

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2010

SANDRO VICTOR POLANCO ESPEZUA

AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA NA REGIÃO DE
TRANSIÇÃO DÚCTIL-FRÁGIL DOS AÇOS API 5L X70 E X80
UTILIZANDO A METODOLOGIA DA CURVA MESTRA

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia
do Campus de Guaratinguetá, Universidade
Estadual Paulista, para a obtenção do título
de Doutor em Engenharia Mecânica na área
de Projetos e Materiais.

Orientador: Prof. Livre-Docente Dr. Valdir Alves Guimarães

Guaratinguetá
2010

E774a	Espezua,Sandro Victor Polanco Avaliação da tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil dos aços API 5L X70 e X80 utilizando a metodologia da curva mestra / Sandro Victor Polanco Espezua - Guaratinguetá : [s.n.], 2010. 131 f. : il. Bibliografia: f. 107-117 Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2010. Orientador: Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães 1. Mecânica da fratura I. Título CDU 620.172.24
-------	---

SANDRO VICTOR POLANCO ESPEZUA

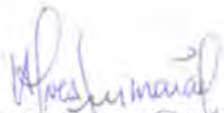
ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA"

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: PROJETOS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

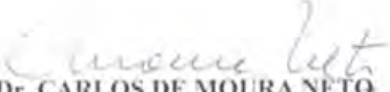

Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. VALDIR ALVES GUIMARÃES
Orientador / UNESP-FEG


Prof. Dr. ANA PAULA ROSIFINI ALVES CLARO
UNESP/FEG


Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
UNESP/FEG


Prof. Dr. CARLOS DE MOURA NETO
ITA


Prof. Dr. WANDERSON SANTANA DA SILVA
UFRN

Dezembro de 2010.

DADOS CURRICULARES

SANDRO VICTOR POLANCO ESPEZUA

NASCIMENTO	23.08.1967 – CHUCUITO / PUNO / PERÚ
FILIAÇÃO	Miguel Angel Polanco Velásquez Eudocia Espezua Sanchez de Polanco
1989/1995	Curso de Graduação Escuela de Ingeniería Metalúrgica - Universidad Nacional de San Agustín de Arequipa - UNSA, AQP-Perú.
1999/2001	Curso de Pós-Graduação em Física de Plasma, nível de Mestrado, no Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA. São José dos Campos, SP-Brasil.
2005/2006	Curso de Especialização em Mecatrônica na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista – FEG/UNESP. Guaratinguetá, SP-Brasil.

Para minha eterna namorada Maria de
Lourdes, com muito carinho e amor.

AGRADECIMENTOS

Ao Universo, por me manter em equilíbrio e por me alimentar com sua fonte de energia cósmica dia após dia.

A Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos.

Ao meu orientador, *Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães* que jamais deixou de me incentivar. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, meus estudos de doutorado seriam praticamente impossíveis.

Ao Prof. Rogério Hein, pela amizade, apoio intelectual e auxílio prestado.

Aos professores que contribuíram para o meu desenvolvimento acadêmico dentro deste claustro universitário.

Às muitas pessoas que contribuíram para o desenvolvimento desta tese. Sou grato às funcionárias da Biblioteca do Campus de Guaratinguetá pela dedicação, presteza e, principalmente, pela vontade de ajudar.

Sou grato aos funcionários técnicos do DMT: Manoel Francisco dos Filhos, por sua enorme colaboração durante o desenvolvimento dos ensaios de tenacidade à fratura; Wilson Roberto Monteiro e Célio José Souza, pelo suporte e colaboração durante os tratamentos térmicos e medições de dureza; Domingos Hasmann Neto, pelo suporte durante as medidas das amostras; Ely de Almeida Fonitano, Odir Vieira da Silva e José Manoel Bernardes, pelo enorme interesse e exaustivo trabalho feito durante a manufatura e usinagem dos corpos-de-prova utilizados nesta pesquisa.

À Secretaria da Pós-Graduação, pela abertura, aceitação e oportunidade que me foi brindada para continuar com meus estudos de doutorado.

Aos professores, colegas da Pós-Graduação e amigos mais próximos: Prof. Herman Jacobus C. Voorwald, Prof. Tomaz Manabu Hashimoto, Prof. Ângelo Caporalli filho, Prof. Marcelo dos Santos Pereira, Prof. Edson Cocchieri Botelho, Profa. Ana Paula Rosifini Alves Claro, Prof. Aécio Zangrandi, Prof. Marco Valério

Riveiro, Prof. Carlos Kiyan, Gisélia Alves de Souza, Kratus Ranieri, Maria Cândida Magalhães de Faria, Maria Gabriela Araújo Ranieri, Silvia Oishi, Rogério Lago Manzur, e Marcelino Pereira Nascimento.

À minha família pelo imenso apoio, carinho e força para eu crescer na vida. Aos meus pais, Miguel Angel Polanco Velásquez e Eudocia Espezúa Sanches de Polanco. Aos meus irmãos, Romy Amélia, Miguel Angel e Libertad Marcelina. Aos meus sobrinhos: Angela, Bruno e Zeus. Aos meus primos: Jony e Jaime.

À família da Sra. Maria Clara Ayrosa Rangel dos Santos e filhos(as) Maria Teresa, José Antonio, José Augusto, José Flavio, José Mário, e sobrinhos(as) Carina, Laura e Caio.

À minha médica, Dra. Yeda Ribeiro de Farias, pelos cuidados com minha saúde física e emocional no transcurso de meus estudos de Pós-Graduação.

Agradeço a todas as pessoas que em certos momentos foram a chave de minhas atividades acadêmicas e a todas elas que contribuíram com o pleno desenvolvimento desta tese. Obviamente que, sem elas, não teria sido possível a culminação e o êxito de meus estudos de doutorado.

Obrigado.

*“Se me desmerece por ser inventor,
são muito mais merecedores de crítica
eles, que nunca inventaram nada e
não passam por pregoeiros e
repetidores das obras de outrem.
Ademais, os homens que inventam são
intérpretes da natureza”*

LEONARDO DA VINCI

(Michael White, 2002)

POLANCO ESPEZUA, S. V. Avaliação da tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil dos aços API X70 e X80 utilizando a metodologia da curva mestra. 2010, 131f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

RESUMO

Materiais utilizados em tubulações petrolíferas são altamente suscetíveis a mudanças estruturais quando expostos em meio ambiente hostil e em baixas temperaturas. Para entender melhor o comportamento de tenacidade de fratura nos aços API 5L X70 e API 5L X80 conhecidos como aços microligados de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), é proposta a avaliação da tenacidade à fratura verificando o conceito da curva mestra do método convencional da norma ASTM E1921-05. Esta metodologia usa o conceito da dependência da temperatura universal da tenacidade à fratura na região de transição dúctil para frágil, assim chamado de curva mestra. A metodologia sugere que pode ser aplicável em aços ferríticos CCC, incluindo aços martensíticos-ferríticos temperados. Neste trabalho, as amostras foram submetidas a tratamentos térmicos com o intuito de alterar a microestrutura e as propriedades mecânicas. Foram aplicados ensaios Charpy, tração, tenacidade à fratura e medições de dureza. As amostras foram testadas em várias temperaturas na região de transição para permitir a aplicação do procedimento da análise da curva mestra e a estatística de Weibull, mediante a norma ASTM E1921. Foram realizadas análises em microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura para avaliar as mudanças microestruturais e as superfícies de fratura, respectivamente. Os resultados dos aços API 5L X70 e API 5L X80 ensaiados mostraram uma ampla variedade de dados com características relevantes e dispersas. Com respeito ao valor de $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ de tenacidade, o aço API X80 mostra melhor desempenho e confiabilidade do que o aço API X70. Ambos os aços mostraram fratura frágil com mecanismos de clivagem e uma microestrutura predominante de ferrita bainítica.

PALAVRAS-CHAVE: Mecânica de fratura, curva mestra, temperatura de transição dúctil-frágil, tratamentos térmicos.

POLANCO ESPEZUA, S. V. Assessment of the fracture toughness in the brittle-ductile transition region of the API X70 and X80 steels using master curve methodology. 201, 131f. Thesis (Doctorate in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

ABSTRACT

Materials used in oil pipelines are highly susceptible to structural changes when exposed to a hostile environment and at low temperature. For better understanding the behavior of the fracture toughness in the API 5L X70 and X80 steels, both known as high strength and low alloy (HSLA) micro-alloys steels, the fracture toughness assessment checking the master curve concept of the conventional ASTM E1921-05 standard was proposed. This methodology uses the universal dependence temperature concept of fracture toughness in brittle to ductile transition region, so-called master curve. The methodology suggests that it may be applicable in CCC ferritic steels, including hardened martensitic-ferritic steels. In this work the samples were submitted to heat treatments, in order to change their microstructures and mechanical properties. Charpy impact test, tensile test, fracture toughness and hardness measurements were applied. The samples were tested at various temperatures on the transition region to allow the master curve analysis application and the Weibull statistics by using the ASTM E1921 standard. Analysis in optical microscope and scanning electron microscope were done in order to assess the fracture surface changes and their microstructures. Both results of the API 5L X70 and 80X steels tested showed a wide range of data with relevant characteristics and scattering. According to a $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ toughness, the API X80 steel showed better performance and reliability than the API X70 steel. Both steels showed brittle fracture with cleavage mechanisms and a ferrite-bainite microstructure predominant.

KEYWORDS: fracture mechanics, master curve, brittle to ductile transition temperature, heat treatments.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1	Temperaturas de resfriamento (A_r), aquecimento (A_c) e equilíbrio (A) em ligas Fe-C. Aquecimento e resfriamento em $0,125^\circ\text{C}/\text{min.}$	15
FIGURA 2.2	O efeito da liga com manganês na temperatura crítica do aço e zona de transformação de fase austenita no diagrama Fe-Fe ₃ C.....	16
FIGURA 2.3	O efeito da liga com cromo na temperatura crítica do aço e zona de transformação de fase austenita no diagrama Fe-Fe ₃ C.....	17
FIGURA 2.4	a) e b): Fractografia de clivagem em uma liga de classe 3 A508, (MEV).....	18
FIGURA 2.5	a) Propagação da fratura de clivagem por intermédio de vários grãos; b) Amostras policristalina não deformada; c) Deformação em grãos individuais em resposta a uma deformação aplicada levemente onde cada grão deve atuar como um monocristal descontrolado.....	19
FIGURA 2.6	Diagrama esquemático do mecanismo de discordâncias para nucleação da trinca.....	21
FIGURA 2.7	a) Nucleação de uma trinca de clivagem em uma partícula de carboneto; micrografia óptica, X400; b) Propagação transgranular de uma trinca; micrografia óptica, X275. Ambas em aços de baixo carbono.....	21
FIGURA 2.8	a) Fractografia mostrando fratura dúctil em um aço de baixo carbono; b) Fractografia de alta resolução da superfície de fratura dúctil de um aço mostrando inclusão esférica nucleando uma microcavidade.....	22
FIGURA 2.9	Curva de transição dúctil para frágil em aços ferríticos. A curva mostra as mudanças de mecanismo desde clivagem para coalescência de microvazios, com o incremento da temperatura....	24

FIGURA 2.10	Definição dos eixos de coordenadas à frente da ponta da trinca com eixo z à página.....	28
FIGURA 2.11	Características físicas da superfície de fratura do corpo-de-prova de tensão compacta C(T).....	32
FIGURA 2.12	Definição da área plástica para calcular J_p	32
FIGURA 2.13	Diagrama de probabilidade de falha da curva mestra.....	40
FIGURA 2.14	Curva mestra com contornos de tolerância 5% e 95%.....	44
FIGURA 3.1	Desenho ilustrativo, retirada dos corpos-de-prova com sentido L-T da chapa para os ensaios Charpy, tração e tenacidade à fratura C(T).....	47
FIGURA 3.2	Curva de resfriamento para amostras com perda de calor e submetidas a diversas taxas de resfriamento.....	50
FIGURA 3.3	Representação esquemática das rotas de tratamento térmico utilizadas na obtenção de diversas microestruturas: a) aços API 5L X70; e b) aços API 5L X80.....	51
FIGURA 3.4	Geometria utilizado para os corpos-de-prova nos ensaios de tração.....	53
FIGURA 3.5	Máquina utilizada para ensaios de tração marca Instron modelo 8802, equipamento do Laboratório de fadiga (FEG-UNESP).....	53
FIGURA 3.6	Corpo-de-prova padrão Charpy com entalhe em V para ensaios de impacto.....	54
FIGURA 3.7	Dispositivo para nucleação de trinca por fadiga (FEG-UNESP)....	54
FIGURA 3.8	Geometria do corpo-de-prova tipo tração compacta 1/2 C(T).....	55
FIGURA 3.9	a) Dispositivo para nucleação de pré-trinca por fadiga em corpo-de-prova tipo C(T); b) Câmara climática utilizada para ensaios C(T) em baixas temperaturas.....	57
FIGURA 3.10	Esquema representativo do modo de fixação do extensômetro para a medida de deslocamento da ponta da trinca.....	57
FIGURA 4.1	Microestrutura do aço API 5L X70 no estado CF, revela a textura associada ao processo de laminação. Ataque químico Nital 2% e observada em microscópio óptico.....	60

FIGURA 4.2	Microestrutura do aço API 5L X80 no estado CF, revela a textura associada ao processo de laminação. Ataque químico Nital 2% e observada em microscópio óptico.....	61
FIGURA 4.3	Microestrutura do aço API 5L X70 austenitizado a 920 °C e resfriado em óleo com velocidade de 16°C/s. Ataque químico Nital 2%.....	62
FIGURA 4.4	Microestrutura do aço API 5L X70 austenitizado a 920°C e resfriado em óleo com velocidade de 23°C/s. Ataque químico Nital 2%.....	63
FIGURA 4.5	Microestrutura do aço API 5L X80 austenizado a 920°C e resfriado em ar comprimido com velocidade de resfriamento de 4°C/s. Ataque Nital 2%.....	64
FIGURA 4.6	Microestrutura do aço API 5L X80 Austenizado a 920°C e resfriado em óleo com velocidade de 16°C/s. Ataque Nital 2%.....	64
FIGURA 4.7	Microestrutura do aço API 5L X80 Austenizado a 920°C e resfriado em óleo com velocidade de 23°C/s. Aumento 50x. Ataque Nital 2%.....	65
FIGURA 4.8	Valores de dureza nas condições CF, R16, R23 e R4 dos aços API 5L X70 e X80.....	67
FIGURA 4.9	Variações dos valores médios de tensão de escoamento e limite de resistência dos aços API 5L X70 e X80.....	70
FIGURA 4.10	Relação da razão de escoamento e alongamento porcentual dos aços API 5L X70 e X80.....	71
FIGURA 4.11	Comparação das curvas de transição dúctil-frágil, condições metalúrgicas CF, R16 e R23 do aço API X70.....	72
FIGURA 4.12	Comparação das curvas de transição dúctil-frágil, condições metalúrgicas CF, R16 e R23 do aço API X80.....	73
FIGURA 4.13	Curva de energia absorvida em função da temperatura em corpos-de-prova entalhados e pré-trincados do aço API 5L X70 na condição de como-fornecido (CF).....	75

FIGURA 4.14	Relação entre a curva de transição entalhada e pré-trincada para o aço API 5L X70 tratado termicamente (R16) e resfriado a 16°C/s.....	76
FIGURA 4.15	Relação entre a curva de transição entalhada e pré-trincada para o aço API 5L X70 tratado termicamente (R23) e resfriado a 23°C/s.....	76
FIGURA 4.16	Relação entre a curva de transição entalhada e pré-trincada para o aço API 5L X80 no estado como-fornecido (CF).....	77
FIGURA 4.17	Relação entre a curva de transição entalhada e pré-trincada para o aço API 5L X80 tratado termicamente (R16) e resfriado a 16°C/s.....	77
FIGURA 4.18	Relação entre a curva de transição entalhada e pré-trincada para o aço API 5L X80 tratado termicamente (R23) e resfriado a 23°C/s.....	78
FIGURA 4.19	Inclinação de Weibull mostrando a identificação do ponto ($K_0 - 20$) MPa $\sqrt{m}$ e tendência da inclinação da reta para o aço API 5L X70 na condição CF.....	80
FIGURA 4.20	Inclinação de Weibull mostrando a identificação do ponto ($K_0 - 20$) MPa $\sqrt{m}$ e tendência da inclinação da reta para o aço API 5L X70 na condição R16.....	80
FIGURA 4.21	Inclinação de Weibull mostrando a identificação do ponto ($K_0 - 20$) MPa $\sqrt{m}$ e tendência da inclinação da reta para o aço API 5L X70 na condição R23.....	81
FIGURA 4.22	Inclinação de Weibull mostrando a identificação do ponto ($K_0 - 20$) MPa $\sqrt{m}$ e tendência da inclinação da reta para o aço API 5L X80 na condição CF.....	81
FIGURA 4.23	Inclinação de Weibull mostrando a identificação do ponto ($K_0 - 20$) MPa $\sqrt{m}$ e tendência da inclinação da reta para o aço API 5L X80 na condição R4.....	82

FIGURA 4.24	Inclinação de Weibull mostrando a identificação do ponto (K_0-20) MPa $\sqrt{m}$ e tendência da inclinação da reta para o aço API 5L X80 na condição R16.....	82
FIGURA 4.25	Inclinação de Weibull mostrando a identificação do ponto (K_0-20) MPa $\sqrt{m}$ e tendência da inclinação da reta para o aço API 5L X80 na condição R23.....	83
FIGURA 4.26	Distribuição estatística da tenacidade à fratura comparando todas as condições metalúrgicas dos aços API X70 e X80.....	84
FIGURA 4.27	Distribuição de falha. Dados comparativos das condições CF, R16 e R23 do aço API X70.....	85
FIGURA 4.28	Distribuição de falha. Dados comparativos das condições CF, R4, R16 e R23 do aço API X80.....	86
FIGURA 4.29	Dados de tenacidade à fratura relacionados à curva mestra convencional e limites de tolerância de 5% e 90%, na condição CF do aço API 5L X70.....	89
FIGURA 4.30	Dados de tenacidade à fratura relacionados à curva mestra convencional e limites de tolerância de 5% e 90%, na condição R16 do aço API 5L X70.....	90
FIGURA 4.31	Dados de tenacidade à fratura relacionados à curva mestra convencional e limites de tolerância de 5% e 90%, na condição R23 do aço API 5L X70.....	90
FIGURA 4.32	Dados de tenacidade à fratura relacionados à curva mestra convencional e limites de tolerância de 5% e 90%, na condição CF do aço API 5L X80.....	91
FIGURA 4.33	Dados de tenacidade à fratura relacionados à curva mestra convencional e limites de tolerância de 5% e 90% , na condição R4 do aço API 5L X80.....	91
FIGURA 4.34	Dados de tenacidade à fratura relacionados à curva mestra convencional e limites de tolerância de 5% e 90%, na condição R16 do aço API 5L X80.....	92

FIGURA 4.35	Dados de tenacidade à fratura relacionados à curva mestra convencional e limites de tolerância de 5% e 90%, na condição R23 do aço API 5L X80.....	92
FIGURA 4.36	Dados da temperatura de referência T_0 para as condições metalúrgicas R16 e R23 do aço API 5L X70, e R4, R16 e R23 do aço API 5L X80, ambos os aços comparados com a condição CF....	93
FIGURA 4.37	Correlação entre a tensão máxima de resistência à tração e a temperatura de referência T_0	94
FIGURA 4.38	Correlação entre a tensão máxima de resistência à tração e a tenacidade à fratura $K_{Jc(médio)}$	95
FIGURA 4.39	Dados comparativos da tenacidade à fratura dos aços API X70 e X80 após tratamentos térmicos.....	96
FIGURA 4.40	Morfologia da fratura frágil ou dúctil próxima à ponta da trinca na condição CF ensaiada em -90°C do aço API 5L X70.....	97
FIGURA 4.41	Morfologia de fratura frágil na condição CF do aço API 5L X80.....	98
FIGURA 4.42	Relação entre carregamento máximo e área plástica dos aços API 5L X70 e X80 em todas as condições metalúrgicas.....	99
FIGURA 4.43	Morfologia de fratura frágil na condição R16 do aço API 5L X70.....	100
FIGURA 4.44	Morfologia de fratura frágil na condição R23 do aço API 5L X70.....	100
FIGURA 4.45	Morfologia da superfície de fratura na condição R4 do aço API 5LX80.....	101
FIGURA 4.46	Morfologia da superfície de fratura da condição R16 do aço API 5L X80.....	101
FIGURA 4.47	Morfologia da superfície de fratura da condição R23 do aço API 5L X80.....	102

FIGURA 4.48	Análise microfratográfico na superfície de fratura: a) formação de uma inclusão na superfície de fratura de clivagem do aço API 5L X70; b) ocorrência de uma cavidade cilíndrica na superfície de fratura de clivagem no aço API 5L X80. Micrografias MEV.....	103
FIGURA 4.49	Análise semiquantitativa por espectroscopia de energia dispersa de raios X (EDS) da inclusão do aço API.....	103

LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1 - Algumas diferenças entre os níveis PSL 1 e PSL 2 (SPECIFICATION 5L API, 2000).....	7
TABELA 2.2 - Requerimentos químicos para tratamento e análise (%p) do produto PSL 1, segundo a especificação API 5L (SPECIFICATION 5L API, 2000).....	7
TABELA 2.3 - Requerimentos químicos e análise (%p) do produto PSL 2, segundo a especificação API 5L (SPECIFICATION 5L API, 2000).....	8
TABELA 2.4 - Requerimentos de tração para PSL 1 (SPECIFICATION 5L API, 2000).....	8
TABELA 2.5 - Requerimentos de tração para PSL 2 (SPECIFICATION 5L API, 2000).....	9
TABELA 3.1 - Composição química dos elementos da liga (%p).....	46
TABELA 3.2 - Resultados obtidos da análise térmica diferencial.....	48
TABELA 3.3- Taxa média de resfriamento nas determinadas condições medidas nos aços API X70 e X80.....	49
TABELA 3.4- Nomenclatura nominal para cada condição metalurgia	52
TABELA 3.5- Valores dos carregamentos e fator de intensidade de tensão utilizados para a obtenção de pré-trinca por fadiga em corpos-de-prova C(T) em todas as condições metalúrgicas dos aços API 5L X70 e API 5L X80.....	56
TABELA 4.1 - Valores de dureza Vickers dos aços API 5L X70 e API 5L X80....	67
TABELA 4.2 - Resultados dos ensaios de tração dos aços API 5L X70 e API 5L X80, no estado como-fornecido e tratados termicamente.....	68
TABELA 4.3 - Valores das constantes C para a seleção da temperatura de ensaio correspondente a 28J e 41J para espécime de 0,5T.....	74
TABELA 4.4 - Seleção da temperatura estimada de ensaio $T_{Estimada}$ baseada nos ensaios Charpy.....	74

TABELA 4.5 -	Valores da tendência da reta ou coeficiente m de Weibull.....	79
TABELA 4.6 -	Probabilidade de falha acumulada para 100 MPa√m dos aços API X70 e X80.....	87
TABELA 4.7 -	Valores de fator de intensidade de tensão elasto-plástico médio, $K_{Jc(médio)}$, e a temperatura de referência, T_0	89

LISTA DE SÍMBOLOS

a_0	Comprimento da trinca	[mm]
b_0	Comprimento não trincado	[mm]
B	Espessura do corpo de prova de tenacidade à fratura	[mm]
E	Módulo de elasticidade	[kgf/mm ²]
P	Carga	[kgf]
t	Tempo	[s]
W	Largura do corpo-de-prova de tenacidade à fratura	[mm]

Letras Gregas

δ	Parâmetro retirado do ensaio CTOD	[mm]
ν	Coeficiente de Poisson	
σ	Tensão	[MPa]
α e β	Fases alfa (ferrita) e fase gama (austenita)	
Θ_K e Θ_J	Parâmetros escalares de Weibull	

Abreviações

a_0	Comprimento inicial (original da trinca)	[mm]
A_{c1}	Temperatura na qual inicia a transformação de ferrita em austenita no aquecimento.	
A_{c3}	Temperatura na qual a transformação de ferrita em austenita é completada no aquecimento.	
ARBL	Alta resistência e baixa liga.	
°C	Graus Celsius (centígrados).	
CF	Condição do material utilizado no estado como fornecido.	
C(T)	Corpo de prova de tenacidade à fratura solicitado por tração.	
CVN	Entalhe em V Charpy (Charpy V-notch)	
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva (Energy Dispersive Spectroscopy)	
J_{Ic}	Parâmetro de tenacidade à fratura correspondente ao início de propagação estável da trinca sob condição elasto-plástica.	[J]
K_{Ic}	Parâmetro de tenacidade a fratura em deformação plana.	[MPa√m]
$Kf_{(max)}$	Fator de intensificação de tensão máximo de fadiga.	[MPa√m]
$Kf_{(min)}$	Fator de intensificação de tensão mínimo de fadiga	[MPa√m]
L-T	Orientação de retirada de corpos-de-prova em chapas no sentido da laminação com propagação da trinca na direção transversal.	

MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura	
MFEL	Mecânica da Fratura Linear Elástico	
MFEP	Mecanismo de Fratura Elástico-Plástica	
PSL	“Product Specification Level”	
SE(B)	Corpo-de-prova de tenacidade à fratura solicitada por flexão.	
S-T	Orientação de retirada de corpos de prova em chapas a partir da das orientações S-T	
1T	Espessura de 1 pol (1T).	°C
$T_{(Estimada)}$	Temperatura	°C
$T_{(ensaio)}$	Temperatura de ensaio	°C
T_0	Temperatura de referência	
TTDF	Temperatura de transição dúctil frágil	
σ_t	Limite de resistência à tração	[MPa]
σ_e	Resistência efetiva do material calculada como a média entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração.	[MPa]

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	- <i>Associação Brasileira de Normas técnicas</i>
API	- <i>American Petroleum Institute</i>
ASTM	- <i>American Society for Testing and Materials</i>
BS	- <i>British Standard</i>
ESIS	- <i>European Society for Integrity Structural</i>
VTT	- <i>Technical Research Center of Finland</i>
DTA	- <i>Differential Thermal Analysis</i>

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
1.1 OBJETIVOS.....	4
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1 IMPORTÂNCIA DAS TUBULAÇÕES NA INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GAS NATURAL.....	5
2.2 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL).....	9
2.3 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NO AÇO ARBL.....	10
2.3.1 Efeito dos elementos de liga nas temperatura de transformação.....	14
2.4 ASPECTOS MACROSCÓPICOS E MICROSCÓPICOS DA FRATURA	17
2.4.1 Fratura frágil.....	17
2.4.2 Fratura dúctil	22
2.4.3 Temperatura de transição dúctil para frágil.....	23
2.5 CLASIFICAÇÃO DA MECÂNICA DE FRATURA.....	27
2.5.1 Mecânica de fratura linear elástica	27
2.5.2 Mecânica de fratura elasto-plástica	29
2.6 MODELOS MATEMÁTICOS DE TENACIDADE À FRATURA PARA A REGIÃO DE TRANSIÇÃO.....	32
2.6.1 Distribuição de Weibull biparamétrica..	32
2.6.2 Distribuição de Weibull triparamétrico	35
2.7 USO DA NORMA ASTM E1921-05.....	36
2.7.1 Procedimento para obtenção da temperatura de referência T_0	37

2.7.2 Aplicação do modelo de Weibull	38
2.7.3 Distribuição da probabilidade de falha acumulada	39
2.7.4 Determinação do fator de intensidade de tensão elasto-plástico K_{Jc} ...	40
2.7.5 Determinação da temperatura de referência, T_0	41
2.7.6 Determinação da curva mestra	42
2.7.7 Determinação da temperatura de referência mediante a opção multi-temperatura.....	44
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	46
3.1 MATERIAL.....	46
3.2 MÉTODOS	46
3.2.1 Orientação da retirada dos corpos-de-prova e análises realizadas..	46
3.2.2 Ensaio de análise térmica diferencial (DTA)	48
3.2.3 Tratamentos térmicos	49
3.2.4 Ensaios de tração	52
3.2.5 Ensaios de impacto Charpy	54
3.2.6 Ensaios de tenacidade à fratura	55
3.2.6.1 Pré-trinca	56
3.2.6.2 Desenvolvimento das curvas de Weibull.....	58
3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	59
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	60
4.1 ASPECTOS MICROESTRUTURAIS.....	60
4.2 MEDIÇÕES DE DUREZA	66
4.3 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	68
4.4 MÉTODO PARA DETERMINAR A TEMPERATURA ESTIMADA.....	72
4.5 AJUSTE DO COEFICIENTE DA INCLINAÇÃO DE WEIBULL.....	78
4.6 PARÂMETROS PARA DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL.....	84
4.7 ANÁLISES DA CURVA MESTRA.....	87

4.8 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA.....	96
5 CONCLUSÃO.....	104
PESQUISAS SUGERIDAS	106
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	117
ANEXO 1	118

1. INTRODUÇÃO

Aços estruturais estão sujeitos a diferentes tipos de carregamentos, assim como esforços triaxiais para diferentes condições ambientais e expostos a baixas temperaturas. A presença de vazios, inclusões, impurezas e trincas são defeitos característicos de materiais metálicos que, muitas vezes, diminuem consideravelmente a sua capacidade estrutural e sua resistência em casos extremos de solicitações.

Sabe-se que os materiais não são intrinsecamente perfeitos, uma vez que, durante a manufatura e processamento há formação de microvazios, microtrincas e trincas que são inevitáveis de controlar. Em caso de carregamento externo, as tensões ao redor dessas microtrincas tendem a ser altas podendo causar a sua propagação. Em muitos metais, a deformação plástica extensiva é gerada ao redor da denominada ponta da trinca que absorve muita energia durante o carregamento. Em metais CCC, quando utilizados em baixas temperaturas, a energia externa aplicada pode somente ser absorvida pelo alongamento da superfície da trinca causando a sua propagação e, finalmente, a ruptura do material. A fratura de um determinado componente pode ter consequências catastróficas em função da sua utilização.

O *American Petroleum Institute* tem desenvolvido normas para classificar materiais em função de suas aplicações e resistências. Especificamente para condução de petróleo e gás natural, a norma utilizada é a API 5L (2000). Neste trabalho de pesquisa é estudado o comportamento mecânico de aços ferríticos microligados, conhecidos como aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Os aços ARBL são utilizados em grande escala em vasos de pressão, na construção de reatores nucleares, nas indústrias petroquímicas e de gás, em mineração, saneamento, construção civil, construção de navios e industrial. Porém, essas estruturas, após um período de serviço e quando expostas a baixas temperaturas, podem apresentar alterações dos mecanismos de fratura, passando de dúctil para frágil abruptamente e vir a fraturar sem nenhum tipo de advertência. A abrupta transição dúctil para frágil nesse nível de

ductilidade é inaceitável em aplicações de engenharia porque pode causar perdas econômicas e provocar danos materiais e humanos.

A temperatura de transição de um material é aquela na qual o modo de fratura muda de dúctil para frágil e tende a ser um fator quantitativo que, frequentemente, serve como um parâmetro de projeto para aplicações de engenharia. Com a determinação da temperatura de transição pode-se garantir a utilização mais segura dos materiais, evitando o seu emprego em temperaturas nas quais há a ocorrência de comportamento frágil e, como consequência, o aumento da suscetibilidade a fraturar por clivagem.

Para o presente trabalho foram selecionados dois aços que são utilizados em tubulações petrolíferas: os aços API 5L X70 e API 5L X80, fornecidos em forma de chapas laminadas. Antes da seleção e corte foi identificado o sentido de laminação das chapas optando-se por cortar as amostras com orientação do plano direcional L-T. Foram usinados os corpos-de-prova para os ensaios de tração segundo a norma ASTM E-8M (2004); para os ensaios de impacto Charpy seguiu-se a norma ASTM E-23 (2007) e, para os ensaios de tenacidade à fratura do tipo tração compacta C(T), obedeceu-se aos requisitos e especificações das normas ASTM E-1820 e ASTM E-1921 (2005). Os corpos-de-prova usinados foram divididos em três grupos: grupo 1, referente à condição “como-fornecido” (ou denominada como “ CF ” neste trabalho); grupos 2 e 3, referentes aos corpos-de-prova tratados termicamente e identificadas como condições “R16 e R23”. O tratamento térmico consistiu de austenização à temperatura de 920°C num período de tempo de 40 minutos e com taxas de resfriamento de 16°C/s e 23°C/s, em óleos com diferentes massas específicas, tanto para o aço API X70 e como para o API X80. Adicionalmente, para ter-se um ponto de referência em relação aos comportamentos mecânicos e microestruturais do aço API X80, foi realizado um tratamento de austenização, com taxa de resfriamento de 4°C/s em jato de ar comprimido. Esses tratamentos térmicos com diferentes rotas de resfriamento foram realizados com o intuito de obter microestruturas multiconstituídas, melhor comportamento mecânico, e assim fazer uma comparação real com as amostras sem tratamento (CF).

A usinagem e a caracterização foi feita exclusivamente utilizando os recursos laboratoriais e o apoio técnico da Faculdade de Engenharia em Guaratinguetá – FEG/UNESP.

Os métodos e técnicas empregados para a caracterização do material foram: análise química, análise dilatométrica, medições de dureza Vickers, análise microestrutural (microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura).

Dos ensaios de tração foi possível medir a tensão de escoamento e o limite máximo de resistência à tração. Obtidos estes valores determinaram-se o alongamento porcentual e o módulo de elasticidade em cada condição metalúrgica estudada. Devido às exigências da norma ASTM E1921, foi possível determinar o fator de intensidade de tensão K_{lim} , já que este fator depende grandemente da tensão de escoamento do material.

Dos ensaios Charpy, os dados obtidos foram coletados para montar as curvas de energia de impacto versus temperatura de ensaio com a intenção de estabelecer as regiões de fragilidade e transição dúctil-frágil e selecionar a temperatura correspondente a $28J$ da energia de impacto, necessária para a aplicação da metodologia da Curva Mestra. foram realizados ensaios de fadiga para nucleação de pré-trincas para amostras de impacto Charpy e para amostras do tipo C(T), submetidas a ensaios de tenacidade à fratura.

Dos ensaios de tenacidade à fratura, a base de dados obtida foi analisada e processada para obter os parâmetros requeridos pela distribuição de Weibull, com o intuito de validar a curva mestra. Estes parâmetros são: a *integral-J* e os fatores de intensidade de tensão K_{Jc} , K_0 e K_{min} , que são totalmente dependentes do comprimento da abertura da trinca, do comportamento elasto-plástico à frente da ponta da trinca, do carregamento aplicado e do coeficiente de Poisson. Em função desses parâmetros foi possível analisar a curva mestra e determinar a temperatura de referência T_0 no patamar inferior da transição dúctil-frágil.

Análises químicas, utilizando dispositivo de Fluorescência de Raios X (FRX), para determinar a porcentagem em peso dos elementos de liga, foram realizadas nos laboratórios da Empresa Vilares-Sidennor. Foi imprescindível fazer uma análise de dilatometria para determinar as linhas de transformação (Ac_1 e Ac_3) que delimitam a

região interfásica da ferrita e austenita para que fosse possível a seleção de temperaturas dos tratamentos térmicos.

No capítulos 2, são apresentados os tópicos bibliográficos referentes a cada comportamento e métodos a analisar. No capítulo 3 são descritos os métodos e equipamentos usados nesta pesquisa. No capítulo 4, mostram-se os resultados e respectivas discussões. No capítulo 5, elaboram-se as conclusões deste trabalho de pesquisa.

1.1 OBJETIVOS

Este trabalho de pesquisa foi elaborado considerando a hipótese de melhorar os comportamentos mecânico e microestrutural dos aços API X70 e X80 mediante a aplicação de tratamentos térmicos.

Dentro do objetivo formulado neste trabalho, tem-se a avaliação e comparação das propriedades mecânica de ambos os aços com a condição metalúrgica inicial (CF) e os tratados termicamente (R4, R16 e R23), com a intenção de: (i) detectar alterações de microestrutura e de tenacidade mediante diagnóstico da estatística de Weibull tri-paramétrico e a distribuição probabilística de falha acumulada da curva mestra do material em estudo; (ii) estudar o comportamento mecânico na região de transição utilizando a metodologia da curva mestra normalizada pela ASTM E1921 e (iii) encontrar a temperatura de referência, T_0 , correspondente a $100 \text{ MPa}\sqrt{m}$, em cada condição metalúrgica aplicada.

Consequentemente, foram propostas metas indispensáveis que permitiram estudar, elaborar, caracterizar, analisar e avaliar cada um dos corpos-de-prova com base nas normas padronizadas pela ASTM, na disponibilidade de equipamentos, nas técnicas experimentais, e no período de tempo de execução das experiências.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 IMPORTÂNCIAS DAS TUBULAÇÕES NA INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GÁS NATURAL

A necessidade de consumo de hidrocarbonetos, como petróleo e gás natural, associada à grande demanda energética, vem provocando o aumento da produção de materiais que derivam de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Com o intuito de satisfazer ao transporte desses derivados, têm sido projetados sistemas dutoviários para operar em altas pressões e expostos em ambientes variados, desde as fontes de reservas (poços de produção) até as refinarias e centros de consumo. Silva (2004) prognosticou, uma estimativa de consumo médio doméstico de 2,2 milhões de barris de petróleo e derivados por dia para o ano de 2005. Cinco anos mais tarde, segundo o informativo da Petrobras (2010), houve um crescimento de até 12% entre 2005 e 2009, aumentando a distribuição para 2,5 milhões de barris. Isso significa que a produção diária de hidrocarbonetos está na faixa dos 2,526 milhões de barris/dia de petróleo e de 413 mil barris/dia de gás natural. Segundo relatório Petrobras (2010), 59 milhões de toneladas são transportados por via marítima, 670 milhões de m³/ano de petróleo, derivados e álcool são transportados em linhas de 7.178 km de oleodutos e 46 milhões de m³/dia de gás natural em 6.641 km de gasodutos.

Os centros de consumo podem se encontrar distantes dos poços de produção, sendo necessária uma boa infraestrutura de distribuição para garantir que o abastecimento desses elementos energéticos sejam eficientes. Considerando as distâncias entre os poços de produção e as refinarias, uma boa alternativa de transporte desses derivados é a utilização de tubulações interligadas, criando linhas de dutos de transporte que apresentem maior flexibilidade, baixo custo e alta segurança. Comparando com outros tipos de transporte que poderiam não ser tão eficientes, os custos de construção e instalação de linhas de dutos é significativamente mais baratos

do que o transporte por navio, avião, trem ou caminhão. Um exemplo que mostra os custos e benefícios do transporte é apresentado no trabalho de pesquisas de Hippert (2004), que relata que com um dólar é possível transportar, em território norte-americano, uma tonelada de derivados de petróleo a uma distância de aproximadamente 8,0 km por via aérea, 30,5 km por rodovias, 72,5 km por ferrovias, 322 km pelo sistema hidroviário e 383 km através de linhas de dutos. Dessa forma, o transporte em linhas de dutos torna-se mais eficiente e vantajoso por apresentar também alta confiabilidade, segurança e controle ambiental.

Segundo Cabral (2007), no Brasil a Petrobras é a principal empresa do ramo petrolífero e dispõe de uma malha dutoviária de mais de 30 mil quilômetros distribuídos em todo o território nacional.

Com relação aos materiais utilizados na indústria de tubulações, o desenvolvimento de novas ligas tem favorecido grandemente a redução de custos devido ao baixo investimento e consumo de energia por tonelada por quilômetro de fluidos transportados. Entre os materiais mais utilizados no transporte de hidrocarbonetos destacam-se os aços com especificação API (*American Petroleum Institute*). Esta especificação é utilizada para tubos, com ou sem costura, de aços ferríticos de alta resistência e baixa liga (ARBL), especiais para oleodutos e gasodutos.

Segundo a norma API 2000, são incorporados dois níveis diferentes de especificações de produto, denominadas como PSL 1 e PSL 2 (PSL - *Product Specification Level*). Para cada nível são agrupados aços para tubos com as seguintes características a serem fornecidas: PSL 1, pode ser fornecido desde os graus A25 até X70; e PSL 2, pode ser fornecido desde o grau B até X80. Essa designação dos dois níveis de PSL define diferentes níveis de requerimentos técnicos padronizados. Por exemplo, o nível PSL 2 possui requisitos obrigatórios para o carbono equivalente, tenacidade à fratura, resistência ao escoamento máximo e resistência à tração máxima. Os graus que abrangem as especificações PSL são os padrões A25, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70 e X80, e qualquer grau intermediário maior do que o grau X42 até X80. Os tubos fornecidos para essa especificação podem ser com ou sem costura e devem ser limitados para os níveis de especificação do produto (PSL), graus,

tipos de tubos e limitações de tamanho. Algumas diferenças de especificação entre os níveis PSL 1 e PSL 2 estão apresentadas na tabela 2.1.

Tabela 2.1 – Algumas diferenças entre os níveis PSL 1 e PSL 2 (SPECIFICATION 5L API, 2000).

Parâmetros	PSL 1	PSL 2
Graus	A25 até X70	B até x80
Soldagem do cordão	Qualquer processo	Qualquer processo, exceto soldagem a laser
Composição química		
%C máx. para tubos sem costura	0,28% para graus B e superior	0,24%
%C máx. para tubos com costura	0,26% para graus B e superior	0,22%
% P máximo	0,033% para graus A e superior	0,025%
%S máximo	0,033%	0,015%
Carbono equivalente	Sob exigências do cliente	Máx. para cada grau
Resistência ao escoamento, máximo	Não especificado	Máx. para cada grau
Resistência à tração, máximo	Não especificado	Máx. para cada grau
Tenacidade à fratura	Não requerida	Requerida para todos os graus

A composição dos aços usados para a fabricação de tubos fornecidos para esta especificação deve estar de acordo com a composição química dada pelas tabelas 2.2 e 2.3.

Tabela – 2.2. Requerimentos químicos para tratamento e análise em porcentagem em peso do produto PSL 1 segundo a especificação API 5L (SPECIFICATION 5L API, 2000).

Grau e classe	Carbono máximo	Manganês máximo	Fósforo		Enxofre máximo	outros
			Mínimo	Máximo		
Sem costura						
A25, Cl I	0,21	0,60	0,045	0,030	0,030	--
A25, Cl II	0,21	0,60		0,080	0,030	--
A	0,22	0,90		0,300	0,30	--
B	0,28	1,20		0,300	0,30	Nb +
X42	0,28	1,30		0,030	0,030	Ti + V
X46, X52, X56	0,28	1,40		0,030	0,030	≤
X60, X65	0,28	1,40		0,030	0,030	0,15 %
X70						
Com costura						
A25, Cl I	0,21	0,60	0,045	0,030	0,030	--
A25, Cl II	0,21	0,60		0,080	0,030	--
A	0,22	0,90		0,030	0,030	--
B	0,26	1,20		0,030	0,030	Nb +
X42	0,26	1,30		0,030	0,030	Ti +

Continuação tabela 2.2

X46, X52, X56	0,26	1,40	0,030	0,030	+
X60	0,26	1,40	0,030	0,030	V
X65	0,26	1,45	0,030	0,030	≤
X70	0,26	1,65	0,030	0,030	0,15%

Tabela – 2.3. Requerimentos químicos e análise em porcentagem em peso do produto PSL 2 segundo a especificação API 5L (SPECIFICATION 5L API, 2000).

Grau	Carbono, máximo	Manganês, máximo	Fósforo, máximo	Enxofre, máximo	Outros
Sem costura					
B	0,24	1,20	0,025	0,015	Nb +
X42	0,24	1,30	0,025	0,015	Ti +
X46, X52, X56	0,24	1,40	0,025	0,015	V
X60, X65, X70, X80	0,24	1,40	0,025	0,015	≤ 0,15%
Com costura					
B	0,22	1,20	0,025	0,015	
X42	0,22	1,30	0,025	0,015	Nb +
X46, X52, X56	0,22	1,40	0,025	0,015	Ti +
X60	0,22	1,40	0,025	0,015	V
X65	0,22	1,45	0,025	0,015	
X70	0,22	1,65	0,025	0,015	≤ 0,15%
X80	0,22	1,85	0,025	0,015	

As propriedades mecânicas recomendadas pela norma API 5L são mostradas nas tabelas 2.4 e 2.5 para PSL 1 e PSL 2, respectivamente, na qualidade de resistência ao escoamento e resistência à tração.

Tabela – 2.4. Requerimentos de tração para PSL 1 (SPECIFICATION 5L API, 2000).

Grau	Tensão limite de escoamento, mínima (MPa)	Resistência à tração, mínima (MPa)
A25	172	310
A	207	331
B	241	414
X42	290	414
X46	317	434
X52	359	455
X56	386	490
X60	414	517
X65	448	531
X70	483	565

Tabela – 2.5. Requerimentos de tração para PSL 2 (SPECIFICATION 5L API, 2000).

Grau	Tensão limite de escoamento (MPa)		Resistência à tração (MPa)	
	Mínima	Máxima	Mínima	Máxima
B	241	448	414	758
X42	290	496	414	758
X46	317	524	434	758
X52	359	531	455	758
X56	386	544	490	758
X60	414	565	517	758
X65	448	600	531	758
X70	483	621	565	758
X80	552	690	621	827

2.2 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

A norma API 5L fornece e especifica aços de variados graus que estão associados a valores de tenacidade e resistência mecânica e que caracterizam o comportamento mecânico desses materiais. Esta classificação de aços, conhecida como aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), são aços microligados que apresentam microestruturas constituídas de bainita, ferrita-perlita e/ou ferrita-martensita. Os aços ARBL, caracterizados por elevada resistência mecânica ($> 345 \text{ MPa}$) e tamanho de grão fino ($\leq 6 \mu\text{m}$), podem ser produzidos pela combinação de microligantes e por tratamentos termomecânicos (GARDIOLA et al., 2001). Nesses aços o teor de carbono é mínimo, de tal forma que se outros elementos de liga são adicionados (nióbio, titânio ou vanádio) melhoram-se as propriedades mecânicas do aço (maior tenacidade à fratura, alta resistência à tração, resistência à fragilização por hidrogênio, soldabilidade). Consequentemente, as propriedades mecânicas dos aços ARBL são melhoradas devido à redução do teor de carbono e adição de elementos de liga, aumentando o endurecimento e diminuindo a taxa de precipitados durante o resfriamento (SIVAPRASAD et al., 2000).

