpy 1 ensaiado a 0° C mostrando o modo de falha totalmente dútil com extensiva deformação plástica no entalhe, presença de dimples alongados e aspecto fibroso. 2000 X

A Figura 121 ilustra a presença das delaminações na seção transversal do corpo de prova de impacto charpy.

Figura 121 – Fractografia do corpo de prova de impacto charpy 3 ensaiado a 0° C indicando a presença das delaminações. 36 X.

A Figura 122 mostra a fractografia dos corpos de prova compacto em tração, usado no ensaio de tenacidade à fratura para a determinação da curva J-R.

Figura 122 – Fractografia do corpo de prova compacto em tração 1 para o ensaio de tenacidade à fratura, indicando a presença da fratura dúctil com dimples. 1000 X.

Segundo Beachem [52], o estado de tensões no qual existe a presença de entalhes ou trincas é ilustrado na Figura 123. Neste o mecanismo é denominado ruptura por rasgamento (*tearing*), sendo que este estado de tensões é muito semelhante ao da Figura 119, diferindo apenas no fato de que a intensidade de σ_1 não é uniforme ao longo de toda a seção transversal resistente do corpo de prova.

Figura 123 – Mecanismo de fratura por “rasgamento” típica de corpos de prova entalhados para o ensaio de tenacidade à fratura [26].

O formato dos dimples na superfície de fratura ficará em função da relação entre os valores da deformação específica no vértice da trinca e da deformação específica do material à frente da trinca, sendo que, quanto maior for esta relação, tanto mais alongados serão os dimples. Com o decorrer do avanço da trinca, o escorregamento do material junto a seu vértice torna-se cada vez mais difícil, e esta relação diminui como consequência os dimples ficam mais arredondados [50]. A Figura 124 mostra o dimple com formato alongado no início da propagação da trinca. Já a Figura 125 mostra o dimple no final de propagação da trinca, apresentando um formato mais arredondado.

Figura 124 – Dimples alongados próximos à trinca no início da propagação da fratura. [52]

Figura 125 – Dimples arredondados no final do processo de fratura. [52]

O exame microfractográfico das superfícies de fratura em corpos de prova de mecânica de fratura mostrou um aspecto totalmente dúctil, com extensiva formação de dimples (alvéolos), comprovando a falha do material por rasgamento dúctil. Fica evidenciado que o material apresenta uma ductilidade significativa, caracterizada por alvéolos bem definidos, profundos, com extensiva deformação plástica, geometria semi esférica (típica de carregamento em tração) [23,49,51,52].

A análise fractográfica das delaminações presentes nas superfícies de fratura dos corpos de prova, revelou que cada delaminação individualmente falha por clivagem, sendo observado aspecto frágil, com morfologia de modo de falha por clivagem nas paredes laterais da delaminação, conforme ilustrado na Figura 126 [23, 49, 51, 52].

Figura 126 – Fraturas por clivagem nas delaminações dos corpos de prova compacto em tração. [23,49,51,52]

5 CONCLUSÃO

Este trabalho tem por objetivo fazer uma crítica ao método da curva mestre e abordar conceitos do efeito de escala, através de uma fundamentação física metalúrgica, utilizando para tal fato, o aço API 5L X80 fornecido pela USIMNAS.

A parte experimental do trabalho foi focada principalmente em submeter o material em análise a diferentes condições de carregamento, tais como: carregamento quase estático e carregamento dinâmico, para que deste modo seja possível fazer-se uma análise comparativa dos diferentes modos de fratura do material.

A análise micro estrutural do aço revelou que o mesmo é formado de uma estrutura ferrítico perlítica, fortemente bandada, típicas dos processos de laminação controlada, apresentando uma textura de grãos recristalizados.

A análise química do material atendeu aos requisitos da Norma API 5L, porém, em termos de propriedades mecânicas a tensão de escoamento ficou em limites inferiores ao especificado pela norma. Os ensaios mecânicos realizados comprovaram a existência de delaminações nos corpos de prova compacto em tração de mecânica de fratura. A ocorrência das delaminações provoca um aumento da tenacidade à fratura do material, devido à alteração do estado triaxial de tensões na ponta da trinca.

