



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

**CAMPUS DE GUARATINGUETÁ
FACULDADE DE ENGENHARIA**

***“Determinação da Temperatura de
Referência T_0 da Curva Mestra na
Região de Transição Dúctil-Frágil
de Aços ARBL”***

VALDIR ALVES GUIMARÃES

Guaratinguetá – São Paulo - Brasil

DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA DE REFERÊNCIA T_0 DA CURVA MESTRA NA REGIÃO DE TRANSIÇÃO DÚCTIL- FRÁGIL DE AÇOS ARBL

VALDIR ALVES GUIMARÃES

Tese apresentada ao Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Livre-Docente em Propriedades Mecânicas dos Materiais, do Curso de Pós-Graduação.

GUARATINGUETÁ

2006

G963d Guimarães, Valdir Alves
Determinação da temperatura de referência T_0 da curva
mestra na região de transição dúctil-frágil de aços ARBL /
Valdir Alves Guimarães.- Guaratinguetá : [s.n.], 2006
202 f.: il.
Bibliografia: f. 149-157

Tese (Livre-Docência) – Universidade Estadual Paulista,
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2006

1. Mecânica da fratura I. Título

CDU 620.172.24



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
Campus de Guaratinguetá

**DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA DE REFERÊNCIA T_0 DA CURVA
MESTRA NA REGIÃO DE TRANSIÇÃO DÚCTIL-FRÁGIL DE AÇOS ARBL**

VALDIR ALVES GUIMARÃES

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA COMO PARTE DOS REQUISITOS PARA A
OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“LIVRE-DOCENTE EM PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS MATERIAIS”
DEPARTAMENTO: MATERIAIS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Dirceu Spinelli
USP- São Carlos

Prof. Dr. Helio Goldenstein
USP - São Paulo

Prof. Dr^a. Cecília Amélia de Carvalho Zavaglia
UNICAMP - DEMa

Prof. Dr. Ruis Camargo Tokimatsu
UNESP-FEIS

Prof. Dr. Luiz Rogério de Oliveira Hein
UNESP- FEG

Dezembro de 2006

DADOS CURRICULARES

VALDIR ALVES GUIMARÃES

NASCIMENTO	18.11.1963 – SÃO PAULO – SP
FILIAÇÃO	Israel Alves Guimarães Carmelita Alves Guimarães
1984/1988	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia – UNESP Campus de Guaratinguetá - SP
1989-1993	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Nível de Mestrado – Faculdade de Engenharia - UNESP – Campus de Guaratinguetá - SP
1993-1997	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Nível de Doutorado – Faculdade de Engenharia – UNICAMP – Campinas - SP

À minha Esposa Daniela
Aos meus filhos André e Livia
A memória dos meus pais
Israel Alves Guimarães e
Carmelita Alves Guimarães

AGRADECIMENTOS

Aos colegas do DMT Aelcio Zangrandi, Ângelo Caporalli Filho, Ana Paula Rosifini Alves, Herman J. C. Voorwald, Luis Rogério de Oliveira Hein e Marcos Valério Ribeiro que nunca faltaram com o apoio e estímulo;

Ao aluno Sandro Victor Polanco Espezua pela inestimável ajuda na parte experimental;

A todos os funcionários do DMT que contribuíram com o desenvolvimento deste trabalho: Manoel Francisco dos Santos Filho, José Manoel Bernardes, Célio José de Souza, Wilson Monteiro dos Santos, Maria Aparecida Vasconcelos, Odir Vieira da Silva, Ely de Almeida Fornitano e Domingos Hasmann Neto;

A minha esposa Daniela que em nenhum momento faltou com o seu apoio e dedicação.

A FAPESP pelo financiamento da pesquisa

GUIMARÃES, Valdir Alves. Determinação da temperatura de referência T_0 da curva mestra na região de transição dúctil-frágil de aços ARBL, Guaratinguetá, 2006. 202 p. Livre Docência – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá – UNESP.