A boa correlação resistência mecânica-tenacidade encontrada em aços microligados é consequência da formação de granulação refinada associada à formação de precipitados finamente dispersos na matriz. Esses aços são muito utilizados pela indústria petrolífera e recebe a denominação de graus API X52 até API

X100. Nesses aços, os níveis de resistência mecânica e tenacidade são afetados pela combinação de uma microestrutura refinada de ferrita e perlita (ou ferrita/martensita), e com o endurecimento por precipitação causado pela formação de carbonetos de V, Ti ou Nb finamente dispersos na matriz da ferrita. Um endurecimento residual também pode ser conseguido em função do processamento termomecânico que promove uma textura anisotrópica no material (MANOHAR; CHANDRA, 1998; HIPPERT, 2004). Os aços considerados como aços de grau superior, tais como API X80 e API X100, têm propriedades superiores de resistência mecânica e tenacidade e podem ser obtidos somente com microestruturas tipo ferrita acicular ou mesmo com microestrutura bainítica e são também considerados aços ARBL por ter um teor baixo de carbono (COAT et al., 1999; SILVA, 2004).

Muitos aços ARBL são fornecidos na condição laminado a quente com microestrutura ferrítica-perlítica. As exceções são os aços obtidos por laminação controlada com uma microestrutura ferrítica acicular e aços bifásicos, com microestrutura constituída de martensita dispersa em uma matriz de ferrita poligonal. Esses dois tipos de aços usam a formação de estrutura tipo eutetoíde (perlita) para reforço, enquanto aços ARBL perlíticos-ferríticos geralmente requerem reforçamento da ferrita. Por outro lado, a perlita é geralmente um agente de reforçamento indesejável em aços estruturais porque reduz a tenacidade ao impacto e requer alto teor de carbono.

2.3 EFEITOS DOS ELEMENTOS DE LIGA NO AÇO ARBL

A função principal dos elementos de liga nos aços ARBL é elevar a resistência mecânica mediante refinamento de grão, associado ao endurecimento por precipitação e por formação de solução-sólida. O reforço proporcionado por solução-sólida está relacionado diretamente aos teores dos elementos da liga, enquanto o refino de grão e a precipitação dependem extensivamente dos complexos efeitos da liga e dos tratamentos termomecânicos aplicados.

Elementos de liga são também selecionados para influenciar a temperatura de transformação da austenita para ferrita e perlita durante o resfriamento acelerado. Quando essas transformações ocorrem em temperaturas mais baixas obtém-se um produto com granulação mais fina que é a maior fonte de endurecimento. Em caso onde se utilizam reduzidos teores de carbono, típicos em aço ARBL, elementos tais como silício, cobre e níquel são particularmente efetivos na produção de perlita fina. Elementos tais como manganês e cromo, que estão presentes na cementita e ferrita, também reforçam a ferrita pelo conhecido processo de endurecimento por solução sólida.

Carbonetos duros associadas com ferro e carbono podem ser formados com elementos ligantes. Esses elementos que influenciam a formação de carbonetos incluem cromo, tungstênio, titânio, nióbio, vanádio, molibdênio e manganês.

Entre os elementos que têm tendência de estabilizar a ferrita citam-se: cromo, molibdênio, vanádio e silício. Estes elementos reduzem o teor de carbono solúvel na austenita e, deste modo, aumentam o volume de carbonetos livres no aço em uma dada concentração de carbono.

Os elementos que estabilizam a austenita incluem manganês, níquel, cobalto e cobre. Estes elementos incrementam a faixa sobre a qual a austenita é estável, abaixando a temperatura de transformação eutetoide e retardando a formação de carbonetos.

A resistência mecânica dos aços ARBL pode ser melhorada e desenvolvida por efeitos combinados dos elementos microligantes de diversas formas: a redução do tamanho de grão de produtos obtidos por laminação controlada é sensivelmente melhorada por elementos microligantes, especialmente o nióbio, embora o efeito da precipitação causada pela presença de vanádio e titânio vem sendo reportada por Coat et al., (1999).

O manganês pode ser considerado como um dos principais elementos de reforço em aços-carbono, funcionando como um moderado reforçador da solução-sólida, mas também providencia um notável decréscimo na temperatura de transformação da austenita para ferrita. A adição de manganês pode melhorar o efeito da precipitação em aços com vanádio e, em menos magnitude, em aços com nióbio.

Uma das mais importantes aplicações de silício é o efeito desoxidante. O silício atua no aumento da resistência de aços estruturais de baixa liga e, em grandes concentrações, aumenta a resistência à oxidação superficial em elevadas temperaturas. Porém, o silício apresenta um efeito significativo no melhoramento da resistência ao escoamento por mecanismos de formação de soluções-sólidas e tem sido amplamente utilizados em aços ARBL. Os estudos de Manohar e Chandra (1998) evidenciaram o efeito do manganês e do silício em aços microligados de alta resistência (API X60 para X80) para aplicações em gasodutos. Segundo eles, o manganês dissolve-se na austenita produzindo um efeito retardador na formação de precipitados de titânio e nióbio, aumentando a solubilidade dos carbonetos de nióbio (NbC) e diminuindo a difusão de nióbio na austenita. Conseqüentemente, o manganês contrai o campo de fase Ar_3 suprimindo ou retardando a transformação da fase γ para a fase α .

O cobre em níveis que ultrapassam 0,50% também aumenta a resistência dos aços de médio e baixo-carbono, em virtude do endurecimento da ferrita juntamente com leves decréscimos na ductilidade. O cobre pode ser retido em solução sólida até mesmo em taxas lentas de resfriamento após a normalização do material, mas também pode ser precipitado quando o aço é reaquecido entre 510°C para 605°C. (SIVAPRASAD et al., 2000).

O molibdênio é usado em aços ARBL laminados a quente, principalmente para melhorar a endurecibilidade. Adições de molibdênio entre 0,15% a 0,30% em aços microligados também aumentam a solubilidade do nióbio na austenita melhorando a precipitação de NbC(N), na ferrita, e aumentando o efeito de reforçamento por precipitação do NbC(N). Fases de carbonetos possíveis são formadas geralmente em aços contendo molibdênio, conhecidas como M_2C , M_6C e M_3C . Entre estas, o carboneto hexagonal isomorfo M_2C é o responsável pelo endurecimento por precipitação. Desta forma, carbonetos MC parecem causar um efeito de endurecimento por precipitação maior nos aços ARBL, onde se observa a formação de finos e densos carbonetos MC em aços contendo nióbio e molibdênio (LEE et al., 2000).

O alumínio é amplamente usado como um agente desoxidante e foi o primeiro elemento usado para controlar o crescimento de grão austenítico durante o reaquecimento. Durante a laminação controlada, o nióbio e o titânio são elementos

refinadores de grão mais efetivos do que o alumínio. Para aços ARBL endurecidos com vanádio, a precipitação de carbonitretos de vanádio na ferrita pode desenvolver um acréscimo significativo da resistência, que não depende somente do processo de laminação utilizado, mas também da composição química dos elementos adicionados ao aço.

O titânio é o único, entre os diversos elementos de liga, que auxilia nos mecanismos de precipitação e controla a formação de sulfetos. Pequenas concentrações de titânio ($<0,025\%$) são úteis para limitar o crescimento de grão da austenita.

O máximo teor de carbono que é frequentemente utilizado na prática em aço ARBL, na condição laminada, é aproximadamente $0,20\%$. Níveis mais altos de carbono podem favorecer a formação de martensita ou bainita na microestrutura dos aços reduzindo a sua tenacidade, embora alguns aços de baixa liga e alta resistência tenham teores de carbono que se aproximam de $0,30\%$.

As estruturas cristalinas da ferrita e da austenita são modificadas pela introdução de átomos de carbono dentro dos interstícios ou dos denominados sítios intersticiais, de tal forma que os átomos de carbono se misturam formando soluções sólidas intersticiais. O efeito do carbono na estrutura cristalina da ferrita é muito fraco devido à baixa solubilidade que é quase desprezível. A ferrita pode solubilizar um máximo de $0,02\%C$ em peso até $727^{\circ}C$, o que significa que, em temperaturas inferiores a $727^{\circ}C$, a solubilidade de carbono é reduzida grandemente.

Já na estrutura cristalina da austenita, o carbono comporta-se como um elemento estabilizador devido a sua alta solubilidade. O efeito do carbono sobre a fase austenita permite manipular as propriedades mecânicas dando origem a novas características do material. A fácil solubilidade do carbono durante tratamentos térmicos permite a formação de uma solução sólida supersaturada de carbono na austenita, possibilitando a transformação de fases metaestáveis por intermédio de resfriamento rápido até a temperatura ambiente. O efeito combinado dos elementos de liga é o resultado de muitas interações complexas, que podem incluir sua história de processamento, número e quantidades dos constituintes, tratamento térmico utilizados, entre outros. Alguns efeitos básicos das adições de elementos de liga podem ser identificados, como

o níquel, que se dissolve na ferrita e tem reduzida tendência de formar carboneto quando comparado com o ferro. O silício combina-se com o oxigênio para formar inclusões não metálicas, ou dissolve-se na ferrita. Grande parte do manganês adicionado aos aços dissolve-se na ferrita, também podendo formar carbonetos do tipo $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$. O molibdênio também forma carbonetos, desde que exista carbono excedente na liga que não se tenha combinado com outros elementos formadores de carbonetos mais fortes. De forma diferente, o alumínio combina-se com o oxigênio e o nitrogênio para formar Al_2O_3 e AlN (MATSUO; ANDO; GRANT, 2000).

O zircônio também pode ser adicionado em aços acalmados de baixa liga e alta resistência para melhorar o controle de inclusões, particularmente no caso de inclusões de sulfetos. O estudo de He e Baker (1996) mostra como a adição de zircônio nos aços ARBL melhora a tenacidade à fratura mudando o formato das inclusões de sulfetos de alongados para quase-esféricos, desde que o grau de desulfuração fique limitado. De fato, da desulfuração provém o melhoramento da resistência à fratura dúctil do aço.

2.3.1 Efeito dos elementos de liga nas temperaturas de transformação

As temperaturas de transformação são frequentemente referidas como temperaturas críticas e são de interesse porque é o ponto referencial para iniciar um diferencial volumétrico e/ou transferir calor quando o sólido é aquecido ou resfriado. No aquecimento, o calor é absorvido e ocorre contração do corpo-de-prova à medida que a ferrita e cementita são substituídas pela estrutura compacta da austenita. No resfriamento, o calor é liberado e ocorre expansão do corpo-de-prova à medida que a austenita se transforma em ferrita e cementita. A absorção ou liberação de calor durante a transformação de fase produz uma mudança na inclinação da curva de temperatura versus tempo do corpo-de-prova (KRAUSS, 1995).

No tratamento térmico dos aços existem três temperaturas críticas de interesse: A_{C1} , que corresponde aos contornos entre os campos de fase da ferrita-cementita e os campos de fase contendo austenita-ferrita ou austenita-cementita; A_{C3} , que corresponde aos contornos entre a austenita-ferrita e o campo de fase da austenita; e por último A_{cm} ,

que corresponde aos contornos entre cementita-austenita e campo de fase da austenita como ilustrado na figura 2.1. Essas temperaturas assumem condições de equilíbrio que são períodos estendidos de tempo na temperatura ou taxas extremamente lentas de aquecimento ou resfriamento.

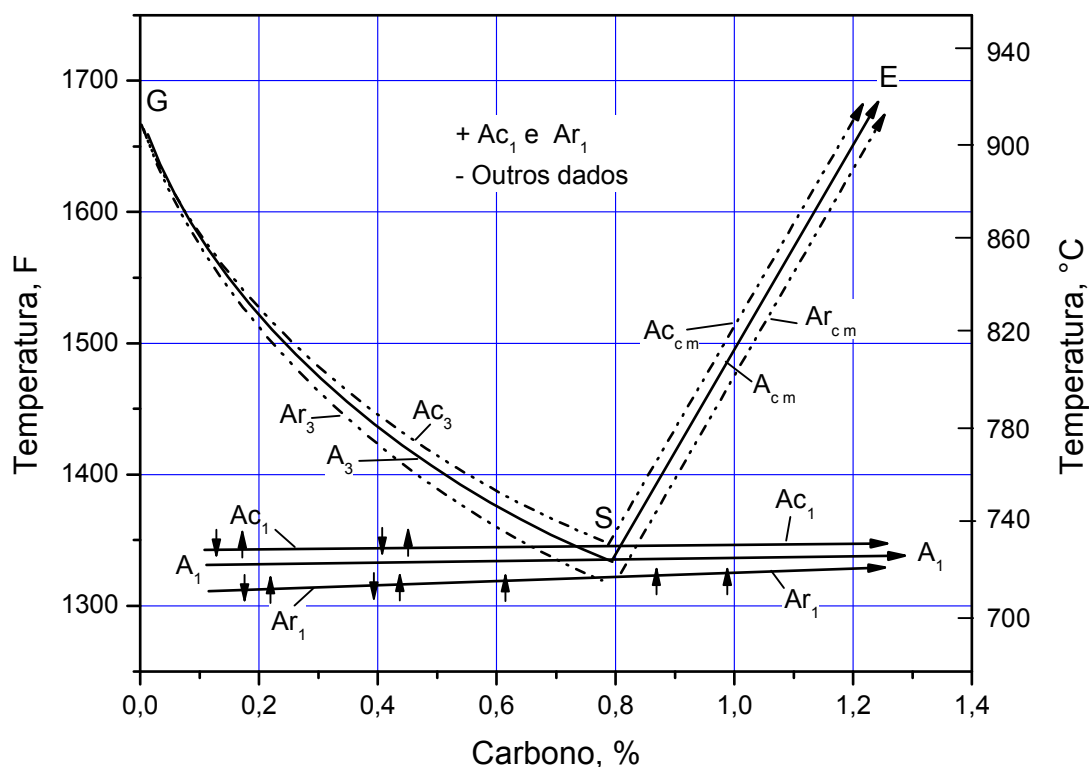


Figura 2.1 – Temperaturas de resfriamento (A_r), aquecimento (A_c) e equilíbrio (A) em ligas Fe-C. Aquecimento e resfriamento em $0,125\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ (KRAUSS, 1995).

Os elementos de liga possuem efeito significativo no diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C. A adição de alguns desses elementos de liga alargará a faixa de temperatura pela qual a austenita é estável, enquanto outros elementos contrairão a faixa de temperatura. Isto significa que alguns elementos irão elevar e alguns outros elementos irão abaixar a temperatura de transformação.

O manganês, o cobalto e o níquel elevam a faixa da temperatura através da qual a austenita é estável. Outros elementos de liga que abaixam a temperatura de transformação são o carbono, o cobre e o zinco. Os elementos de liga que são usados

para reduzir a temperatura de transformação são altamente solúveis no ferro gama (austenita). A figura 2.2 mostra o efeito do manganês na temperatura de transformação de aços carbonos.

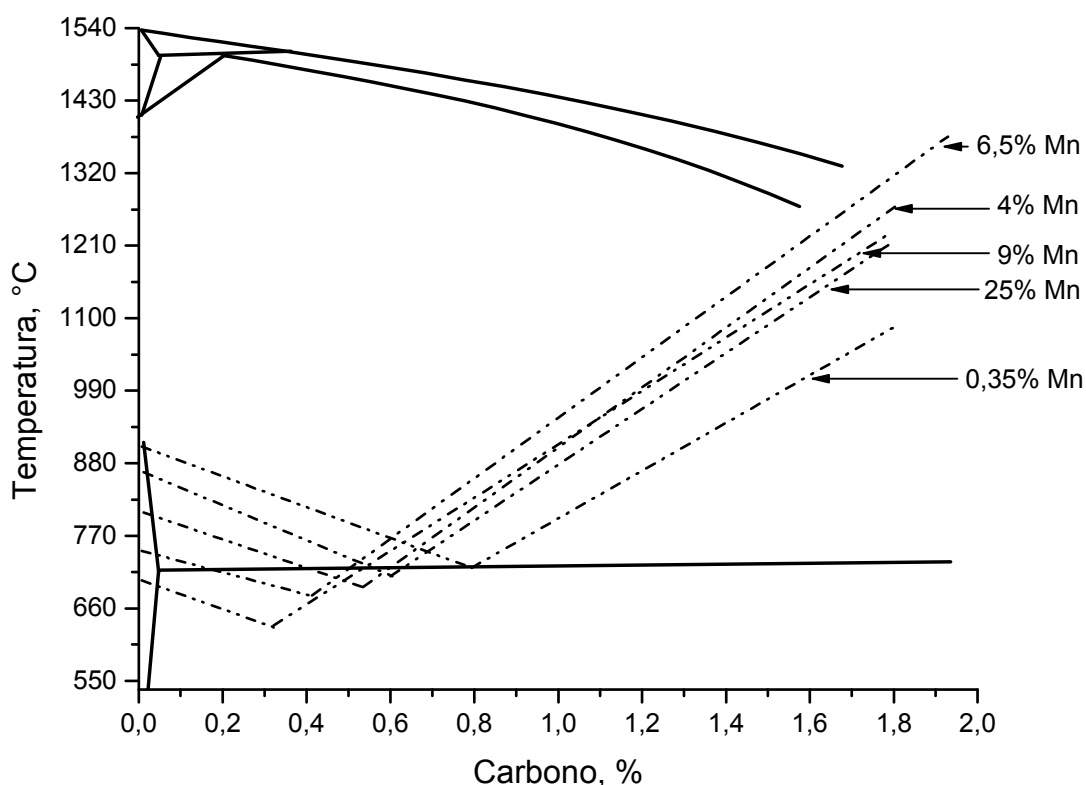


Figura 2.2 - O efeito da liga com manganês na temperatura crítica do aço e zona de transformação de fase austenita no diagrama Fe-Fe₃C.

Elementos de liga, como cromo, molibdênio, alumínio, silício e tungstênio, tendem a formar soluções sólidas com o ferro α (ferrita). Isto contrai a região da temperatura pela qual o ferro γ (austenita) é estável. Como mostra a figura 2.3, cromo em diferentes porcentagens contrai a faixa da temperatura crítica resultando na redução da região onde a austenita é estável.

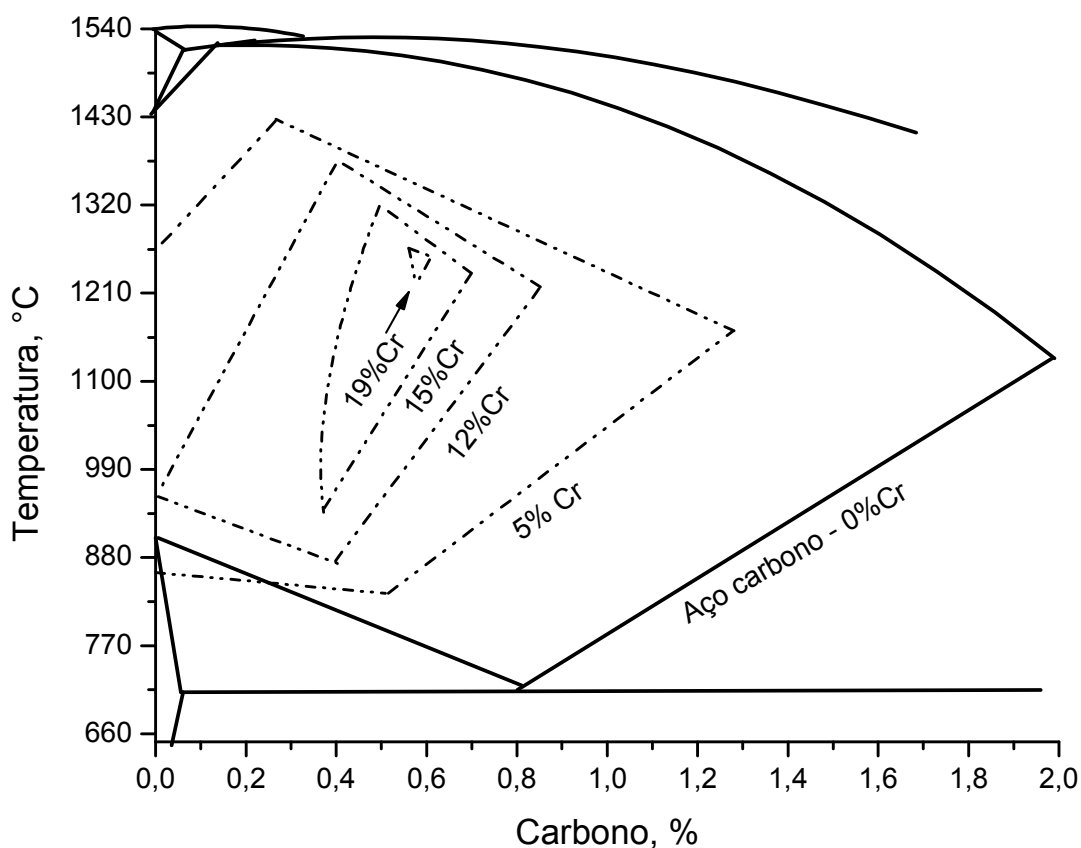


Figura 2.3 – O efeito de liga com cromo na temperatura crítica do aço e zona de transformação de fase austenítica no diagrama de Fe-Fe₃C (KRAUSS, 1995).

2.4 ASPECTOS MACROSCÓPICOS E MICROSCÓPICOS DA FRATURA

2.4.1 Fratura frágil

Fratura frágil é aquela que ocorre sem deformação plástica macroscópica. A ausência de deformação plástica é um fenômeno macroscópico pois em metais e ligas, uma fratura é sempre iniciada e acompanhada por deformação plástica localizada. É importante mencionar que o conceito macroscópico determina a diferença entre fratura frágil e fratura por clivagem. É importante citar que, em algumas situações, os termos “clivagem” e “frágil” são frequentemente usados como sinônimos na literatura relacionada à fratura. Contudo, o conceito de fratura frágil é definido como um nível

baixo de energia de fratura ou de limitada plasticidade na ponta da trinca, enquanto a clivagem é descrita como um micromecanismo de falha. É importante deixar bem estabelecido que a fratura frágil pode ocorrer sem clivagem (HERTZBERG, 1996). Embora a fratura que se desenvolve pelo micro-mecanismo de clivagem apresente comportamento frágil, há exceções. Nem toda fratura frágil é por clivagem, ou mesmo intergranular, sendo freqüentes os casos de fratura frágil por micromecanismos que envolvem alta deformação localizada favorecendo a formação de alvéolos “dimples” (CETLIN et al., 1988).

A fratura por clivagem ocorre ao longo dos planos cristalográficos $\{100\}$ da ferrita. Ao examinar um aço que tenha falhado por clivagem e observado em um microscópio eletrônico de varredura, observa-se uma reflexão luminosa na superfície da trinca. Em nível microscópico essas facetas luminosas são os planos de clivagem $\{100\}$, e geralmente apresentam linhas semelhantes a padrões de rios que são nucleados em contornos de grão. As facetas de clivagem são ilustradas na figura 2.4(a, b).

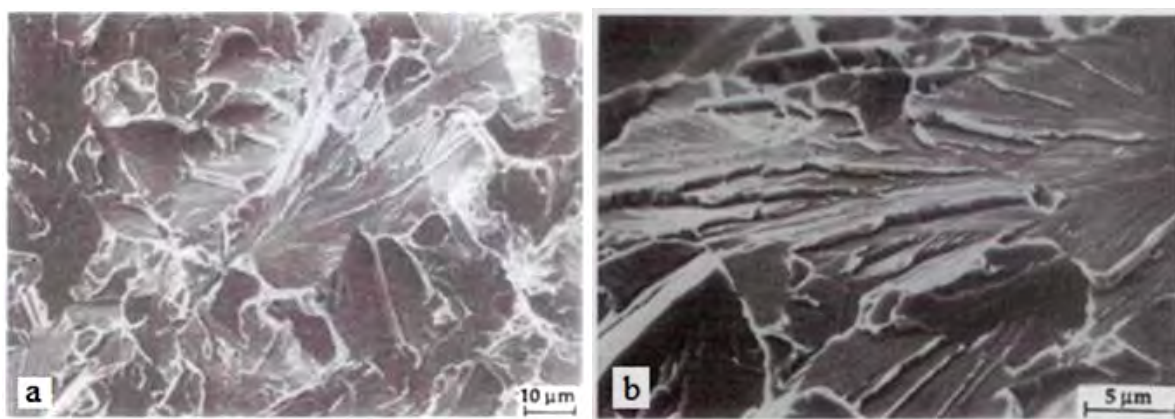


Figura 2.4 – a) e b): Fractografia de clivagem em uma liga de classe 3 A 508 (MEV). (ANDERSON, 2005).

Desta forma, a fratura por clivagem pode ser definida como a propagação de uma trinca ao longo de um plano cristalográfico particular. A clivagem normalmente apresenta uma característica frágil, mas pode ser precedida por fluxo plástico de grande escala e crescimento dúctil da trinca. Os planos de clivagem preferidos são aqueles com menor densidade de empacotamento, onde menos ligações devem ser

quebradas e o espaçamento entre planos seja maior. A morfologia da fratura pode ser de forma transgranular. McEvily (2006) observou como uma trinca atravessa diversos grãos, e argumenta que no plano (100) de cada grão poderia ser produzida da fratura transgranular devido justamente ao caminho percorrido pela trinca que, em estes casos, não é de forma alinhada. Esse tipo de propagação de fratura é ilustrada na figura 2.5a. Assim como indica este exemplo, a propagação da trinca muda de direção cada vez que ocorre o cruzamento de um contorno de grão, o que significa que a trinca busca o plano de clivagem orientado mais favoravelmente em cada grão. No entanto, a orientação nominal da trinca de clivagem tende a ser perpendicular à máxima tensão principal.

Outro aspecto microscópico de fratura por clivagem em materiais policristalinos são as microdeformações que ocorrem entre os grãos. Policristais são um agregado de vários cristais únicos interligados nos contornos de grão (figura 2.5b). Porém, quando uma amostra policristalina é deformada, os grãos individuais são forçados a se sobrepor e, por causa disto, a deformação dos grãos vizinhos continua acontecendo até produzir discordâncias e criar espaços vazios, de tal forma, que a deformação dos grãos vizinhos não será totalmente homogênea. Um exemplo típico de este fenômeno é ilustrado na figura 2.5c.

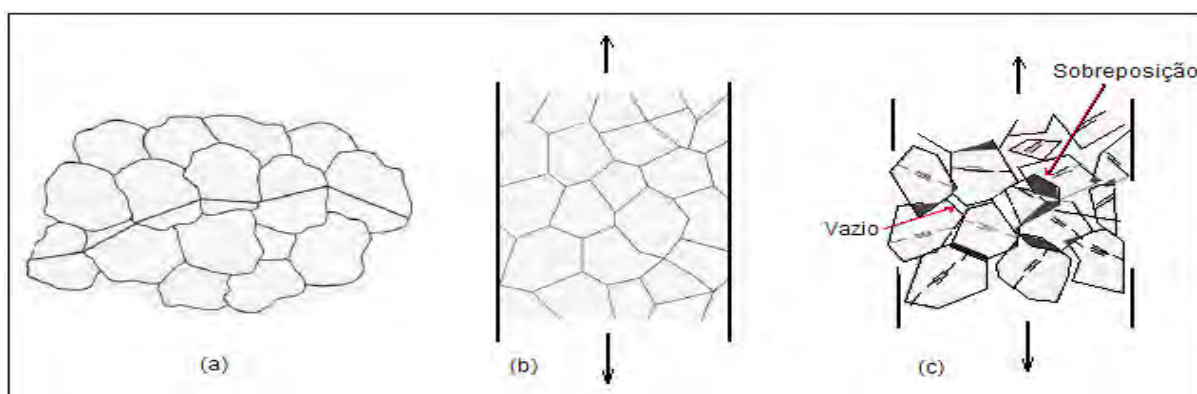


Figura 2.5 - (a) Propagação da fratura de clivagem por intermédio de vários grãos; (b) Amostra policristalina não deformada; (c) deformação em grãos individuais em resposta a uma deformação aplicada levemente se cada grão deve atuar como um descontrolado monocristal (Saxena, 1998).

O micromecanismo de fratura de clivagem é mais propenso a acontecer quando existir uma restrição ao fluxo plástico. Os materiais CFC geralmente não são susceptíveis à clivagem porque têm um sistema de escorregamento muito amplo denotando um comportamento dúctil em todas as temperaturas. Já em baixas temperaturas, metais CCC falham por clivagem porque possuem um número limitado de sistemas de deslizamento ativos. Metais HCP policristalinos, que têm somente três sistemas de escorregamento por grão, são também susceptíveis à fratura por clivagem (SAXENA,1998; ANDERSON, 2005).

O argumento teórico que determina uma ampla avaliação sobre sistemas de escorregamento que promovem a fratura por clivagem está baseado nas características cristalográficas ou redes cristalinas formadas em materiais específicos. Materiais com sistema reticulares CFC possuem 12 sistemas de escorregamento independentes favorecendo os mecanismos de deformação plástica. Ao contrario, materiais com sistemas reticulares CCC exibem fratura por clivagem em baixas temperaturas porque não apresentam sistemas de escorregamento suficientes (no patamar inferior e na região de transição). Já em altas temperaturas a fratura por clivagem não ocorre, por que são encontradas mais sistemas de escorregamento (até 48 sistemas de escorregamento primários independentes).

São vários os fatores que influenciam a iniciação da fratura por clivagem e alguns se encontram interrelacionados. Entre eles estão: a dependência da temperatura, a tensão de escoamento, o desenvolvimento de um ponto de escoamento localizado, a nucleação de trincas em maclas, a nucleação de trincas em partículas de carbonetos e, por último, o tamanho de grão (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006). Porém, todos os metais com estrutura cristalina CCC, incluindo aços ferríticos, mostram uma notável dependência da temperatura e da tensão de escoamento até mesmo quando a quantidade de impurezas intersticiais são reduzidas. Um esquema representativo sobre o mecanismo de clivagem para nucleação de trincas é ilustrado na figura 2.6. A diferença entre os mecanismos de nucleação de trincas para materiais de uma única fase e materiais que apresentam uma segunda fase está na deformação plástica. Já os materiais com segunda fase, como aços, podem iniciar o processo de trincamento nos contornos de grão das partículas de cementita ou nas lamelas da cementita dentro da

perlita, assim como também a produção de microtrincas que, em certas circunstâncias, podem-se propagar causando a fratura por clivagem. Um exemplo de nucleação de trincas por clivagem originadas em partículas de carbonetos e de forma transgranular em aços de baixo carbono e é ilustrado na figura 2.7.

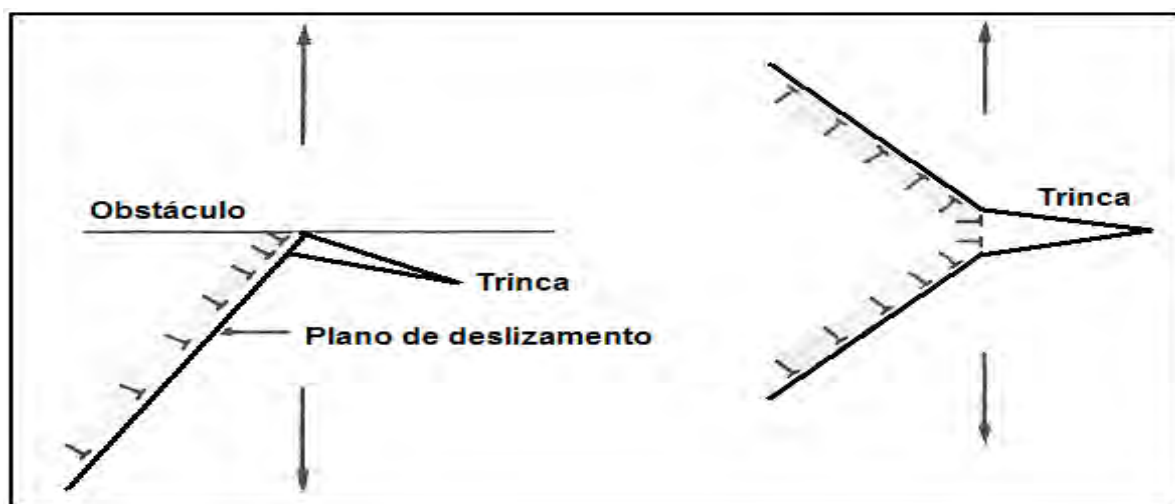


Figura 2.6 – Diagrama esquemático do mecanismo de discordâncias para nucleação da trinca (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

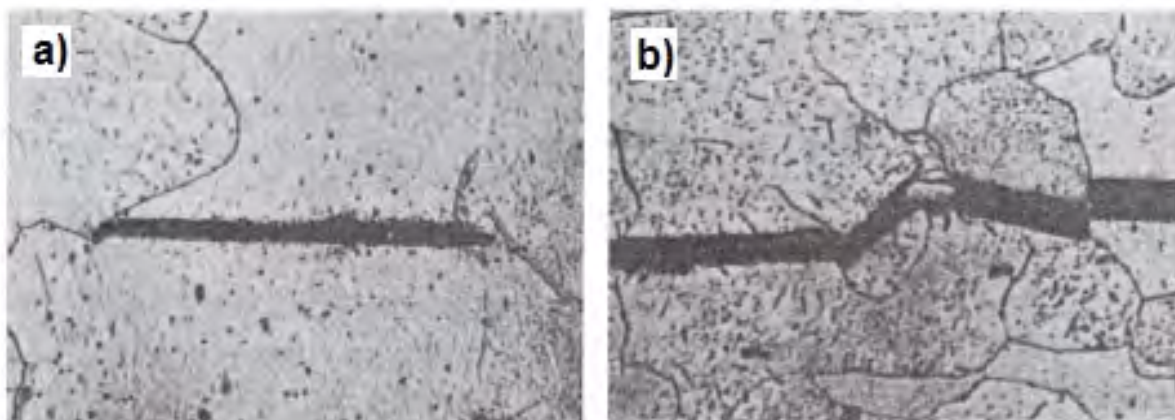


Figura 2.7 – a) Nucleação de uma trinca de clivagem em uma partícula de carboneto, micrografia óptica, 400X e b) Propagação transgranular de uma trinca, micrografia óptica, 275X. Ambas em aços de baixo carbono (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

2.4.2 Fratura dúctil

O aspecto microscópico da fratura dúctil é acompanhado de extensiva quantidade de deformação plástica. Os sistemas cristalinos CFC apresentam estes fenômenos porque eles possuem 12 sistemas de escorregamento e assim evitam a fratura de clivagem. Porém, ligas de engenharia que contêm partículas na forma de inclusões e precipitados também alteram consideravelmente o comportamento dúctil quando comparado a metais puros. Muitas vezes, as partículas são aderidas deliberadamente em alguns metais para promover o endurecimento enquanto, em outros, estão presentes como impurezas. No processo de fratura de clivagem essas partículas participam providenciando sítios para nucleação de microtrincas que subsequentemente se propagam através da matriz para aumentar os níveis de tensão local. Mas, durante a fratura dúctil, a formação de microcavidades nas partículas é devida à decoesão da interface matriz/partícula ao qual é seguida por crescimento de cavidades, quando a deformação é continuada ocorre a formação de alvéolos conhecidos como “dimples”. A figura 2.8 mostra um exemplo desse tipo de fratura. Nesse processo, a fratura ocorre quando essas cavidades se tornam grandes o bastante fazendo que os ligamentos entre elas se rompam ocorrendo coalescência em grande escala (ANDERSON, 2005).

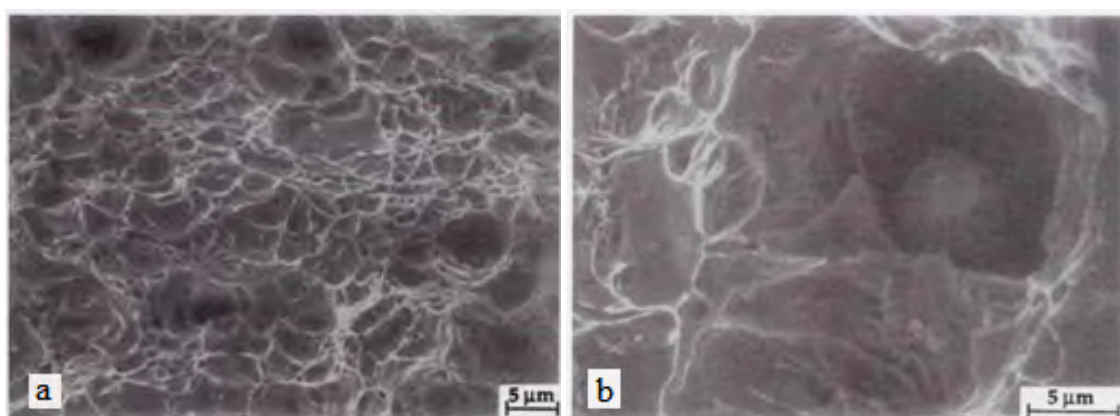


Figura 2.8 – a) Fractografia mostrando fratura dúctil em um aço de baixo carbono; b). fractografia de alta ampliação da superfície de fratura dúctil de um aço mostrando uma inclusão esférica nucleando uma microcavidade (ANDERSON, 2005).

Já o processo de ruptura dúctil, de um ponto de vista micro e macroscópico, difere da ruptura frágil devido à extensiva deformação plástica envolvida. O termo “fratura dúctil” não inclui a separação de processos mas, em certas operações de deformação induzida produz-se um deslocamento nos planos basais como consequência das forças de tração aplicadas, alterando a geometria do espécime com a formação de uma estricção ou uma contração na forma geométrica do corpo-de-prova.

2.4.3 Temperatura de transição dúctil para frágil

A transição dúctil frágil em aços é considerada um assunto de extrema importância dentro da área de ciências dos materiais, e à sua vez, um parâmetro importante para avaliar a integridade estrutural de aços que são utilizados em oleodutos, gasodutos, vasos de pressão e em reatores nucleares (LU; FAULKNER; FLEWITT, 2006; HAUSILD et al., 2002).

A tenacidade à fratura de aços ferríticos pode mudar drasticamente acima de uma pequena faixa de temperatura, como pode ser visualizado na figura 2.9. Em baixas temperaturas, os aços são frágeis e muitas vezes falham por clivagem. Em altas temperaturas o material é dúctil e apresenta falhas por coalescência de microvazios. Na figura 2.9 a linha pontilhada representa uma separação de duas regiões onde predominam mecanismos de fratura diferentes. Nessa região o crescimento da trinca é incrementado com o aumento do carregamento de tal forma que o corpo-de-prova falha por colapso plástico.

Na região de transição dúctil-frágil, ambos os mecanismos de fratura podem ocorrer em um mesmo espécime. Na figura 2.9, a tenacidade é apresentada na sua forma típica mostrando o seu comportamento em três regiões bem definidas, onde o patamar superior corresponde à fratura dúctil; o patamar inferior corresponde à fratura frágil e uma região de transição onde ambos os tipos de fratura são observados.

Na região do patamar inferior, o mecanismo de fratura é puramente de clivagem, mas a tenacidade aumenta rapidamente com a temperatura tornando mais difícil a fratura por clivagem. Na região do patamar superior, pode-se dar início a trincas por coalescência de microvazios.

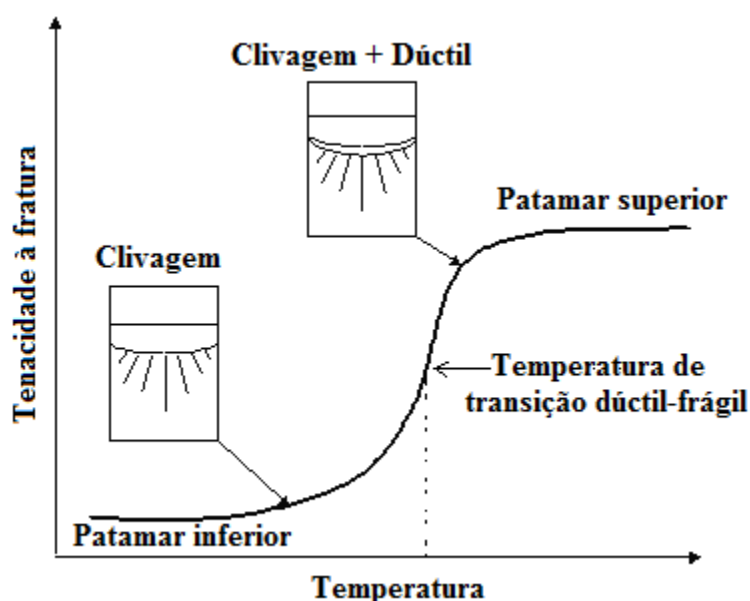


Figura 2.9 – Curva de transição dúctil para frágil em aços ferríticos. A curva mostra as mudanças de mecanismo desde clivagem à coalescência de microvazios com o incremento da temperatura (SAXENA,1998).

A relação entre fratura por clivagem e rasgamento dúctil determina a resistência à fratura dos aços ferríticos na região de transição dúctil-frágil, de tal forma que a alta resistência à fratura está associada com o rasgamento dúctil (GAO et al., 1996). Os aços e muitos outros materiais falham de maneira frágil abaixo de certa faixa de temperatura assim como falham também de uma maneira dúctil acima dessa faixa de temperatura. O ensaio de impacto Charpy com entalhe em V (CVN), designado pela norma ASTM E23 (2007), é frequentemente utilizado no estudo da transição dúctil para frágil. Em algumas situações, também são utilizados corpos-de-prova pré-trincados por fadiga mediante carregamento cíclico. O comportamento frágil ou comportamento dúctil dos materiais são dependentes de vários fatores importantes tais como tratamentos térmicos aplicados, composição química, grau de resistência, espessura, temperatura e taxa de deformação do material (TANGUY et al., 2005). Altos níveis de carbono e molibdênio em aços aumentam a temperatura de transição e, em sentido contrário, elementos tais como níquel, silício, cobre e manganês são redutores da temperatura de transição. Um outro fator importante para que o aço

apresente um comportamento frágil ou dúctil é a formação de discordâncias. Considerando as condições de carregamento aplicadas ao material, as discordâncias deslocam-se e multiplicam-se de tal forma que se ajustam progressivamente à taxa de deformação imposta antes de se iniciar a fratura (BHADESHIAS; HONEYCOMBE, 2006).

Em temperaturas inferiores a 0°C, o movimento das discordâncias é grandemente influenciado pela interação com a rede cristalográfica. Essa interação é conhecida como a força de Peierls ou força de Peierls-Nabarro (PADILHA, 1997) que é bem mais pronunciada em materiais com rede cristalina CCC, característico dos aços ferríticos, quando comparados com materiais do tipo HCP, como o zinco, e materiais CFC, tais como alumínio e cobre. A força de Peierls-Nabarro é entendida como a força necessária para mover uma discordância ao longo da rede cristalina (GORNÍ, 2008). Na região de transição dúctil para frágil a fratura é controlada pela concorrência entre rasgamento dúctil e fratura de clivagem. Entretanto, o crescimento da trinca dúctil pode ocorrer por crescimento de vazios e pelo processo de coalescência que são conduzidos pela deformação incrementada. A fratura de clivagem pode ocorrer por um processo controlado de tensão. Consequentemente, uma alta restrição plástica na ponta da trinca pode promover condições de fratura de clivagem e uma baixa restrição plástica pode promover mecanismos de crescimento de vazios dúcteis em temperaturas dentro do regime de transição dúctil para frágil. Sendo assim, qualquer um dos dois tipos de fratura pode ocorrer na região de transição dúctil para frágil. A perda de singularidade, geralmente chamado de perda da restrição plástica, conduz a uma variação de tenacidade de fratura com a geometria do espécime e a profundidade da trinca. Conceitualmente, nestes casos a restrição plástica é uma característica estrutural que inibe o fluxo plástico e causa alta tensão triaxial (YAN; MAI, 2000; LINK; JOYCE; ROE, 2007).

A aproximação para predizer a tenacidade à fratura no patamar inferior da curva da temperatura de transição tornou-se um método promissor que direciona o desenvolvimento progressivo da mecânica de fratura. A primeira causa de iniciação de microtrincas nos aços estruturais ao carbono é a deformação plástica homogênea nas vizinhanças das estruturas não homogêneas que vem a ser, neste caso, os carbonetos,

as inclusões e as regiões de contornos de grão. Sabe-se que as microtrincas são as responsáveis pela iniciação de uma fratura; porém, microtrincas são iniciadas por um mecanismo de escorregamento induzido que provoca um empilhamento de discordâncias (KOTRECHKO; STRNADEL; DLOUHY, 2007). Por outro lado, a dependência da temperatura com a tenacidade à fratura ocorre simplesmente porque o parâmetro metalúrgico somente afeta o movimento de discordâncias nos materiais que apresentam estrutura cristalina CCC (ERICKSONKIRK; ERICKSONKIRK, 2006).