Ensaio de impacto charpy foram realizados para se construir a curva de transição dúctil frágil nas temperaturas de 0° C, - 20° C, 40° C e 60° C, ficou evidenciado o modo de falha totalmente dúctil, com extensa deformação plástica no entalhe e a presença de dimples (alvéolos) bem alongados. Na temperatura de - 80° C já se notou a presença de facetas de clivagem com marcas de rio, embora estivesse presente ainda grande concentração de dimples de fratura dúctil.

Já nas temperaturas de -95°C a 100°C , a quantidade de facetas de clivagem aumentou, a ponto de classificar-se a fratura como semifrágil.

Ensaio de mecânica de fratura foram conduzidos com o objetivo de construir-se a curva J-R e a determinação do parâmetro J_{IC} . Ficou evidenciada a evolução do crescimento de trinca com o aumento da carga, como é predito pela integral J para os corpos de prova testados.

Ficou comprovado o modo de falha totalmente dúctil, com extensa deformação plástica e a presença de dimples (alvéolos) bem alongados no início de propagação da trinca e mais arredondados no final de propagação da trinca. Notou-se também a presença de delaminações nos corpos de prova, o que chegou a invalidar completamente o ensaio do corpo de prova número três.

A curva mestre do aço API X80 foi construída com seis valores de J_{IC} validados pelo software de ensaio, seguindo requisitos da Norma ASTM E1820 – 08a, mesmo que um deles, o corpo de prova número 1, apesar de ter sido descartado por orientação do professor Waldek Wladimir Bose Filho. Tal conduta foi adotada para cumprir o requisito de seis corpos de prova no mínimo para a construção da curva mestre, segundo a Norma ASTM E1991-05.

Pelos dados obtidos na construção da curva mestre, obteve-se uma temperatura de referência (T_0) de $-62,3989^{\circ}\text{C}$.

Observa-se que no ensaio de impacto charpy, as facetas de clivagem começam a surgir basicamente na temperatura de -80°C . deste modo pode-se dizer que embora o carregamento do ensaio de impacto seja dinâmico e o de tenacidade à fratura seja quase estático, percebe-se uma região de transição dúctil frágil nos dois ensaios realizados muito próximos.

Com a relação ao método da curva mestre, pode-se tecer severa crítica ao mesmo, pois um dos requisitos básicos para o mesmo é que o material seja homogêneo, mas a presença das delaminações deixa o ensaio em condições bastantes críticas.

Finalmente pode-se concluir dizendo que o método da curva mestre é uma ferramenta de engenharia que tem por objetivo avaliar a tenacidade à fratura na região de transição, cujos resultados podem ser estendidos para diferentes espessuras do material, levando-se em consideração o efeito de escala, mas que encontra grande limitação de uso, quando se avalia o requisito da homogeneidade do material. Sugere-se que novos ensaios sejam realizados e que métodos mais adequados para materiais heterogêneos, como o SINTAP, possam ser utilizados.

6 BIBLIOGRAFIA

1. GASPARINI, André, **Transporte dutoviário e o meio ambiente. O controle da rede de dutovias terrestres da Petrobras operadas pela TRANSPETRO**. Rio de Janeiro, 2006.
2. QUEM É QUEM DUTOS NO BRASIL, Dutos. Disponível em: http://www.onip.org.br:8080/QuemQuem/apresentacao_06.jsp. Acesso em: 09.11.2010
3. Energia e Tecnologia Disponível em: <http://www.petrobras.com.br/pt/energia-e-tecnologia/> Acesso em: 05.11.2010
4. Terminais e Oleodutos – Oleodutos. Disponível em: <HTTP://www.transpetro.com.br>. Acesso em 1º.11.2010.
5. MOREIRA, Edson Vasques. **Inspeção por partículas magnéticas automatizadas em Bisel de tubos soldados**. Tenaris CONFAB - Pindamonhangaba. Disponível em: cfbevm@confab.com.br, Acesso em 20.10.2010
6. AMERICAN INSTITUTE PETROLEUM. API 5L –. **Petroleum and natural gas industries – steel pipe for pipeline transportation**. Forty-fourth editions, 2007.
7. GALLEGO, Juno; VENTRELLA, Vicente Afonso. Precipitação de cabonitretos em aços ARBL laminado como tira a quente. Trabalho de congresso de engenharia mecânica. **CONEM**, 2000.
8. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA. PUC-RIO, **Certificação Digital** nº 0321311/CA.
9. METALURGIA FÍSICA E MECÂNICA APLICADA; capítulo 18. **Cursos ABM**, São Paulo, junho de 2006.