RESUMO

Materiais estruturais utilizados no projeto de equipamentos e instalações industriais podem apresentar mudança de seu comportamento à fratura quando se varia a temperatura. Este tipo de comportamento caracteriza-se pela existência de uma curva de transição, onde 3 regiões ficam bem definidas: os patamares inferior e superior e a região de transição. Na região de transição, os resultados experimentais apresentam alto espalhamento e são bastante dependentes da geometria ensaiada. Para solucionar este problema, foi desenvolvido um modelo analítico experimental, que resultou na edição da norma ASTM E1921-97. O trabalho inclui um estudo da influência de diversas rotas de tratamentos térmicos aplicadas em um aço 4130 utilizado pela indústria aeronáutica, um aço de qualidade API utilizado pela indústria petrolífera e um aço da classe A516 atualmente utilizado pela indústria nacional de vasos de pressão, na microestrutura, propriedades mecânicas de tração e tenacidade à fratura. Os resultados mostraram que o aço 4130 A450, apresentou a melhor correlação entre resistência e tenacidade entre as microestruturas pesquisadas. Este comportamento deve estar associado a rota de tratamento térmico aplicada a esta condição. O tratamento de austêmpera possibilita a formação de bainita que, tradicionalmente é conhecida por apresentar elevados valores de tenacidade. O método proposto pela ASTM pode ser considerado viável para as diversas microestruturas pesquisadas ampliando a aplicação da metodologia que recomenda o ensaio apenas para aços ferríticos. No entanto, a metodologia da Curva Mestra em materiais tratados termicamente deve ser conduzida de forma a se estabelecer parâmetros que considerem as modificações microestruturais sofridas pelo material.

PALAVRAS CHAVES: Propriedades Mecânicas, Tenacidade à Fratura, Transição Dúctil-Frágil, Microestrutura, Curva Mestra.

GUIMARÃES, Valdir Alves. Determination of master curve reference temperature T_0 in the ductile-fragile transition of HSLA steels, Guaratinguetá, 2006. 202p. Thesis (Post-Doctorate in Mechanical Behavior of Materials) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá – UNESP

ABSTRACT

Structural materials used in industrial equipments design can change fracture behavior when the temperature is varied. This type of behavior is characterized by the existence of a transition curve, where 3 areas are well defined: inferior and superior landings and the ductile brittle transition. In ductile brittle transition, experimental results present high scatter and depend highly of specimen geometry. In order to solve this problem, an analytical experimental model was developed, resulting in ASTM E1921-97 standard edition. This work includes the influence of several heat treatments analysis applied in a 4130 steel used by the aeronautical industry, a API X70 steel used by the line pipe industry and a ASTM A516 steel used by pressure vases national industry, where it was analyzed the influence in the microstructure, mechanical properties and fracture toughness. The results showed that the 4130 A450 steel presented the best correlation between resistance and toughness among the researched microstructures. This behavior should be associated with the heat treatment route applied. The isothermal quenching treatment makes possible bainite formation which, traditionally it is known by its high toughness values. The methodology proposed by ASTM is considered viable for the several researched microstructures enlarging the application of the methodology that just recommends the rehearsal for ferritics steels. However, Master Curve methodology in heat treated materials must have some parameters settling down considering the microstructure modifications suffered by the material.

KEY WORDS: Mechanical Properties, Fracture Toughness, Ductile-Fragile Transition, Microstructure, Master Curve.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	<i>iii</i>
LISTA DE TABELAS	<i>xiv</i>
NOMENCLATURA	<i>xvi</i>
1. - INTRODUÇÃO	1
1.1 - OBJETIVOS	4
2. - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
2.1 - A TRANSIÇÃO DÚCTIL-FRÁGIL	6
2.2 - INFLUÊNCIA DE ASPECTOS MICROESTRUTURAIS E METALÚRGICOS NA TRANSIÇÃO DÚCTIL-FRÁGIL	12
2.3 - REVISÃO DAS NORMAS RELACIONADAS A AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO DE FRATURA DOS MATERIAIS.....	18
2.3.1 - O ensaio de impacto – ASTM E23	19
2.3.2 - Ensaio de queda livre de peso ASTM E208, E436, E604	20
2.3.3 - Ensaio relacionados a mecânica da fratura linear elástica: ASTM E399, E812, E1221, E1304 e E1681	29
2.3.4 - Ensaio relacionados a mecânica da fratura elasto plástica: ASTM E813, E1152, E1290, E1737 e E1820	43
2.3.4.1 - Aspectos gerais	43
2.4.4.2 - Norma universal de tenacidade à fratura (ASTM E1820)	44
2.4.4.3 - Ensaio J_{IC}	46
2.4.4.4 - Ensaio CTOD	51
2.4.5 - A norma de fratura para a região de transição	60
2.4.5.1 - Obtenção da temperatura de referência e da curva mestra	58
3. - MATERIAIS E MÉTODOS	64
3.1 - MATERIAL	64
3.2 - ENSAIOS DE DILATOMETRIA	65
3.3 - TRATAMENTOS TÉRMICOS	66
3.3.1 - Tratamentos térmicos realizados e nomenclatura das condições estudadas	67