Segundo Linse e colaboradores (2008), na região de transição dúctil para frágil, aços ferríticos falham devido à fratura por clivagem transgranular como resultado da deformação plástica do material. Já os metais dúcteis geralmente falham por coalescência de vazios nucleados em inclusões e partículas de segunda fase, enquanto metais frágeis falham por clivagem transgranular. Porém, em circunstâncias especiais, trincas podem se formar e propagar ao longo dos contornos de grão. No mecanismo de fratura intergranular, há uma variedade de situações que podem direcionar uma trinca nos contornos de grão: precipitação de uma fase frágil nos contornos de grão, nucleação de trincas induzidas pelo meio ambiente, corrosão intergranular, cavitação de contornos de grão e nucleação de trincas em altas temperaturas.

Para a fratura frágil na região de transição, podem ser distinguidos três tipos de aproximações locais. O primeiro deriva dos argumentos de Beremin (1983), considerando a natureza estocástica¹ da fratura de clivagem em aços na região dúctil para frágil (MARGOLIN et al., 2008; LINSE et al., 2008). O modelo é baseado nos conceitos de tensão de Weibull, considerado como uma medida da força motriz da fratura. O modelo de Beremin (1983) é um modelo estatístico que representa a dispersão típica de carregamento no início da fratura de clivagem na região de transição de um aço ferrítico (BERNAUER; BROCKS; SCHMITT, 1999). O segundo tipo é a aproximação local Prometey³ baseado no critério local de fratura de clivagem e da estatística de Weibull, que é desenvolvida para tenacidade à fratura nos modelos de Beremin (1983) e Wallin (1984). O modelo probabilístico Prometey² nestas circunstâncias difere dos outros modelos somente na formulação do critério local

¹ Estocástica: são aqueles que surgem por métodos aleatórios.

² CRISM-PROMETHEY In: <http://www.crism-prometey.ru/default.htm>

determinístico da fratura frágil e é baseado no mecanismo físico principal da propagação e nucleação de microtrincas de clivagem (MARGOLIN et al., 2008). O terceiro tipo de aproximação local deriva do trabalho de Ritchie, Knott e Rice (RKR) (RITCHIE et al., 1973) que propõe que a propagação estável da trinca ocorre assim que o nível de tensão atue em uma distância crítica à frente da ponta da trinca excedendo um valor limite crítico. Os modelos do tipo RKR têm sido usados para estimar a evolução da tenacidade K_{IC} com a temperatura T e a taxa de deformação (BONADE; MUELLER; SPATIG, 2008).

2.5 CLASSIFICAÇÕES DA MECÂNICA DE FRATURA

Segundo o texto de Saxena (1998), a mecânica de fratura pode ser classificada como mecânica da fratura linear elástica (MFEL), mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP) ou mecanismo de fratura não linear, e o mecanismo de fratura dependente do tempo. Esses mecanismos têm sido classificados com base nos modos de deformação de abertura dominante em corpos fraturados.

2.5.1 Mecânica da fratura linear elástica

Há duas aproximações para prever a fratura frágil sob condições elásticas lineares. A primeira é baseada no balanço de energia, que estabelece a condição necessária para a fratura. A segunda é baseada na amplitude do fator de intensidade de tensão na ponta da trinca alcançando um nível crítico para a fratura ocorrer.

Considerando o comportamento de um material elástico linear isotrópico, é possível derivar uma expressão que determina as tensões na frente da ponta da trinca em um corpo sólido. Westergaard (1939), Irwin (1957), Sneddon (1946) e Williams (1957) estão entre os primeiros pesquisadores que demonstraram soluções para a distribuição da tensão na ponta da trinca associada com os três maiores modos de carregamento em tração. Esses três modos de fratura envolvem deslocamentos

diferentes na superfície da trinca e podem ser: o modo de abertura da trinca em tração (modo I), o modo de escorregamento ou cisalhamento (modo II) e o modo de rasgamento ou cisalhamento anti-plano (modo III). Para a trinca do modo I, as tensões e os deslocamentos em uma região perto da ponta da trinca são ilustrados na figura 2.10, e as expressões que descrevem o estado de tensões na região próxima à ponta da trinca em função do fator de intensidade de tensão, K_I , são dadas nas equações 2.1, 2.2 e 2.3.

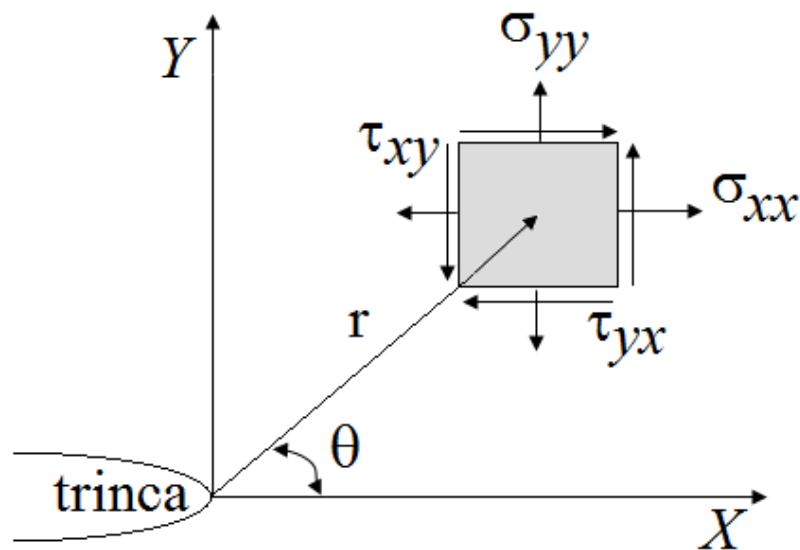


Figura 2.10 – Definição dos eixos de coordenadas à frente da ponta da trinca com o eixo z normal à pagina (Saxena, 1998).

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.1)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.2)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (2.3)$$

O fator de intensidade de tensão K_I representa a amplitude da singularidade de tensão da ponta da trinca e é dependente na geometria do corpo sólido, tamanho da trinca, nível de carregamento e configuração de carregamento. Para algumas

geometrias e corpos-de-prova comuns, a expressão para estimar o fator de intensidade de tensão elástico, K_e , pode ser reduzida na forma da equação 2.4, e a função de distribuição do comprimento da abertura da trinca é expressa na equação 2.5:

$$K_e = \left[\frac{P}{(BB_N W)^{1/2}} \right] f\left(\frac{a_0}{W}\right), \quad (2.4)$$

onde P é a carga aplicada, B é espessura do corpo-de-prova, W é a dimensão do comprimento do corpo fraturado, e

$$f(a_0/W) = \frac{(2+a_0/W)}{(1-a_0/W)^{3/2}} [0,886 + 4,64(a_0/W) - 13,32(a_0/W)^2 + 14,72(a_0/W)^3 - 5,6(a_0/W)^4] \quad (2.5)$$

onde $f(a_0/W)$ é função de calibração de K_e , e o valor de a_0 corresponde ao tamanho da trinca inicial (ver a figura 2.11).

2.5.2 Mecânica da fratura elasto-plástica

A integral J elasto-plástica e o deslocamento de abertura da ponta da trinca (crack tip opening displacement - CTOD), são dois parâmetros que descrevem as condições do campo de tensão em materiais com comportamento elasto-plástico e podem ser utilizados como um critério de fratura. Os valores de CTOD ou de J apresentam parâmetros consistentes de tenacidade à fratura, mesmo quando há a ocorrência de grandes quantidades de plasticidade na ponta da trinca. Existem limites para a aplicação do J e do CTOD, mas esses limites são muito menos restritos do que os requerimentos válidos no mecanismo de fratura elástica linear.

O CTOD é um parâmetro que caracteriza a tenacidade à fratura dos materiais e é especialmente indicado para materiais que apresentam mudança de comportamento na região de transição dúctil-frágil quando a temperatura é diminuída. O fator de

intensidade de tensão, K , é um parâmetro de medida da tenacidade dentro da mecânica da fratura elástica linear e que é expresso como uma função da geometria do corpo-de-prova utilizado e do carregamento aplicado. A integral J é definida como sendo uma integral de contorno, pressupondo comportamento linear ou não linear. Assim, pode ser interpretado, para um comportamento puramente elástico, como sendo equivalente à taxa de alívio de energia (Silva, 1998).

A integral J tem tido grande sucesso como um parâmetro de caracterização de fratura para materiais não lineares. Idealizando a deformação elasto-plástica como elástico não linear, Rice (1968) e Hutchinson (1968) (HUTCHINSON; RICE e ROSENGREN, 1968) apresentam as bases para a metodologia de mecanismos de fratura estendendo de forma bem mais ampla os limites válidos do mecanismo de fratura elástico linear. Essas bases estão relacionadas ao campo de tensão na ponta da trinca e relacionadas com o fator de intensidade de tensão, K , sob condições elástico lineares. Analogamente ao K_e , o valor de J_e pode ser definido como a tenacidade de um material. Estudos em mecânica de fratura têm mostrado que o componente elástico, J_e , é numericamente igual ao valor da força motriz da trinca e pode ser relacionada com a tenacidade à fratura em deformação plana pela equação 2.6:

$$J_e = \frac{K_e^2}{E} (1 - \nu^2) \quad (2.6)$$

Rice e colaboradores (1973) desenvolveram um método simples para a determinação do componente plástico de J_p . Para o caso, Rice encontrou a expressão da equação 2.7:

$$J_p = \frac{2}{b} \int_0^{\delta_c} P d\delta_c, \quad (2.7)$$

onde δ_c é o deslocamento da trinca, P é a carga por unidade de espessura, b é o ligamento não trincado.

Para corpos-de-prova de tensão compacta $C(T)$, a relação da equação 2.7 pode ser modificada pela presença de um componente de carregamento de tração que vem a ser a área plástica. assim como representa a equação 2.8:

$$J_p = \frac{\eta A_p}{B_N b_0} \quad (2.8)$$

O componente plástico, J_p , (equação 2.8) é calculado mediante a relação existente entre o parâmetro dimensional, $\eta = 2 + 0,522(b/W)$; a espessura do corpo-de-prova, B_N ; o comprimento não fraturado, b_0 , para cada corpo-de-prova ensaiado (figura 2.11) e a área plástica, A_p , que é determinada pela curva de deslocamento versus carga aplicada (figura 2.12).

norma ASTM E1921 expressa a integral J como a soma de dois parâmetros dependentes do comprimento da trinca, que são os componentes J_e elástico e J_p plástico. Essa expressão é representada na equação 2.9:

$$J_c = J_e + J_p . \quad (2.9)$$

Substituindo as equações 2.6 e 2.8 na equação 2.9, obviamente encontraremos o valor da integral- J elástico-plástico de um material. A integral- J é dada pela equação 2.10:

$$J_c = \frac{K_e^2}{E} (1 - \nu^2) + \frac{A_p(2+0,522(b/W))}{B_N b_0} \quad (2.10)$$

onde K_e é o fator de intensidade de tensão elástico, E é o módulo de elasticidade, ν é o coeficiente de Poisson, A_p é a área abaixo da curva carga-deslocamento, b é o comprimento não fraturado, B_N é a espessura do corpo-de-prova e W é a largura do corpo-de-prova (figura 2.11).

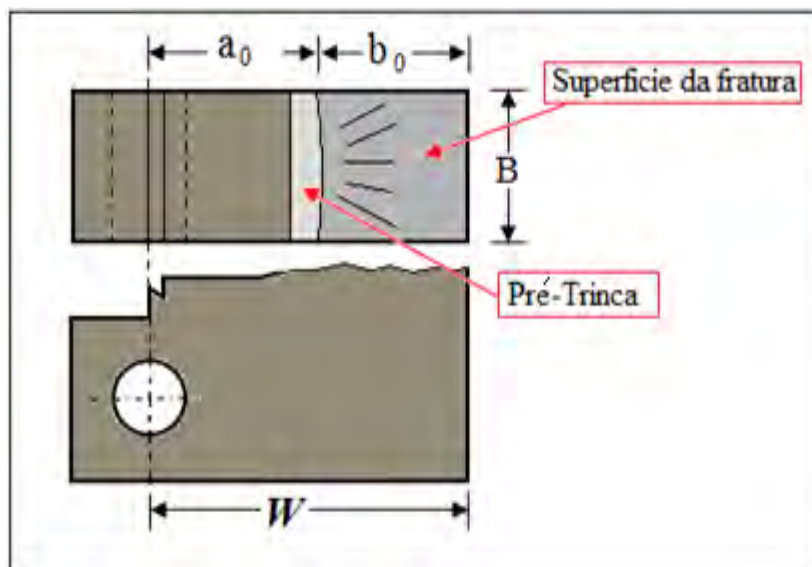


Figura 2.11 – Característica física da superfície de fratura do corpo-de-prova de tensão compacta C(T).

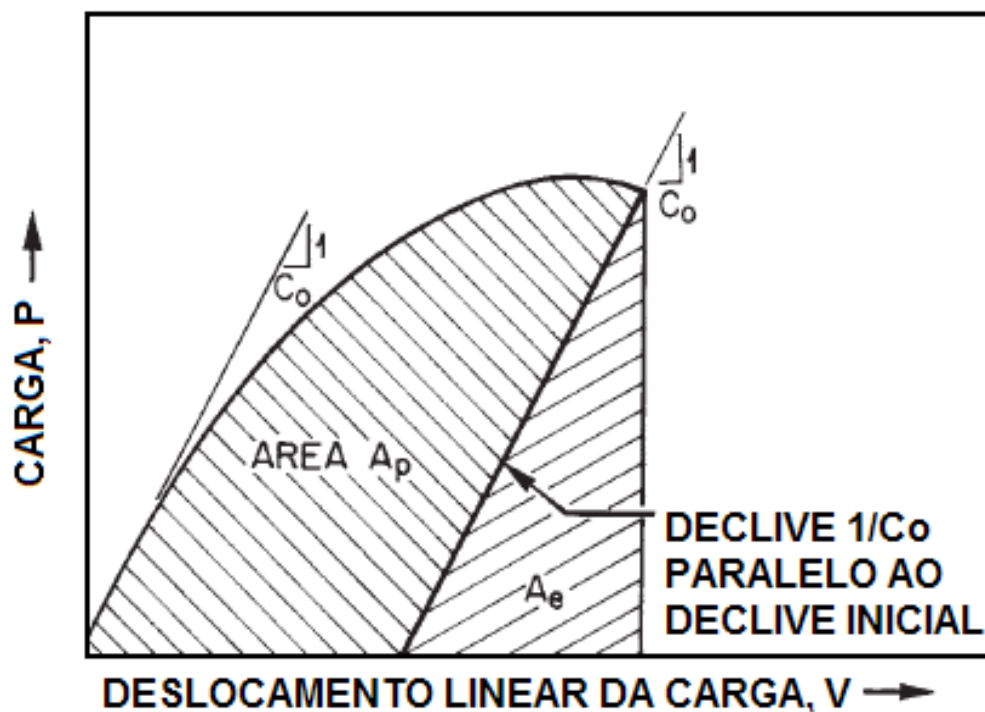


Figura 2.12 – Definição da área plástica para calcular J_p (ASTM E1921-05).

2.6 MODELOS MATEMÁTICOS DE TENACIDADE À FRATURA PARA A REGIÃO DE TRANSIÇÃO

2.6.1 Distribuição de Weibull bi-paramétrica

Na literatura encontram-se diversos desenvolvimentos estatísticos que procuram modelar o processo de fratura na região dúctil-frágil baseados na distribuição de Weibull. Neste caso citam-se as aproximações defendidas por Curry e Knott (CURRY, KNOTT, 1979; ANDERSON, 2005) que são totalmente convergentes com as aproximações defendidas por Anderson e Dodds (ANDERSON, 1991). As aproximações de Curry e Knott (CURRY, KNOTT, 1978; SAXENA, 1998; ANDERSON, 2005) foram seguidas por um modelo estatístico de clivagem. Esses modelos estatísticos tratam a clivagem como um fenômeno do *elo mais fraco* conhecida na literatura inglesa como “weakest link”, onde a probabilidade de falha é igual à probabilidade de uma partícula estar localizada em uma região bem na frente da ponta da trinca e provocar a fratura. No modelo do *elo mais fraco*, a probabilidade de falha, F , pode ser deduzida diretamente da distribuição de Poisson segundo a equação 2.11:

$$F = 1 - \exp(-\rho V) , \quad (2.11)$$

onde V é o volume do material e ρ é a quantidade de partículas críticas por unidade de volume. O termo exponencial ou o segundo termo da equação 2.11 refere-se à probabilidade de não haver partículas críticas na unidade de volume, V . Consequentemente, F é a probabilidade de falha de uma ou mais partículas críticas, na unidade de volume, provocar a fratura por clivagem. A distribuição de Poisson pode ser derivada da distribuição binomial considerando que ρ é um valor pequeno e V é um valor grande. Em casos onde a tensão varia com a posição, principalmente em regiões nas vizinhanças da ponta da trinca, ρ deve também variar com a posição. Em tais circunstâncias, a probabilidade de falha deve ser integrada em função dos elementos do volume individual à frente da ponta da trinca de acordo com a equação 2.12:

$$F = 1 - \exp \left[- \int_V \rho dV \right] . \quad (2.12)$$

Considerando uma amostra tensionada uniformemente de volume V_0 , a distribuição de Weibull bi-paramétrica pode ser utilizada para representar a variação estatística da tensão de fratura de acordo com a equação 2.13:

$$F = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_u} \right)^m \right] , \quad (2.13)$$

onde m e σ_u são constantes do material. Comparando a equação 2.11 e a equação 2.13, obtém-se a equação 2.14:

$$\rho = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_u} \right)^m . \quad (2.14)$$

Quando a tensão varia com a posição, a probabilidade de fratura acumulada pode ser expressada integrando a tensão principal máxima acima do volume, que pode então ser igualada com a tensão de fratura equivalente de acordo com a equação 2.15:

$$F = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_0} \int_{V_f} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_u} \right)^m dV \right] = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u} \right)^m \right] , \quad (2.15)$$

onde V_f é o volume da zona de processo de fratura na geometria de interesse; V_0 é o volume referência; e σ_w é a tensão de Weibull. A tensão de Weibull pode ser apresentada como a tensão de fratura equivalente para carregamento uniforme em uma amostra com volume V_0 de acordo com a equação 2.16:

$$\sigma_w = \left[\frac{1}{V_0} \int_{V_f} \sigma_1^m dV \right]^{1/m} . \quad (2.16)$$

A zona de processo de fratura é definida como a região onde as tensões são suficientemente altas para uma probabilidade realística de clivagem. A equação 2.16 é

muito utilizada na determinação das tensões de Weibull mediante processo de simulação por elementos finitos.

Voltando ao conceito da probabilidade de falha, a distribuição de Weibull bi-paramétrica determinada na equação 2.15 é adaptada na forma das equações 2.17 e 2.18. Nestas equações adaptadas, o parâmetro de forma, m , e os parâmetros escalares de Weibull (Θ_K e Θ_J) são fixados como um valor constante. O parâmetro da forma, que algumas vezes é chamado de inclinação de Weibull, apresenta uma inclinação ou coeficiente angular fixado em 4,0 quando os dados são baseados no fator de intensidade de tensão elástico plástico, K_{Ic} , e fixado em 2,0 quando os valores são baseados na integral- J elástico plástico, J_C . A probabilidade de falha acumulada de Weibull bi-paramétrica em função de K_{Ic} e J_C são apresentados nas equações 2.17 e 2.18.

$$F = 1 - \exp \left[- \left(\frac{K_{Ic}}{\Theta_K} \right)^4 \right] , \quad (2.17)$$

ou

$$F = 1 - \exp \left[- \left(\frac{J_C}{\Theta_J} \right)^2 \right] , \quad (2.18)$$

onde Θ_K e Θ_J são as propriedades do material que dependem da microestrutura e da temperatura. Nas equações 2.17 e 2.18, os parâmetros escalares de Weibull Θ_K e Θ_J são os valores correspondentes a 63,2% da probabilidade de falha baseados nos valores de K_{Ic} e J_{Ic} que somente serão utilizadas para análise estatística.

2.6.2 Distribuição de Weibull tri-paramétrica

Há certa imprecisão no modelo do *elo mais fraco* proposto por Curry e Knott (1978), argumentando que uma tenacidade mínima com tendência a zero pode ser incorreta. Porém, Anderson (1994) propôs um modelo estatístico modificado para superar alguns desses problemas. Entretanto, esse modelo carece de bases científicas rigorosas e somente proporciona um bom ajuste dos dados experimentais, já que o

modelo do *elo mais fraco* superestima a dispersão de dados. A equação de distribuição de Weibull tri-paramétrica é interpretada pela equação 2.19:

$$F = 1 - \exp \left[- \left(\frac{K_{JC} - K_{min}}{\Theta_K - K_{min}} \right)^4 \right], \quad (2.19)$$

onde K_{min} é o parâmetro de localização de Weibull ou o terceiro parâmetro. Segundo Anderson (1994) esta equação descreve os dados experimentais com bastante precisão tendo flexibilidade suficiente para representar dados de tenacidade à fratura de clivagem. Porém, nesta nova equação a probabilidade de falha é totalmente dependente da espessura do espécime.

2.7 USO DA NORMA ASTM E1921-05

A ASTM E1921 emprega um modelo baseado na distribuição de Weibull para caracterizar a fratura na região de transição. Os modelos foram propostos por Anderson e Dodds (1994), e Ritchie, Knott e Rice (1973). A norma ASTM E1921 considera que corpos-de-prova com profundidade de entalhe semelhantes mantenham as condições de *escoamento em pequena escala* (ou *small-scale yielding* - SSY) e o valor do fator de intensidade de tensão, K , constante ao longo da frente da ponta da trinca. Nessas condições, espécimes que são submetidos à fratura têm diversos graus de interação entre os efeitos da restrição plástica no plano da trinca. Por exemplo, se a intensidade de tensão local, K (ou J), e o campo de tensão variarem ao longo da frente da ponta da trinca sob incremento da deformação plástica, então existirá um decréscimo gradual das condições de *escoamento em pequena escala*.

O conceito do *elo mais fraco* forma a base teórica que possibilita a primeira aplicação de um método padronizado de ensaios para aços ferríticos na região de transição dúctil para frágil. Como colocado na ASTM E1921, o modelo do *elo mais fraco* requer que o campo de tensão local e os valores da integral- J permaneçam

uniformes ao longo da frente da trinca. Esse modelo também prevê as condições de *escoamento de pequena escala* no evento de fratura por clivagem.

Para cada temperatura na região de transição dúctil frágil, a norma ASTM E1921 emprega uma equação tri-paramétrica (equação 2.19) para caracterizar a probabilidade de falha acumulada. Baseado nos requerimentos de alta restrição plástica, o *escoamento de pequena escala* prevalece na fratura e, neste caso, a expressão de Weibull tri-paramétrica adota o expoente teórico de $m = 4$.

Segundo Heerens e colaboradores (2005), no regime de transição dúctil frágil, a tenacidade à fratura de aços ferríticos exibem acentuada dispersão causando sérias dificuldades para a caracterização do material. Não obstante, na década passada modelos estatísticos especiais foram desenvolvidos com o intuito de determinar valores de tenacidade à fratura a partir de um pequeno número de ensaios. Atualmente, validações experimentais têm mostrado que os métodos estatísticos desenvolvidos possibilitam a caracterização de materiais de forma eficiente, de tal forma que o método recomendado pela norma ASTM E1921-05 ajusta os dados de tenacidade exponencialmente validando a caracterização do material pelo método da Curva Mestra. O método da Curva Mestra é um procedimento padronizado pela ASTM baseado em desenvolvimentos feitos pela VTT, na Finlândia³. Esta padronização tem se tornado uma parte integral de muitos procedimentos de avaliação de estruturas especialmente em materiais ferríticos. Este método estatístico tem sido amplamente aceito, podendo ser demonstrado que o procedimento é uma ferramenta importante para análise de componentes submetidos às temperaturas de transição dúctil-frágil.

2.7.1 Procedimento para a obtenção da temperatura de referência T_0

A norma ASTM E1921 (2005) incluiu o método da curva mestra para descrever a tenacidade à fratura versus a temperatura relacionada a aços ferríticos. Aços ferríticos são definidos como aços de baixa liga, com a exceção de aços inoxidáveis austeníticos, martensíticos e aços endurecidos por precipitação, uma vez que todos

³ VTT – Technical Research Center of Finland In: <http://www.vtt.fi/index.jsp>

estes aços possuem estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) e exibem temperatura de transição de dúctil para frágil (WAGENHOFER, 2002).

Para definir a variação da tenacidade na transição, a norma ASTM E1921 especifica o conceito da curva mestra explicitamente para espécimes de tamanho padrão $1T$ ($1T = 25,4\text{mm}$). A posição das coordenadas da temperatura é estabelecida da determinação experimental da temperatura, designada como T_0 , na qual a tenacidade média, K_{Jc} , para um espécime $1T$, deve de ser equivalente a $100 \text{ MPa}\sqrt{m}$. Sob essas condições os níveis de tenacidade nessa faixa obviamente terão um alto nível de restrição plástica (RATHBUM et al., 2006).

2.7.2 Aplicação do modelo de Weibull

Para predizer o efeito da temperatura na região de transição aplica-se o modelo de aproximação de Weibull para grupos de dados obtidos após ensaios de tenacidade à fratura. A previsão da tenacidade à fratura está baseada nos cálculos de tensão de Weibull por meio de um modelo de aproximação local (ROSINSKI, SERVER, 2000; KEIM, 2007; HOJE et al., 2007). Por conseguinte, a determinação dos parâmetros escalares K_0 e $K_{JC(med)}$ é feita mediante o uso do modelo de Weibull tri-paramétrico, que permite definir a relação entre K_{Jc} e a probabilidade de falha acumulada, p_f . Os dados obtidos de um mínimo de 6 ou mais espécimes são usados para estimar o valor verdadeiro do parâmetro escalar, K_0 , usando o modelo de Weibull da equação 2.20:

$$P_f = 1 - \exp \left\{ - \left[\frac{K_{Jc} - K_{min}}{K_0 - K_{min}} \right]^b \right\} . \quad (2.20)$$

Segundo a norma ASTM E1921, os aços ferríticos com resistência ao escoamento na faixa do 275 a 825 MP, irão ter distribuição de probabilidade de falha acumulada de tenacidade à fratura semelhantes, independente do tamanho do espécime e da temperatura de ensaio quando K_{min} for equivalente a $20 \text{ MPa}\sqrt{m}$. A forma da distribuição p_f , definida pelo expoente b (ou m), tem uma inclinação fixada no valor de 4,0.

2.7.3 Distribuição da probabilidade de falha acumulada

A análise de distribuição da probabilidade de falha acumulada realizada por Wallin (2003) aborda o espalhamento de dados de tenacidade nas condições variáveis do fator de intensidade de tensão, K_{min} . O autor conclui que a tensão de um material exposto a certa temperatura pode aumentar a tenacidade global e diminuir o espalhamento mediante o incremento de K_{min} e que isso pode ser tratado mediante ajuste da curva mestra em duas maneiras: (1°), incrementando o valor da tenacidade à fratura K_{min} do limite mais baixo, e (2°), incrementando o valor da tenacidade da probabilidade de falha K_0 em 62,3%. Então, o método consiste em corrigir a inclinação da linha de base K_{min} e K_0 selecionando o valor desejado a ser analisado.

Os dados de uma única temperatura são apresentados na figura 2.13, que produz uma representação linear da distribuição da probabilidade de falha acumulada da curva mestra e é interpretada pela equação (2.21):

$$\left\{ \ln \frac{1}{1-P_f} \right\}^{1/4} = \frac{K_{Jc} - K_{min}}{K_0 - K_{min}} \quad . \quad (2.21)$$

Comparando com o diagrama de probabilidade de Weibull normal, o diagrama de probabilidade de falha acumulada da curva mestra oferece melhor visualização de dados com respeito à distribuição do fator de intensidade de tensão K_{Jc} . Então, é projetada a distribuição linear média com o eixo das abscissas e pode-se encontrar facilmente o valor do K_{min} , como é ilustrado na figura 2.13.

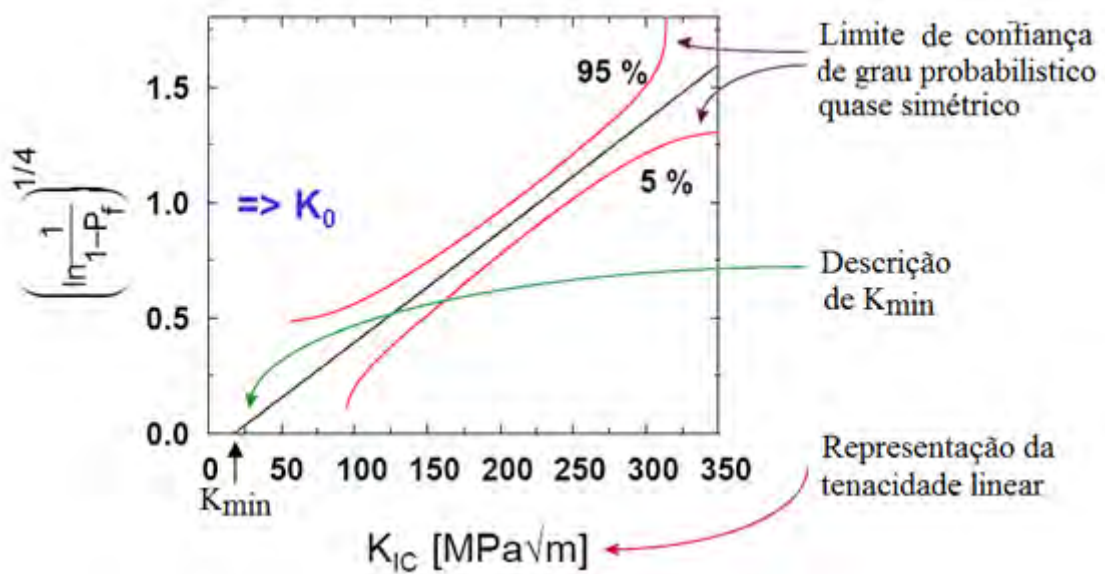


Figura 2.13 – Diagrama de probabilidade de falha da curva mestra (Wallin, 2003).

2.7.4 Determinação do fator de intensidade de tensão elasto-plástico, K_{Jc}

A tenacidade à fratura K_{Jc} é determinada para cada dado da integral- J no início da fratura de clivagem J_C como expressa a equação 2.22:

$$K_{Jc} = \sqrt{J_C \frac{E}{1-\nu^2}} \quad (2.22)$$

Na equação 2.22, o termo J_C vem a ser a soma dos componentes elásticos e plásticos da integral- J . Para corpos-de-prova C(T), o componente elástico é uma função dependente da carga $P_{máx}$ aplicada e da geometria do espécime. O componente plástico é avaliado pelo trabalho plástico em termos de força aplicada versus o registro do deslocamento de abertura da trinca como descreve a norma ASTM E1921. Outro fator dependente do componente plástico é o fator de correção plástico η para espécimes C(T) e é calculado a partir da equação 2.23:

$$\eta = 2 + 0,522 \frac{b_0}{W} \quad (2.23)$$

Muito antes de processar os dados é preciso avaliar e determinar os valores K_{Jc} para cada ensaio. Nesta determinação é importante prestar atenção nos valores de K_{Jc} para que não ultrapassem o valor de $K_{Jc(limite)}$ calculado. Se os valores de K_{Jc} excederem o valor de $K_{Jc(limite)}$, os dados serão censurados para o cálculo de T_0 . O cálculo de $K_{Jc(limite)}$ é proposto pelo método de acordo com a equação 2.24:

$$K_{Jc(limite)} = \sqrt{\frac{Eb_0\sigma_e}{30(1-\nu^2)}} \quad , \quad (2.24)$$

onde E é módulo de elasticidade do material, ν é o coeficiente de Poisson, σ_e é a resistência ao escoamento na temperatura de ensaio, b_0 é o comprimento não trincado ($b_0 = W - a_0$).

Na previsão do efeito do tamanho da amostra é usada a teoria estatística do *elo mais fraco* para ajustar o efeito do tamanho do espécime na faixa de transição. Esse ajuste permite converter as dimensões dos espécimes de diferentes tamanhos ($B_0 = 1/2T, 2T, 4T$, entre outros) para a dimensão de $1T$. Consequentemente, todos os resultados de tenacidade à fratura obtidos são ajustados para o valor K_{Jc}^{1T} individualmente de acordo com a equação 2.25:

$$K_{Jc}^{1T} = K_{Jc(1T)} = K_{min} + [K_{Jc(0)} - K_{min}] \left(\frac{B_0}{B_x}\right)^{1/4} \quad , \quad (2.25)$$

onde $K_{Jc(0)}$ é o K_{Jc} para o tamanho correspondente a B_0 , $K_{min} = 20 \text{ MPa} \sqrt{m}$.

2.7.5 Determinação da temperatura de referência, T_0

O método para calcular T_0 foi desenvolvido por Wallin usando a estimativa da máxima probabilidade, conhecida na literatura inglesa de “*maximum likelihood*”. Essa técnica estima T_0 a partir dos valores da tenacidade à fratura obtidos em uma única temperatura (WALLIN, 1995; WASILUK, PETTI, DODDS, 2006). A temperatura de

referência T_0 vem a ser uma função totalmente dependente do parâmetro escalar de Weibull, K_0 , e este parâmetro pode ser expresso matematicamente pela equação 2,26:

$$K_0 = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(K_{JC(i)} - K_{min})^4}{N} \right]^{1/4} + K_{min} \quad , \quad (2.26)$$

onde N é o número de corpos-de-prova ensaiados, K_{min} é equivalente a 20 MPa $\sqrt{m}$. É importante converter o valor de K_0 para $K_{JC(médio)}$, já que o parâmetro de K_0 calculado também corresponde a 63,2% do nível probabilístico acumulativo para a falha de espécimes por clivagem. O $K_{JC(médio)}$ de uma determinada população de dados corresponde a 50% de probabilidade acumulativa para a falha e é calculado em função de K_0 usando a equação 2.27:

$$K_{JC(médio)} = K_{min} + (K_0 - K_{min})[\ln(2)]^{1/4} \quad . \quad (2.27)$$

A temperatura de referência T_0 é calculada usando a equação 2.28 que é válida somente para valores $K_{JC(1T)}$ e/ou também para valores convertidos a 1T:

$$T_0 = T - \left(\frac{1}{0,019} \right) \ln \left[\frac{K_{JC(médio)} - 30}{70} \right] \quad , \quad (2.28)$$

onde T é a temperatura de ensaio e T_0 é a temperatura de referência em °C.

2.7.6 Determinação da curva mestra

A aproximação da curva mestra desenvolvida por Wallin (1999) é uma nova ferramenta baseada no mecanismo de fratura que serve para avaliar os níveis de segurança da fratura frágil em componentes estruturais (VIEHRIG; BOEHMERT; GOKHMAN)⁴. Consequentemente, a curva mestra descreve a temperatura dependente da integral- J relacionada à tenacidade de fratura K_{JC} , com base em um modelo

⁴ http://www.fzd.de/FWS/publikat/JB02/JB_02_R15.pdf Downloaded: 18/3/08, 11:34:29 A.M.

estatístico de fratura frágil e usando a temperatura de referência T_0 , a partir da qual a tenacidade será equivalente a $100 \text{ MPa}\sqrt{m}$.

Para estabelecer a curva de temperatura de transição (curva mestra), a tenacidade em fratura média $K_{JC(médio)}$ e a distribuição da temperatura é necessário utilizar a equação 2.29:

$$K_{JC(med)} = 30 + 70\exp[0,019(T - T_0)], \text{ MPa}\sqrt{m} \quad . \quad (2.29)$$

Os resultados experimentais da tenacidade à fratura $K_{JC(IT)}$ e sua correspondente temperatura de ensaio deverão ser tabulados junto com a curva mestra e seus contornos de tolerância, como mostrado na figura 2.14.

A tolerância de contorno são os limites correspondentes a 5% e 95% de probabilidade de falha acumulada e pode ser calculada tanto para o limite superior e inferior mediante a equação 2.30:

$$K_{JC(0xx)} = 20 + \left[\ln \left(\frac{1}{1-0xx} \right) \right]^{1/4} \{11 + 77\exp[0,019(T - T_0)]\} \quad , \quad (2.30)$$

onde T é uma variável independente, $0xx$ representa o nível de probabilidade acumulativa selecionada. Neste caso, considera-se $0xx$ para 5 % e 95 % de probabilidade de falha. Substituindo na equação 2.30 os valores de probabilidade de falha acumulada, obêm-se as equações 2.31 e 2.32:

$$K_{JC(0,05)} = 25,2 + 36,6\exp[0,019(T - T_0)] \quad (2.31)$$

e

$$K_{JC(0,95)} = 34,5 + 101,3\exp[0,019(T - T_0)] \quad . \quad (2.32)$$

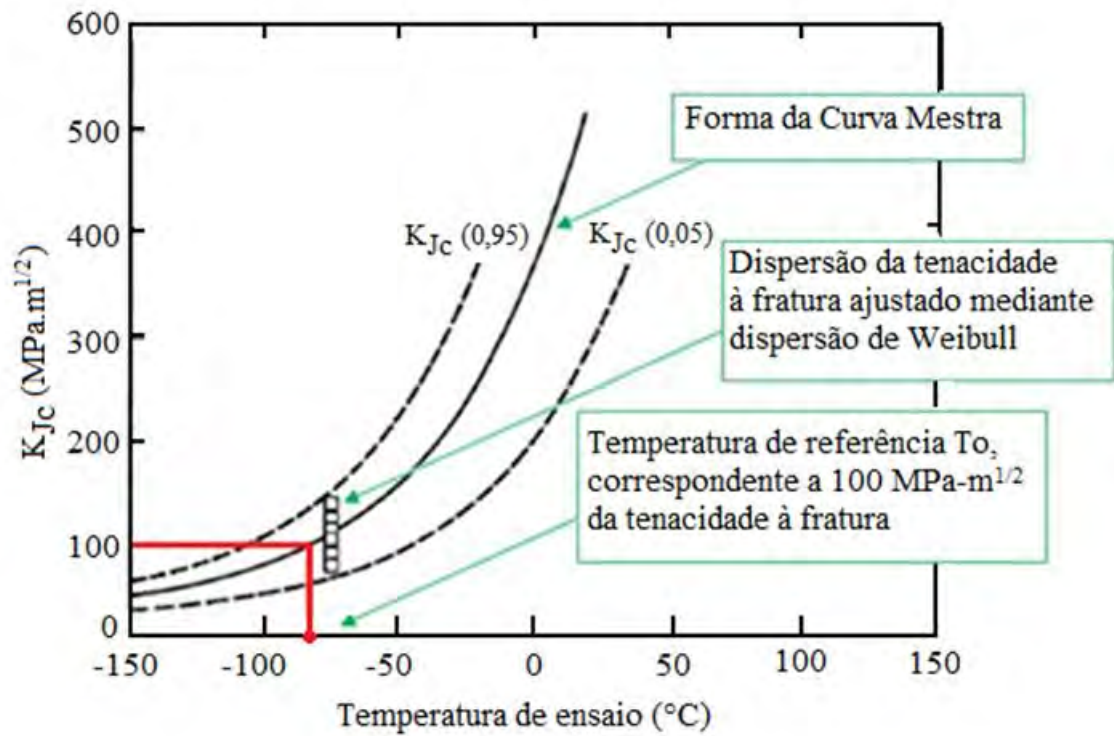


Figura 2.14 – Curva mestra com contornos de tolerância 5% e 95 % (ASTM E1921-05).

2.7.7 Determinação de temperatura de referência mediante a opção de Multi - temperatura

Esta é uma segunda opção que permite determinar a temperatura de referência, T_0 , proposta pela norma ASTM E1921-05. Aqui a temperatura de referência T_0 deve ser relativamente independente das temperaturas de ensaio que tenham sido selecionadas. Consequentemente, dados distribuídos sobre uma faixa restringida de temperatura, tal como $T_0 \pm 50^\circ\text{C}$, podem ser usados para determinar T_0 usando a equação 2.33:

$$\sum_{i=1}^N \delta_i \frac{\exp[0,019(T_i - T_0)]}{11 + 77 \exp[0,019(T_i - T_0)]} - \sum_{i=1}^N \frac{(K_{JC(i)} - 20)^4 \exp[0,019(T_i - T_0)]}{\{11 + 77 \exp[0,019(T_i - T_0)]\}^5} = 0, \quad (2.33)$$

onde T_0 pode ser resolvida iterativamente, T_i é a temperatura de ensaio correspondente a $K_{JC(i)}$, δ_i assume o valor de 1 quando os dados são válidos ou zero quando os valores

forem substituídos pelo valor limite (WALLIN, 1999). Certamente, os grupos de dados da multi-temperatura podem resultar de uma iteração oscilante entre dois ou mais valores de T_0 distintos satisfazendo plenamente aos limites de $T_0 \pm 50^\circ\text{C}$. No momento que acontece isso, o valor de T_0 registrado irá ser a média dos valores calculados.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

Os materiais utilizados neste estudo são dois aços ferríticos, API 5L X70 e API 5L X80 utilizados na fabricação de tubos para oleodutos e gasodutos. Os materiais foram recebidos em forma de chapas com espessuras de 13 e 20 mm, respectivamente.

Estes dois aços são microligados com Ti, Nb e V e junto com N podem formar dispersões de partículas. Essas partículas podem se precipitar fora das soluções sólidas retardando a cristalização durante o resfriamento. Os níveis de impurezas são muito baixos, fazendo que os aços pesquisados sejam considerados de alta pureza.

A análise química dos aços foram feitas no Laboratório de Fluorescência de Raios X (FRX) nas instalações da Empresa Gerdau, localizada na cidade de Pindamonhangaba, SP. Dos resultados da composição química é observada a presença significativa de Mn e Si em ambos os aços, e maior incidência de Cr e Mo no aço API X80. Os resultados da análise química (%p) são apresentados na tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química dos elementos da liga (%p).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Ti	V	Nb
API X70	0,09	0,22	1,67	0,021	0,002	0,02	0,02	0,01	0,01	0,028	0,015	0,030	0,050
API X80	0,05	0,15	1,87	0,022	0,003	0,01	0,16	0,19	0,01	0,028	0,014	0,020	0,060

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Orientação da retirada dos corpos-de-prova e análises realizadas

Os corpos-de-prova foram selecionados diretamente das chapas fornecidas e foram cortados e usinados com sentido e orientação do tipo L-T (figura 3.1). Foram

usinados 210 corpos-de-prova para ensaios do tipo impacto Charpy, 35 corpos-de-prova para ensaios de tração, 105 corpos-de-prova de tensão compacta C(T) para ensaios de tenacidade à fratura, para os aços API 5L X70 e X80. Os materiais foram submetidos a processos térmicos para análise dilatométrica, e consequentemente, a tratamentos térmicos sob diferentes rotas de tratamento com o objetivo de avaliar as mudanças microestruturais em conjunto com os materiais na condição como fornecido. Foram feitas análises microscópicas para identificar o tipo de microestruturas formadas antes e depois dos tratamentos, e análises de fractografia mediante microscópio eletrônico de varredura. Por outro lado, foram feitos ensaios de tração segundo os critérios da norma ASTM E 8M, ensaios de impacto Charpy segundo a norma ASTM E 23, e ensaios de mecânica de fratura do tipo tração compacto C(T), segundo a norma ASTM E 1820. Dos corpos-de-prova destinados ao ensaio do tipo Charpy, 50 % foram pré-fraturas e 50 % foram mantidos com entalhe. Os corpos-de-prova com geometria 1/2 C(T), destinados ao ensaio de tenacidade à fratura, foram pré-fraturados segundo os critérios das normas ASTM E 1820 e ASTM E 1921-05.

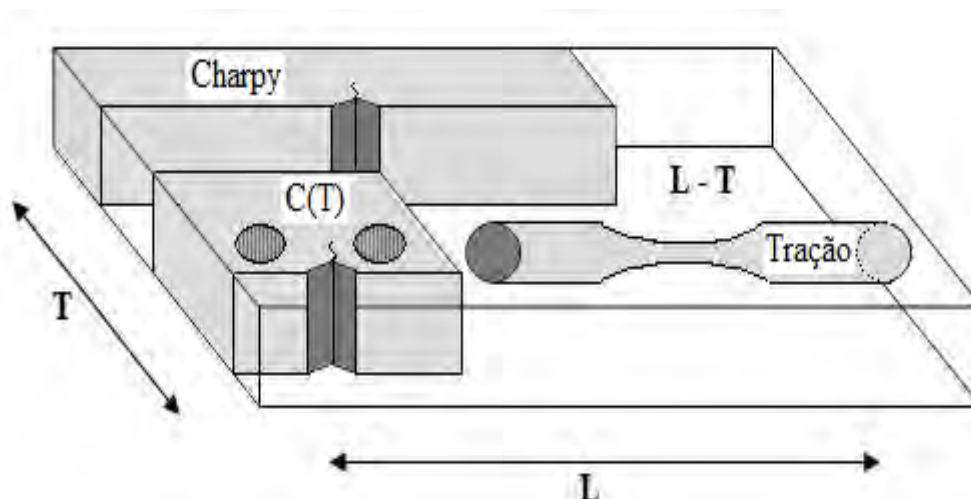


Figura 3.1 – Desenho ilustrativo de retirada dos corpos-de-prova com sentido L-T da chapa para os ensaios Charpy, tração e tenacidade à fratura C(T).

3.2.2 Ensaio de Análise Térmica Diferencial (DTA)

Com o intuito de selecionar as temperaturas de tratamentos térmicos para os aços API 5L X70 e X80, uma amostra de cada grupo foi submetida a ensaios de dilatométrica para determinar as linhas de transformação de fase A_{c1} e A_{c3} , que delimitam a região intercrítica de equilíbrio das fases α e γ do diagrama de fase $Fe-C$.