10. METALURGIA FÍSICA E MECÂNICA APLICADA; capítulo 11. **Cursos ABM**, São Paulo, junho de 2006.
11. PADILHA, Ângelo Fernando; FILHO, Francisco Ambrósio. **Técnicas de análise microestrutural**. Ed. Hemus. . Edição 1ª. ED. Capítulo 1, p. 15-45. 2004
12. SOUZA, Sérgio Augusto. **Ensaaios mecânicos dos materiais Metálicos**; 4ª Ed.,. Capítulo 11. São Paulo, 1973.
13. RED HILL, R.E. **Princípios de metalurgia física**. Ed. Guanabara Dois. Rio de Janeiro, 1982. Capítulos: 4-6.
14. MEIRELES, Antônio Marcelo. **Avaliação dos parâmetros de curvamento por indução em tubos da classe API 5L X80**. (Mestrado em Engenharia). Instituto Militar de Engenharia – IME. 117 fls. Rio de Janeiro, 2009.
15. RAMIREZ, Mário Fernando Gonzales. **Estudo da transformação durante resfriamento contínuo e da microestrutura do aço ligado X80 utilizado na construção de tubos para o transporte de gás natural e petróleo**. (Tese de Mestrado) 158 f. São Paulo, 2008.
16. GORNI, Antônio Augusto; MEI, Paulo Roberto. Efeito dos parâmetros da laminação controlada sobre a precipitação do cobre em aços HSLA-80. **61º Congresso Anual da ABM**. Julho, 2006.
17. METALURGIA FÍSICA E MECÂNICA APLICADA. Capítulo 17. **Cursos ABM**, São Paulo, junho de 2006.
18. MELO, Emerson Guimarães. **Efeito das temperaturas de aquecimento e de bobinamento nas propriedades mecânicas em tração de um aço microligado ao Nb laminado a frio**. (Tese de Mestrado) f. 60. Belo Horizonte, 2006.

19. GORNI, Antônio Augusto; SILVEIRA, José Herbert Dolabela; REIS, Jacksom Soares de Souza. **Metalurgia dos aços microligados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro**. Artigo de Congresso.
20. GORNI, Antônio Augusto; XAVIER, Marcos Domingues; CHIVITES, Benedito Dias; JÚNIOR, Maurício Domingos Campos. **Desenvolvimento de aços microligados com alta resistência mecânica e boa ductilidade**. Artigo de Congresso.
21. GORNI, Antônio Augusto; PLAUT, Ronald Lesley. **Estudo das propriedades mecânicas do aço API X70, produzidos por laminação controlada, tecnologia metalúrgica, materiais e mineração**. São Paulo, vol. 6, p 7-12, jul-set, 2009.
22. GODEFROID, Leonardo B. **Fundamentos de mecânica de fratura**. 1995. Universidade Federal de Ouro Preto, Escola de Minas, 2ª edição, Ouro Preto, MG. 1995. (Apostila).
23. SILVA, Maurício de Carvalho. **Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X 80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade à fratura**. (Tese de Mestrado) f. 96. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – USP. São Paulo, SP. 2004.
24. SHZU, Maura Angélica Milfont. **Avaliação do processo de ruptura em vigas de concreto considerando os aspectos dinâmicos**. (Doutorado em estruturas e construção civil). UNB, Faculdade de Tecnologia, Departamento de Engenharia Civil e Ambiental. Brasília, DF, abril de 2006.
25. BAZANT, Z. P. **Size effect on structural strength: a review**. (artigo de Congresso).
26. CETLIN, Paulo Roberto. **Análise de fraturas**. **Curso ABM**, 4ª Edição, São Paulo, SP, 1982.