Os ensaios de dilatométrica foram feitos nas câmaras de análise térmica diferencial modelo RB-3000 do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP. As amostras foram inseridas nas câmaras térmicas na forma de partículas muito finas e de geometria irregular com condições de aquecimento gradual de 5 e 10 °C/s até atingir a temperatura 1000°C, para os aços API 5L X70 e X80.

Nos resultados obtidos nesta análise, observou-se um decréscimo da temperatura de austenização A_{C3} em função do teor de carbono para os aços API X70 e X80, que deve ser devido à presença de manganês e cromo, que são elementos que reduzem ou aumentam a fase austenítica. Com respeito à temperatura de transformação A_{C1} , o aço API X70 manteve-se estável e o aço API X80 mostrou um decréscimo. Estes resultados são mostrados na tabela 3.2.

Referente aos elementos que estabilizam a fase austenítica, observou-se pouca porcentagem de manganês no aço API X70 e teores semelhantes de níquel e cobre, quando comparados com o aço API X80. Em relação aos elementos estabilizadores da fase ferrítica, o aço API X70 apresentou baixíssimos percentuais de cromo e molibdênio e maiores teores de vanádio e silício do que o aço API X80.

Tabela 3.2 – Resultados obtidos da análise térmica diferencial.

Material	Carbono, (% p)	A_{c1} (°C)	A_{c3} (°C)	Temperatura de Curie (°C)
API 5L X70	0,09	734	866,0	820
API 5L X80	0,05	706,0	877,0	817

3.2.3 Tratamentos térmicos

Inicialmente, foram testadas diversas velocidades de resfriamento medidas com um termopar do tipo Cromel-Alumel inserido em uma amostra com 10 mm de diâmetro. As leituras da diferentes temperaturas em função do tempo foram feitas mediante um sistema de aquisição de dados. Os corpos-de-prova foram submersos em óleo Petronasa 20 A, óleo GT-OIL SAE 140, água sem agitação, água com agitação, ar calmo e ar comprimido. Os dados da perda de calor durante o resfriamento foram adquiridos a partir do intervalo de temperatura entre 770 e 200 °C. Na figura 3.2 são mostradas as curvas de resfriamento e microestruturas para cada uma das condições mencionadas.

Os cálculos feitos para determinar o valor médio da perda de calor durante a submersão das amostras são comparados às medidas de resfriamento da água com temperatura ambiente equivalente a 24°C e todas elas nas mesmas condições. Cabe mencionar que nesta pesquisa os valores de resfriamento obtidos em água e ar calmo são somente de referência e os valores de dureza obtidos são somente para as amostras de 10 mm de diâmetro. Os dados são mostrados na tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Taxa média de resfriamento nas determinadas condições medidas nos aços API X70 e X80.

Meio de resfriamento	Taxa média (°C/s)	Dureza (HV30)
Ar calmo	2	141
Ar comprimido	4	127
Óleo GT-OIL SAE 140	16	156
Óleo Petronasa 20 A	23	144
Água	70	240

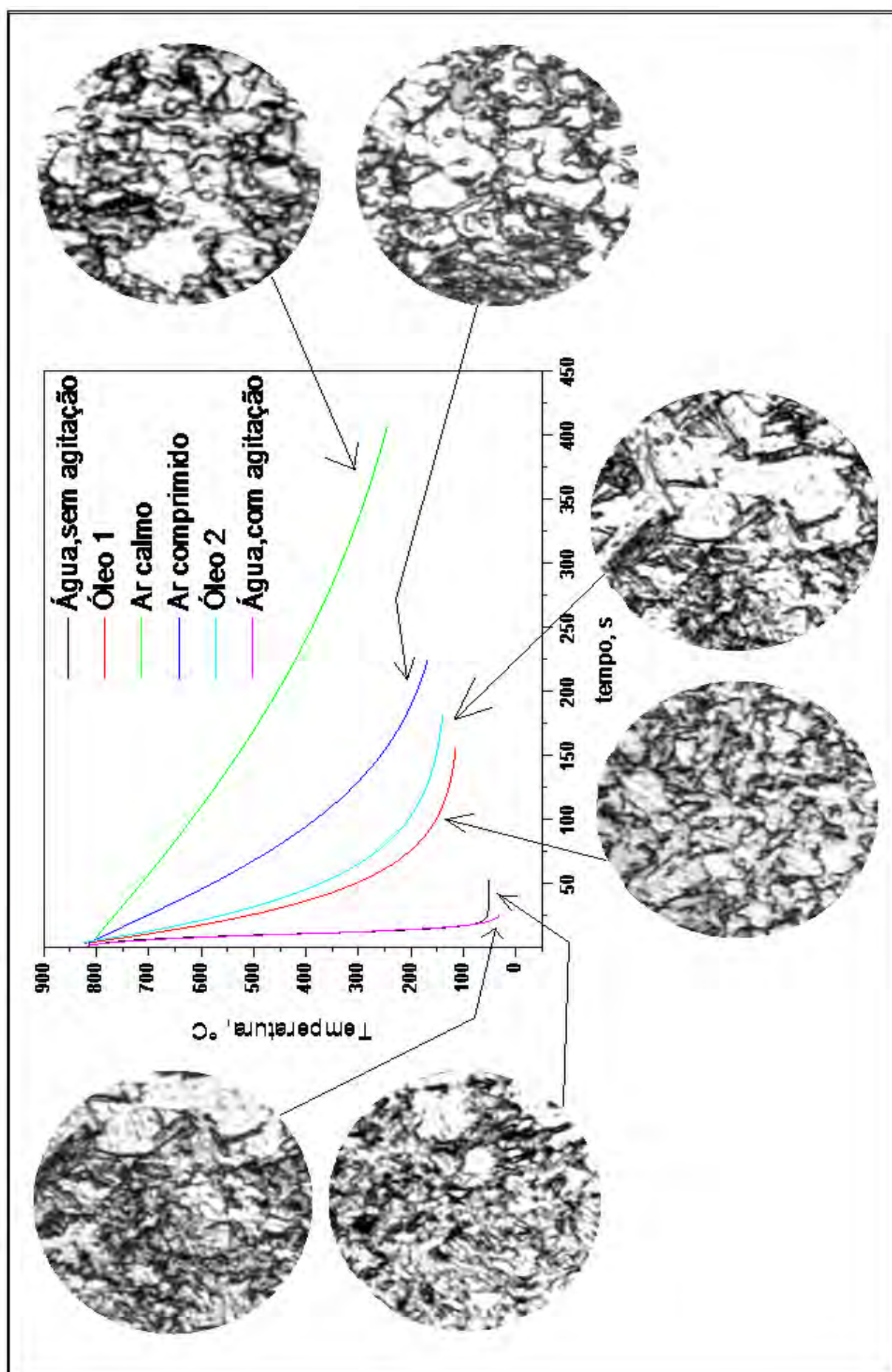


Figura 3.2 – Curvas de resfriamento para amostras submetidas a diversas taxas de resfriamento.

As rotas dos tratamentos térmicos aplicadas nesta pesquisa foram baseadas a partir de uma temperatura em torno de $+50\text{ }^{\circ}\text{C}$ acima da temperatura de austenização. Consequentemente, as taxas de resfriamento foram controladas mediante o uso de dois óleos de têmpera com volume de aproximadamente 100 L, a fim de se obter homogeneidade durante o banho de resfriamento nos corpos-de-prova tratados termicamente. Foi usado também como meio de resfriamento um jato de ar comprimido.

Os tratamentos térmicos foram realizados em um forno de tipo mufla de marca EDG modelo 7000, equipado com controle diferencial-integral de temperatura e margem de erro de $\pm 2^{\circ}\text{C}$. Os corpos-de-prova foram agrupados e colocados em um porta-amstras específico mantendo uma separação de 5 mm, evitando o contato entre as amostras com a finalidade de obter uma melhor homogeneidade tanto no aquecimento e resfriamento. As rotas de tratamentos térmicos aplicados são ilustradas na figura 3.3.

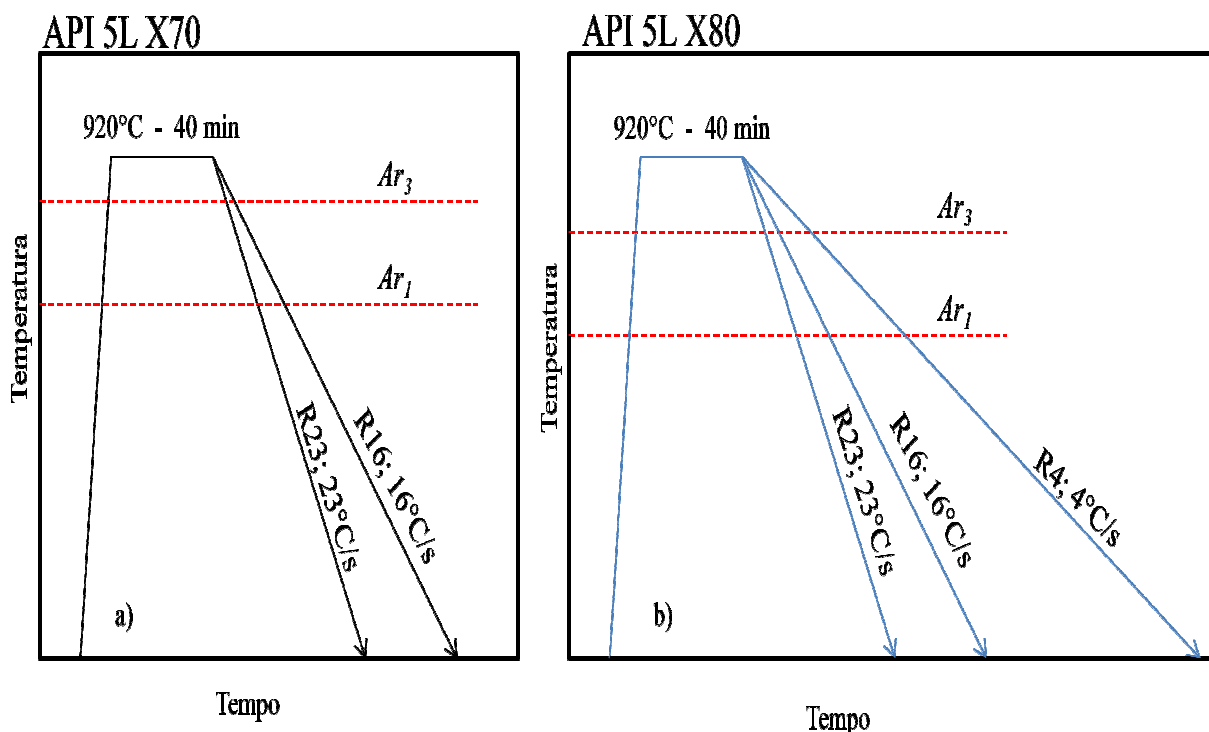


Figura 3.3 – Representação esquemática das rotas de tratamentos térmicos utilizadas na obtenção de diversas microestruturas: (a) aço API 5L X70 e (b) aço API 5L X80.

Na tabela 3.4, são listadas as nomenclaturas usadas neste trabalho experimental para os aços API 5L X70 e API 5L X80, e as condições metalúrgicas aplicadas para cada grupo selecionado. Por exemplo, são utilizadas as seguintes abreviaturas: “CF” para a condição como-fornecido; “R16” para a condição tratada termicamente e com taxa de resfriamento de 16°C/s, resfriado em óleo do tipo GT –OIL SAE 140; “R23” para a condição tratada termicamente e com taxa de resfriamento de 23°C/s, resfriado em óleo Petronasa 20a; e “R4” a condição tratada termicamente em taxa de resfriamento de 4°C/s, e resfriada com jato de Ar comprimido.

Tabela 3.4 – Nomenclatura nominal para cada condição metalúrgica.

MATERIAL	NOMENCLATURA		CONDIÇÃO METALÚRGICA
API 5L X70	(CF)	API X70 CF	Material no estado como fornecido
	(R16)	API X70 R16	Aquecimento a 920°C e manutenção por 40 minutos. Velocidade de resfriamento de 16°C/s
	(R23)	API X70 R23	Aquecimento a 920°C e manutenção por 40 minutos. Velocidade de resfriamento de 23°C/s
API 5L X80	(CF)	API X80 CF	Material no estado como fornecido
	(R16)	API X80 R16	Aquecimento a 920°C e manutenção por 40 minutos. Velocidade de resfriamento de 16°C/s
	(R23)	API X80 R23	Aquecimento a 920°C e manutenção por 40 minutos. Velocidade de resfriamento de 23°C/s
	(R4)	API X80 R4	Aquecimento a 920°C e manutenção por 40 minutos. Velocidade de resfriamento de 4°C/s

3.2.4 Ensaio de tração

Os corpos-de-prova foram usinados segundo a norma ASTM E-8M (2004) na quantidade de cinco unidades para cada condição de tratamento térmico, retirados no sentido da laminação da chapa com sobremetal de 0,5 mm (figura 3.4).

Os corpos-de-prova na condição como-fornecido (CF) também foram retirados no sentido transversal para análise da anisotropia microestrutural. Após os tratamentos térmicos, os corpos-de-prova foram submetidos a acabamento superficial com lixas de granulação de 220, 320, 400 e 600.

Os corpos-de-prova foram submetidos a ensaios de tração na temperatura ambiente de 25°C em uma máquina de marca Instron modelo 8801 (figura 3.5), com capacidade de 10 t. Foram obtidos: parâmetro de tensão de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração (σ_t), alongamento total (ϵ) e módulo de elasticidade (E). Foi usado um extensômetro fixado no comprimento útil do corpo-de-prova para medir o alongamento. Para os casos em que não houve descontinuidade de escoamento, o limite de escoamento foi determinado a partir da deformação plástica de 0,2 %. A razão de escoamento do material foi calculada pela divisão do limite de escoamento (σ_e) pelo limite de resistência à tração (σ_t).

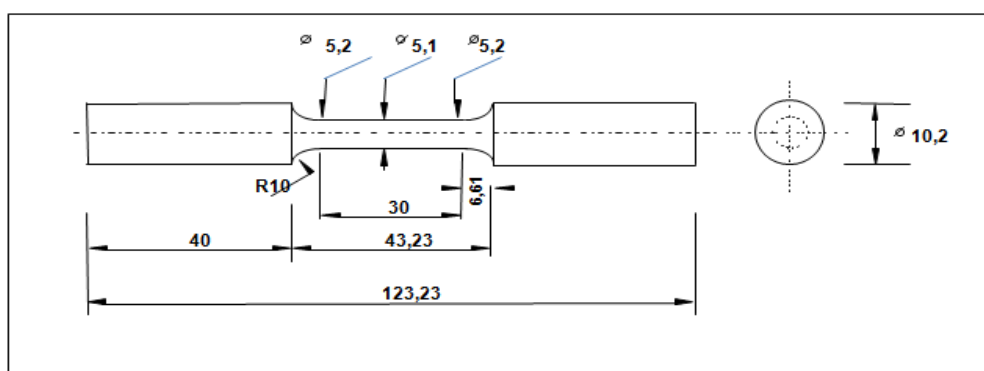


Figura 3.4 - Geometria do corpo-de-prova utilizada nos ensaios de tração (ASTM E 8M, 2004).



Figura 3.5 – Máquina utilizada para ensaios de tração marca Instron modelo 8801, equipamento do laboratório de fadiga (FEG/UNESP).

3.2.5 Ensaios de impacto Charpy

As amostras para ensaio Charpy padrão (figura 3.7) foram usinadas com as dimensões de 10 mm x 10 mm x 55 mm e um entalhe em V central de 45° e com 2 mm de profundidade. O plano entalhado foi retirado ao longo da orientação transversal (T) e a direção da trinca paralela à orientação longitudinal (L). Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E23 – 07a, usando um pêndulo de impacto Charpy de capacidade de 300 J em temperaturas de -150 a 25°C.

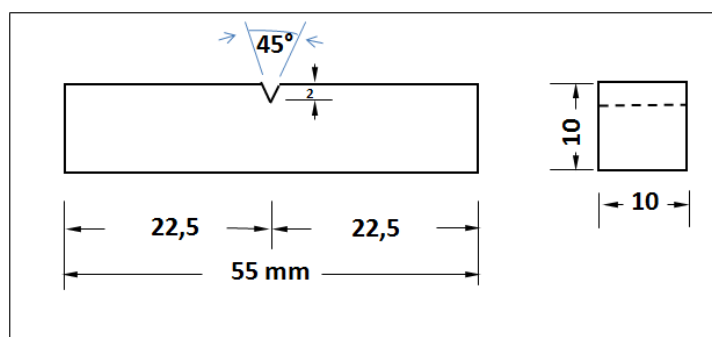


Figura 3.6 – Corpo-de-prova padrão Charpy com entalhe em V para ensaio de impacto (ASTM E23-07a, 2007).

Foram preparados os corpos-de-prova nas condições entalhados e com pré-trinca por fadiga. O número de corpos-de-prova testados para cada condição foi de 15 unidades. A pré-trinca por fadiga cíclica foi realizada com um dispositivo para nucleação de trincas por fadiga cíclica projetada por (GUIMARÃES; HEIN; ZANGRANDI, 2001) (figura 3.7).

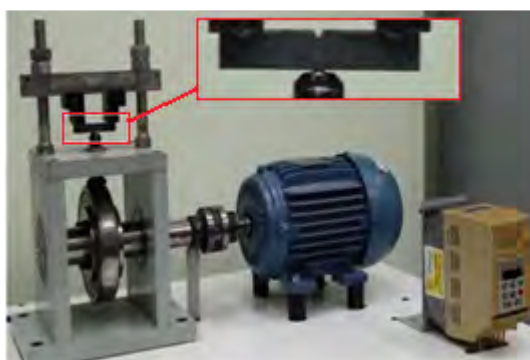


Figura 3.7 – Dispositivo para nucleação de trinca por fadiga (FEG-UNESP).

Todos os corpos-de-prova, incluindo os da condição como-fornecidos (CF) e tratados termicamente (R16 e R23), foram submetidos a ensaios de impacto Charpy com resfriamento em uma câmara de nitrogênio líquido equipada com um dispositivo de controle de temperatura regulável para temperaturas de -120 até 0°C. As amostras foram mantidas na temperatura por um tempo de 20 minutos. Os ensaios de impacto Charpy foram realizados no Laboratório de Tratamentos Térmicos, Departamento de Materiais e Tecnologia FEG/UNESP.

3.2.6 Ensaio de tenacidade à fratura

Os corpos-de-prova para o ensaio de tenacidade à fratura do tipo tração compacto C(T) foram preparados segundo as recomendações da norma ASTM E-1820, com geometria e tamanho $\frac{1}{2}T$, com as dimensões propostas pela norma ASTM E1921 (figura 3.8).

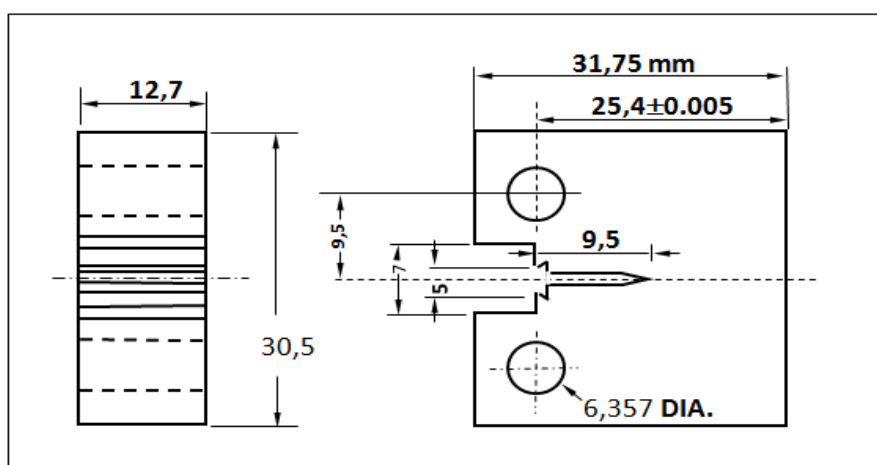


Figura 3.8 – Geometria do corpo-de-prova tipo tração compacta 1/2 C(T) (ASTM E1921, 2005).

A orientação escolhida para o corte do material foi a do tipo L-T para os aços API 5L X70 e X80. A orientação selecionada para o plano da trinca foi baseada na condição de maior tenacidade (DOWLING, 2006).

3.2.6.1 Pré-trinca.

Os corpos-de-prova do tipo C(T) foram submetidos a carregamentos cíclicos de acordo com a norma ASTM E1921-05. A pré-trinca foi nucleada em dois estágios de propagação. No primeiro estágio, a pré-trinca foi nucleada com um dispositivo instrumentado para nucleação de trincas por fadiga (figura 3.9a) desenvolvido no Departamento de Materiais e Tecnologia (GUIMARÃES; HEIN; ZANGRANDI, 2001). O segundo estágio foi realizado em uma máquina de ensaios universal Instron (figura 3.9b), onde houve redução de carregamento de acordo com os requisitos da norma. Os valores de carregamento utilizados para a nucleação da pré-trinca por fadiga e o fator de intensidade de tensão variam em função da resistência mecânica de cada condição metalúrgica. A relação do comprimento da trinca (a/W) aplicada nos corpos-de-prova C(T) foi de ($0,45 \leq a/W \leq 0,55$). A tabela 3.5 mostra os valores calculados por intermédio da equação 3.1 para os aços API 5L X70 e X80 nas condições CF, R4, R16 e R23:

$$C(T) - P(máx) = 0,4 \frac{Bb_0^2\sigma_y}{(2W-a_0)} \quad (3.1)$$

onde: B é a espessura do corpo-de-prova, b_0 é comprimento não fraturado ($W-a_0$), W é a largura do corpo-de-prova e σ_y é a média aritmética entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração.

Tabela 3.5 – Valores dos carregamentos e fator de intensidade de tensão utilizados para a obtenção de pré-trinca por fadiga em corpos-de-prova C(T) em todas as condições metalúrgicas dos aços API 5L X70 e API 5L X80.

Estágio	$P(máx), N$	$P(mín), N$	$K_{f(max)}, MPa \sqrt{m}$	$K_{f(min)}, MPa \sqrt{m}$
1°	6000	600	39,6	3,96
2°	4500	450	29,9	2,99

Os ensaios de mecânica de fratura foram realizados em baixas temperaturas na câmara de refrigeração com nitrogênio líquido acoplada à máquina de ensaio Instron

(figura 3.9b). A obtenção de dados foi feita mediante sistema de fixação de um extensômetro (figura 3.10) ao corpo-de-prova, que mede o deslocamento da ponta da trinca, ligado ao hardware respectivo instalado no computador central.

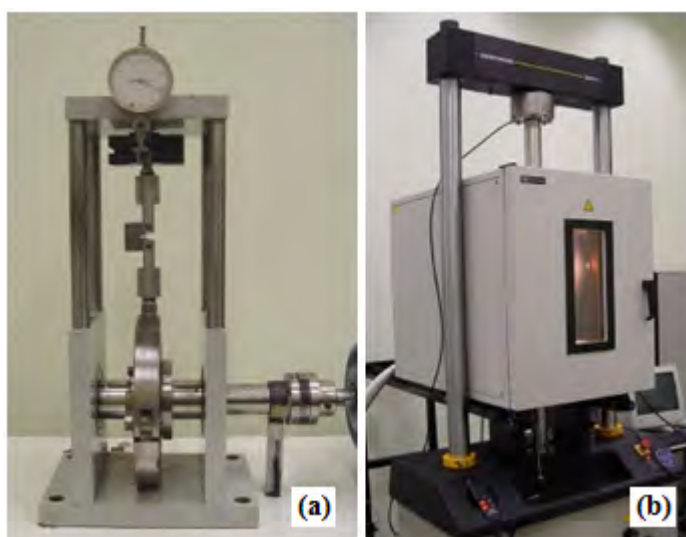


Figura 3.9 – (a) Dispositivo para nucleação de pré-trinca por fadiga em corpos-de-prova tipo C(T); (b) Câmara climática utilizada para ensaios C(T) em baixas temperaturas (FEG-UNESP).

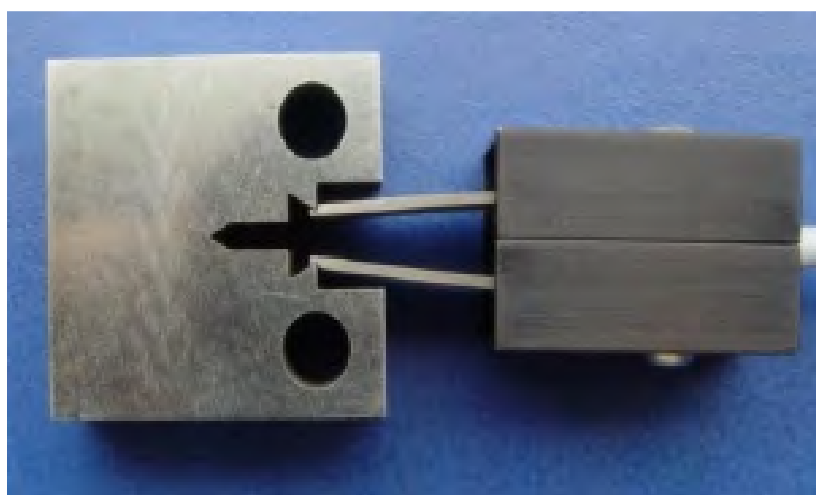


Figura 3.10 – Esquema representativo do modo de fixação do extensômetro para a medida de deslocamento da ponta da trinca.

3.2.6.2 Desenvolvimento das curvas de Weibull

A determinação dos parâmetros de Weibull foi realizada a partir de dados de tenacidade à fratura obtidos em espécimes com tamanho de 0,5T. Primeiro foram calculados os valores K_{Jc} elasto-plástico que é derivado da integral-J instável. Segundo, os valores de K_{Jc} (1/2T) são convertidos para $K_{Jc}(1T)$ usando a equação 2.15 mencionada no capítulo 2. Sucessivamente foi aplicada a equação 2.16 para encontrar o parâmetro escalar K_0 . Em função destes parâmetros, foram determinadas as inclinações de Weibull para cada condição metalúrgica dos aços API X70 e X80. Finalmente, foi determinada a função de distribuição probabilística da tenacidade com $m \neq 4$ e ajustada mediante a distribuição de Weibull tri-paramétrica com coeficiente angular de $m = 4$.

A equação 2.22 mostrada no capítulo 2 foi rearranjada para um formato de Weibull linear com a intenção de visualizar os resultados dos ensaios. As coordenadas de Weibull linear são mostradas nas equações 3.2 e 3.3:

$$x = \ln(K_{Jc} - K_{min}) \quad (3.2)$$

$$y = \ln\{\ln[1/(1 - \hat{p}_f)]\} \quad (3.3)$$

Na equação 3.2, o valor da distribuição probabilística $\hat{p}_f$ é designado para valores de K_{Jc} após classificação em ordem de magnitude crescente. Na equação 3.4, $i = 1$ é designada para o valor K_{Jc} classificado como o valor mais baixo e assim em diante, e finalmente, $i = N$ designado para o valor K_{Jc} classificado mais alto. Os valores da distribuição probabilística da tenacidade são designados para cada valor K_{Jc} classificado usando a equação 3.4:

$$\hat{p}_f = \frac{i-0,3}{N-0,4} \quad (3.4)$$

A linha que representa a função de Weibull (equação 2.20) é desenvolvida a partir de K_0 calculado pela determinação da máxima probabilidade (*likelihood maximum*).

3.3 CARACATERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A preparação das amostras (embutimento, lixamento, polimento, ataque químico) e a microscopia óptica foram realizadas no Laboratório de Metalografia e Análise de Imagens de Materiais (LAIMat) nas dependências do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG-UNESP. As amostras a serem analisadas microscopicamente foram lixadas em sequência granulométrica de 220, 320, 400, 600 e 1200, mediante procedimento convencional. O polimento fino foi feito usando pastas de diamante de granulometrias de 6 μm , 3 μm , 1 μm e $\frac{1}{4}$ μm . Uma vez polidas, as amostras foram submetidas a ataque químico com Nital 2%. A análise de imagens foi feita em microscópio óptico de marca Nikon Epiphot 200 com câmara digital Pixera 120es para aquisição de imagens. A composição do reagente Nital 2% é 2 mL de ácido nítrico (HNO_3) e 98 mL de álcool etílico. O propósito de usar a solução Nital 2% no ataque químico está em que a ferrita é revelada com uma cor branca e os produtos transformados com cor escura, diferenciar a martensita da ferrita e revelar os contornos de grão.

Após ensaios de tenacidade à fratura, os corpos-de-prova fraturados foram observados e analisados em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) para verificação dos micromecanismos de fratura.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 ASPECTOS MICROESTRUTURAIS

A análise metalográfica feita das três direções S-T-L no aço API 5L X70 da condição CF é mostrada na figura 4.1. Pode-se verificar que o material não apresentou formato uniforme dos grãos, e mantém uma microestrutura irregular com textura alinhada e alongada na forma de bandeamentos de perlita e ferrita na direção de laminação e com possíveis partículas de inclusões distribuídas nos contornos de grão.

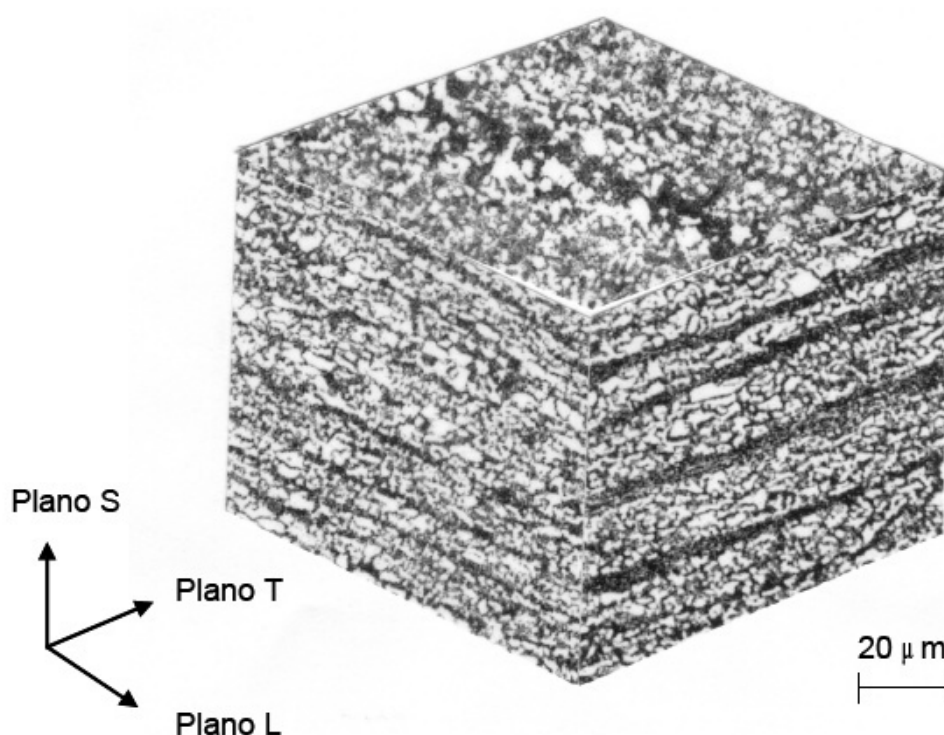


Figura 4.1 – Microestrutura do aço API 5L X70 no estado CF, que revela a textura associada ao processo de laminação. Ataque químico Nital 2%, observado em microscopia óptica.

A figura 4.2 ilustra as micrografias das três direções S-T-L do aço API 5L X80 na condição CF. Nestas micrografias observam-se também a formação de uma textura alinhada de bandeamento de perlita e grãos deformados de ferrita equiaxial na direção da laminação. Consequentemente, esse tipo de microestrutura levará o material a se comportar de maneira particular, primeiramente concentrando a tensão de esforços nos bandeamentos da perlita. Assim que o material receba uma carga externa de tração, o material poderia sofrer nucleação de trincas justamente nas interfaces dos bandeamentos de perlita e os grãos adjacentes de ferrita. Estudos microestruturais realizados por Bayão (2008) e Sant'Anna (2006) em aços API 5L X70 e X65 e na condição como-fornecido, também mostraram a formação de bandeamentos constituídos de microestrutura perlítica e ferrítica. Após ensaios de tenacidade à fratura com carregamento uniaxial apresentaram delaminações na superfície de fratura.

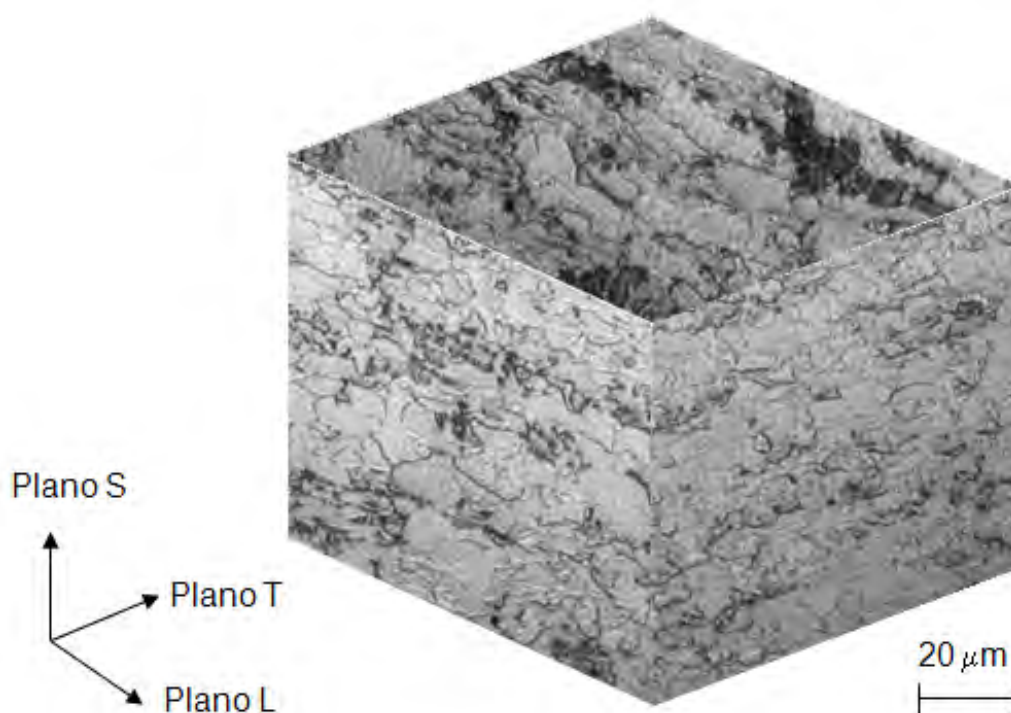


Figura 4.2 – Microestrutura do aço API 5L X80 no estado CF. Ataque químico Nital 2%, observado em microscópio óptico.

As microestruturas do aço API 5L X70 austenizado a 920°C por um período de tempo de 40 minutos e resfriada com taxas de 16°C/s e 23°C/s são ilustradas na figura

4.3 e na figura 4.4, respectivamente. As rotas de tratamento térmico aplicadas para estes aços foram feitas com o intuito de obter microestruturas multiconstituídas de ferrita, bainita e martensita, através de resfriamento contínuo. Sabe-se que elementos de liga, tais como nióbio, vanádio, silício, cromo e molibdênio, são estabilizadores da ferrita e os elementos como titânio, cobre, níquel e manganês estabilizam a austenita. Os estabilizadores da ferrita e da austenita geralmente expandem o campo de fase permitindo a formação de microestruturas multiconstituídas ou multifásicas. Zhao (1992) mostra que estas combinações de microestruturas são possíveis devido a alterações provocadas por adição de elementos de liga. A formação de combinações multifásicas tem grande influência nas propriedades mecânicas do material alterando a tenacidade e a resistência mecânica. Na figura 4.3 observa-se a micrografia da condição R16. Nesta figura observa-se uma microestrutura composta por grãos equiaxiais de ferrita e colônias aciculares ou ripas empilhadas dentro de cada grão da ferrita. Entretanto, na condição R23 (figura 4.4) observa-se também a formação de grãos de ferrita equiaxiada, grãos contendo ripas ou lamelas com traços escuros distribuídos aleatoriamente dentro da matriz ferrítica.

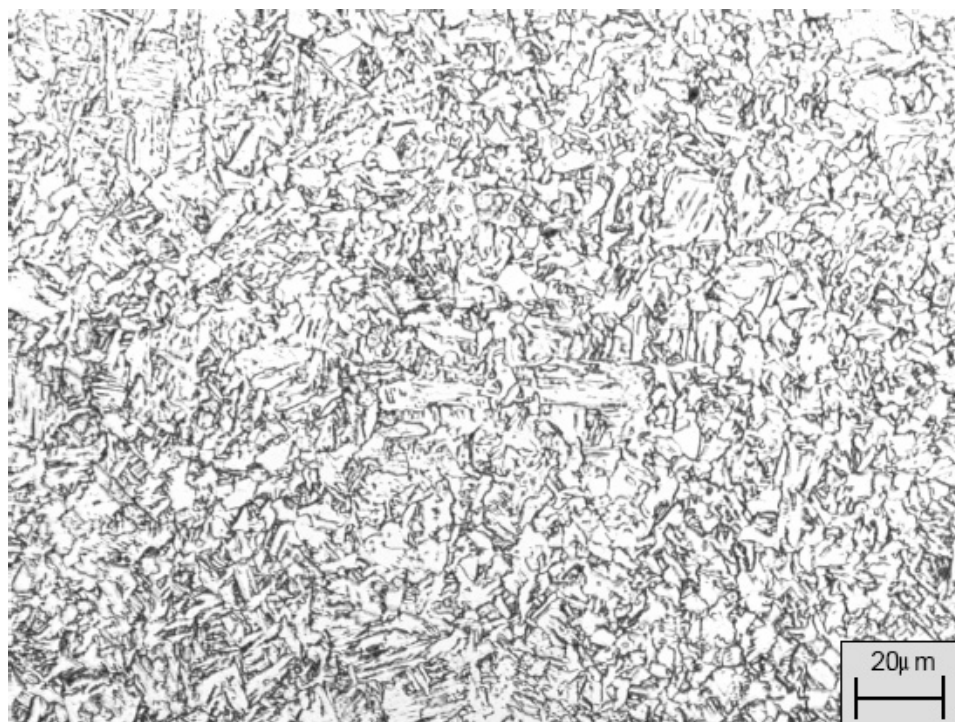


Figura 4.3 – Microestrutura do aço API 5L X70 austenitizado a 920°C e resfriado em óleo com taxa de 16°C/s. Ataque químico Nital 2%. Microscopia óptica.



Figura 4.4 – Microestrutura do aço API 5L X70 austenitizado a 920°C e resfriado em óleo com taxa de 23°C/s. Ataque químico Nital 2%. Microscopia óptica.

A textura microestrutural das condições R16 e R23 evidenciam ter pouca diferença entre elas, embora a condição R23 apresente maior incidência de lamelas ou ripas do que a condição R16. Medições de dureza Vickers revelam um incremento de 3,3% e 10% nas condições R16 e R23, respectivamente, o que indica um ganho do valor de dureza positivo com respeito à condição CF do aço API 5L X70.

As microestruturas do aço API 5L X80 austenizado a 920°C por um período de tempo de 40 minutos e resfriado com taxas de 4°C/s, 16°C/s e 23°C/s são ilustradas nas figuras 4.5, 4.6 e 4.7. A figura 4.5 mostra a microestrutura da condição R4 tratada termicamente e resfriada em *ar comprimido*. Nesta microestrutura é possível observar a formação de grãos do tipo poligonal equiaxiais de ferrita e colônias de perlita distribuídos aleatoriamente na matriz ferrítica. A microestrutura obtida nas condições R16, e R23 (figuras 4.6 e 4.7) mostram fases múltiplas de grãos, grãos de forma angular fragmentada equiaxiais. Em cada interior dos grão encontram-se lamelas ou ripas de contornos escuros, grãos do tipo poligonal com partículas escuras no interior de cada grão (precipitados) e grãos angulares de coloração branca (ferrita) com partículas escuras (precipitados) distribuídas no seu interior.

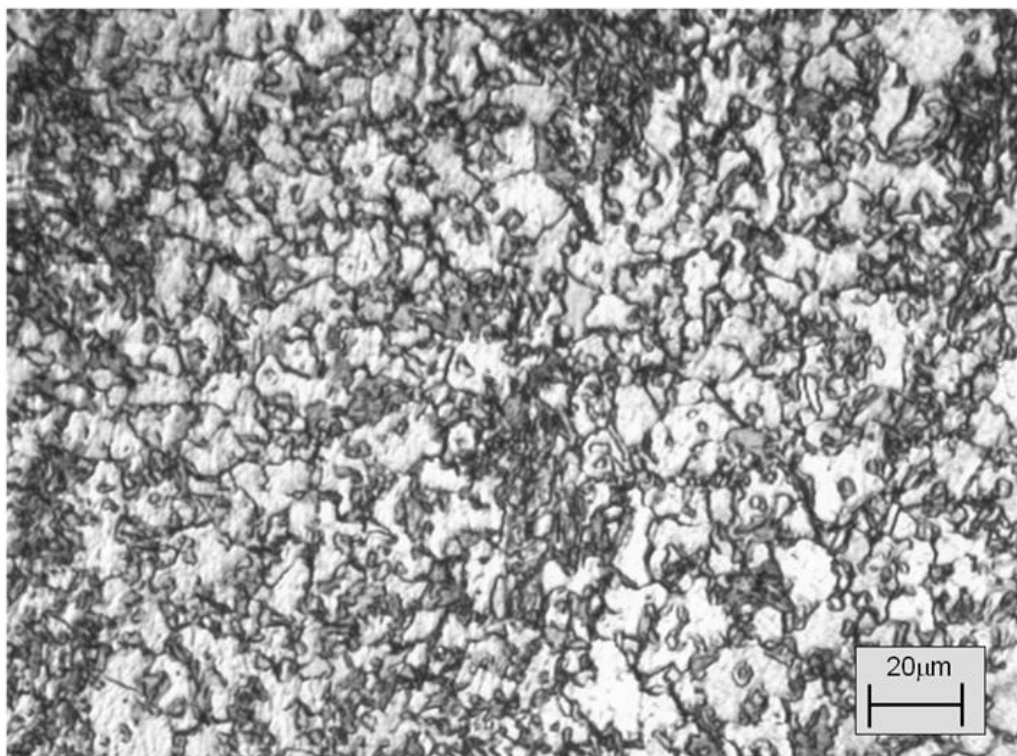


Figura 4.5 – Microestrutura do aço API 5L X80 austenizado a 920°C e resfriado em ar comprimido com taxa de resfriamento de 4°C/s. Ataque nital 2%.

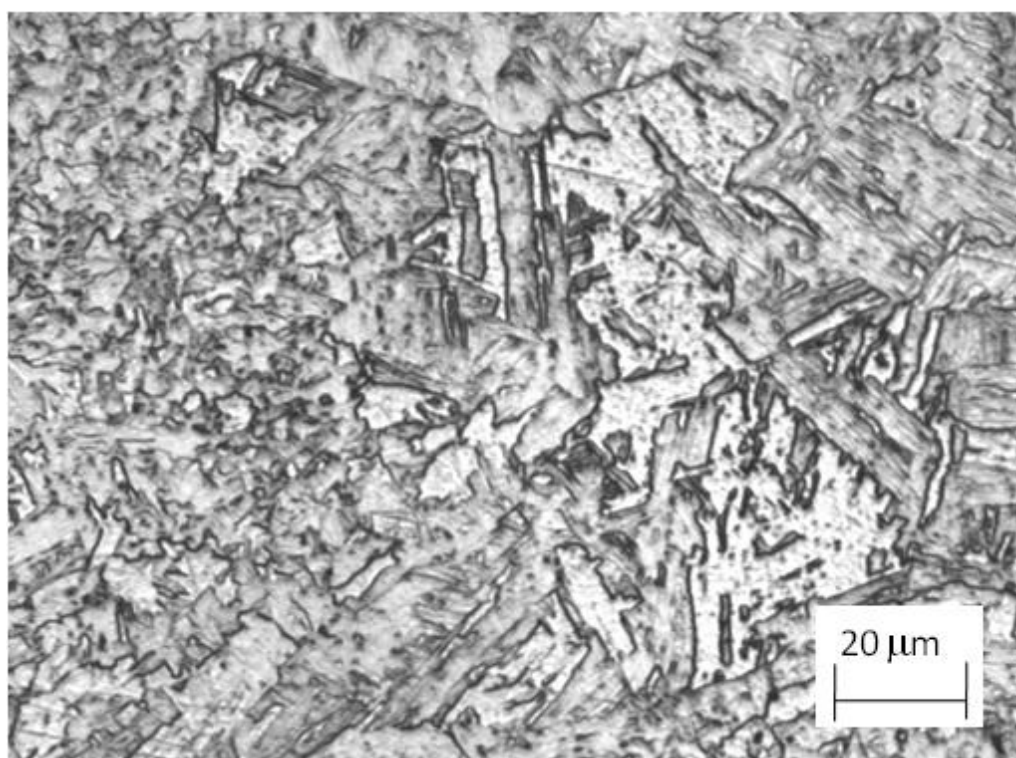


Figura 4.6 – Microestrutura do aço API 5L X80 austenizado a 920°C e resfriado em óleo com taxa de 16°C/s. Ataque Nital 2%.

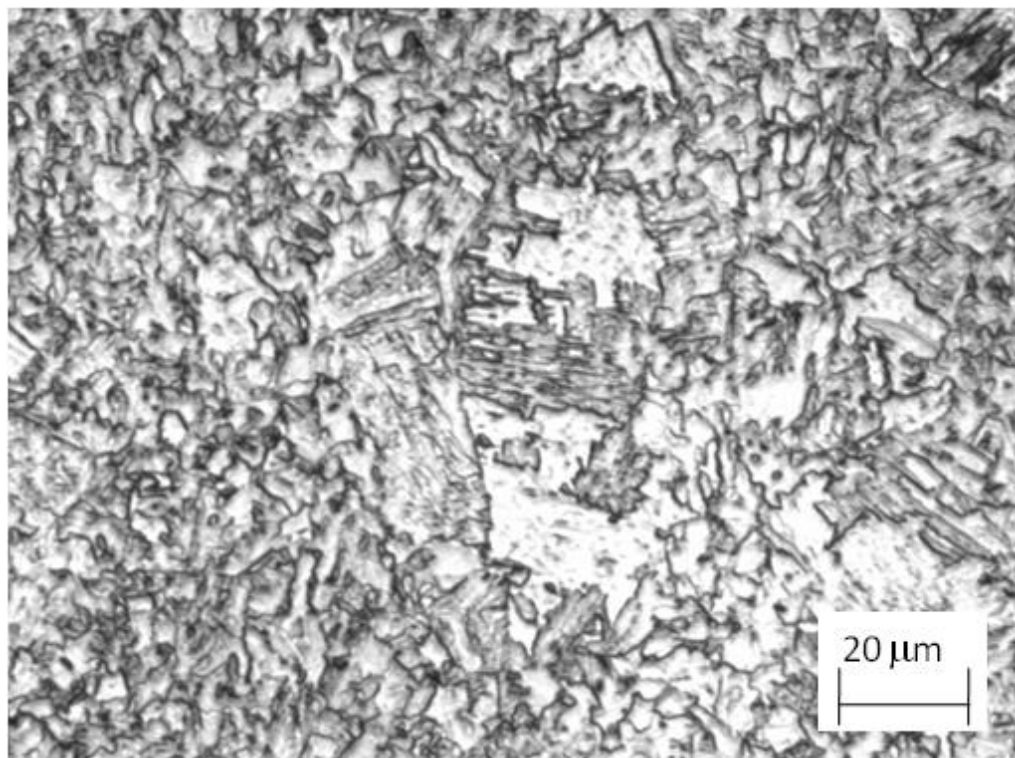


Figura 4.7 – Microestrutura do aço API 5L X80 austenizado a 920°C e resfriado em óleo com taxa de 23°C/s. Ataque Nital 2%.

Segundo Domingos (2009), as microestruturas que apresentam formas morfológicas que derivam da fase austenítica para uma fase dupla de ferrita e cementita em aços hipoeutetóides ou aços de baixo carbono podem ter microestruturas ferrítica-bainíticas. Domingos argumenta que a bainita superior consiste de feixes ou grupos de cristais ferríticos paralelos, na forma de ripas com partículas de cementita descontínuas entre esses cristais, tendo o plano de hábito austenita/ferrita próximo de $\{111\}_{\gamma}/\{110\}_{\alpha}$. Por outro lado, a bainita inferior é formada por cristais de ferrita com morfologia tipo plaquetas e contém carbonetos finos e alinhados em seu interior. Segundo estas afirmações, pode-se confirmar que as microestruturas dos aços tratados termicamente consistem em morfologias do tipo bainita superior em uma matriz sólida de ferrita, para os aços API 5L X70 e X80, com a exceção da condição R4 do aço API 5L X80, que apresenta uma morfologia do tipo ferrítico-perlítico. As pesquisas feitas por Shin (2007) em aços API X70 e X80 revelam também a presença de ferrita acicular, bainita granular, bainita superior e martensita-austenita. Especificamente para

o aço API X80, Shin (2007) obteve microestruturas de ferrita acicular, bainita superior e martensita-austenita.

Em resumo, as possíveis microestruturas obtidas nos aços API X70 e X80 revelam morfologias do tipo ferrita acicular e bainita superior com traços de martensita.

4.2 MEDIÇÕES DE DUREZA

A figura 4.8 e a tabela 4.1 ilustram os resultados de dureza obtidos para as diversas condições metalúrgicas estudadas. Pode-se observar que, para o aço API 5L X70, os valores de dureza aumentaram progressivamente (tabela 4.1). Para o caso como fornecido (CF) obtém-se um mínimo valor de 183HV30. Já para as condições tratadas termicamente R16 e R23 obtém-se valores de dureza na faixa de 189HV30 e 201HV30, respectivamente. Para o aço API 5L X80, os valores de dureza diminuíram drasticamente, quando comparada com a condição como fornecida (CF). Esta condição exibiu o maior valor de dureza na faixa de 255,8HV30, muito acima das condições tratadas termicamente R16 e R23 que oscilaram entre 199HV30, que indica a diminuição do valor de dureza em 22%. Para a condição R4, o valor de dureza é muito inferior às demais condições estudadas, com valores em torno de 171HV30 de dureza, que significa uma diminuição de 33% do valor de dureza.

Segundo a morfologia obtida nas condições R16 e R23 do aço API 5L X70, pode-se verificar um ganho do valor de dureza devido à formação de uma microestrutura supostamente bainítica contendo maior fração volumétrica de produtos de transformação que atuam como reforçadores da microestrutura formada com uma matriz ferrítica. Nas condições tratadas termicamente do aço API 5L X80, o valor de dureza sofre uma perda do seu valor inicial que pode ser devido à homogeneização microestrutural que ocorrem durante o tratamento térmico proporcionando um alívio de tensões da estrutura deformada pelo tratamento termomecânico do qual foi submetido o material API X80 durante a sua produção. A condição R4 do aço API 5L X80 mostrou ser menos dura que as demais condições metalúrgicas. As taxas de resfriamento, tipo de tratamento térmico aplicado, microestrutura e o teor de carbono

influenciaram grandemente no valor de dureza. Devido a essas circunstâncias, os dois aços tratados sofreram mudanças macroestruturais influenciando grandemente no valor de dureza.

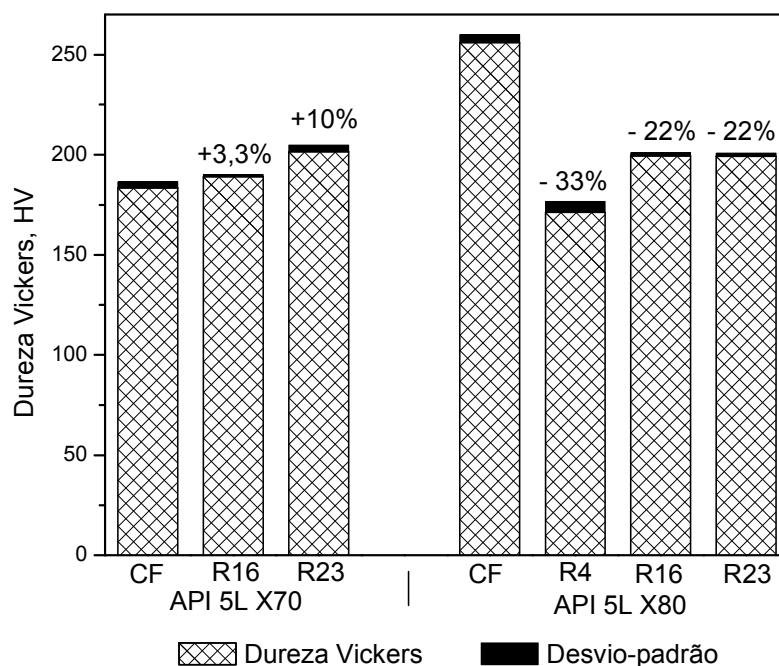


Figura 4.8 – Valores de dureza nas condições CF, R16 R23 e R4 entre os aços API 5L X70 e X80.

Tabela 4.1 - Valores de dureza Vickers dos aços API 5L X70 e API 5L X80.

DUREZA VICKERS, HV							
API 5L X70			API 5L X80				
CF	R16	R23	CF	R4	R16	R23	
183,3 ±6,2	189 ±2,2	201,3 ±6,9	255,8 ±8,3	171,1 ±10,8	199,3±3,3	199,2 ±3,1	

É importante ressaltar que os valores de dureza obtidos não determinam uma característica global do comportamento mecânico dos aços ensaiados, já que somente é possível avaliar sua resistência à penetração na superfície do material. Nas condições R16 e R23 do aço API 5L X80, os valores de dureza obtidos são da mesma ordem de grandeza. Da mesma forma, as microestruturas obtidas mostram ser muito similares.

No entanto, os resultados da tenacidade à fratura, para estes dois aços, apresentaram mecanismos de fratura elástico-plásticos totalmente distintos discutido posteriormente.

4.3 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

Foram feitos ensaios de tração para obter os valores da tensão de escoamento, limite de resistência à tração e módulo elástico dos dois aços estudados. Os resultados de ensaios de tração para os aços pesquisados são apresentados na tabela 4.2. Os valores médios de resistência mecânica para o aço API X80 estão dentro dos valores estabelecidos pela norma API 5L (2000) ($552 \leq \sigma_e \leq 690 \text{ MPa}$ e $621 \leq \sigma_t \leq 827 \text{ MPa}$). Verifica-se que os valores obtidos de σ_e para o aço API X70 no sentido longitudinal são um pouco inferiores aos valores mínimos estabelecidos pela norma API ($483 \leq \sigma_e \leq 621 \text{ MPa}$ e $565 \leq \sigma_t \leq 758 \text{ MPa}$). Os valores deste mesmo aço com direção transversal são similares aos valores mínimos de resistência exigidos pela norma. É importante destacar que esta não conformidade não compromete a aplicação do material para a fabricação de tubulações, uma vez que a utilização de corpos-de-prova reduzidos provocam uma ligeira redução nos valores de resistência mecânica.

Tabela 4.2 – Resultados dos ensaios de tração dos aços API 5L X70 e API 5L X80 no estado como-fornecido e tratados termicamente.

Material	$\sigma_{e0,2}$ (MPa)	σ_t (MPa)	Along. (%)	Módulo de Elasticidade, E (GPa)	Razão de escoamento (σ_e/σ_t)
API 5L X70 CF	464,86±1,5	552,23±8,2	25,9	207,32	0,84
API 5L X70 R16	496,34 ±30,7	693,19 ±27,0	24,2	117,21	0,72
API 5L X70 R23	510,58 ±13,5	700,59 ±18,60	19,6	114,47	0,73
API 5L X80 CF	572,50 ± 15,4	659,16 ± 10,3	22,07	205,39	0,87
API 5L X80 R4	395,89 ±15,9	605,20 ±14,30	24,1	122,96	0,65
API 5L X80 R16	654,89 ±8,88	723,70 ±7,38	20,45	206,07	0,90
API 5L X80 R23	738,18 ±33,8	769,45 ±30,26	8,17	204,09	0,96

Os resultados de ensaio de tração dos materiais após tratamento térmico são apresentados na figura 4.9. Observa-se que o comportamento mecânico entre os aços API 5L X70 resfriados com taxas de 16 e 23°C/s (R16 e R23) apresentam valores próximos. Para os aços API X80 resfriados em 4, 16 e 23°C/s (R4, R16 e R23), os comportamentos mecânicos são diferenciados. A condição R4 apresenta baixo limite de escoamento quando comparado com a condição CF. No entanto, o valor da tensão máxima de resistência à tração aproxima-se da condição CF. Ao contrário do comportamento observado nos ensaios de dureza, pode-se constatar que nos ensaios de tração as condições tratadas R16 e R23 apresentam ganho acentuado de resistência mecânica quando comparado à condição CF. Esta alteração de comportamento certamente está relacionada a aspectos microestruturais, onde a presença de microestruturas multiconstituídas foi responsável pela melhora no comportamento das condições pesquisadas.

Sant'Ana (2006) argumenta que as propriedades mecânicas são direcionadas e fortemente influenciadas por orientações cristalinas, bandeamentos, alinhamento de segunda fase e segregações, e que a anisotropia provocada pelo bandeamento no caso das condições CF poderia ser minimizada pela aplicação de tratamentos térmicos.

A figura 4.10 mostra a relação coexistente entre a razão de escoamento σ_e/σ_t e alongamento percentual com cada condição metalúrgica dos dois aços pesquisados. Para o aço API X70, na condição inicial CF, a razão de escoamento é 0,85. Após tratamento térmico, nas condições R16 e R23, a razão de escoamento diminui para 0,73. Entretanto, a porcentagem de alongamento também diminui de 26% na condição CF para 19,6% na condição R23. Observa-se que, no aço API X70, as condições R16 e R23 apresentam diminuição dos valores da razão de escoamento e no alongamento, o que significa que o tratamento térmico aplicado no aço API X70 teve o efeito de encruamento, que é favorável devido à relação coexistente entre tensão de escoamento e o limite de resistência à tração ser um valor menor do que a condição inicial (CF). Já no aço API X80, a razão de escoamento tem aumento de 0,87 (na condição CF) para 0,90 e 0,96 (nas condições R16 e R23). Em alongamento percentual, observa-se diminuição no alongamento percentual nas condições R16 e R23. Na condição R4 o valor da razão de escoamento apresentou diminuição substancial sendo de 0,65 e

aumento no alongamento porcentual. O efeito provocado pelo tratamento térmico aplicado no aço API X80 produziu resultados menos esperados: a razão de escoamento aumenta nas condições R16 e R23. Isto significa que este aço entrou numa fase de instabilidade plástica, o que não é muito desejado nesse tipo de material. Entretanto, a condição R4 apresentou melhor desempenho: a razão de escoamento diminuiu significativamente, o que significa que ocorreu encruamento.

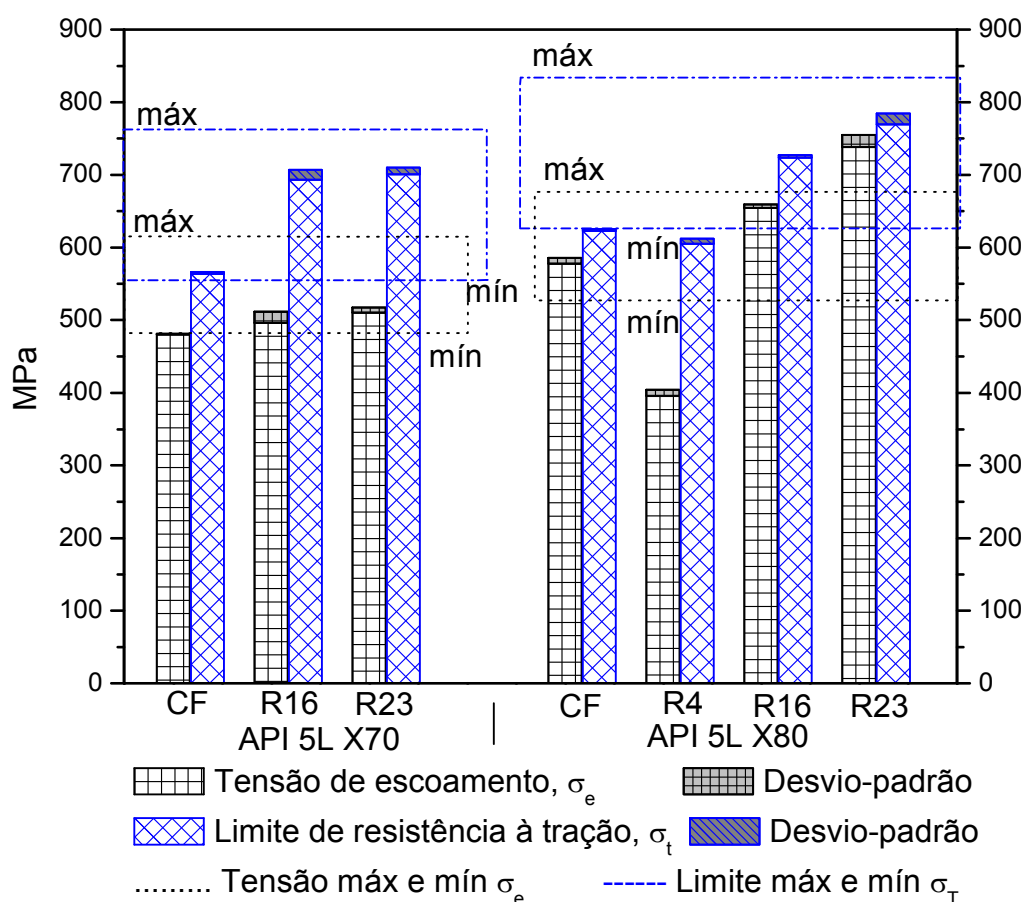


Figura 4.9 – Variação dos valores médios de tensão de escoamento e limite de resistência dos aços API 5L X70 e X80.

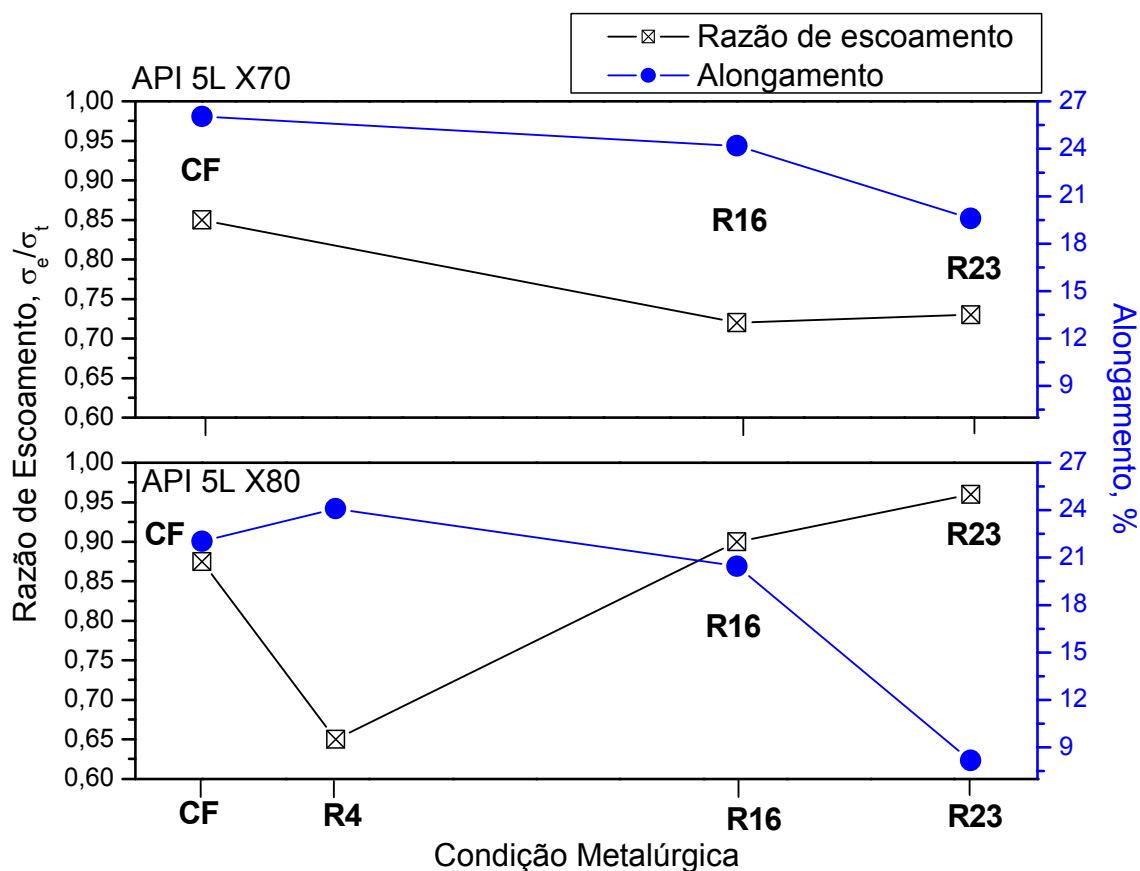


Figura 4.10 – Relação da razão de escoamento e alongamento porcentual dos aços API 5L X70 e X80.

Sant' Anna (2006) argumenta que a razão da tensão de escoamento e o limite de resistência do metal base não deve exceder 0,85 e que, em aços C-Mn normalizados e aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) obtidos por laminação controlada, a razão de escoamento poderia variar de aproximadamente 0,70, dependendo do tipo de tratamento térmico aplicado. Sant' Anna (2006) enfatiza que uma razão muito alta aumentará o risco de instabilidade plástica durante o serviço. Segundo este argumento, pode-se dizer que, nas condições tratadas termicamente, o aço API X70 apresenta maior estabilidade plástica do que o aço API X80.

4.4 MÉTODO PARA DETERMINAR A TEMPERATURA ESTIMADA

Para determinar a temperatura inicial dos ensaios de mecânica de fratura, a norma ASTM E1921-05 sugere estimar essa temperatura diretamente da curva de transição dúctil-frágil e, para isso, a norma recomenda fazer ensaios de impacto do tipo Charpy. Os ensaios foram realizados utilizando dois tipos de corpos-de-prova: um grupo na condição pré-fraturado por fadiga e um segundo grupo sem pré-fratura (somente com entalhe). Os corpos-de-prova foram submetidos a ensaios de impacto Charpy feitos em temperaturas de 25 a -150°C . Os resultados foram correlacionados mediante a curva da temperatura de transição dúctil-frágil para as condições metalúrgica estudadas, como é ilustrada nas figuras 4.11 e 4.12 correspondentes aos aços API X70 e X80, respectivamente. Com as curvas de transição foi possível encontrar uma temperatura denominada T_{CVN} correspondente à energia de impacto em 28 J.

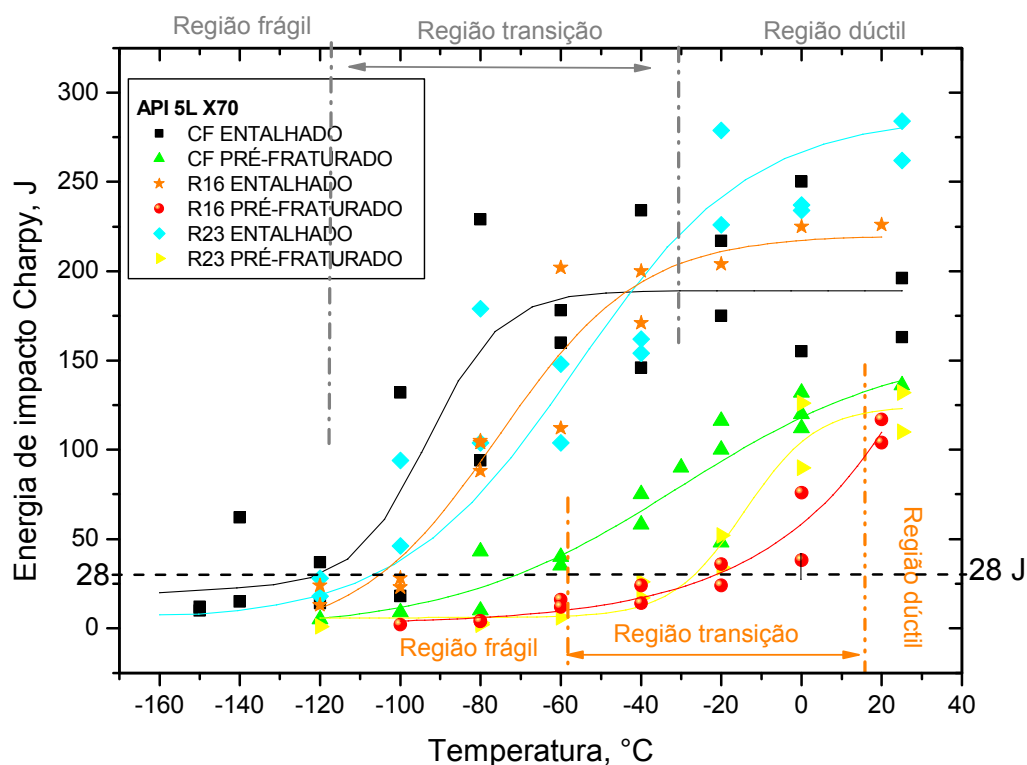


Figura 4.11 – Comparação das curvas de transição dúctil-frágil, condições metalúrgicas CF, R16 e R23 do aço API X70.

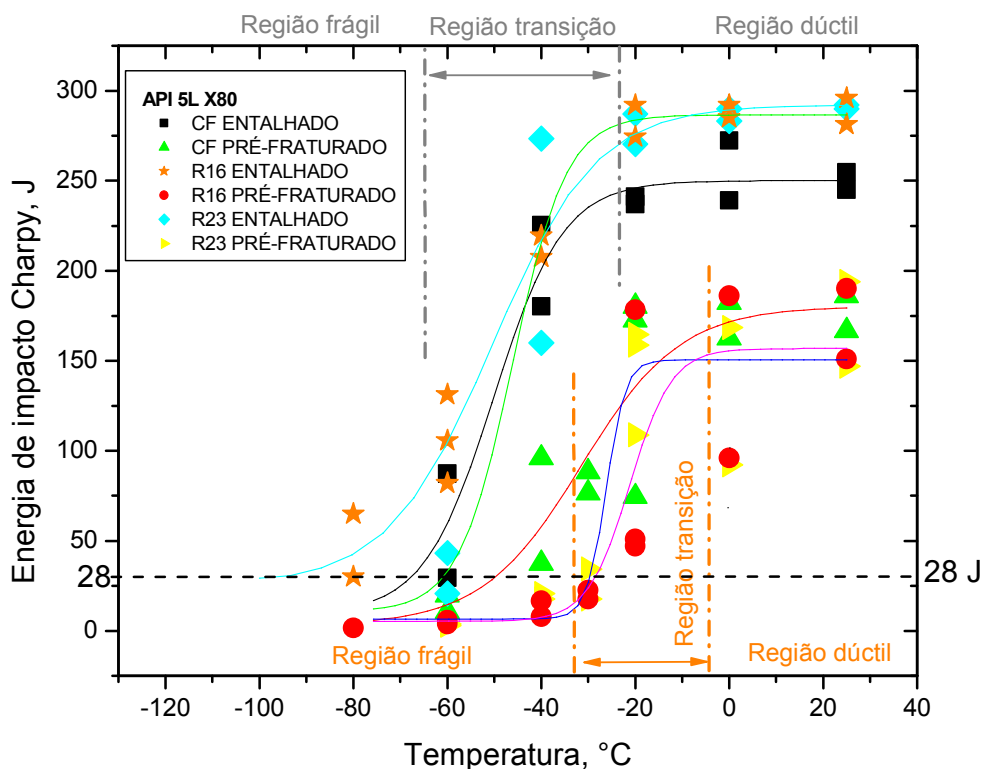


Figura 4.12 - Comparação das curvas de transição dúctil-frágil, condições metalúrgicas CF, R16 e R23 do aço API X80.

Como a norma ASTM E1921 (2005) recomenda escolher a temperatura de transição T_{CVN} diretamente da curva de transição dúctil para frágil em 28 J, então neste trabalho optou-se por aplicar o critério da intercepção das energias pré-determinadas com a curva de transição e assim poder encontrar o valor da temperatura T_{CVN} correspondente e, posteriormente, substituir o valor na equação 4.1 para encontrar a temperatura estimada:

$$T_{Estimada} = T_{CVN} + C . \quad (4.1)$$

Nestas condições, fizeram-se as respectivas previsões de temperaturas do ensaio inicial usando a constante de $C = -50$ para corpos-de-prova pré-trincados e a constante de $C = -28$ para corpos-de-prova entalhados, como apresentado na tabela 4.3. Os resultados são obtidos diretamente das curvas energia absorvida versus temperatura:

figuras 4.13, 4.14 e 4.15, para os aços API 5L X70 e figuras 4.16, 4.17 e 4.18, para o aço API 5L X80. Estes resultados são listados e comparados com a temperatura de ensaio, T_{Ensaio} , na tabela 4.4.

Tabela 4.3 – Valores das constantes C para a seleção da temperatura de ensaio correspondentes a 28J para espécime de 0,5T.

Copos de prova Charpy	Constante C, (°C)
	28J
Pré-Trincado	-50
Entalhados	-28

Tabela 4.4 – Seleção da temperatura estimada de ensaio $T_{Estimada}$ baseada nos ensaios Charpy.

Condição metalúrgica	Pré-Tincado ⁽¹⁾	Entalhado ⁽²⁾	T_{ensaio} , °C
	$T_{Estimada}^{(3)}$, °C	$T_{Estimada}^{(3)}$, °C	
API 5L X70 CF	-122	-150	-95
API 5L X70 R16	-73	-135	-70
API 5L X70 R23	-77	-136	-70
API 5L X80 CF	-101	-97,5	-80
API 5L X80 R16	-79	-124,5	-90
API 5L X80 R23	-80	-90,3	-100
API 5L X80 R4	-	-	-80

(1) Temperatura de ensaio estimada considerando os resultados dos ensaios de impacto com corpos-de-prova pré-trincados por fadiga. Constante da equação 4.3: $C = -50$ para T_{28J} .

(2) Temperatura de ensaio estimada considerando os resultados dos ensaios de impacto com corpos-de-prova entalhados. Constante da equação 4.3: $C = -28$ para T_{28J} .

(3) $T_{Estimada}$ baseada na energia de impacto de 28 Joules, segundo equação 4.3.

Os resultados da temperatura estimada, $T_{Estimada}$, obtidos nos corpos-de-prova pré-fraturados das condições R16 e R23 do aço API X70 e os corpos-de-prova somente entalhados das condições CF e R23 do aços API X80, ajudaram e influenciaram grandemente na escolha da temperatura ideal. As predições da temperatura de ensaio, $T_{Estimada}$, feitas por Guimarães (2006), mostraram valores de temperatura bem mais próximas da temperatura de ensaio, T_{Ensaio} , nos corpos-de-prova

Charpy pré-trincados. Consequentemente, este método da escolha da temperatura mais próxima foi considerado um sucesso e vantajoso, porque permitiu economizar tempo, material, nitrogênio líquido e energia durante os ensaios de tenacidade à fratura. O ajuste da temperatura de ensaio foi de grande importância durante os ensaios de tenacidade à fratura, já que permitiu encontrar um comportamento elástico plástico adequado. Manteve-se uma instabilidade de clivagem de forma a não exceder o máximo valor do fator de intensidade de tensão limite, $K_{Jc(Limite)}$, e assim poder considerar o fator de intensidade de tensão elástico plástico, K_{Jc} , como válido.

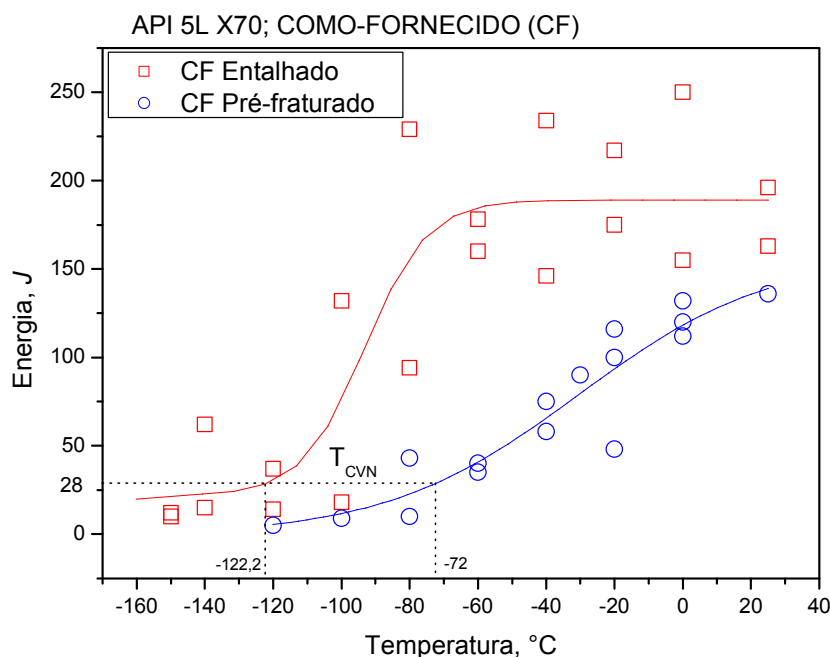


Figura 4.13 – Curva de energia absorvida em função da temperatura em corpos-de-prova entalhado e pré-fraturado do aço API 5L X70 na condição de como-fornecido (CF).

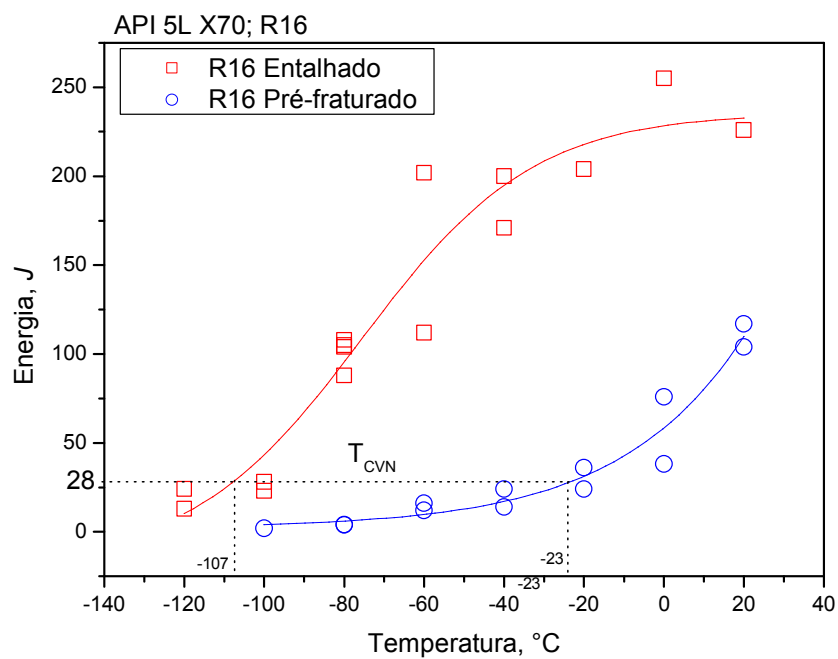


Figura 4.14 – Relação entre a curva de transição entalhada e pré-fraturado para o aço API 5L X70 tratado termicamente (R16) e resfriado a 16°C/s.

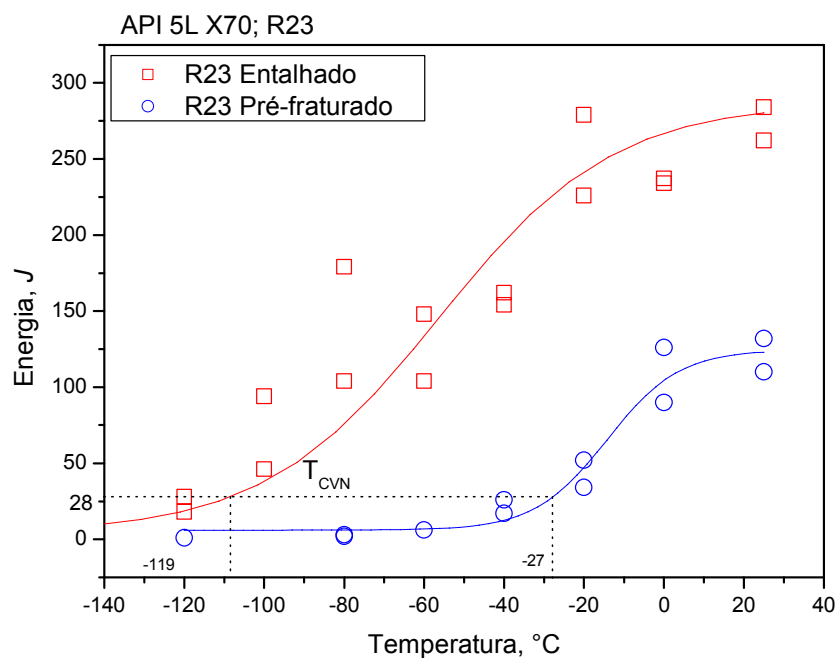


Figura 4.15 – Relação entre a curva de transição entalhada e pré-fraturado para o aço API 5L X70 tratado termicamente (R23) e resfriado a 23°C/s.

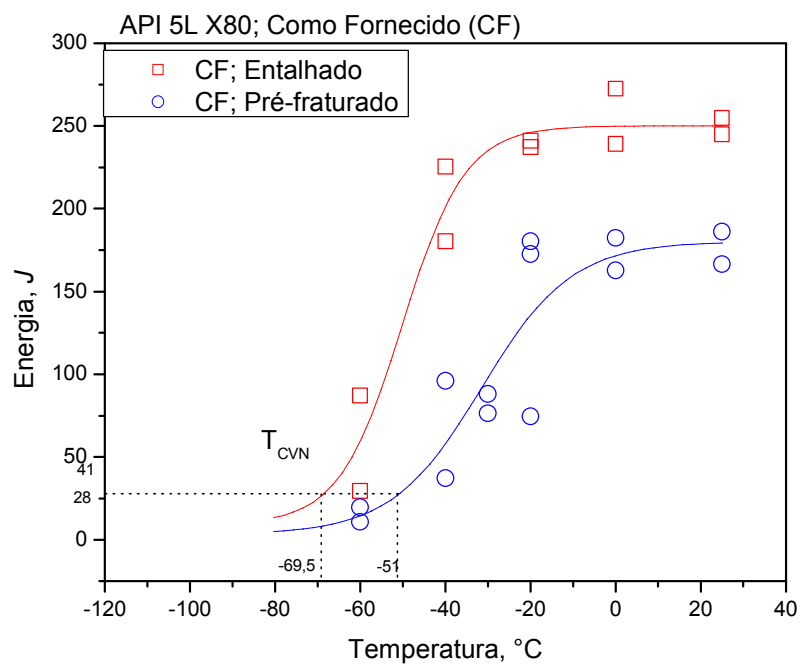


Figura 4.16 – Relação entre a curva de transição entalhado e pré-fraturado para o aço API 5L X80 no estado como-fornecido (CF).

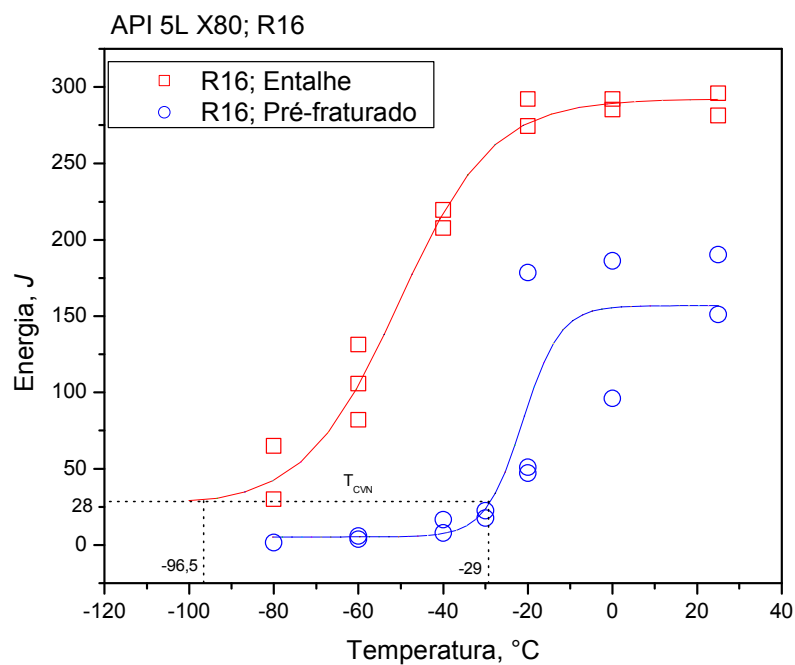


Figura 4.17 – Relação entre a curva de transição entalhada e pré-fraturado para o aço API 5L X80 tratado termicamente (R16) e resfriado a 16°C/s.

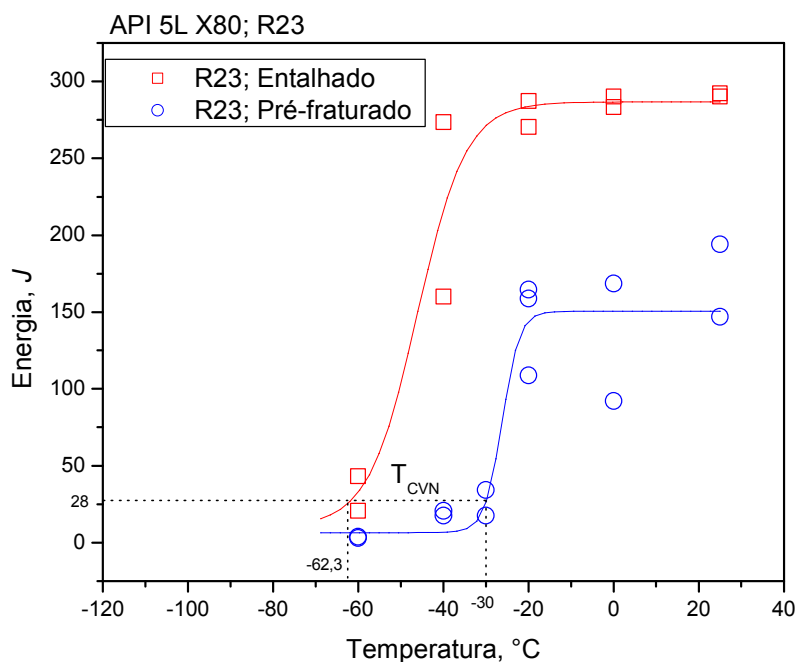


Figura 4.18 – Relação entre a curva de transição entalhada e pré-fraturado para o aço API 5L X80 tratado termicamente (R23) e resfriado a 23°C/s.

4.5 AJUSTE DO COEFICIENTE DA INCLINAÇÃO DE WEIBULL

A probabilidade acumulada, P_f , versus o fator de intensidade de tensão, K_{Jc} , dos resultados experimentais de todas as condições metalúrgicas aplicadas nos aços API X70 e X80 é mostrada nas figuras 4.19 até 4.25. Nestas figuras podem ser observadas claramente e de forma discriminada o comportamento singular da distribuição da tenacidade em função da probabilidade acumulada, de forma dispersa, não linearizada. Para poder conseguir determinar a temperatura de referência, T_0 , no regime de transição dúctil para frágil é necessário fazer a correção e ajuste da função acumulativa, P_f , mediante o modelo de Weibull tri-paramétrico proposto por Wallin (1984, 2007) e sugerida pela norma ASTM E1921 (2005). Este ajuste consiste em linearizar a distribuição da tenacidade fixando o coeficiente angular (conhecido como inclinação de Weibull, m) para o valor fixo de 4 ($m = 4,0$) e o parâmetro K_{min} , ajustado para $20 \text{ MPa}\sqrt{m}$. Ambos os parâmetros m e K_{min} são independentes da

temperatura de ensaio. O terceiro parâmetro escalar, K_0 , é o que valida os dados do fator de intensidade de tensão elástico plástico, K_{Jc} . Este parâmetro é fundamental para fazer a correção e/ou ajuste da curva mestra (tabela 4.5), porque lineariza de forma homogênea os dados da tenacidade justamente para proceder com o desenvolvimento da curva mestra na região de transição dúctil para frágil (Rathbun, 2006). Na tabela 4.5 são apresentados os dados do coeficiente angular, m_i , da distribuição probabilística do fator de intensidade de tensão elástico plástico que está relacionado diretamente ao número de corpos-de-prova ensaiados em uma única temperatura e conseqüentemente comparados com a distribuição de Weibull ajustada para um coeficiente angular de $m = 4$.

Tabela 4.5 – Valores da tendência da reta ou coeficiente m de Weibull.

Condição	m_i	Inclinação com respeito a $m = 4,0$	K_0 , MPavm	T_{ensaio} (°C)
API 5L X70 CF	2,7	<	157,43	-95
API 5L X70 R16	4,7	Quase igual	102,15	-70
API 5L X70 R23	4,2	Quase igual	116,25	-70
API 5L X80 CF	6,9	>	98,01	-80
API 5L X80 R4	5,3	>	70,16	-80
API 5L X80 R16	2,4	<	121,66	-90
API 5L X80 R23	2,6	<	129,51	-100

. m_i : tendência da inclinação da reta dos dados dispersos da tenacidade

Símbolos: (<) ou (>) indicam inclinação da reta com valor menor ou maior do coeficiente de Weibull $m = 4$.

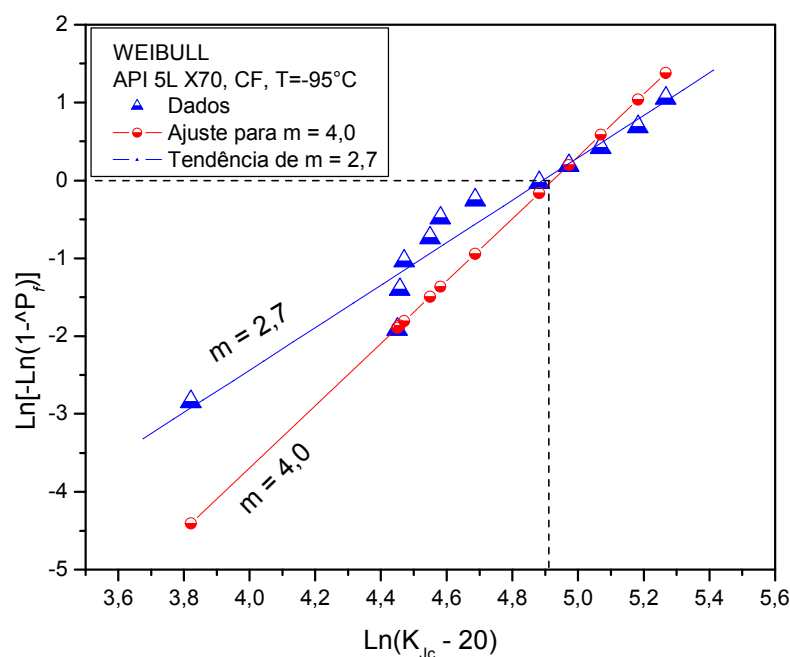


Figura 4.19 – Inclinação de Weibull mostrando a identificação do ponto $(K_0 - 20)$ $\text{MPa} \sqrt{\text{m}}$ e tendência da inclinação da reta para o aço API 5L X70 na condição como-fornecido (CF).