27. SCHÖN Cláudio Geraldo. **Mecânica dos materiais; teoria da plasticidade e fratura dos materiais**. São Paulo, SP, 2006. 241 p.
28. GRIFFITH, A.A. The **Phenomena of rupture and flow in solidus**. **Philosophical transactions**, series A. vol. 221, 1921, pp. 163-197.
29. CHAWLA, Krishank; MEYERS, Marc A. **Princípios de metalurgia mecânica**. (Apostila) São Paulo: ed. Edgard Blücher, 1982.
30. CALLISTER, William D. Jr. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. Capítulos: 3, 7 e 11. Ed. LTC. Rio de Janeiro, 2002.
31. SAXENA, A. **Nonlinear Fracture mechanics for engineers**. 1998, USA, Cap. 3 e 4, pp. 45-145.
32. RICE, J.R. A Path – independent and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. **Journal of Applied Mechanics, Trans. ASME**, vol. 35, 1968, pp. 379-386.
33. HIPPERT, Eduardo Júnior. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J- Δa para a previsão de colapso em dutos**. (Tese de Doutorado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – USP. São Paulo, SP. 2004.
34. American Society for testing and materials, standard test method for plane – strain fracture toughness of metallic materials. **Norma ASTM: E1820**, New York, 1996.
35. PERES, Fabiano Moreno. **Mecânica de métodos de mecânica de fratura aplicados a polietileno de média densidade destinada à extrusão de tubos**. 2009. (Tese de Doutorado) Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – USP. São Paulo, SP. 2009.

36. BEGLEY, J.A.; LANDES, J.D. **The J- integral as a fracture criterion. Fracture toughness.** ASTM 514. American Society for Testing and Materials, 1972, p. 1-23.
37. SPINELLI, Dirceu. PhD, USP de São Carlos. Participação na análise de resultados da curva J-R, agosto, 2010.
38. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, standard test method for plane – strain fracture toughness of metallic materials. **Norma ASTM: E399**, New York, 1997.
39. JOYCE, J.; LINK, R.E. Effects of constraint on upper shelf fracture toughness. Fracture Mechanics. 26th Vol. **ASTM STP 1256**, ASTM, 1995.
40. GODEFROID, Leonardo Barbosa. Análise de falhas. **Curso ABM**, cap. 3. São Paulo, 2003. (Apostila)
41. McCABE, Donald E. MERKLE, John, G; WALLIN, Kin. **An introduction to the development and use of the master curve method.** 2005. Norma ASTM, MNL 52, USA.
42. ERICKSONKIRK, Marjorie; ERICKSONKIRK, MARK. **The relationship between the transition and upper-shelf fracture toughness of ferritic steels.** USA, 2006. (Artigo de congresso)
43. ASTM Standard test method for determination of reference temperature T_0 for ferritic steels in the transition range. American Society for Testing and Materials. Philadelphia, P.A. **Norma ASTM E1921-05**
44. IAEA. **Master curve approach to monitor fracture toughness of reactor pressure vessels in nuclear power plants.** Vienna, Austria. 2009 p.62-162.
45. WALLIN, K. **Validity of small specimen fracture toughness estimates neglecting constraint corrections, constraint effects in fracture: Theory**

- and applications.** ASTM STP 1244, Annual Book of ASTM standard, ASTM International, Philadelphia, 1985. p. 519-537.
46. WALLIN, Kin; NEVASMAA, Pekka; LAWKKANEN, Anssi; PLANMON. T. **Maser curve analysis of inhomogeneous ferritic steels.** Finland, 2004 Annual Book of ASTM Standard, ASTM International, Philadelphia, 1995. p 519-537
47. MARGOLIN, B SHVETSOVA V; GULENKO A.; SLYIN, A. NIKOLAEV, V. SMIRNOV, V. **Fracture toughness predictions for a reactor pressure vessel steel in the initial and highly embrittled states with the master curve approach and a probabilistic model.** International Journal of pressure vessel piping 79, 2002. p. 219-231.
48. RAMIREZ, Mário Fernando Gonzales. **Estudo da transformação durante o resfriamento contínuo e da microestrutura do aço microligado X80 utilizado na construção de tubos para transporte de gás natural e petróleo.** (Tese de Mestrado) Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – USP. São Paulo, SP. 2008. f.158.
49. RUCHERT, Cassius Terra Filho. Dr. USP de São Carlos Participação na elaboração do ensaio da curva J-R. Agosto, 2010.
50. ZHAO, M.C.; YANG, K.; XIAO, F.R.; SHAN, Y.Y. **Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels.** Materials Science and engineering A355. 2003. p. 126-136.
51. HIPPERT, Eduardo Júnior. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API X70. Aplicação de curvas de resistência J- Δa para a previsão de colapsos em dutos.** (Tese de Doutorado) São Paulo, 2004. f. 143.
52. BEACHEM, C.D.; PELLOUX, R.M.N. **Symposium on fracture toughness testing and its applications.** STP 381. ASTM. Philadelphia, 1965.