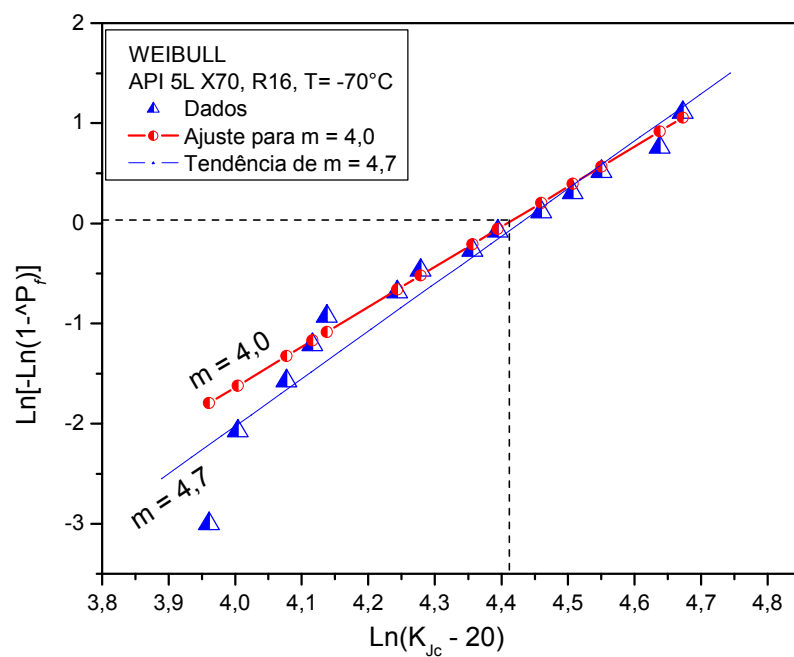


Figura 4.20 – Inclinação de Weibull mostrando a identificação do ponto $(K_0 - 20)$ $\text{MPa} \sqrt{\text{m}}$ e tendência da inclinação da reta para o aço API 5L X70 na condição R16.

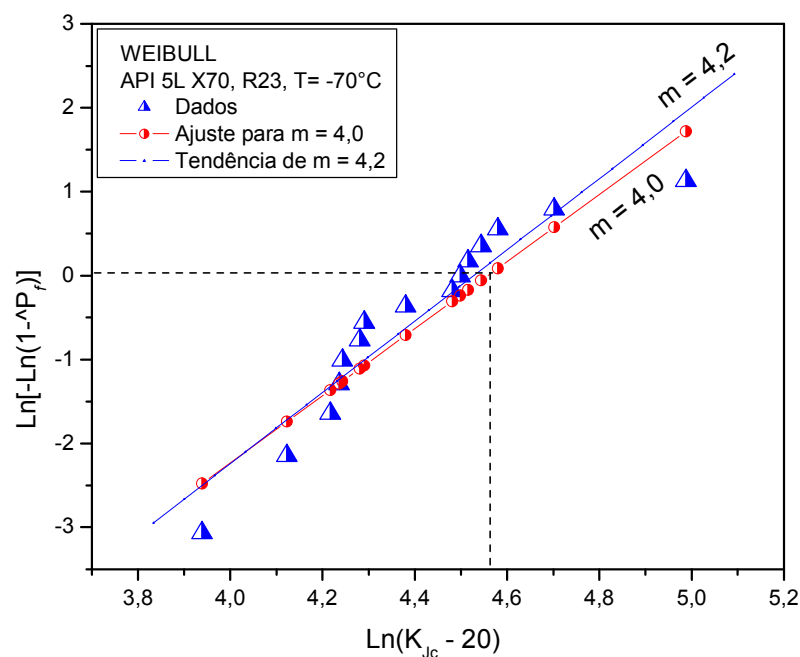


Figura 4.21 – Inclinação de Weibull mostrando a identificação do ponto $(K_{\theta}-20)$ $\text{MPa}\sqrt{m}$ e tendência da inclinação da reta para o aço API 5L X70 na condição R23.

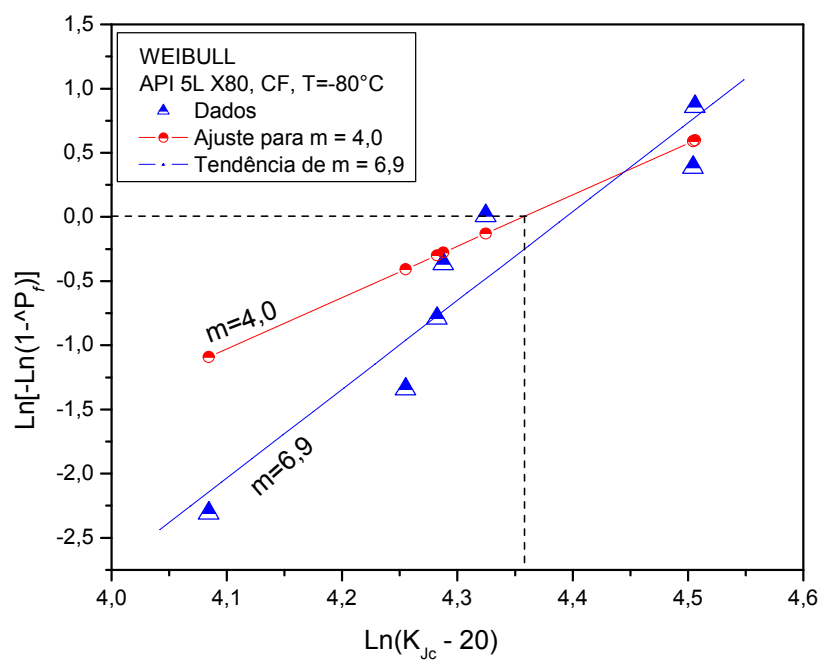


Figura 4.22 - Inclinação de Weibull mostrando a identificação do ponto $(K_{\theta} - 20)$ $\text{MPa}\sqrt{m}$ e tendência da inclinação da reta para o aço API 5L X80 na condição CF.

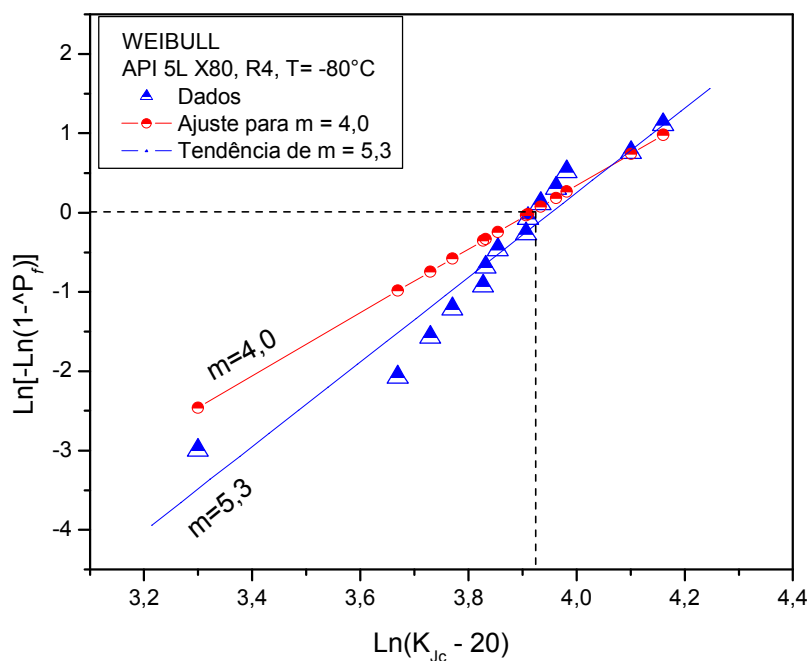


Figura 4.23 – Inclinação de Weibull mostrando a identificação do ponto ($K_{\theta-20}$) $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ e tendência da inclinação da reta para o aço API 5L X80 na condição R4.

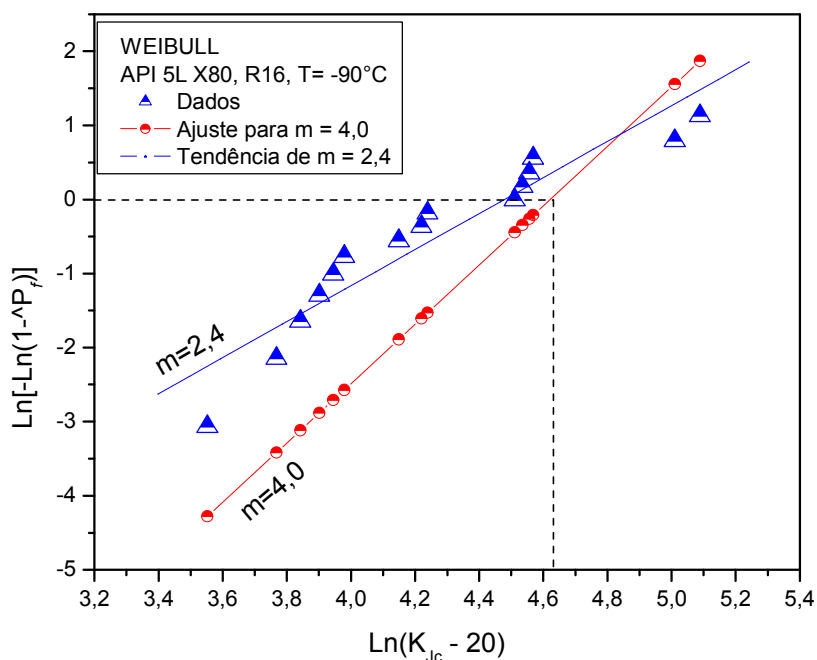


Figura 4.24 - Inclinação de Weibull mostrando a identificação do ponto ($K_{\theta} - 20$) $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ e tendência da inclinação da reta para aço API 5L X80 na condição R16.

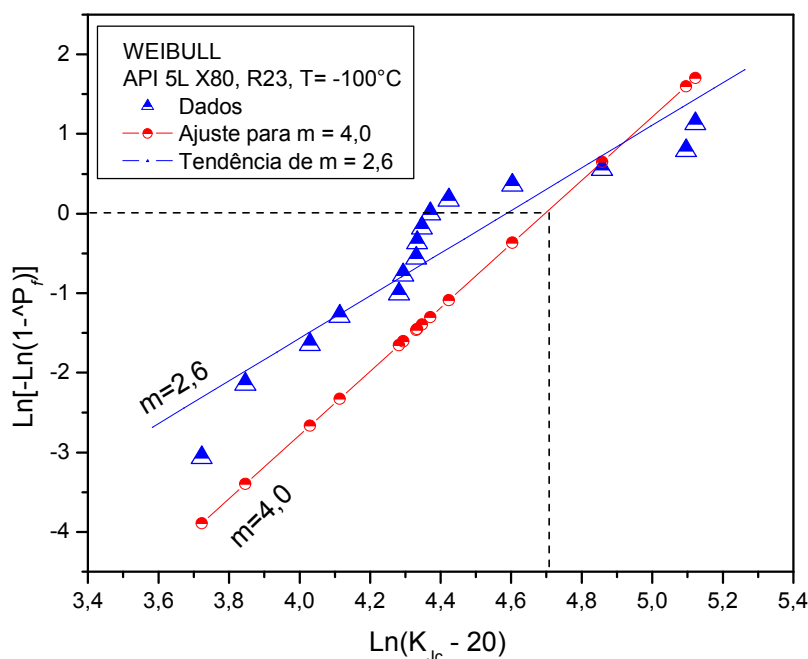


Figura 4.25 – Inclinação de Weibull mostrando a identificação do ponto (K_{0-20}) $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ e tendência da inclinação da reta para o aço API 5L X80 na condição R23.

A distribuição estatística da tenacidade à fratura junto com o ajuste mediante a distribuição de Weibull é apresentada integralmente na figura 4.26 para os dois aços pesquisados. As condições metalúrgicas R16 e R23, ambas executadas nas temperaturas de ensaio de -70°C , correspondentes ao aço API X70, apresentam uma distribuição da tenacidade muito mais próxima da distribuição de Weibull tri-paramétrica. Por outro lado, as demais condições sofrem um ajuste severo da distribuição da tenacidade devido à alta instabilidade da tenacidade na ponta da trinca. Cocco (2007) e Wallin(1984) demonstram que o ajuste da distribuição da tenacidade usando a função de Weibull tri-paramétrica incluindo os parâmetros escalar, K_0 , parâmetro de forma, m e a tenacidade limiar, K_{min} , tem a habilidade para prever a distribuição dos valores da tenacidade à fratura na região de transição dúctil para frágil da curva mestra. Concordando com estes argumentos, a calibração da curva mestra foi desenvolvida com muito sucesso, alcançando as expectativas esperadas desta tese.

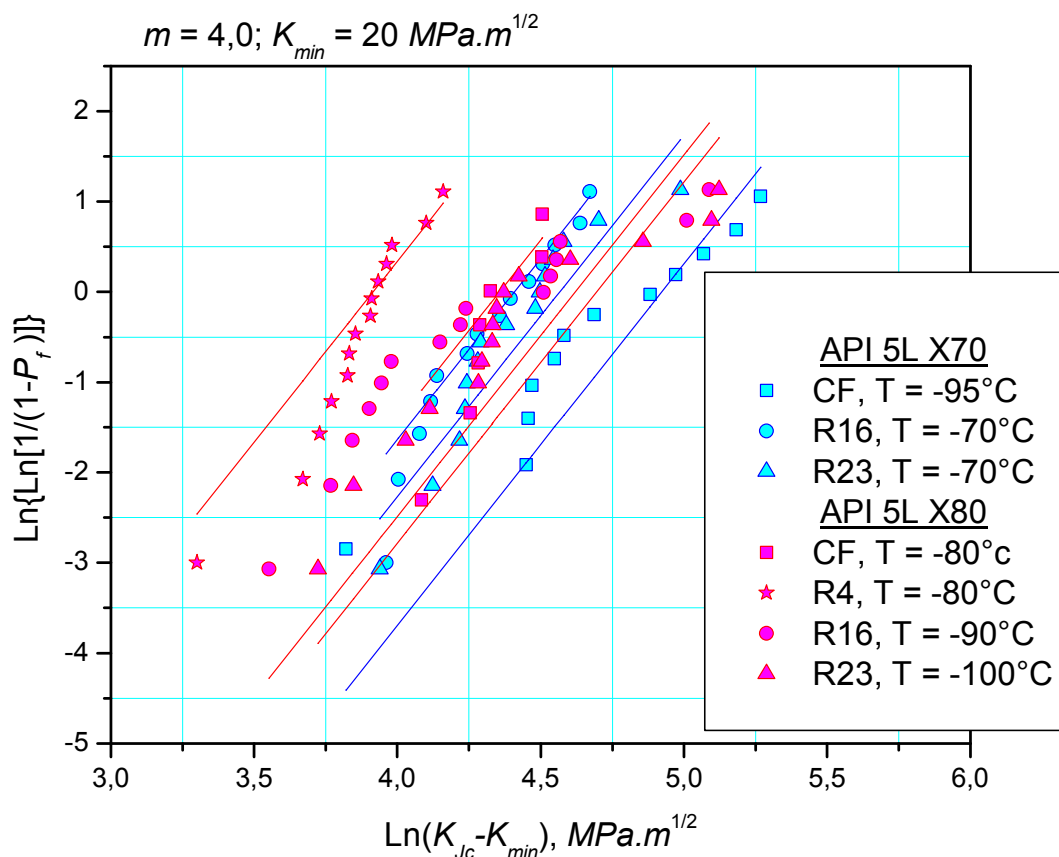


Figura 4.26 – Distribuição estatística da tenacidade de fratura comparando todas as condições metalúrgicas dos aços API 5L X70 e X80.

4.6 PARÂMETROS PARA DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL

Os parâmetros que envolvem o comportamento da distribuição de Weibull podem ser usados também como um indicador de falha mediante uma análise probabilística. Petti (2005), em seus trabalhos experimentais, mostra claramente a calibração dos valores de tenacidade à fratura mediante o ajuste do parâmetro de forma, $m = 4,0$ e o parâmetro limiar $K_{min} = 20 \text{ MPa.m}^{1/2}$ como valores conservativos e o parâmetro K_0 como um fator dependente do mecanismo de fratura elástico plástico e da temperatura de ensaio. Não obstante, com o ajuste e a calibração dos dados de tenacidade, Petti permite prever a probabilidade de falha acumulada usando a relação temperatura tenacidade da curva mestra. Seguindo essa metodologia também

desenvolvidas por Gao (2000), Lidbury (2006), Reytier (2006), Wasiluk (2006) e sugerida por Wallin (1999), neste trabalho optou-se por interpretar a distribuição de Weibull, P_f , como um indicador de falha acumulada. As figuras 4.27 e 4.28 mostram a probabilidade das curvas de falha acumulada interpretada na equação 2.20 do capítulo 2, para os corpos-de-prova com tamanho de $1T$ e com a relação do comprimento da trinca de $0,45 \leq a/W \leq 0,55$.

Na figura 4.27, pode ser observado que, quando a temperatura de ensaio é aumentada de -95°C para -70°C , a tenacidade tende a ser menor no aço API X70. Por outro lado, na figura 4.28, o comportamento do aço API X80 manifesta-se contrario, com a diminuição da temperatura de ensaio desde -80°C para -90 e -100°C os valores de tenacidade tendem a ser maiores, com exceção da condição R4 do aço API X80 que manifesta um comportamento similar ao aço API X70.

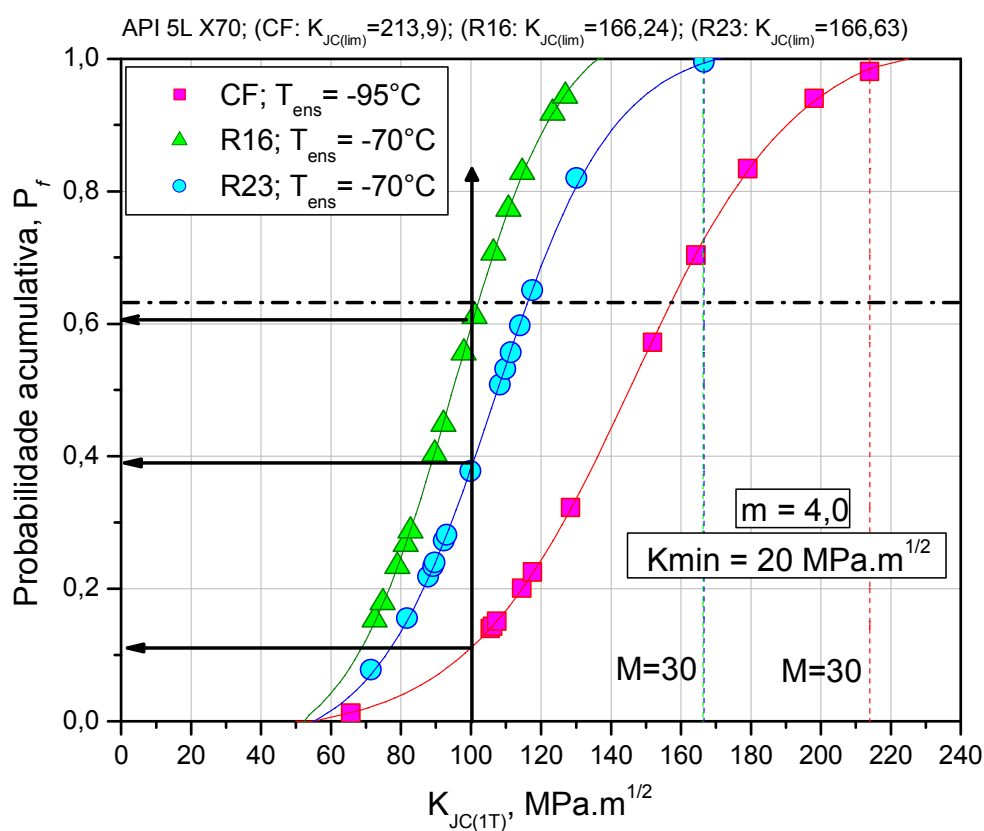


Figura 4.27 – Distribuição de falha. Dados comparativos das condições CF, R16 e R23 do aço API 5L X70. $M=30$ é o limite máximo de tensão.

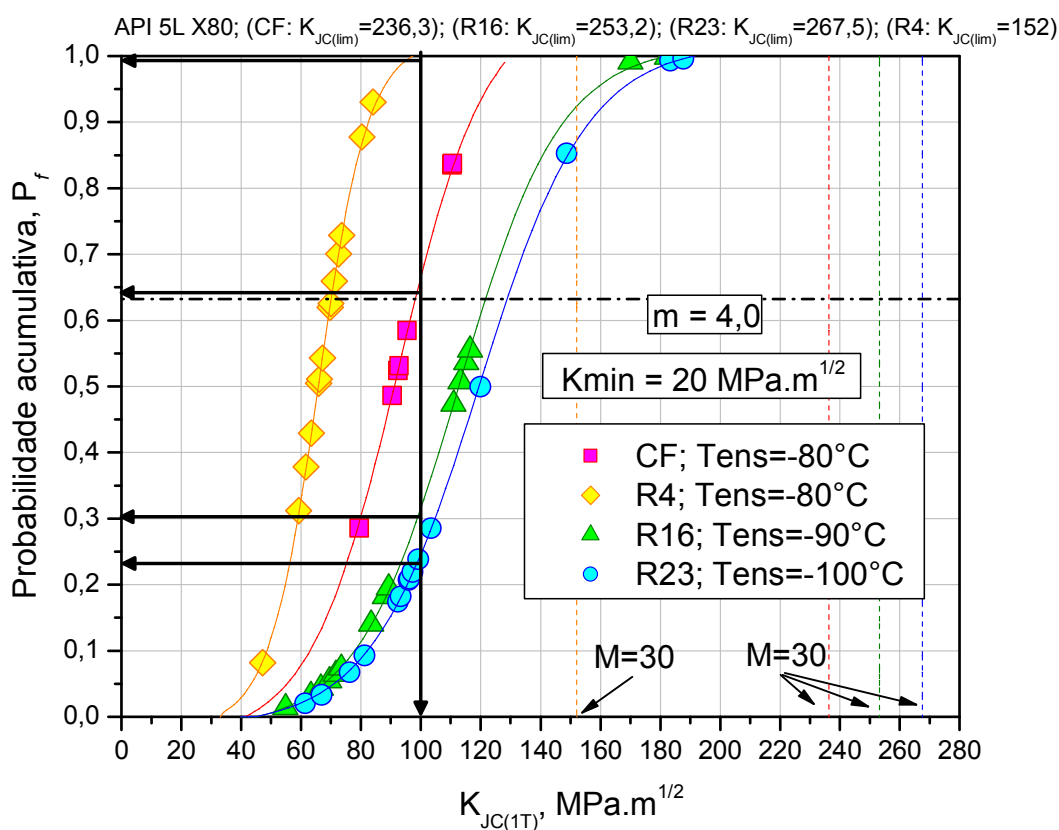


Figura 4.28 - Distribuição de falha. Dados comparativos das condições CF, R4, R16 e R23 do aço API 5L X80. $M=30$ é limite máximo de tensão.

As análises feitas nestas figuras indicam claramente que, para uma tenacidade de $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, as condições metalúrgicas CF, R16 e R23 dos aços API X70 e X80 mostram alta confiabilidade, com exceção da condição R4. Os resultados são listados na tabela 4.6. Este comportamento pode ser consequência da distribuição microestrutural ferrítica bainítica, do campo de tensão-deformação ao redor da ponta da trinca e do tipo de mecanismo de fratura presentes nos aços após tratamento térmico. Na condição como-fornecido de ambos os aços, estas características mostraram ser quase similares.

Tabela 4.6 – Probabilidade de falha acumulada para $K_{Jc} = 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ dos aços API 5L X70 e X80.

Condição metalúrgica	API 5L X70		Condição metalúrgica	API 5L X80	
	$P_f, (\%)$	$T_{ensaio} (^\circ\text{C})$		$P_f, (\%)$	$T_{ensaio} (^\circ\text{C})$
CF	11,6	-95	CF	64,0	-80
R16	39,1	-70	R4	100,0	-80
R23	60,2	-70	R16	31,2	-90
			R23	24,9	-100

4.7 ANÁLISES DA CURVA MESTRA

O método para estimar a temperatura de referência T_0 é aplicado usando a norma ASTM E1921(2005). Para dados de uma única temperatura de ensaio, o T_0 é calculado a partir das medidas calibradas em K_0 usando a equação 4.2. Posteriormente, é estimado o fator de intensidade de tensão K_{Jc} médio e, finalmente, é encontrada a temperatura de referência, T_0 , mediante a equação 4.3. Toda a análise da curva mestra é apresentada de forma individual nas figuras 4.29 até 4.35, e os valores da temperatura de referência, T_0 , são sumarizados na tabela 4.7 para todas as condições metalúrgicas dos aços API 5L X70 e X80. Nestas figuras podem ser observadas a análise dos valores de tenacidade à fratura correspondentes à temperatura de ensaio, à curva mestra em 50 % de probabilidade de falha acumulada, aos limites de tolerância de 5 e 95%, e ao limite máximo de intensidade de tensão em $M = 30$, como um limite de referência. Nestas figuras, para encontrar a temperatura de referência, T_0 , é projetada uma linha reta horizontal que intercepta a curva mestra a partir de uma tenacidade de $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

$$K_0 = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc(i)} - K_{min})^4}{N} \right]^{1/4} + K_{min} \quad (4.2)$$

$$T_0 = T - \left(\frac{1}{0,019} \right) \ln \left[\frac{K_{Jc(medio)}^{-30}}{70} \right] \quad (4.3)$$

A avaliação usando os parâmetros do modelo de Weibull tri-paramétrico e os valores médios de tenacidade à fratura na faixa de temperatura de ensaio permite a qualificação e a determinação da temperatura de referência, T_0 , equivalente a uma tenacidade de $100 \text{ MPa}\sqrt{m}$. Quase na totalidade dos dados de tenacidade à fratura obtidos neste trabalho, e quando comparadas com a curva mestra, mostra pouca dispersão da tenacidade, com exceção das condições metalúrgicas CF e R23 do aço API X70 que excederam em 16 e 6,5%, respectivamente, e as condições R16 e R23 do aço API X80 que excederam em 20 e 26,5%, valores seletivos aos limites de tolerância 5 e 95% da curva mestra. Estas porcentagens excedentes podem ser atribuídas à instabilidade de fluxo plástico na ponta da trinca durante ensaios de tenacidade à fratura e influenciadas pelas baixas temperaturas de exposição. Embora nenhum dos dados de tenacidade exceda o fator de intensidade de tensão limite, $K_{Jc(limite)}$, proposto pela ASTM E1921 (2005), essas porcentagens excedentes não seriam consideradas como de “alta dispersão de tenacidade” com relação à curva mestra na região de transição dúctil para frágil. Nas curvas de energia de impacto versus temperatura, vistas no item 4.5, todas as condições metalúrgicas exibiram um mecanismo de fratura de clivagem entre as temperaturas de ensaio -60 e -150°C . Estas características poderiam ajudar de forma qualitativa para escolher qual condição metalúrgica estudada teria melhor rendimento em temperaturas menores de zero ($^\circ\text{C}$).

Analisando os resultados exibidos na tabela 4.8, pode-se dizer que a condição CF do aço API X70 e as condições tratadas termicamente R16 e R23 do aço API X80 mostram melhor probabilidade de manter um comportamento estável em $100 \text{ MPa}\sqrt{m}$, já que as temperaturas de referência, T_0 , correspondentes entre -121°C e -98°C indicam que esses materiais poderiam trabalhar muito bem nessa faixa de temperaturas. Os valores médios de tenacidade à fratura, $K_{Jc(medio)}$, revelam valores bem próximos de $100 \text{ MPa}\sqrt{m}$, com desvio-padrão significativo em todas as condições, com exceção da condição R4. Por outro lado, a condição R4 mostra ser a menos eficiente, porque exibe um comportamento frágil na temperaturas de $-44,65^\circ\text{C}$, que é a

temperatura mais alta quando comparada com as outras condições em estudo, além do que também a tenacidade à fratura média, $K_{Jc(médio)}$, é muito inferior a $100 \text{ MPa}\sqrt{m}$.

Tabela 4.7 – Valores do fator de intensidade de tensão elástico plástico médio, $K_{Jc(méd)}$, e a temperatura de referência T_0 .

Condição metalúrgica	$K_{Jc(médio)}$, $\text{MPa}\sqrt{m}$	Desvio padrão*, σ ($\text{MPa}\sqrt{m}$)	T_0 , °C	Desvio padrão**, σ (°C)	$M = 30$ ou $K_{Jc(limite)}$, $\text{MPa}\sqrt{m}$
API 5L CF	145,39	35,11	-121,31	5,19	213,97
X70 R16	94,96	20,99	-66,06	4,81	166,24
R23	107,04	24,37	-75,04	1,64	166,63
CF	91,19	19,93	-72,91	6,80	236,35
API 5L R4	65,76	12,81	-44,65	5,02	152,07
X80 R16	112,76	25,97	-98,81	4,64	253,20
R23	119,91	27,97	-113,17	4,64	267,53

*Desvio-padrão da tenacidade: $\sigma = 0,28 K_{Jc(méd)} [1 - 20/K_{Jc(méd)}]$.

**Desvio-padrão da temperatura de referência, T_0 : $\sigma = \beta/\sqrt{r}$ (β varia desde 18 para 20,1) segundo a norma ASTM E1921(2005).

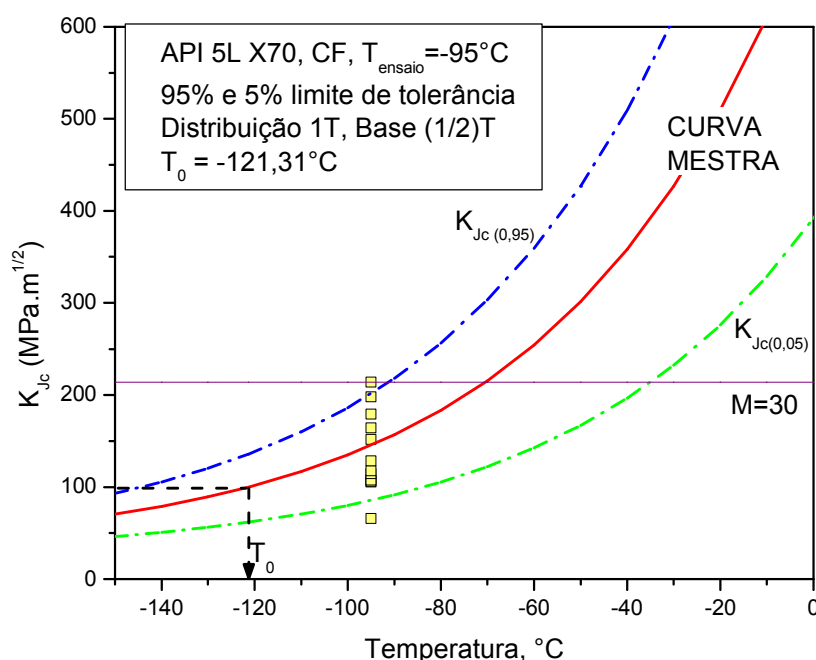


Figura 4.29 – Dados de tenacidade à fratura relacionados à curva mestra convencional e limites de tolerância de 5% e 95% na condição CF do aço API 5L X70.

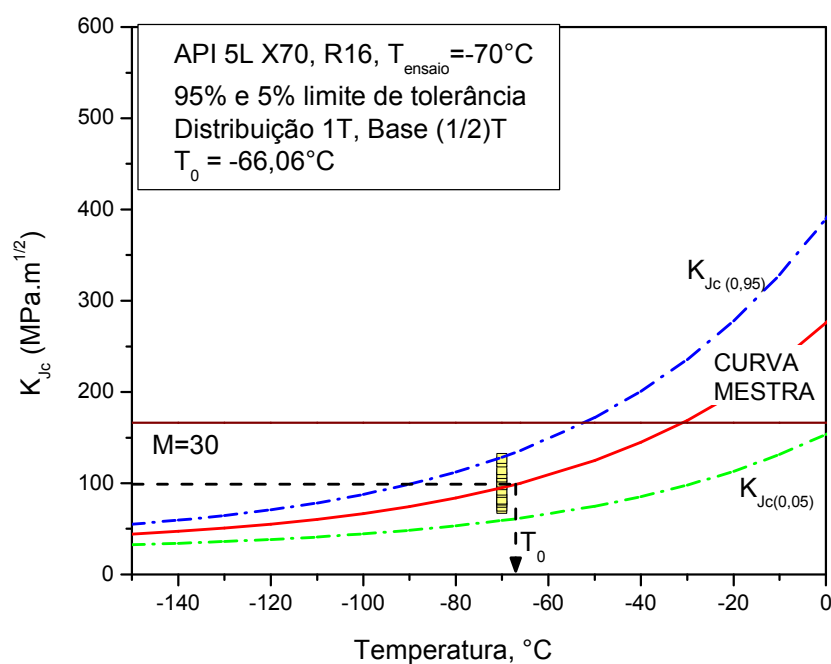


Figura 4.30 - Dados de tenacidade à fratura relacionados à curva mestra convencional e limites de tolerância de 5% e 95% na condição R16 do aço API 5L X70.

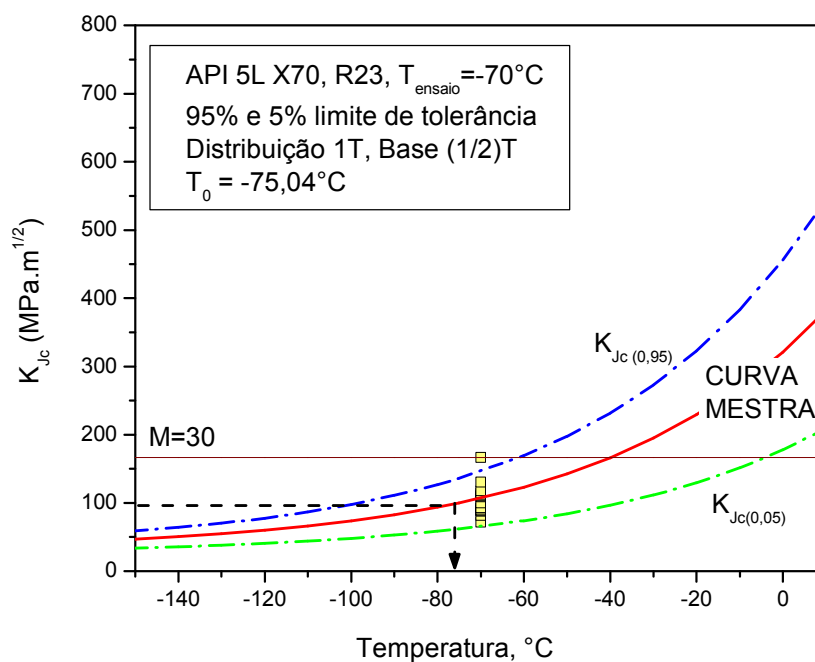


Figura 4.31 - Dados de tenacidade à fratura relacionados à curva mestra convencional e limites de tolerância de 5% e 95% na condição R23 do aço API 5L X70.

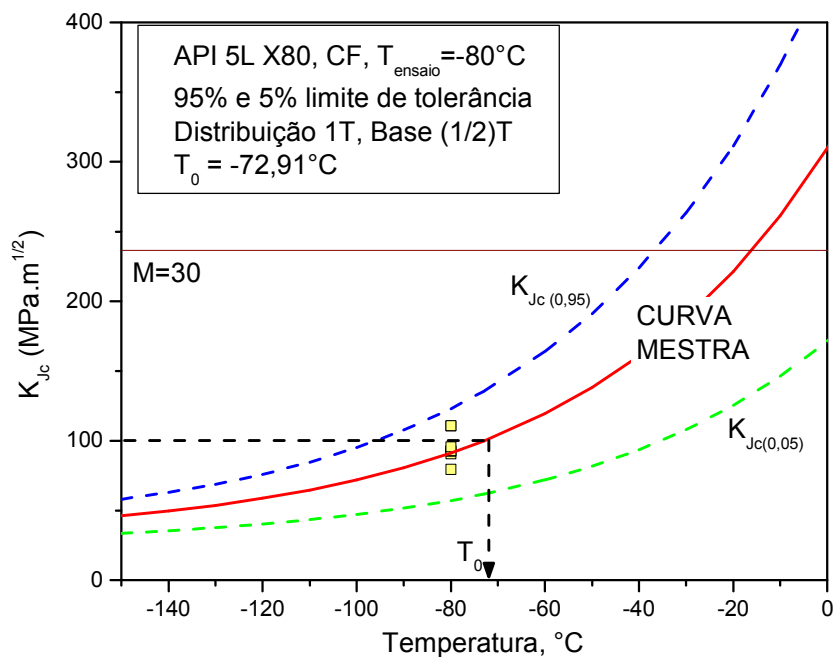


Figura 4.32 - Dados de tenacidade à fratura relacionados à curva mestra convencional e limites de tolerância de 5% e 95% na condição CF do aço API 5L X80.

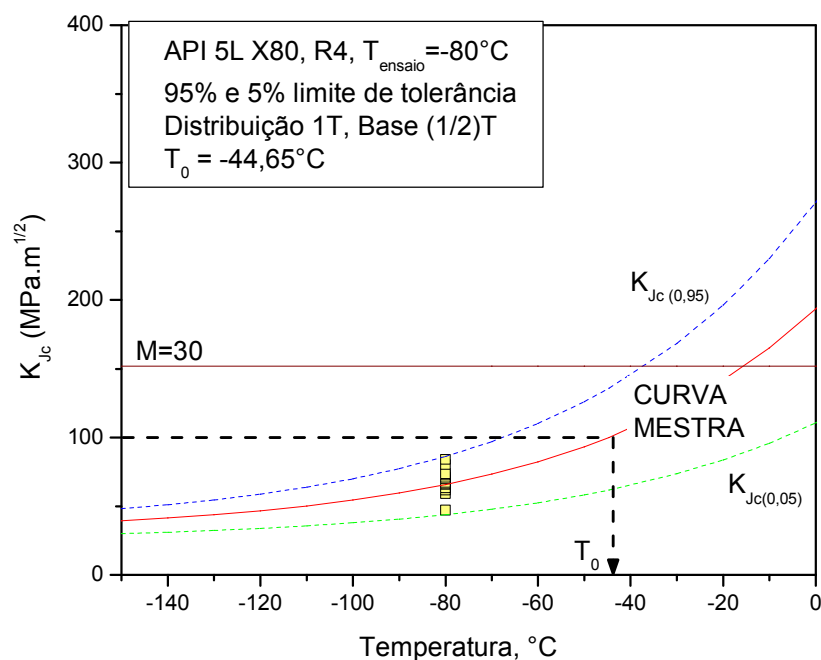


Figura 4.33 - Dados de tenacidade à fratura relacionados à curva mestra convencional e limites de tolerância de 5% e 95% na condição R4 do aço API 5L X80.

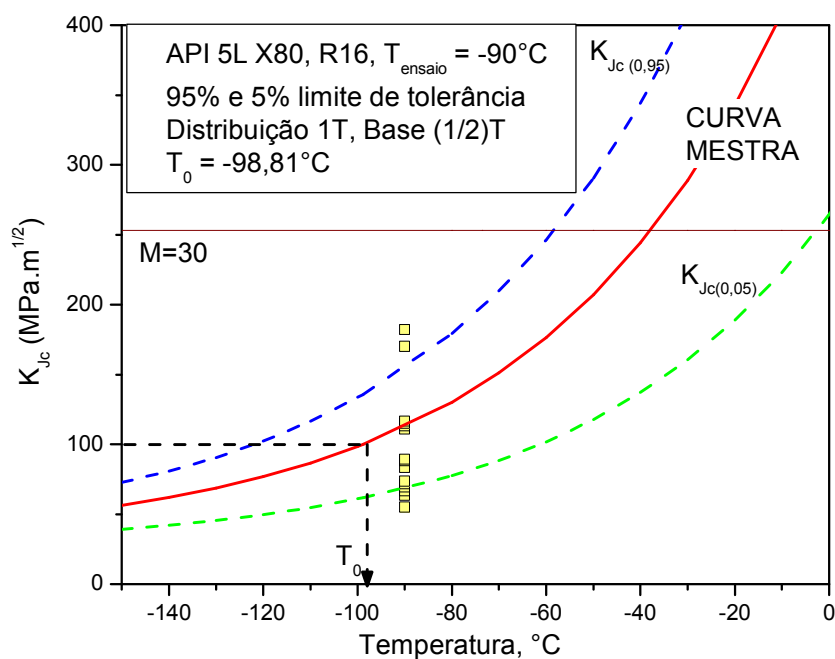


Figura 4.34 - Dados de tenacidade à fratura relacionados à curva mestra convencional e limites de tolerância de 5% e 95% na condição R16 do aço API 5L X80.

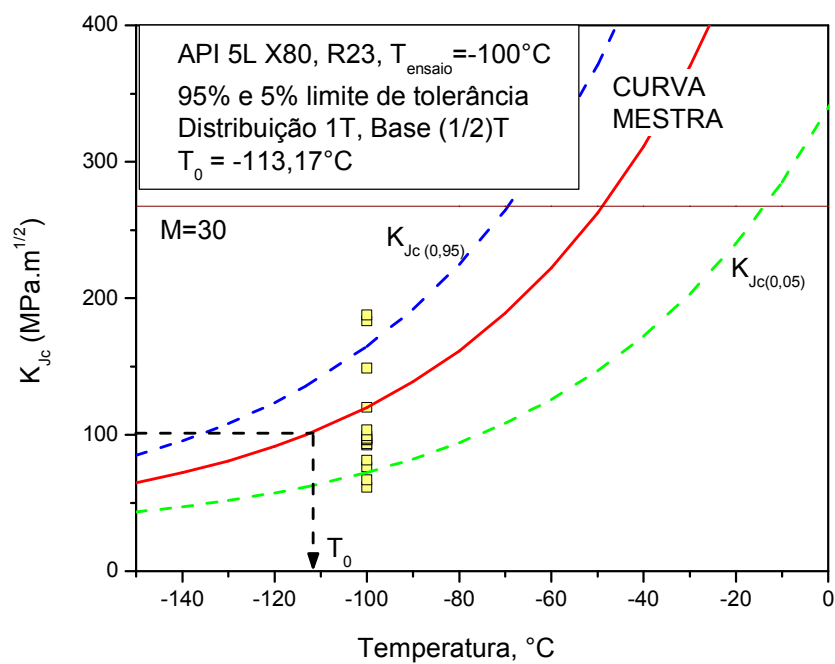


Figura 4.35 - Dados de tenacidade à fratura relacionados à curva mestra convencional e limites de tolerância de 5% e 95% na condição R23 do aço API 5L X80.

Comparando os resultados dos ensaios de fratura dos aços API X70 e X80, pode-se entender que a presença de mecanismos de fratura por clivagem influenciou grandemente na resistência do material quando tensionado em temperaturas críticas. Para melhor visualização do comportamento destes aços tratados e não tratados, a norma ASTM E1921-05 sugere encontrar a temperatura de referência T_0 em função de uma tenacidade de $100 \text{ MPa}\sqrt{m}$. Na figura 4.36 são comparadas as temperaturas de referência, T_0 . Observa-se que a condição CF do aço API X70 poderia ser muito mais aceitável do que o aço API X80, já que, nessa temperatura de referência, este material poderia resistir melhor aos esforços de tensão no sentido de laminação (LT).

Nas condições tratadas termicamente, pode-se observar que o aço API X70 sofreu mudanças desfavoráveis e que o aço API X80 obteve mudanças favoráveis. Isto significa que a temperatura de referência, T_0 , sofreu aumento de $-121,31^\circ\text{C}$ para -75 e -66°C no aço API X70 e o T_0 diminuiu de $-72,91^\circ\text{C}$ para $98,81$ e -113°C no aço API X80.

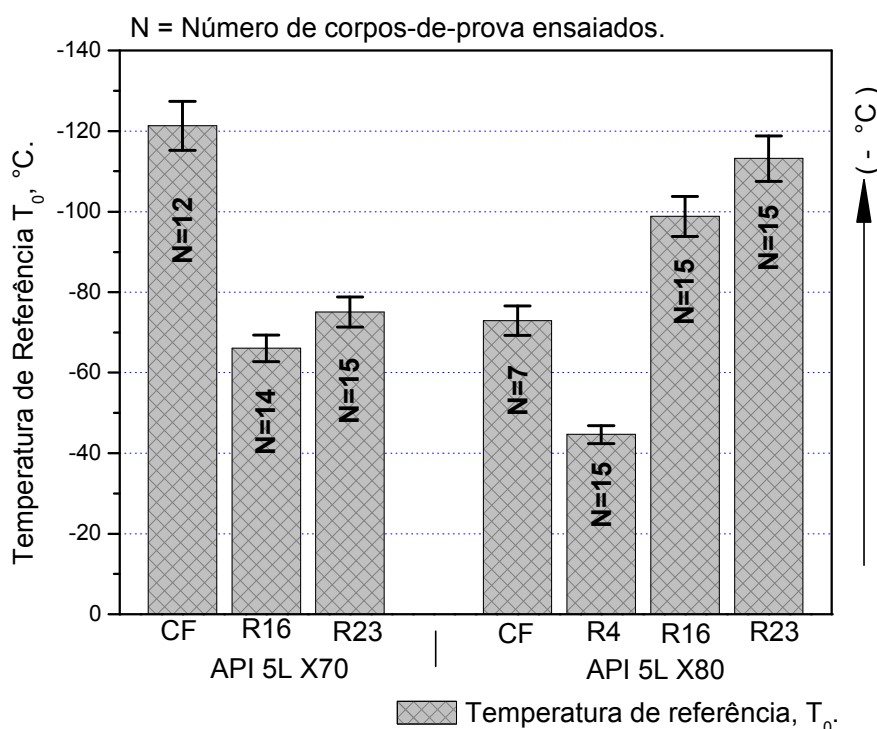


Figura 4.36 – Dados da temperatura de referência T_0 para as condições metalúrgicas R16 e R23 do aço API X70, e R4, R16 e R23 do aço API X80, ambos os aços comparadas com a condição como-fornecido (CF).

A relação existente entre a tensão máxima de resistência à tração e a temperatura de referência T_0 dos aços API X70 e X80 é ilustrada na figura 4.37. O que se verifica é uma diminuição da tensão máxima de resistência à tração em função do aumento da temperatura de referência. Então, a relação existente nos aços tratados termicamente não se comporta como o esperado, no aços API X70. Após tratamento térmico, eles conservam quase a mesma resistência mecânica da condição CF, mas a temperatura de referência, T_0 , sofre um aumento substancial, na faixa de 58%. Porém, o aço API X80 exibe um comportamento muito diferente: a temperatura de referência diminui com o aumento da tensão máxima de resistência à tração, com exceção da condição R4 que apresenta um comportamento oposto.

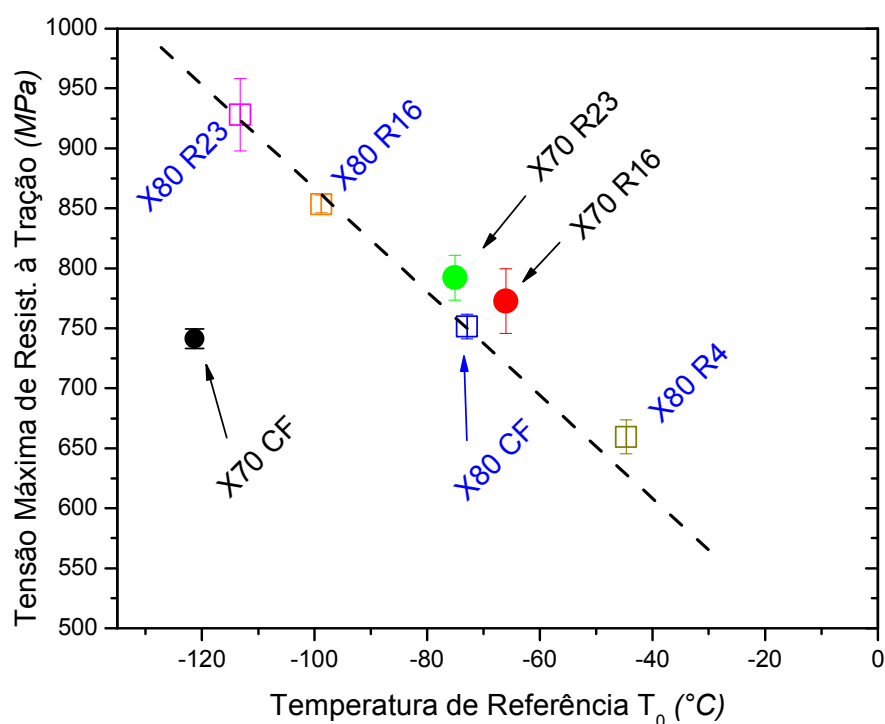


Figura 4.37 – Correlação entre tensão máxima de resistência à tração e a temperatura de referência T_0 .

O comportamento da resistência máxima de ruptura com relação à tenacidade à fratura é ilustrado na figura 4.38. O comportamento do aço API X70 mostra-se oposto ao aço API X80. Na condição CF do aço API X70 observa-se aumento de resistência

com a diminuição da tenacidade à fratura. No aço API X80, o aumento da resistência é acompanhada com o aumento da tenacidade à fratura, com exceção da condição R4 que diminui de resistência tanto como a sua tenacidade. Guimarães (2006) encontrou um comportamento muito parecido e argumenta que o aumento de resistência conduz a uma diminuição da tenacidade. Esse comportamento mecânico singular em cada aço tratado é comparado também na figura 4.39, se pode entender que o aço API X70 perdeu tenacidade e o API X80 aumentou sua tenacidade após os tratamentos térmicos aplicados. Finalizando, o efeito causado pelos tratamentos térmicos é muito significativo. A homogeneização da microestrutura e a presença de microconstituintes têm forçado os aços a se comportarem mecanicamente de forma adversa, aumentando e diminuindo a tenacidade como função direta da temperatura.

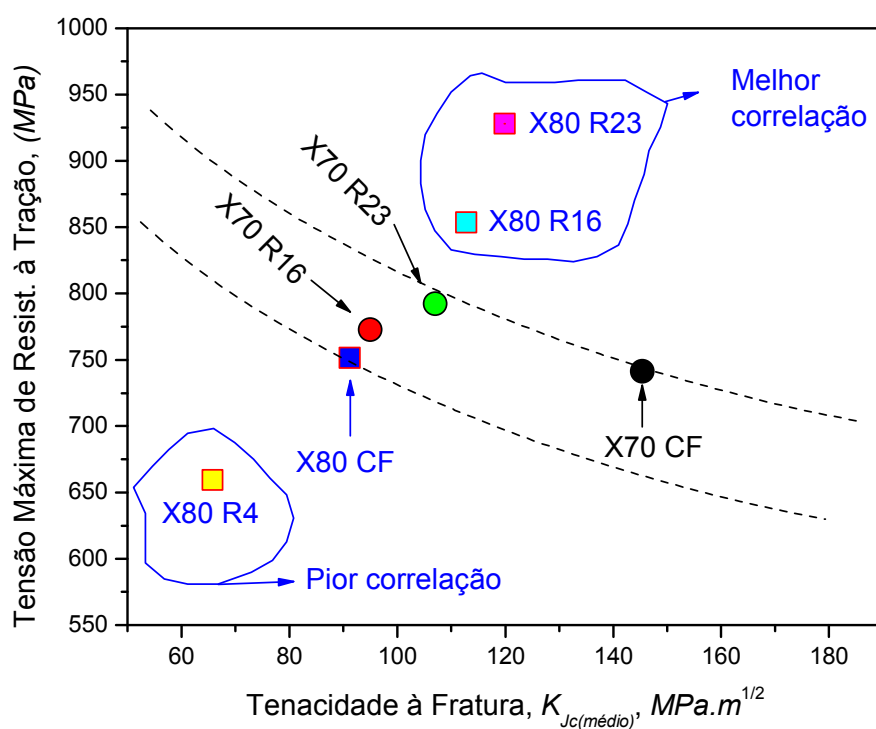


Figura 4.38 – Correlação entre tensão máxima de resistência à tração e a tenacidade à fratura $K_{Jc(médio)}$.

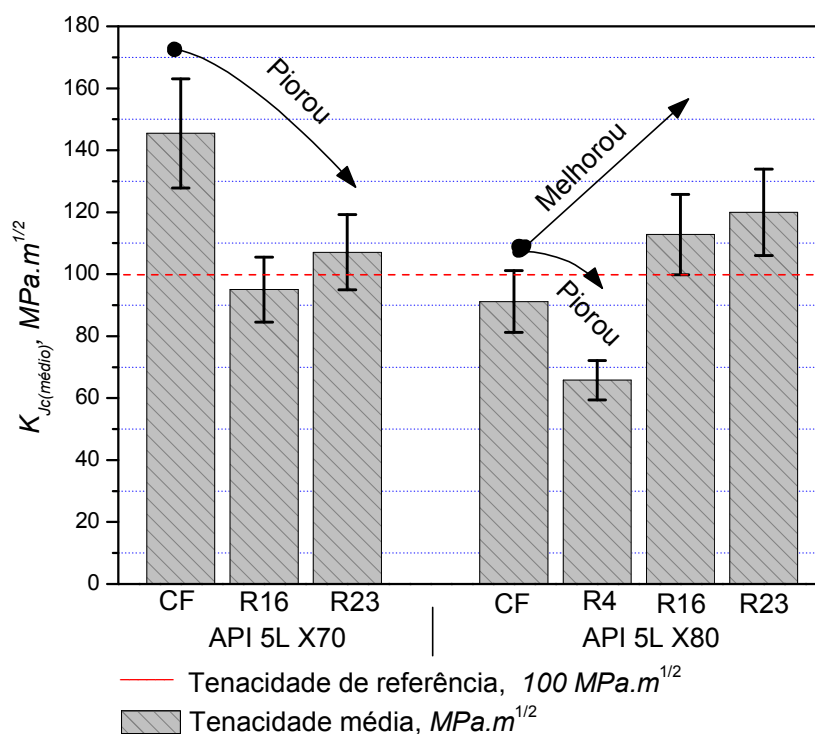


Figura 4.39 – Dados comparativos da tenacidade à fratura dos aços API X70 e X80 após os tratamentos térmicos aplicados.

4.8 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

A análise fractográfica foi realizada para investigar o tipo de fratura ocasionada após ensaios de tenacidade de fratura no regime frágil e dúctil. Tanto as cavidades esféricas como a formação de inclusões constituem uma das características presentes na superfície de fratura. Estas características foram vistas já no item 4.3. Neste item são discutidas: formação de delaminações, facetas de clivagem e “dimples” na superfície de fratura na faixa de temperatura de transição dúctil-frágil, como consequência do mecanismo de fratura elásto-plástico do material estudado.

Estudos de Guo et al. (2002) mostram um comportamento mais claro sobre os efeitos da espessura e da tenacidade, como também o efeito causador de delaminações na superfície de fratura. Guo enfatiza que as trincas em uma superfície de fratura são acompanhadas com deformação plástica extensiva e que as delaminações podem ser

consideradas como agentes redutores de fluxo plástico no material. Como a restrição ao fluxo plástico na ponta da trinca é mais alto no centro dos corpos-de-prova, a presença de delaminações na parte central pode ser mais severa.

O perfil dos mecanismos de fratura das condições CF é mostrado nas figuras 4.40 e 4.41 para os aços API X70 e X80, respectivamente. Nestas figuras podem ser observadas a presença de delaminações, que apresenta formas muito pronunciadas, profundas e alongadas em toda a extensão da superfície de fratura e em sentido perpendicular à ponta da trinca. Além das delaminações, há a presença de “dimples” e facetas de clivagem bem na frente da ponta da trinca e nos lábios de cisalhamento das delaminações, (figuras 4.40c e d e figuras 4.41c e d). Consequentemente, a condição CF do aço API X70 (figura 4.40b) mostrou ter uma mistura maior de facetas clivadas e “dimples” do que a condição CF do aço API X80 (figura 4.41b) que mostra maior incidência de facetas de clivagem na ponta da trinca.

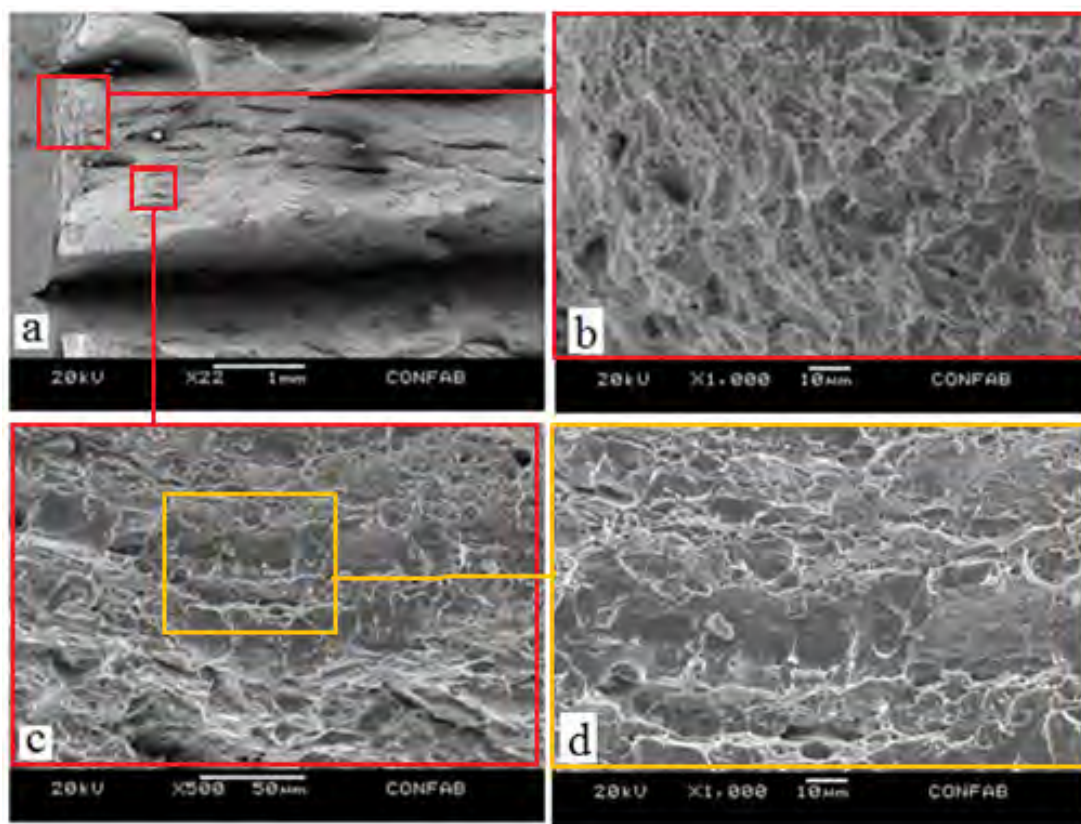


Figura 4.40 – Morfologia da fratura frágil ou dúctil próxima à ponta da trinca na condição CF ensaiada em -90°C do aço API 5L X70.

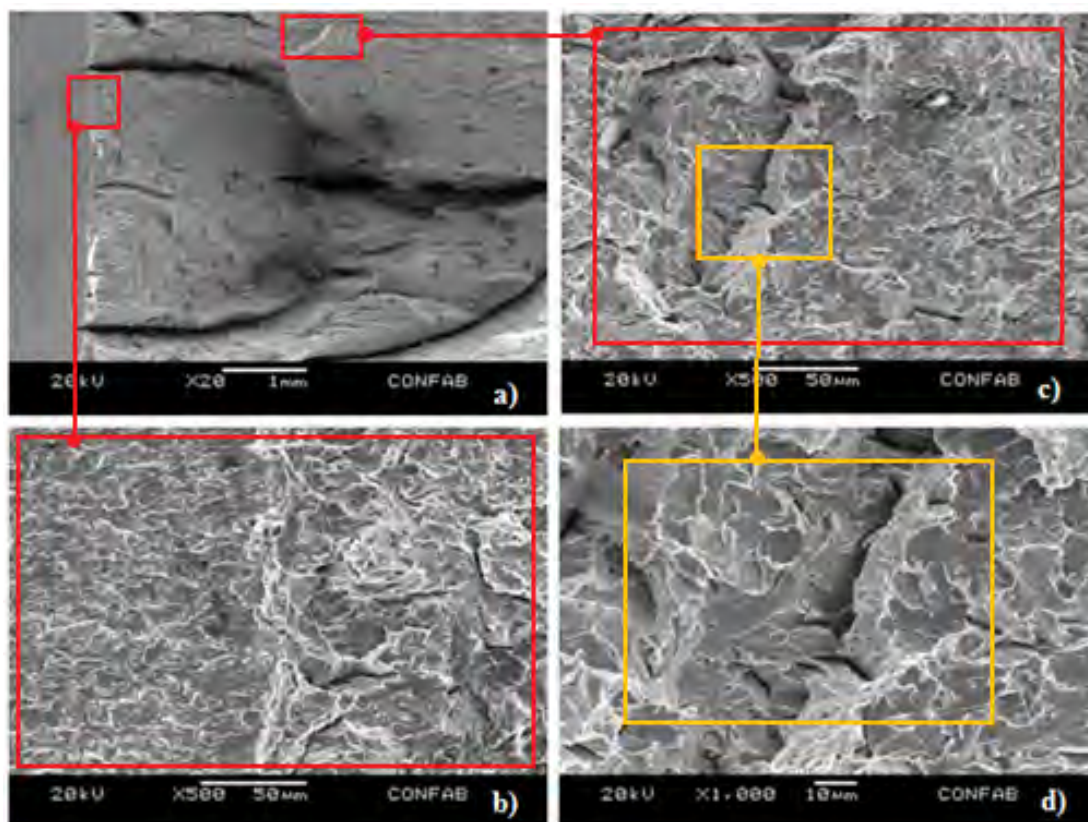


Figura 4.41 – Morfologia da superfície de fratura frágil da condição CF do API X80, ensaiada em -80°C .

Considerando os aspectos microestruturais das amostras apresentadas nas figuras 4.1 e 4.2, vistas no começo deste capítulo, pode-se entender que a formação de bandeamentos de perlita na microestrutura dos dois aços contribuíram grandemente na ativação das delaminações durante o processo dos ensaios de tenacidade à fratura. Fazendo uma análise no comportamento elásto-plástico do material, observa-se uma maior deformação plástica com relação ao carregamento aplicado durante os ensaios de tenacidade à fratura no aço API X70 do que no aço API X80, isto na condição CF. Significa que o aço API X70 na condição CF ofereceu menor restrição ao fluxo plástico na ponta da trinca, embora tenha apresentado maior incidência de alvéolos na ponta da trinca. No aço API X80 houve maior restrição ao fluxo plástico (embora apresente delaminações profundas) com ocorrência de fratura por mecanismo de clivagem na ponta da trinca e em toda a superfície de fratura. As diferenças da área plástica exibidas durante a deformação plástica são mostradas de forma comparativa na figura 4.42.

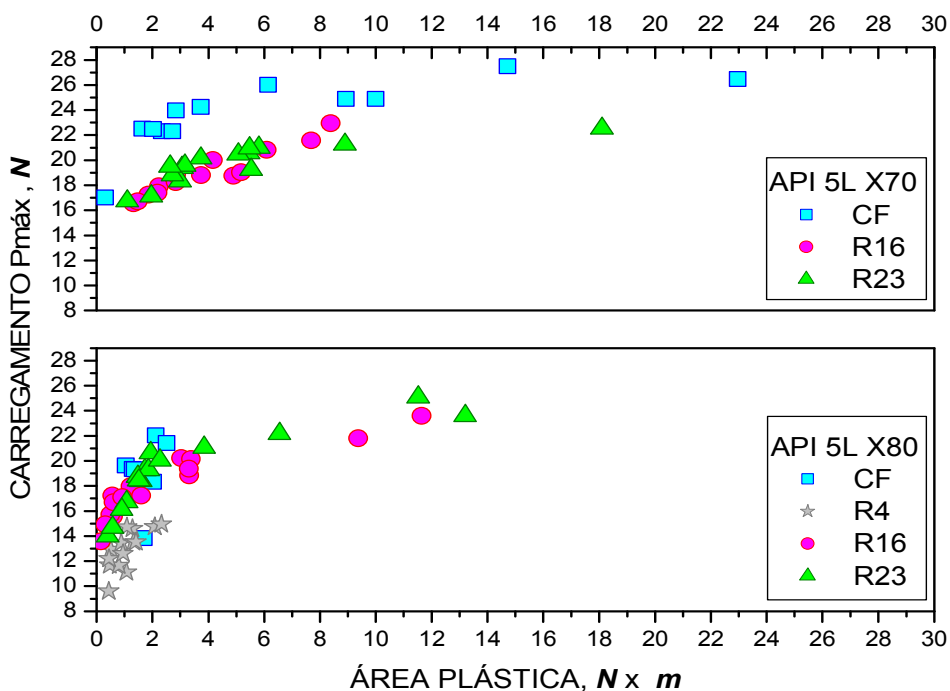


Figura 4.42 – Relação entre carregamento máximo e área plástica dos aços API X70 e X80 em todas as condições metalúrgicas.

As condições metalúrgicas R16, R23 e R4 dos aços API X70 e X80 tratados termicamente sofreram mudanças com relação as suas morfologias da superfície de fratura, embora estas condições tenham revelado uma alta deformação plástica durante os ensaios de tração. Todos estas condições exibiram uma mistura de micromecanismos de fratura, sendo de clivagem com leve presença de alvéolos, assim como também a presença de decoesão de contornos nas faces clivadas. Nas figuras 4.43 até 4.47 são mostradas as superfícies de fratura das condições tratadas termicamente de ambos os aços estudados. Os critérios de Guo et al. (2002) e Tanguy (2005) coincidem plenamente com o comportamento dos aços API X70 e X80 tratados termicamente. A maior presença de cromo, molibdênio e manganês no aço API X80 mostrou um efeito significativo do fluxo plástico, sendo maior do que a condição CF. Entretanto, excedentes de silício e carbono no aço API X70 produziram um efeito contrário com a diminuição do fluxo plástico com relação ao CF. Essas variações podem ter sido influenciadas pela formação de partículas de segunda fase e

precipitados na microestrutura. Consequentemente, essas alterações provocaram um mecanismo de fratura quase completamente de clivagem e decoesão de grãos.

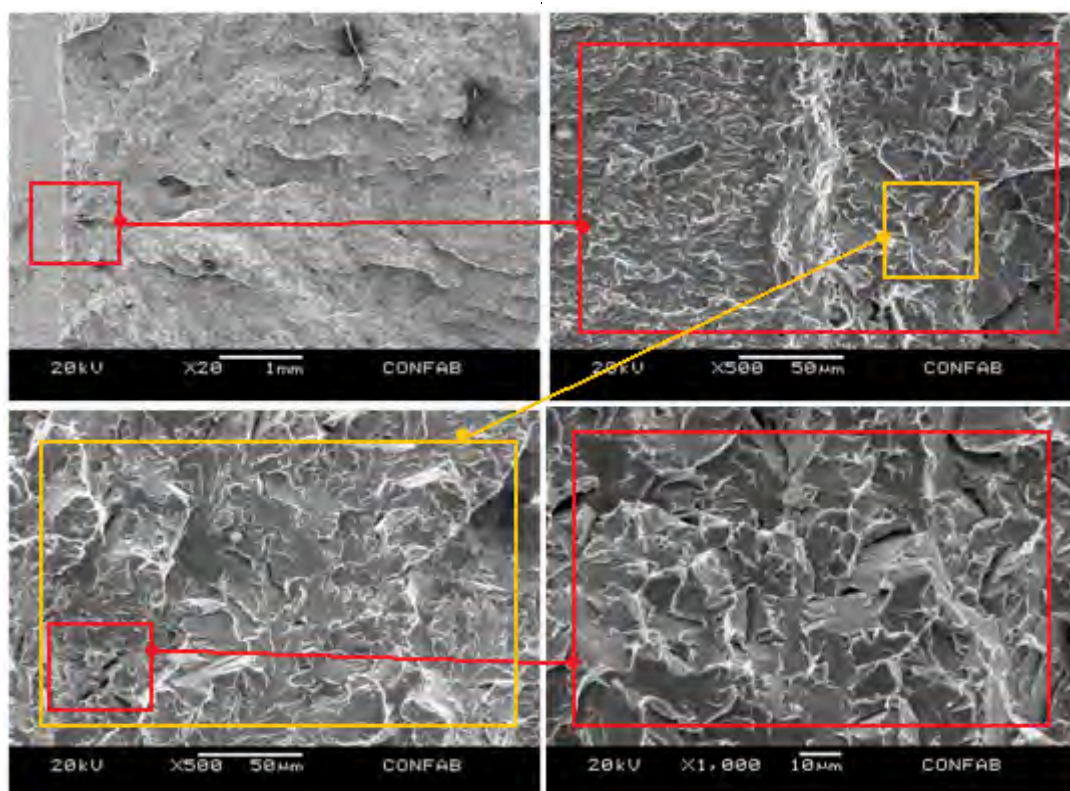


Figura 4.43 – Morfologia de fratura frágil na condição R16 do aço API X70.

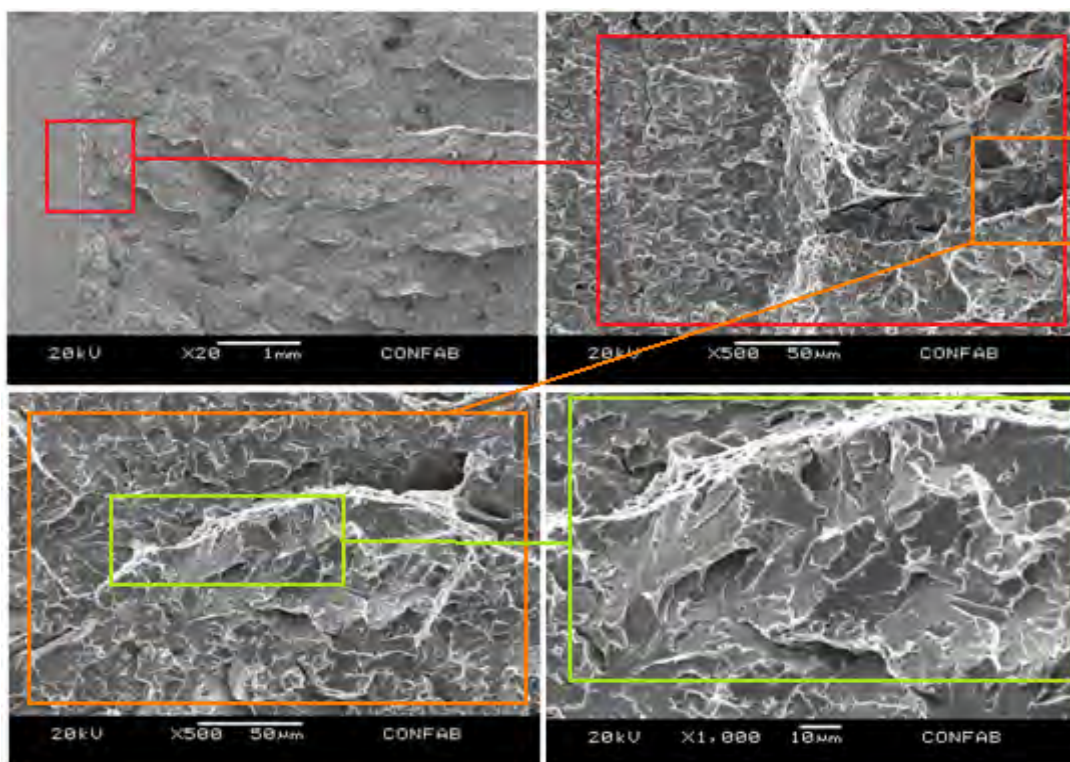


Figura 4.44 – Morfologia de fratura frágil na condição R23 do aço API X70.

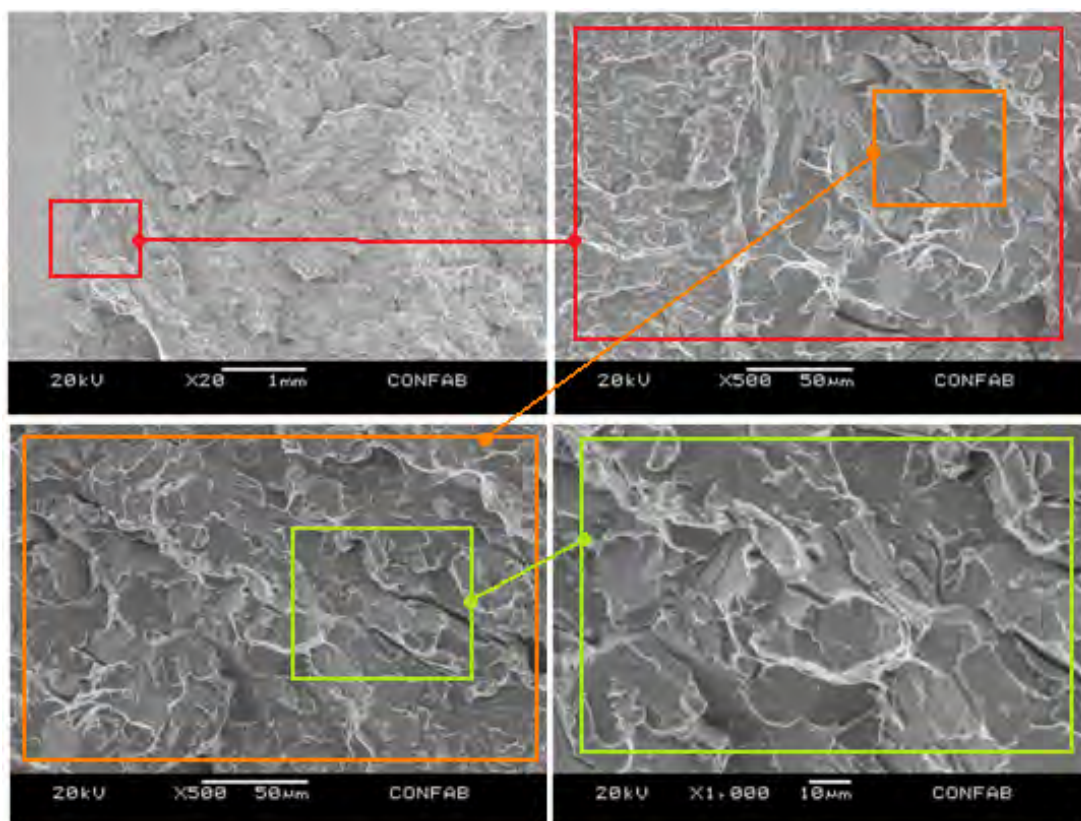


Figura 4.45 – Morfologia da superfície de fratura da condição R4 do aço API X80.

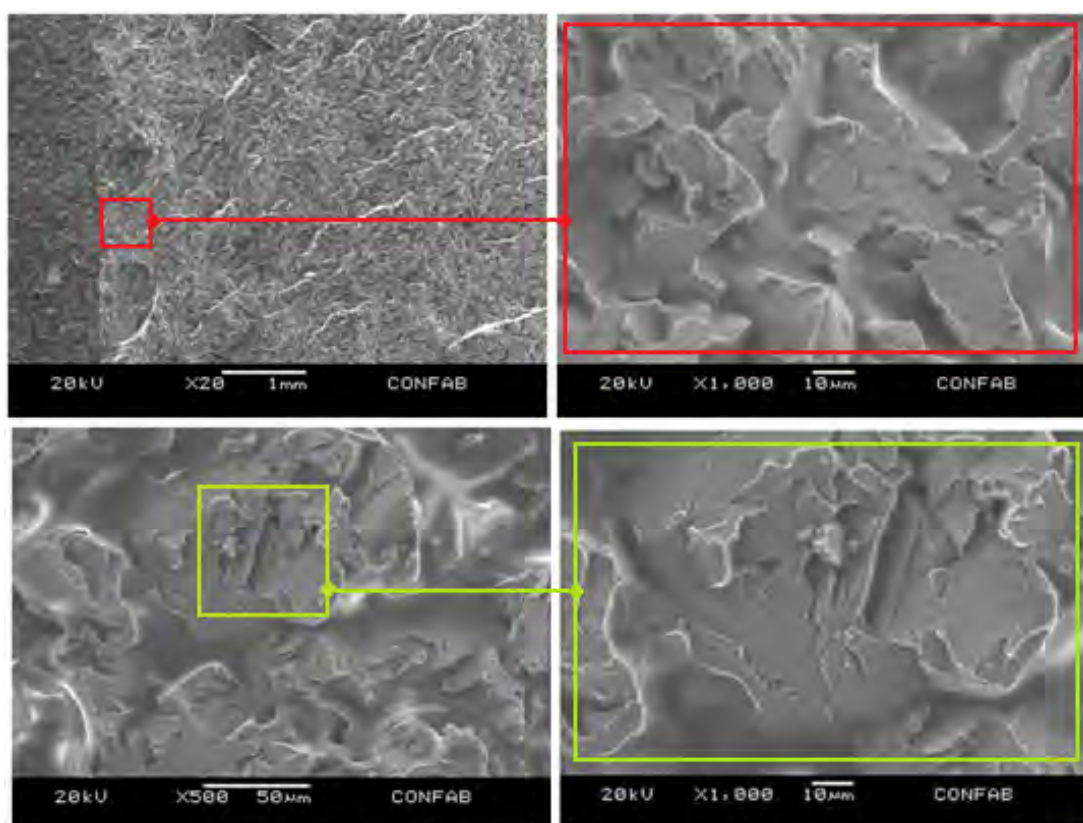


Figura 4.46 - Morfologia da superfície de fratura da condição R16 do aço API X80.

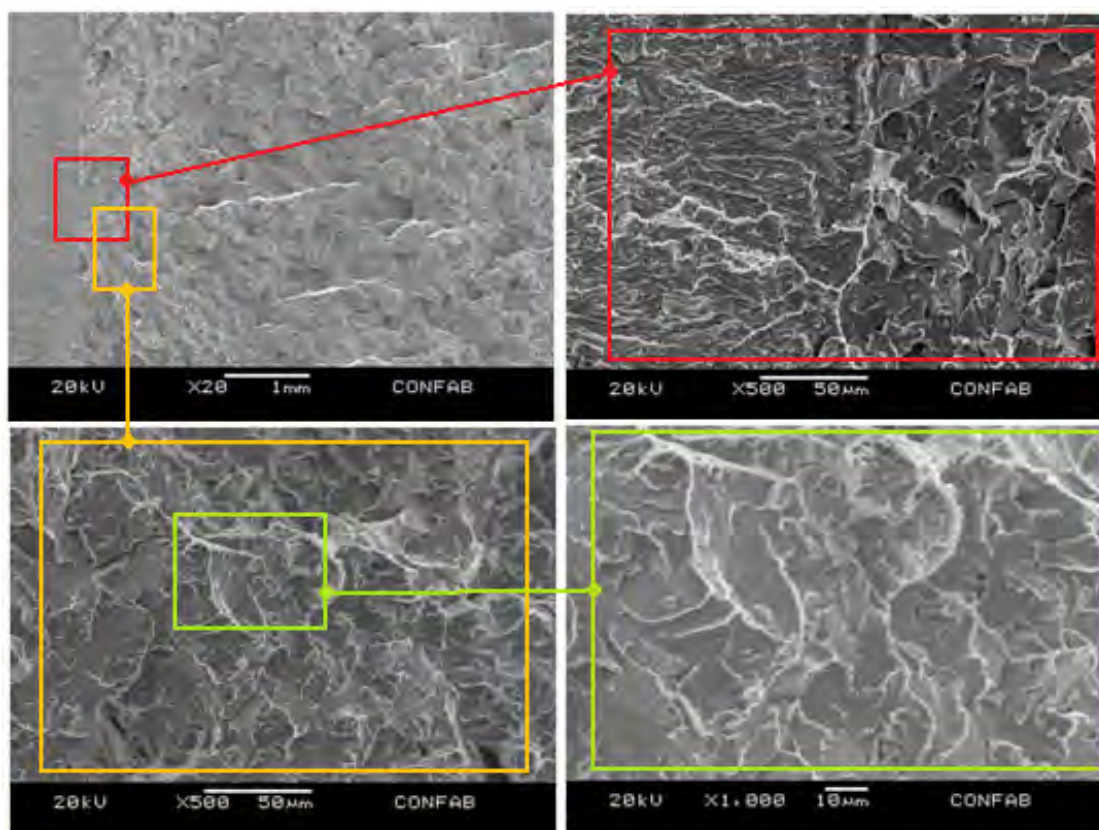


Figura 4.47 – Morfologia da superfície de fratura da condição R23 do aço API X80.

A observação das partículas de segunda fase, como precipitados ou inclusões, tem importância fundamental na identificação do processo de fratura destes aços. A presença de cavidades na superfície da fratura do aço API 5L X70 e X80 claramente indica sua importância no processo de fratura dúctil ou frágil. Com respeito à presença de inclusões nos dois aços pesquisados, encontra-se a formação de inclusões em forma de pinos posicionados perpendicularmente à superfície de fratura como ilustrado na figura 4.48a. Analisando o tipo de inclusão pela técnica de espectroscopia de energia dispersa de raios X (EDS), foi encontrada a presença de manganês, enxofre e silício, que indica a formação de sulfeto de manganês (figura 4.49) e alguns outros compostos silicatados na forma de finas partículas. Outra ocorrência encontrada na superfície de fratura é a presença de cavidades distribuídas aleatoriamente em ambos os aços pesquisados. Na figura 4.48b pode-se observar a presença de uma cavidade de forma cilíndrica na superfície de fratura. Esta cavidade poderia ser considerada como um iniciador de clivagem, já que as facetas clivadas são originadas também nos limites dessas cavidades.

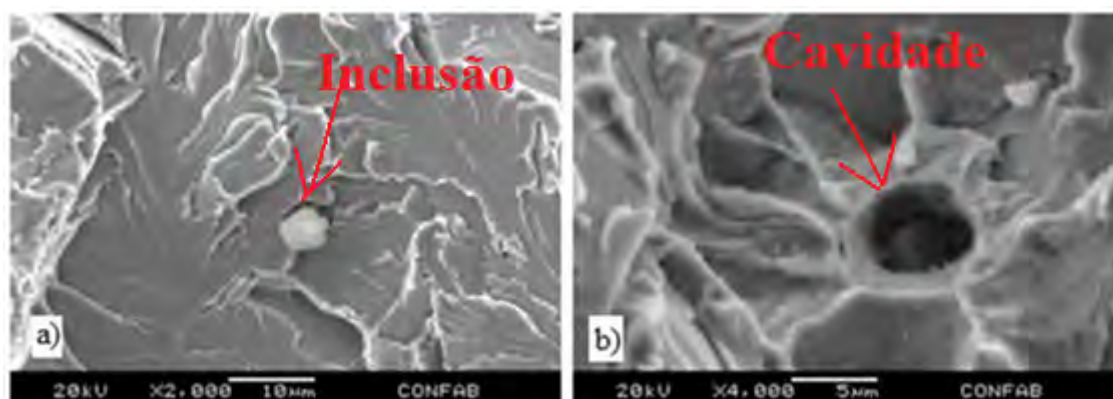


Figura 4.48 – Análise microfractográfica na superfície de fratura: a) formação de uma Inclusão na superfície de fratura de clivagem do aço API 5L X70; b) ocorrência de uma cavidade cilíndrica na superfície de fratura de clivagem de um aço API 5L X80. Micrografias MEV.

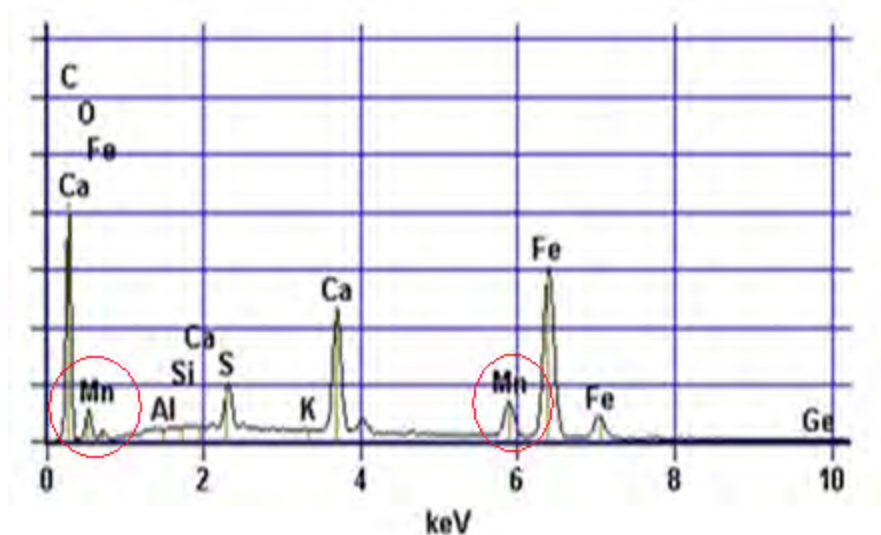


Figura 4.49 – Análise semiquantitativa por espectroscopia de energia dispersa de raios X (EDS) da inclusão do aço API.

5. CONCLUSÕES

A microestrutura inicial dos dois aço estudados é composta de ferrita e bandeamentos de perlita. Após tratamento térmico a microestrutura foi homogeneizada obtendo uma morfologia composta de ferrita acicular e bainita superior com nucleação de precipitados do tipo carbonetos de Manganês.

Na condição metalúrgica CF, os dois aços X70 e X80 apresentaram valores de dureza na ordem de 183 e 255 HV30, respectivamente. Após tratamento térmico, o aço X70 incrementou o valor de dureza e contrariamente o X80 diminui.

Os resultados dos ensaios de tração estão dentro dos parâmetros estabelecidas pelas normas ASTM E1921 e API 5L.

- após tratamento térmico houve incremento da tensão de escoamento e do limite de resistência à tração em ambos os aços estudados,
- a razão de escoamento (σ_e/σ_t) do aço X70 apresentou melhor resultado do que o aço X80 (X70 teve melhor estabilidade plástica do que o aço X80).

Os ensaios de impacto Charpy foram muito úteis, permitindo encontrar e selecionar uma temperatura próxima à temperatura do primeiro ensaio de tenacidade à fratura, segundo requerimentos da norma ASTM E1921.

Os aços estudados apresentaram muita dispersão da tenacidade e foi necessário o ajuste para linearizar os dados da tenacidade mediante o modelo da distribuição de Weibull tri-paramétrica. O ajuste do coeficiente de Weibull permitiu distribuir de forma linear os valores da tenacidade permitindo assim o desenvolvimento da curva mestra.

Nos análises da distribuição de falha, após tratamento térmico, o aço X80 apresentou melhores resultados de probabilidade de falha acumulada do que o aço X70 mostrando maior aceitação e performance em temperaturas mais baixas com tenacidade de 100MPa $\sqrt{m}$.

A análise da curva mestra na temperatura de transição frágil-dúctil permitiu determinar a temperatura de referência, T_0 , com muita confiabilidade com relação a 100MPa $\sqrt{m}$ de tenacidade. O aço API X80 teve melhor desempenho na temperatura de referência, T_0 , e aumento da tenacidade do que o aço API X70.

A relação entre os mecanismos de fratura e deformação plástica na ponta da trinca foi eminente. As condições CF dos dois aços estudados apresentaram severas delaminações na superfície de fratura, e, nos tratados termicamente, observaram-se mecanismos de clivagem, decoesão de grãos e pouca formação de alvéolos na superfície de fratura em ambos os aços pesquisados.

A presença de inclusões também exerce um papel importante no comportamento mecânico dos aços estudados. Na condição inicial ou como-fornecido, observa-se maior densidade de partículas por área no aço API X80, o que também justifica a diminuição da dureza e o incremento da resistência. Mediante análise química, constatou-se a predominância de manganês, cromo e molibdênio, elementos que junto ao enxofre e silício formam facilmente compostos que precipitam em forma de inclusões na solução sólida e assim alterando as propriedades elasto-plásticas do aço.

A condição R4 do aço API X80 mostrou um comportamento menos esperado e que, comparada com as condições R16 e R23 do mesmo aço apresentaram combinações expressivas em termos de comportamento mecânico com ganhos simultâneos de resistência mecânica e tenacidade à fratura.

Finalmente, os tratamentos térmicos aplicados nos dois aços estudados, melhoraram a resistência mecânica. Com relação a tenacidade, o aço API X80 apresentou melhor desempenho em temperaturas mais baixas do que o aço API X70.

PESQUISAS SUGERIDAS

Avaliação de falha probabilística de aços ferríticos API 5L X70, API 5L X80 e/ou de grau superior, usando a aproximação da curva mestra pelo método de elementos finitos.

Aplicar a calibração do modelo de tensão de Weibull tri-paramétrico para prever a probabilidade de falha acumulada, na região de transição dúctil-frágil, em aços ARBL.

Avaliar o comportamento de fratura na região de transição dúctil-frágil e determinar os limites do fluxo plástico na ponta da trinca mediante modelamento matemático para os aços API 5L X80 austenizados.

Estudar a influência e efeito das inclusões nos aços de alta resistência e baixa liga na região de transição dúctil-frágil.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. 3.ed. NY: Taylor and Francis, 2005, 621p.

ANDERSON, T. L. and DODDS, R. H. Jr. Specimen size requirements for fracture toughness testing in the ductile-brittle transition region. **Journal of Testing and Evaluation**, v.19, p. 123 – 134, 1991.

ASTM Standard E 1921-05 (2005). Standard test method for determination of reference temperature T_0 for ferritic steels in the transition range. ASTM. *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 03.01. American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA. *Licensed by WEX to UNESP – UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA. Downloaded:10/04/2007, 3:30:42PM, www.astm.org*

ASTM Standard E 23 – 07a (2007). Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. **ASTM. Annual Book of ASTM Standard.** *Licensed by WEX to UNESP – UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA. Downloaded: 10/04/2007, 3:26:30PM. www.astm.org*

ASTM Standard E 8M-04 (2004). Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Material [Metric]. ASTM. **Annual Book of ASTM Standard.** *Licensed by WEX to UNESP – UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA. Downloaded: 10/04/2007, 3:30:15PM. www.astm.org*

BAYÃO, T. R. V. **Estudo comparativo dos aços microligados API 5L X60 e API 5L X70, usados para confecção de tubos, quanto à tenacidade à fratura.** 2008, 191 f. Dissertação(Mestrado em Engenharia de Materiais) – REDEMAT, UFOP-CETEC-UEMG, Ouro Preto, 2008.

BEREMIN, F. M. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel. **Metallurgical Transactions**, v.14A, p. 2277-2287, 1983.