53. BOSE FILHO, Waldek Wladimir. PhD, USP de São Carlos. Participação na elaboração do ensaio da curva J-R. Agosto, 2010.
54. GORNI, Antônio Augusto. Caracterização microestrutural de Um aço API X80 através de microdureza e microscopia óptica e eletrônica. **62º Congresso Anual da ABM.**
55. PANIGRAHI, B. K. **Processing low of carbon steel plate and hot strip- And overview, Bull. Mater. Sci.** Disponível em: <http://www.ias.ac.in/maternal/bmsaug2001/361.pdf>. Acesso em: 15.11.2010
56. VAN VLACK, Lawrence H. **Princípios de ciência dos materiais.** Capítulo 4. Ed. Edgar Blucher. São Paulo, 1970.
57. Metalurgia física e mecânica aplicada. **Curso ABM** Cap. 12. São Paulo, junho, 2006.
58. DIETER, G.E. **Mechanical metallurgy.** McGraw Hill Book Company, SI metric edition, Cap. 5-8. 1988.
59. ASM HANDBOOK. **Fractography.** ASM International. Vol. 19. Materials Park, 1992.
60. OGATA, Paulo Henrique. **Caracterização microestrutural do aço para tubo API 5L X65 em diferentes regiões da chapa como laminada e após austenitização e resfriamento sob diversas taxas de resfriamento.** (Tese de Mestrado em Engenharia Metalúrgica de Materiais) Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – USP. São Paulo, SP. 2009. f, 105.
61. LAMBRIGGER, M. **Master curve for brittle cleavage fracture toughness testing.** Switzerland, 1996. (Artigo de Congresso).
62. HOHE, Jorg; HEBEL, Joachen; FRIEDMANN, Valérie; SIEGELE, Dieter. Probabilistic failure assessment of ferritic steels using the master curve approach including constraint effects. Germany. 2006 (Artigo de Congresso)

63. Grupo de Estudo e Pesquisa em Matemática e Educação Matemática – GEPEMEN. Participação na elaboração da modelagem matemática e gráfica de Dr. Rodolfo Chaves e M.S. Oscar Luiz Teixeira de Rezende - IFES
64. COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns.** Ed. Edgard Blucher, 3ª edição, cap. 3. São Paulo, SP, 1974. p. 121-198.

ANEXO

ANEXO 1 – FRACTOGRAFIAS DA TRANSIÇÃO DÚCTIL FRÁGIL

AUMENTO 36x

**TEMPERATURA
ZERO GRAUS**

**TEMPERATURA
-20 GRAUS**

**TEMPERATURA
-40 GRAUS**

**TEMPERATURA
-60 GRAUS**

**TEMPERATURA
-80 GRAUS**

**TEMPERATURA
-95 GRAUS**

**TEMPERATURA
-100 GRAUS**

AUMENTO 1000x

TEMPERATURA
ZERO GRAUS

TEMPERATURA
-20 GRAUS

TEMPERATURA
-40 GRAUS

TEMPERATURA
-60 GRAUS

TEMPERATURA
-80 GRAUS

TEMPERATURA
-95 GRAUS

TEMPERATURA
-100 GRAUS

AUMENTO 1000x

TEMPERATURA
ZERO GRAUS

TEMPERATURA
-20 GRAUS

TEMPERATURA
-40 GRAUS

TEMPERATURA
-60 GRAUS

TEMPERATURA
-80 GRAUS

TEMPERATURA
-95 GRAUS

TEMPERATURA
-100 GRAUS

AUMENTO 2000x

TEMPERATURA
ZERO GRAUS

TEMPERATURA
-20 GRAUS

TEMPERATURA
-40 GRAUS

TEMPERATURA
-60 GRAUS

TEMPERATURA
-80 GRAUS

TEMPERATURA
-95 GRAUS

TEMPERATURA
-100 GRAUS

AUMENTO 2000x

TEMPERATURA
ZERO GRAUS

TEMPERATURA
-20 GRAUS

TEMPERATURA
-40 GRAUS

TEMPERATURA
-60 GRAUS

TEMPERATURA
-80 GRAUS

TEMPERATURA
-95 GRAUS

TEMPERATURA
-100 GRAUS

AUMENTO 5000x

TEMPERATURA
ZERO GRAUS

TEMPERATURA
-20 GRAUS

TEMPERATURA
-40 GRAUS

TEMPERATURA
-60 GRAUS