BERNAUER, G.; BROCKS, W.; SCHMITT, W. Modifications of the Beremin model for cleavage fracture in the transition region of a ferritic steel. **Engineering Fracture Mechanics**, v.64, p. 305-325, 1999.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels microstructure and properties.** 3.ed. Oxford: B-H, 2006, 344p.

BONADE, R.; MUELLER, P.; SPATIG, P. Fracture toughness behavior in the ductile-brittle transition region of the tempered martensitic Eurofer97 steel: Experiment and modeling. **Engineering Fracture Mechanics**, v.75, p. 3985 – 4000, 2008.

CABRAL, H. L. D. **Desenvolvimento de ferramentas computacionais para modelagem e análise automática de defeitos de corrosão em dutos.** 2007, 140 f. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Pernambuco. Recife, 2007.

CETLIN, P. R.; PEREIRA DA SILVA, P. S.; WOLYNEC, S. **Análise de Fraturas.** Associação Brasileira de Metais. São Paulo: ABM, 1988, 248p.

COAT, A. B.; MODENESI, P. J.; BARBOSA, R.; SANTOS, D.B. Determination of CCT diagrams by thermal analysis of HSLA bainitic steel submitted to thermomechanical treatment. **Scripta Materialia**, v.40, n.2, p. 165-169, 1999.

COCCO, R. G.; FRONTINI, P. M.; PEREZ IPIÑA, J. E. Threshold toughness of polymers in the ductile to brittle transition region by different approaches. **Engineering Fracture Mechanics**, v.74, p. 1561-1578, 2007.

CURRY, D. A. and KNOTT, J. F. Effect of microstructure on cleavage fracture stress in steel. **Metal Science**, v.12, p. 511 – 514, 1978.

CURRY, D. A. and KNOTT, J. F. Effect of microstructure on cleavage fracture toughness in mild steel. **Metal Science**, v.13, p. 341 – 345, 1979.

DOMINGOS, X. M. A morfologia da bainita, **REETS-SP**, v.3, n.5, 24p, 2009. Disponível em: < <http://revistaelectronica.sp.senai.br/index.php/seer/article/view/64/52> > acesso em: 11:36, 10/02/2010.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials**: Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue. 3.ed. NY: Prentice Hall, 2006, 912p.

ERICKSONKIRK, M.; ERICKSONKIRK, M. The relationship between the transition and upper-shelf fracture toughness of ferritic steels. **Fatigue Fracture Engineering Materials Structures**, v.29, p. 672-684, 2006,.

GAO, X.; SHIH, C.F.; TVERGAARD, V.; NEEDLEMAN, A. Constraint effects on the ductile-brittle transition in small scale yielding. **Journal of the Mechanics and Physic of Solids**, v.44, n.8, p. 1255-1282, 1996.

GAO, X.; DODDS, JR. R. H. Constraint effects on the ductile-to-brittle transition temperature of ferritic steels: a Weibull stress model. **International Journal of Fracture**, v. 102, p. 43-69, 2000.

GARDIOLA, B.; HUMBERT, M.; ESLING, C.; FLEMMING, G.; HENSGER, K. E. Determination and prediction of the inherited ferrite texture in a HSLA steel produced by compact strip production. **Materials Science and Engineering**, v.A303, p. 60-69, 2001.

GORNI, A. A. Engenharia microestrutural das chapas de aços avançados de alta resistência. In: 11^a **Conferência Nacional de Conformação de Chapas, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica**, Porto Alegre, 8 a 10 de Outubro de 2008. Disponível em: < www.gorni.eng.br/Gorni_SENAFOR_2008.pdf > Acesso em: 29/04/2009, 16:52:49.

GUIMARÃES, V. A. **Determinação da temperatura de referência T₀ da curva mestra na região de transição dúctil – frágil de aços ARBL**. 2006, 202 f. Livre Docência (Tese de Livre-Docência), Universidade Estadual Paulista, São Paulo, 2006.

GUIMARÃES, V. A.; HEIN, L. R. O.; ZANGRANDI, J. Sistema de baixo custo para nucleação de pré-trincas por fadiga em corpos de prova de tenacidade à fratura. **Materials Research**, v.4, n.3, p. 205-209, 2001.

GUO, W.; DONG, H.; LU, M.; ZHAO, X. The coupled effects of thickness and delamination on cracking resistance of X70 pipeline steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.79, p. 403 – 412, 2002.

HAUSILD, P.; NEDBAL, I.; BERDIN, C.; PRIOUL, C. The influence of ductile tearing on fracture energy in the ductile-to-brittle transition temperature range. **Materials Science and Engineering**, v.A335, p. 164-174, 2002.

HE, K.; BAKER, T. N. Zr-containing precipitates in a Ti-Nb microalloyed HSLA steel containing 0,016 wt.% Zr addition. **Materials Science and Engineering**, v.A215, p. 57-66, 1996.

HEERENS, J.; AINSWORTH, R. A.; MOSKOVIC, R.; WALLIN, K. Fracture toughness characterisation in the ductile-to-brittle transition and upper shelf regimes using pre-cracked Charpy single-edge bend specimens. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.82, p. 649-667, 2005.

HIPPERT, J. E. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J-DELTA'a para previsão de colapso em dutos**. 2004, 143 f. Tese (doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica, São Paulo, 2004.

HERTZBERG, R. W. Microstructural aspects of fracture toughness. **In: Deformation and Mechanics of Engineering Material**, 3.d. NY: John Wile & Sons, 1996, p. 405-484.

HOJE, J.; HEBEL J.; FRIEDMANN, V. SIEGELE, D. Probabilistic failure assessment of ferritic steels using the master curve approach including constraint effects. **Engineering Fracture Mechanics**, v.74, p. 1274–1292, 2007.

HUTCHINSON, J. W. Singular Behavior at the End of a Tensile Crack Tip in a Hardening Material. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v.16, p. 13-31, 1968.

IRWIN, G. R. Analysis of Stresses and Strain near the End of a Crack Traversing a Plane. **Journal of Applied Mechanics**, v.24, p. 361-364, 1957.p

KEIM, E. Constraint issues in cleavage fracture and matters arising from practical application. **Fatigue Fracture Engineering Materials Structure**, v.30, p. 535-555, 2007.

KOTRECHKO, S.; STRNADEL, B.; DLOUHY, I. Fracture toughness of cast ferritic steel applying local approach. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v.47, p. 171–181, 2007.

KRAUSS, G. **Steels: heat treatment and processing principles**. Ohio: ASM INTERNATIONAL, 1995, 497 p.

LEE, W. B.; HONG, S. G.; PARK, C. G.; KIM, K. H.; PARK, S. H. Influence of Mo on precipitation hardening in hot rolled HSLA steels containing Nb. **Scripta Mater**, v.43, p. 319-324, 2000.

LIDBURY, D. P. G.; SHERRY, A. H.; BASS, B. R.; GILLES, P.; CONNORS, D.; EISELE, U.; KEIM, E. KEINANEN, H.; WALLIN, K.; LAUEROVA, D.; MARIE, S.; NAGEL, G.; NILSSON, K.; SIEGELE, D. and WADIER, Y. Validation of constraint-based methodology in structural integrity of ferritic steels for nuclear reactor pressure vessels. **Fatigue Fracture Engineering Mater Structure**, v. 29, p. 829-849, 2006.

LINK, R. E.; JOYCE, J.A.; ROE, C. An experimental investigation of the effect of biaxial loading on the master curve transition temperature in RPV steels. **Engineering Fracture Mechanics**, v.74, p. 2824-2843, 2007.

LINSE, T.; KUNA, M.; SCHUHKNECHT, J.; VIEHRIG, H. –W. Usage of the small-punch-test for the characterization of reactor vessel steels in the brittle-ductile transition region. **Engineering Fracture Mechanics**, v.75, p. 3520-3533, 2008.

LU, Z.; FAULKNER, R. G.; FLEWITT, P. E. J. The role of irradiation-induced phosphorus segregation in the ductile-to-brittle transition temperature in ferritic steels. **Materials Science and Engineering**, v.A437, p. 306-312, 2006.

MANOHAR, P. A.; CHANDRA, T. Continuous Cooling Transformation Behaviour of High Strength Microalloyed Steels for Linepipe Applications. **ISI International**, v.38, n.7, p. 766-774, 1998.

MATSUO, S.; ANDO, T.; GRANT, N. J. Grain refinement and stabilization in spray-formed AISI 1020 steel. **Materials Science and Engineering**, v.A34, p. 34-41, 2000.

MARGOLIN, B. Z.; SHVETSOVA, V. A.; GULENKO, A. G.; KOSTYLEV, V. I. Prometey local approach to brittle fracture: Development and application. **Engineering Fracture Mechanisc**, v.75, p. 3483-3498, 2008.

McEVILY, A. J. **Metal Failure: Mechanism, Analysis, Prevention**. New York: Jhon Wiley, 2006, 324p.

PADILHA, F. A. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades**. São Paulo: Hemus, 1997, 349p.

PETTI, J. P.; DODDS Jr. R. H. Calibration of the Weibull stress scale parameter, σ_u , using the master curve. **Engineering Fracture Mechanics**, v.72, p. 91 – 120, 2005.

RATHBUM, H. J.; ODETE G. R.; YAMAMOTO, T.; LUCAS, G. E. Influence of statistical and constraint loss size effects on cleavage fracture toughness in the transition – A single variable experiment and database. **Engineering Fracture Mechanics**. Vol. 73, (2006), p. 134-158.

Relatório Petrobras. Disponível em: <<http://www.petrobras.com.br>> ; <<http://www.transpetro.com.br>> ; <<http://www.petrobras.com.br/pt/quem-somos/perfil/principais-subsidiarias/>>. Acesso em: 14:13 hrs, 15/06/2010.

REYTIER, M.; CHAPULIOT, S.; MARIE, S.; FERRY, L.; NEDELEC, M. Study of cleavage initiation under thermal shock by test on cracked rings and thermomechanical calculation. **Nuclear Engineering and Design**, v.236, p. 1039 – 1050, 2006.

RICE, J. R.; PARIS, P. C. and MERKLE, J. G. **ASTM STP**, v.532, 1973, p. 231.

RICE, J. R. A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. **Journal Applied Mechanics**, v.35, p. 379-386, 1968.

RICE, J. R. and ROSENGREN, G. F. Plane Strain Deformation near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v.16, p. 1-12, 1968.

RITCHIE, R. O.; KNOTT, J. F.; RICE, J. R. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v.21, 395p, 1973.

ROSINSKI, S. T.; SERVER, W. L. Application of the master curve in the ASTM code. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.77, p. 591–598, 2000.

SANT' ANNA, P. C. **Influência de tratamentos térmicos intercríticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L-X65**. (Tese de Doutorado), Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica. Campinas: SP, 2006, 148p.

SAILORS, R. H. Fracture feature anisotropy in a martensitic steel plate. **In: Fractography – Microscopic cracking processes**, Philadelphia: ASTM, p. 172-189, 1976.

SAXENA, A. **Nonlinear Fracture Mechanics for Engineers**. NY: CRC Press, 1998, 472p.

SILVA, M. de C. **Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade a fratura**. 2004, 96 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

SILVA, R. V. Avaliação da tenacidade à fratura de soldas de alta resistência e baixa liga pelo método da integral-J. 1998, 84f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 1998.

SIVAPRASAD, S.; TARAFDER, S.; RANGANATH, V. R.; RAY, K. K. Effect of prestrain on fracture toughness of HSLA steels. **Materials Science and Engineering**, v.A284, p. 195-201, 2000.

SHIN, S.Y.; HWANG, B.; LEE, S.; KIM, J. N.; AHN, S. S. Correlation of microesturcture and charpy impact properties. **Material Science and Engineering**, v.A458, p. 281-289, 2007.

SNEDDON, I. N. The Distribution of Stress in the Neighborhood of a Crack in an Elastic Solid. Proceedings, **Royal Society of London**, v.A-187, p. 229-260, 1946.

SPECIFICATION FOR LINE PIPE. API specification 5L. forty-second edition, January 2000, effective date: JULY 1, 2000, 168p. Available on the World Wide Web at: <http://www.api.org>

TANGUY, B.; BESSON, J.; PIQUES, R.; PINEAU, A. Ductile to brittle transition of an a508 steel characterized by Charpy impacts test **Part I: experimental results. Engineering Fracture Mechanics**, v.72, p. 49-72, 2005.

TANGUY, J.; PIQUES, B. R.; PINEAU, A. Ductile to brittle transition of an A508 steel characterized by Charpy impact test. Part I: experimental results. **Engineering Fracture Mechanics**, v.72, p. 49-72, 2005.

WAGENHOFER, M. **Modeling the transition region fracture behavior of ferritic steels**, Ph.D. Dissertation, University of Maryland. ProQuest information and learning, MI, 2002.

WALLIN, K. The scatter in K_{IC} results. **Engineering Fracture Mechanics**, v.19, 1085 – 1093, 1984.

WALLIN, K. Validity of small specimen fracture toughness estimates neglecting constraint corrections. **ASTM STP**, p. 1244, 1995.

WALLIN, K. Statistical re-evaluation of the ASME K_{IC} and K_{IR} fracture toughness reference curves **Nuclear Engineering and Design**, v.193, p. 317–326, 1999.

WALLIN, K. Quantifying T_{stress} controlled constraint by the master curve transition temperature T_0 . **Engineering Fracture Mechanics**, v.68, p. 303 – 328, 2001.

WALLIN, K. Master Curve implementation of the warm pre-stress effect. **Engineering Fracture Mechanics**, v.70, p. 2587-2602, 2003.

WALLIN, K. Use of the master curve methodology for real three dimensional cracks. **Nuclear Engineering Design**, v.237, p. 1388-1394, 2007.

WASILUK, B.; PETTI, P. J.; DODDS, Jr. R. H. Temperature dependence of Weibull stress parameters: Studies using the Euro-material. **Engineering Fracture Mechanics**, v.73, p. 1046-1069, 2006.

WESTERGAARD, H. M. Bearing pressures and cracks. **Journal of Applied Mechanics**, v.6, p. 49-53, 1939.

WHITE, M. **Leonardo O Primeiro Cientista**, 4.ed. Rio de Janeiro: Record, 2002, 361p.

WILLIAMS, M. L. On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack. **Journal of Applied Mechanics**, v.24, p. 109-114, 1957.

YAN, C.; MAI, Y-W. Effect of crack depth and specimen width on fracture toughness of a carbon steel in the ductile-brittle transition region. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.77, p. 313-319, 2000.

ZHAO, J. Continuous Cooling Transformation in Steels, **Materials Science and Technology**, v.8, p. 997-1003, nov.,1992.

ANEXO 1

RESULTADOS DOS ENSAIOS DE MECÂNICA DE FRATURA

API 5L X70 CF

N	P, MN	ao, m	(ao/w)	f(ao/w)	(1-v2)	Ke	Je, MN/m	η (eta)	Ap, Nxm	Bn, m	bo=w-a,m	Jp, MN/m	Jc, MN/m
1	0,024866	0,0112879	0,4444038	8,209849435	0,8911	100,8611	0,043725	2,290021204	8,93047	0,0127	0,0141121	0,114108	0,157834
2	0,022498	0,0121875	0,4798228	9,088553008	0,8911	101,0219	0,043865	2,27153248	1,63954	0,0127	0,0132125	0,022195	0,06606
3	0,022302	0,0112329	0,4422385	8,160478361	0,8911	89,9174	0,034751	2,291151519	2,33962	0,0127	0,0141671	0,029793	0,064544
4	0,017014	0,0111239	0,4379499	8,064019633	0,8911	67,78532	0,01975	2,293390129	0,31347	0,0127	0,0142761	0,003965	0,023715
5	0,027503	0,0108111	0,4256327	7,796277336	0,8911	105,936	0,048236	2,299819713	14,72508	0,0127	0,0145889	0,182778	0,231014
6	0,025996	0,0117889	0,464131	8,681747269	0,8911	111,5054	0,053441	2,279723594	6,1395	0,0127	0,0136111	0,080969	0,13441
7	0,022292	0,0118064	0,46482	8,698992479	0,8911	95,80824	0,039454	2,279363948	2,72313	0,0127	0,0135936	0,035954	0,075408
8	0,022465	0,0115189	0,4535011	8,422369458	0,8911	93,47873	0,037559	2,285272413	2,02026	0,0127	0,0138811	0,026189	0,063748
9	0,023977	0,0115157	0,4533746	8,419355076	0,8911	99,73589	0,042755	2,28533847	2,84489	0,0127	0,0138843	0,036871	0,079626
10	0,024254	0,0117707	0,4634139	8,663855718	0,8911	103,8195	0,046328	2,280097919	3,7355	0,0127	0,0136293	0,049207	0,095535
11	0,024869	0,0121532	0,478473	9,052362201	0,8911	111,2245	0,053172	2,272237092	9,99111	0,0127	0,0132468	0,134944	0,188116
12	0,026469	0,0112954	0,4446991	8,216617168	0,8911	107,4515	0,049626	2,28986707	22,96459	0,0127	0,0141046	0,293564	0,34319

- E = Módulo de elasticidade
- P = Carga máxima obtida no ensaio
- a_o = Tamanho inicial da trinca
- f(a_o/w) = Fator de forma
- K_e = Fator de intensificação de tensão [k_e = [P/(B.B_N. W)^{0,5}]*f(a/W)]
- J_e = Componente elástica de J: [J_e=(K²)/E]
- η = Fator de rotação do corpo de prova: [n=2+0,522*(b₀/W)]
- A_p = Área abaixo da curva de carga x deslocamento do extensômetro
- B_n = Espessura total do corpo-de-prova
- b_o = comprimento não fraturado
- J_p = Componente plástica de J: [J_p = (n*A_p)/(B_n.b_o)]
- J_c = Valor de J: [J_c = J_e + J_p]

API 5L X70

r	E _r (MPa)	J _c , MN/m	(1-ν ²)	K _{Ic} , 1/2T, MPa√m	K _{Ic} , 1T, MPa√m	Σ
1	207320	0,0237147	0,8911	74,27900327	65,64301928	361673,1
2	207320	0,0637477	0,8911	121,7838325	105,5896599	4472022
3	207320	0,0645444	0,8911	122,5424363	106,2275671	4606842
4	207320	0,0660596	0,8911	123,9725302	107,4301279	4869263
5	207320	0,0754078	0,8911	132,4541244	114,5622701	6663314
6	207320	0,0796264	0,8911	136,1087516	117,635433	7572662
7	207320	0,0955348	0,8911	149,0864255	128,5483125	11569406
8	207320	0,1344103	0,8911	176,8372371	151,8838705	25210734
9	207320	0,1578336	0,8911	191,6271745	164,3206758	36152053
10	207320	0,1881162	0,8911	209,2042552	179,10118	53396447
11	207320	0,2310143	0,8911	231,8338154	198,130296	83901536
12	207320	0,3431903	0,8911	282,5692564	213,973357	1,18E+08
					soma =	3,57E+08
					Ko =	157,433

- E = Módulo de elasticidade
- B_x = Espessura líquida do corpo de prova
- b₀ = Ligamento não trincado
- T_{ensaio} = Temperatura de realização dos ensaios
- r = Número de ensaios válidos
- σ_e = Tensão de escoamento
- J_c = Valor de J: [J_c= J_e + J_p]
- K_{Ic} = Valor de K calculado a partir de J de acordo com a equação 2.12
- K_{Jc(lim)} = Valor máximo de K utilizado na validação do ensaio de acordo com a equação 2.14
- K₀ = Valor de K calculado de acordo com a equação 2.16
- K_{Jc(1T)} = Valor de K convertido para e espessura de uma polegada de acordo com a equação2.15
- T₀ = Temperatura de referência

σ _e , MPa =	4,65E+02
E, (MPa) =	207320
K ₀ =	157,433
B _{1/2T} , mm =	12,7
B _{1T} , mm =	25,4
r =	12
N =	12
b ₀ , m =	1,27E-02
K _{Jc(limit)} , MPa =	213,9734
K _{Jc (med) 1T} , MPa =	145,3939
Coef. de Poisson, ν =	0,33
T _(ensaio) , °C =	-95
T ₀ , °C =	-121,308

API 5L X70 R16

N	P, MIN	ao, m	(ao/w)	f(ao/w)	(1-v2)	Ke	Je, MN/m	η (eta)	Ap, Nx/m	Bn, m	bo=w-a,m	Jp, MN/m	Jc, MN/m
1	0,017892	0,011226	0,441957	8,1541	0,8911	72,07932	0,039499	2,291298	2,23194	0,0127	0,014174286	0,028409216	0,067907948
2	0,016545	0,011345	0,446668	8,261955	0,8911	67,53452	0,034675	2,28884	1,32255	0,0127	0,014054643	0,016959143	0,051633903
3	0,018812	0,011628	0,457804	8,52587	0,8911	79,24212	0,047739	2,283026	3,74738	0,0127	0,013771786	0,048915298	0,096654365
4	0,018254	0,01188	0,467731	8,772449	0,8911	79,11617	0,047587	2,277845	2,82807	0,0127	0,013519643	0,037518487	0,085105918
5	0,017241	0,011378	0,447961	8,291957	0,8911	70,63047	0,037927	2,288164	1,85812	0,0127	0,014021786	0,023875579	0,061802362
6	0,021586	0,011215	0,441549	8,144864	0,8911	86,86304	0,057363	2,291511	7,69227	0,0127	0,014184643	0,097848545	0,155211544
7	0,022946	0,010876	0,428178	7,850509	0,8911	88,99827	0,060218	2,298491	8,38749	0,0127	0,014524286	0,104514455	0,16473226
8	0,019995	0,011258	0,443237	8,183184	0,8911	80,84111	0,049685	2,29063	4,17348	0,0127	0,014141786	0,053228642	0,102913758
9	0,016697	0,011447	0,450661	8,355115	0,8911	68,92203	0,036114	2,286755	1,47377	0,0127	0,013953214	0,019018286	0,055132477
10	0,018748	0,011849	0,466507	8,741456	0,8911	80,96677	0,04984	2,278483	4,90007	0,0127	0,013550714	0,064875722	0,114715419
11	0,01903	0,012112	0,476856	9,009315	0,8911	84,70661	0,05455	2,273081	5,17581	0,0127	0,013287857	0,069716343	0,124266545
12	0,020819	0,01139	0,448439	8,303087	0,8911	85,40401	0,055452	2,287915	6,08498	0,0127	0,014009643	0,078247091	0,133699232
13	0,018831	0,011258	0,443209	8,182543	0,8911	76,12778	0,04406	2,290645	2,8477	0,0127	0,0141425	0,036318017	0,080378386
14	0,017391	0,011287	0,444362	8,208883	0,8911	70,53344	0,037823	2,290043	2,18019	0,0127	0,014113214	0,027855334	0,065677977

API 5L X70 R16

r	E _r (MPa)	J _e , MN/m	(1-v2)	K _{IC, 1/2T} , MPaVm	K _{IC, 1T} , MPaVm	Σ
1	117210	0,051633903	0,8911	82,41126648	72,48141026	541868,6
2	117210	0,055132477	0,8911	85,15749224	74,79070165	643723,6
3	117210	0,061802362	0,8911	90,16160797	78,99864463	865446,3
4	117210	0,065677977	0,8911	92,94563423	81,33972234	1011205
5	117210	0,067907948	0,8911	94,51035938	82,6554941	1100800
6	117210	0,080378386	0,8911	102,8226407	89,64526164	1680499
7	117210	0,085105918	0,8911	105,8032459	92,15164191	1935784
8	117210	0,096654365	0,8911	112,7534522	97,99604549	2643396
9	117210	0,102913758	0,8911	116,3471713	101,0179909	3077498
10	117210	0,114715419	0,8911	122,8372284	106,4754567	3994325
11	117210	0,124266545	0,8911	127,8486727	110,6895623	4831714
12	117210	0,133699232	0,8911	132,6122268	114,6952178	5743600
13	117210	0,155211544	0,8911	142,8831845	123,3320294	8143513
14	117210	0,164732226	0,8911	147,2002135	126,9622036	9349606
Soma =						45562979
K ₀ =						102,1586

σ_e, MPa =	496,34
E, (MPa) =	117210
K₀ =	102,1586
B_{1/2T}, mm =	12,7
B_{1T}, mm =	25,4
r =	14
N =	14
bo, m =	0,0127
K_{IC}(limit), MPa =	166,2455
K_{IC}(med) 1T, MPa =	94,96151
Coef. de Poisson, ν =	0,33

T_(ensalo), °C =	-70
T₀, °C =	-66,0684

API 5L X70 R23

N	P, MN	ao, m	(ao/w)	f(ao/w)	Ke	(1-V2)	Je, MN/m	η (eta)	Ap, Nm	Bn, m	bo=w-a, m	jp, MN/m	J, MN/m
1	0,020145	0,011507	0,453037	8,411325	83,71505	0,8911	0,054556	2,285515	3,735	0,0127	0,013892857	0,048381499	0,102937
2	0,017121	0,011794	0,464314	8,686317	73,47621	0,8911	0,042027	2,279628	1,9648	0,0127	0,013606429	0,02591997	0,067947
3	0,020997	0,01199	0,472061	8,883597	92,15802	0,8911	0,066115	2,275584	5,8181	0,0127	0,013409643	0,077741537	0,143857
4	0,019412	0,011291	0,444516	8,212427	78,76411	0,8911	0,048294	2,289962	3,0633	0,0127	0,014109286	0,039147961	0,087442
5	0,022533	0,012006	0,47268	8,899659	99,07531	0,8911	0,076413	2,275261	18,1017	0,0127	0,013393929	0,242124589	0,318537
6	0,018337	0,011074	0,435996	8,02063	72,66379	0,8911	0,041103	2,29441	2,9937	0,0127	0,014325714	0,037753686	0,078856
7	0,020578	0,011936	0,46991	8,828104	89,75116	0,8911	0,062707	2,276707	5,4468	0,0127	0,013464286	0,072520623	0,135227
8	0,019256	0,011512	0,45322	8,415673	80,06529	0,8911	0,049903	2,285419	5,5465	0,0127	0,013888214	0,071867868	0,12177
9	0,020485	0,011686	0,460082	8,581473	86,85284	0,8911	0,058722	2,281837	5,0811	0,0127	0,013713929	0,066569736	0,125292
10	0,019572	0,01124	0,44252	8,166865	78,97308	0,8911	0,04855	2,291005	3,1576	0,0127	0,01416	0,040226859	0,088777
11	0,020943	0,011455	0,450969	8,362366	86,52472	0,8911	0,058279	2,286594	5,4779	0,0127	0,013945393	0,070724314	0,129004
12	0,016737	0,011438	0,450295	8,346519	69,01644	0,8911	0,03708	2,286946	1,0933	0,0127	0,0139625	0,014100299	0,05118
13	0,018806	0,011394	0,448566	8,306038	77,17427	0,8911	0,046364	2,287849	2,7216	0,0127	0,014006429	0,035004224	0,081368
14	0,019502	0,011286	0,444319	8,207917	79,08607	0,8911	0,048689	2,290065	2,6273	0,0127	0,014114286	0,033565637	0,082255
15	0,021256	0,011579	0,455863	8,478948	89,04277	0,8911	0,061721	2,284039	8,9024	0,0127	0,013821071	0,115841788	0,177563

API 5L X70 R23

r	E, (MPa)	J _c , MN/m	K _{IC, 1/2T} , MPaV/m	(1-v2)	K _{IC, 1T} , MPa.m ^{1/2}	Σ
1	1,14E+05	0,05118	81,0838	0,8911	71,36515	497217,1
2	1,14E+05	0,067947	93,42598	0,8911	81,74364	1038104
3	1,14E+05	0,078856	100,6471	0,8911	87,81584	1510764
4	1,14E+05	0,081368	102,2374	0,8911	89,15312	1633500
5	1,14E+05	0,082255	102,7931	0,8911	89,62042	1678103
6	1,14E+05	0,087442	105,9844	0,8911	92,30401	1952187
7	1,14E+05	0,088777	106,7907	0,8911	92,98201	2026446
8	1,14E+05	0,102937	114,9924	0,8911	99,87879	2908024
9	1,14E+05	0,12177	125,0701	0,8911	108,3531	4352705
10	1,14E+05	0,125292	126,8657	0,8911	109,863	4657959
11	1,14E+05	0,129004	128,7312	0,8911	111,4317	4991814
12	1,14E+05	0,135227	131,7999	0,8911	114,0121	5579658
13	1,14E+05	0,143857	135,9401	0,8911	117,4936	6453228
14	1,14E+05	0,177563	151,0283	0,8911	130,1813	10526958
15	1,14E+05	0,318537	202,2846	0,8911	166,631	33019837
					Soma =	82826505
					K ₀ =	115,3987

σ _e , MPa =	510,58
E, (MPa) =	114470
K ₀ =	115,3987
B _{1/2T} , mm =	12,7
B _{1T} , mm =	25,4
r =	15
N =	15
b ₀ , m =	0,0127
K _{IC(limit)} , MPa =	166,631
K _{IC (med) 1T} , MPa =	107,0417
Coef. de Poisson, ν =	0,33

T _(ensalo) , °C =	-70
T ₀ , °C =	-75,0449

API 5L X80 CF

N	P, MIN	ao (m)	(ao/w)	f(ao/w)	(1 - v2)	Ke	Je (MN/m)	η (eta)	Ap, Nm	Bn	bo=w-a	Jp, MN/m	J, MN/m
1	0,013818	0,011363	0,447343	8,277587	0,8911	56,51044	0,013855	2,288487	1,69679	0,0127	0,014038	0,021781	0,035636
2	0,018329	0,0112	0,440931	8,130882	0,8911	73,62917	0,023521	2,291834	2,0267	0,0127	0,0142	0,025755	0,049276
3	0,022023	0,012157	0,478628	9,056497	0,8911	98,53889	0,042127	2,272156	2,11985	0,0127	0,013243	0,028639	0,070766
4	0,019632	0,012648	0,497933	9,597953	0,8911	93,09528	0,037602	2,262079	1,05395	0,0127	0,012753	0,014721	0,052322
5	0,01936	0,012009	0,472792	8,902585	0,8911	85,15309	0,031459	2,275202	1,2989	0,0127	0,013391	0,017377	0,048837
6	0,019315	0,01167	0,459435	8,565627	0,8911	81,73962	0,028988	2,282175	1,3567	0,0127	0,01373	0,017756	0,046744
7	0,021425	0,011873	0,467435	8,764952	0,8911	92,78072	0,037348	2,277999	2,50334	0,0127	0,013527	0,033194	0,070542

(1-v2)	r	E, (MPa)	Jc, (J/m2),Mpa	K _{Jc} , MPaVm	1/2T	K _{Jc} , MPaVm	1T	Σ
0,8911	1	205388,6	0,035636		90,62983	79,39237454		1777562
0,8911	2	205388,6	0,046744		103,7976	90,46510843		3522074
0,8911	3	205388,6	0,048837		106,0956	92,39745746		3924598
0,8911	4	205388,6	0,049276		106,5721	92,79813646		4012204
0,8911	5	205388,6	0,052322		109,8166	95,52646936		4648349
0,8911	6	205388,6	0,070542		127,5115	110,4060097		9543137
0,8911	7	205388,6	0,070766		127,7141	110,576372		9615274
Soma =								37043197
Ko =								98,01482

σ_e, MPa =	572,505
E, (MPa) =	205388,6
Ko =	98,01482
B_{1/2T}, mm =	12,7
B_{1T}, mm =	25,4
r =	7
N =	7
bo, m =	0,0127
K_{Jc(limit)}, MPa =	236,3501
K_{Jc (med) 1T}, MPa =	91,18072
Coef. de Poisson, ν =	0,33

T_(ensaio), °C =	-80
T₀, °C =	-72,9125

API 5L X80 R16

N	P, MN	ao (m)	(a/w)	f(a/w)	(1 - v2)	Ke	Je (MN/m)	η	Ap, Nm	Bn	bo=w-a	Jp, MN/m	J, MN/m
1	2,02E-02	1,16E-02	4,58E-01	8,534413369	0,8911	85,27111	0,031442	2,28E+00	3,03268	1,27E-02	1,38E-02	3,96E-02	9,05E-01
2	1,56E-02	1,18E-02	4,63E-01	8,654057747	0,8911	66,59943	0,01918	2,28E+00	0,58512	1,27E-02	1,36E-02	7,70E-03	9,05E-01
3	1,72E-02	1,16E-02	4,58E-01	8,531677892	0,8911	72,59683	0,02279	2,28E+00	0,56741	1,27E-02	1,38E-02	7,41E-03	9,05E-01
4	1,57E-02	1,14E-02	4,50E-01	8,344206664	0,8911	64,79468	0,018155	2,29E+00	0,50179	1,27E-02	1,40E-02	6,47E-03	9,05E-01
5	1,67E-02	1,15E-02	4,52E-01	8,390968493	0,8911	69,25883	0,020742	2,29E+00	0,61432	1,27E-02	1,39E-02	7,95E-03	9,05E-01
6	1,36E-02	1,17E-02	4,60E-01	8,583198482	0,8911	57,58205	0,014338	2,28E+00	0,15383	1,27E-02	1,37E-02	2,02E-03	9,05E-01
7	2,01E-02	1,15E-02	4,53E-01	8,403306688	0,8911	83,61819	0,030235	2,29E+00	3,38702	1,27E-02	1,39E-02	4,39E-02	9,05E-01
8	1,80E-02	1,21E-02	4,76E-01	8,998140081	0,8911	79,92444	0,027623	2,27E+00	1,22088	1,27E-02	1,33E-02	1,64E-02	9,04E-01
9	1,49E-02	1,19E-02	4,67E-01	8,743943594	0,8911	64,43943	0,017956	2,28E+00	0,31285	1,27E-02	1,35E-02	4,14E-03	9,05E-01
10	1,71E-02	1,24E-02	4,88E-01	9,315852343	0,8911	78,66452	0,026759	2,27E+00	0,91775	1,27E-02	1,30E-02	1,26E-02	9,04E-01
11	1,72E-02	1,19E-02	4,69E-01	8,793209126	0,8911	74,79481	0,024191	2,28E+00	1,59777	1,27E-02	1,35E-02	2,12E-02	9,05E-01
12	2,18E-02	1,23E-02	4,84E-01	9,201249712	0,8911	99,09889	0,042467	2,27E+00	9,37066	1,27E-02	1,31E-02	1,28E-01	9,04E-01
13	2,36E-02	1,17E-02	4,60E-01	8,581473247	0,8911	100,1001	0,043329	2,28E+00	11,64636	1,27E-02	1,37E-02	1,53E-01	9,05E-01
14	1,88E-02	1,24E-02	4,89E-01	9,342296772	0,8911	86,95709	0,032698	2,27E+00	3,32523	1,27E-02	1,30E-02	4,57E-02	9,04E-01
15	1,94E-02	1,21E-02	4,77E-01	9,005215081	0,8911	86,16941	0,032108	2,27E+00	3,31252	1,27E-02	1,33E-02	4,46E-02	9,04E-01

API 5L X80 R16

(1-v2)	r	E _r (MPa)	J _{c_r} (J/m2), Mpa	K _{Jc_r} MPaVm 1/2T	K _{Jc_r} MPaVm, 1T	Σ
0,8911	1	206070,6	0,016353492	61,49645278	54,89421839	98837,7
0,8911	2	206070,6	0,022098897	71,48750151	63,29565545	234253,5
0,8911	3	206070,6	0,024625278	75,46323024	66,63883148	315427,4
0,8911	4	206070,6	0,026882807	78,84644685	69,48376621	399723,5
0,8911	5	206070,6	0,028689201	81,45243048	71,6751285	475373,5
0,8911	6	206070,6	0,030199445	83,5688265	73,45479833	544321,5
0,8911	7	206070,6	0,039359672	95,40487184	83,40768642	1077647
0,8911	8	206070,6	0,044056084	100,9363893	88,05911966	1430389
0,8911	9	206070,6	0,045416284	102,4827134	89,35941805	1542874
0,8911	10	206070,6	0,071050963	128,1828148	110,9705412	4565747
0,8911	11	206070,6	0,074085382	130,8913904	113,2481727	5040459
0,8911	12	206070,6	0,076715126	133,1942026	115,1845992	5472370
0,8911	13	206070,6	0,078427857	134,6728321	116,4279735	5763959
0,8911	14	206070,6	0,170217321	198,4022966	170,0178517	33766069
0,8911	15	206070,6	0,195913179	212,8514657	182,1681062	46107388
Soma =						1,07E+08
Ko =						121,6666

σ_e, MPa =	654,8825
E, (MPa) =	206070,6
Ko =	121,6666
B_{1/2T}, mm =	12,7
B_{1T}, mm =	25,4
r =	15
N =	15
b₀, m =	0,0127
K_{Jc(}limit), MPa =	253,2024
K_{Jc (med) 1T, MPa =}	112,7606
Coef. de Poisson, ν =	0,33

T_(ensaio), °C =	-90
T₀, °C =	-98,8135

API 5L X80 R23

N	P, MIN	ao (m)	(ao/w)	f(ao/w)	(1 - v2)	ke	Je (MN/m)	η	Ap, Nm	Bn, m	bo=w-a, m	Jp, MN/m	J, MN/m
1	0,019266	0,012014	0,472989	8,9077078	0,8911	84,78907	0,031389	2,2751	1,73764	0,0127	0,013386	0,023254305	0,054644
2	0,020614	0,012035	0,473805	8,928983472	0,8911	90,93835	0,036107	2,274674	1,93333	0,0127	0,013365	0,025908415	0,062016
3	0,013982	0,011781	0,463822	8,674022165	0,8911	59,92072	0,015677	2,279885	0,39766	0,0127	0,013619	0,005241773	0,020919
4	0,018407	0,011924	0,469432	8,815847482	0,8911	80,17165	0,028064	2,276957	1,58641	0,0127	0,013476	0,021105305	0,049169
5	0,016731	0,011935	0,469896	8,827742909	0,8911	72,9695	0,023248	2,276714	1,07603	0,0127	0,013465	0,01432631	0,037574
6	0,022185	0,012115	0,476983	9,012672174	0,8911	98,78426	0,042607	2,273015	6,55514	0,0127	0,013285	0,08831423	0,130921
7	0,01876	0,012088	0,4759	8,984017011	0,8911	83,26943	0,030274	2,27358	1,47771	0,0127	0,013312	0,019872285	0,050147
8	0,019273	0,011636	0,458113	8,533387404	0,8911	81,25363	0,028826	2,282865	1,86442	0,0127	0,013764	0,024348816	0,053175
9	0,018447	0,012534	0,493448	9,467487448	0,8911	86,28807	0,032509	2,26442	1,50858	0,0127	0,012866	0,020905649	0,053415
10	0,014679	0,011819	0,465298	8,710990545	0,8911	63,17577	0,017426	2,279114	0,57467	0,0127	0,013581	0,007593386	0,02502
11	0,016091	0,011833	0,465861	8,725139635	0,8911	69,36416	0,021007	2,278821	0,90378	0,0127	0,013567	0,011953106	0,032961
12	0,021083	0,011562	0,455188	8,462722485	0,8911	88,14854	0,033926	2,284392	3,86043	0,0127	0,013838	0,050179054	0,084105
13	0,025083	0,011701	0,460658	8,595636334	0,8911	106,5224	0,049543	2,281537	11,51402	0,0127	0,013699	0,150991589	0,200535
14	0,020047	0,011166	0,439623	8,101448005	0,8911	80,24158	0,028113	2,292517	2,26554	0,0127	0,014234	0,028732052	0,056845
15	0,023601	0,011366	0,447469	8,280523338	0,8911	96,5539	0,040705	2,288421	13,20845	0,0127	0,014034	0,169587475	0,210292

API 5L X80 R23

(1-v2)	r	E _r (MPa)	J _c (J/m2),Mpa	K _{ICr} MPaVm 1/2T	K _{ICr} MPaVm 1T	SomaΣ
0,8911	1	204090,9	0,020919	69,21725847	61,38662	195590,8
0,8911	2	204090,9	0,02502	75,69881082	66,83693	320820,7
0,8911	3	204090,9	0,032961	86,88518957	76,24352	667111,8
0,8911	4	204090,9	0,037574	92,76712382	81,18961	934586,7
0,8911	5	204090,9	0,049169	106,1192488	92,41737	1833495
0,8911	6	204090,9	0,050147	107,1690136	93,30011	1924541
0,8911	7	204090,9	0,053175	110,3577032	95,98147	2221977
0,8911	8	204090,9	0,053415	110,6060737	96,19032	2246508
0,8911	9	204090,9	0,054644	111,8712563	97,25421	2374638
0,8911	10	204090,9	0,056845	114,1020818	99,1301	2613820
0,8911	11	204090,9	0,062016	119,1790801	103,3993	3225218
0,8911	12	204090,9	0,084105	138,7904896	119,8905	6637514
0,8911	13	204090,9	0,130921	173,1622321	148,7936	18343639
0,8911	14	204090,9	0,200535	214,310549	183,395	47518668
0,8911	15	204090,9	0,210292	219,4622976	187,7271	52762093
Soma =						1,44E+08
K ₀ =						129,5103

σ_e, MPa =	738,1767
E, (MPa) =	204090,9
K₀ =	129,5103
B_{1/2T}, mm =	12,7
B_{1T}, mm =	25,4
r =	15
N =	15
bo, m =	0,0127
K_{Jc(limit)}, MPa =	267,5284
K_{Jc (med) 1T}, MPa =	119,9172
Coef. de Poisson, ν =	0,33

T_(ensaio), °C =	-100
T₀, °C =	-113,179

API 5L X80 R4

N	P, MN	ao (m)	(ao/w)	f(ao/w)	(1 - v2)	Ke	Je (MN/m)	η (eta)	Ap, Nm	Bn, m	bo=w-a	Jp, MN/m	J, MN/m
1	0,011666	0,013837	0,544755	11,16221	0,8911	64,33501	0,029995	2,237638	0,47086	0,0127	0,011563	0,007175	0,037169
2	0,012933	0,012724	0,500956	9,687574	0,8911	61,90264	0,027769	2,260501	0,51736	0,0127	0,012676	0,007265	0,035034
3	0,011131	0,014026	0,552222	11,45178	0,8911	62,97923	0,028744	2,23374	1,07674	0,0127	0,011374	0,016651	0,045395
4	0,009604	0,012297	0,484125	9,205496	0,8911	43,68079	0,013827	2,269287	0,43662	0,0127	0,013103	0,005954	0,019781
5	0,011659	0,013629	0,536558	10,85837	0,8911	62,54674	0,02835	2,241917	0,79983	0,0127	0,011771	0,011995	0,040345
6	0,014611	0,012438	0,489665	9,35973	0,8911	67,56584	0,033083	2,266395	1,28924	0,0127	0,012963	0,017749	0,050832
7	0,014759	0,012307	0,484519	9,216319	0,8911	67,20166	0,032727	2,269081	2,07891	0,0127	0,013093	0,028368	0,061096
8	0,012211	0,012905	0,508057	9,903646	0,8911	59,75009	0,025872	2,256794	0,44516	0,0127	0,012495	0,006331	0,032202
9	0,014723	0,012098	0,476294	8,99442	0,8911	65,42653	0,031021	2,273375	1,08731	0,0127	0,013302	0,014632	0,045653
10	0,014957	0,012486	0,491564	9,413555	0,8911	69,56489	0,035069	2,265404	2,31917	0,0127	0,012914	0,032033	0,067103
11	0,013458	0,012476	0,491184	9,40275	0,8911	62,52098	0,028327	2,265602	0,8908	0,0127	0,012924	0,012296	0,040623
12	0,012601	0,013024	0,512753	10,05102	0,8911	62,57295	0,028374	2,254343	0,94901	0,0127	0,012376	0,013611	0,041985
13	0,013514	0,012543	0,493799	9,477606	0,8911	63,27705	0,029016	2,264237	1,31679	0,0127	0,012858	0,018259	0,047275
14	0,013523	0,012637	0,497525	9,585969	0,8911	64,04738	0,029727	2,262292	1,40492	0,0127	0,012763	0,019609	0,049336

API 5L X80 R4

(1-v2)	r	E _r (MPa)	J _C , (J/m ²),Mpa	K _{IC} , MPaVm 1/2T	K _{IC} , MPaVm, 1T	Σ
0,8911	1	122964,3	0,019781	52,24575	47,11534	38612,87
0,8911	2	122964,3	0,032202	66,66082	59,23692	169297,9
0,8911	3	122964,3	0,035034	69,52994	61,64955	214938
0,8911	4	122964,3	0,037169	71,61726	63,40477	253525,6
0,8911	5	122964,3	0,040345	74,61396	65,92469	317728,9
0,8911	6	122964,3	0,040623	74,87072	66,14059	323746,1
0,8911	7	122964,3	0,041985	76,11596	67,18771	354150,3
0,8911	8	122964,3	0,045395	79,14604	69,73569	437063,6
0,8911	9	122964,3	0,045653	79,37067	69,92458	443741,2
0,8911	10	122964,3	0,047275	80,76869	71,10017	487036,3
0,8911	11	122964,3	0,049336	82,51001	72,56444	545305,9
0,8911	12	122964,3	0,050832	83,75185	73,6087	589947,1
0,8911	13	122964,3	0,061096	91,8187	80,39208	950149,6
0,8911	14	122964,3	0,067103	96,22695	84,09896	1205802
Soma =						6331046
K ₀ =						70,16131

σ_e, MPa =	395,8906
E, (MPa) =	122964,3
Ko =	70,16131
B_{1/2T}, mm =	12,7
B_{1T}, mm =	25,4
r =	14
N =	14
b₀, m =	0,0127
K_{JC}(limit), MPa =	152,0741
K_{JC}(med) 1T, MPa =	65,76718
Coef. de Poisson, ν =	0,33

T (ensaio), °C =	-80
T₀, °C =	-44,6598