3.4	- ENSAIOS DE TRAÇÃO	70
3.5	- ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA	72
3.6	- ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	76
3.7	- ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓPTICA	79
4.	- RESULTADOS E DISCUSSÃO	80
4.1	- ASPECTOS MICROESTRUTURAIS	80
4.2	- RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO	87
4.3	- RESULTADOS DO ENSAIO DE IMPACTO DO TIPO CHARPY ...	90
4.4	- RECONSTRUÇÃO CONFOCAL	108
4.5	- ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA	111
4.6	- ANÁLISE DOS ENSAIOS DE TENACIDADE A FRATURA	117
5.	- CONCLUSÕES	146
6.	- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	148
7.	- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	149
	ANEXOS	158

LISTA DE FIGURAS

2.1	-	Comportamento à Fratura de Aços Ferríticos [Anderson, 1994]	6
2.2	-	Curvas de ductilidade em função da temperatura mostrando que as estruturas CCC apresentam variação de comportamento mecânico mais acentuado quando comparado a estruturas CFC	7
2.3	-	Distúrbio causado pôr uma discordância em cunha em diferentes estruturas cristalinas [Hertzberg (a)1989]	8
2.4	-	Efeito esquemático da influência da taxa de deformação na tenacidade de metais com transição dúctil-frágil.(Barson e Rolfe, 1970)	9
2.5	-	Curvas de energia absorvida por área em duas geometrias de amostras (10x10 e 3x3 mm) para um aço 9Cr-1WVTa em diversas condições metalúrgicas. Verifica-se que as amostras reduzidas apresentaram diminuição na temperatura de transição (Abe e Kayano, 1996)	11
2.6	-	Influência do teor de enxofre na energia absorvida pelo impacto Charpy. Verifica-se que com o aumento do teor de enxofre ocorre acentuada redução de energia absorvida, porém pouca influência na temperatura de transição [HERTZBERG, R.(b), 1989]	13
2.7	-	Dimensões dos corpos de prova padronizados utilizados para a obtenção da NDT padronizado pela ASTM E208-95a	21
2.8	-	Detalhe do entalhe realizado sobre o cordão de solda depositado no centro do corpo de prova utilizado no ensaio NDT	22

2.9	- Representação esquemática do dispositivo de apoio limitador da deflexão do corpo de prova utilizado no ensaio para a obtenção da temperatura de transição de ductilidade nula [ASTM E208-95 a]	23
2.10	- Diagrama de análise de falhas (FAD) indicando o tamanho de defeitos necessários para início de uma fratura em vários níveis de tensão em função ductilidade nula	24
2.11	- Representação esquemática do corpo de prova DWTT (<i>Drop-weight tear Test</i>) normalizado pela ASTM E 436, cujo entalhe é produzido pela conformação de uma ferramenta de aço rápido na região central da amostra	25
2.12	- Representação esquemática da superfície de fratura de uma amostra ensaiada pelo método ASTM E436 -91	26
2.13	- Corpo de prova utilizado pelo método proposto pela ASTM E604-83. O entalhe é obtido pôr usinagem seguido de conformação com uma ferramenta de aço rápido	28
2.14	- Comparação de resultados dos ensaios DT, NDT e de Parada de trinca para um aço A541. Nota-se que a curva de impacto Cv indica valores elevados de tenacidade na temperatura de ductilidade nula medida pelo ensaio NDT (HERTZBERG,R.W. (c) 1989)	29
2.15	- Digrama proposto por Dowling (1998) para avaliação da tenacidade a fratura fazendo distinções entre tensão e deformação plana.	30
2.16	- Geometrias de corpos de prova recomendadas para ensaios de tenacidade à fratura segundo a norma ASTM E 399 - 1991. a) Corpo de prova do tipo SE(B), b) Corpo de prova do tipo C(T)	31
2.17	- Esquema representativo da forma de aplicação de carregamento para os corpos de provas de tenacidade à fratura dos tipos: (a) C(T); (b) SE(B)	32
2.18	- Principais tipos de curvas carga - deslocamento de abertura da boca da trinca obtidas no ensaio K_{IC} [ASTM e 399-95]	33

2.19	- Representação esquemática dos dispositivos utilizados para a realização do ensaio de parada de trinca segundo a norma ASTM E1221-96	37
2.20	- Esquema de aplicação da carga cíclica durante o ensaio de parada da trinca segundo a norma ASTM E1221-96	38
2.21	- Corpos de prova do tipo “Chevron” utilizado para avaliação de tenacidade a fratura segundo a anorma ASTM E1304-97	41
2.22	- Representação do aparato para a realização do ensaio de tenacidade á fratura segundo a norma ASTM E1304-97	41
2.23	- Curva J-R obtida pelo ensaio J_{IC} [ASTM E1820-96]	47
2.24	- Definição da área $A_{plast(i)}$ para o calculo de J	48
2.25	- Esquema de obtenção gráfica do valor J_{IC} a partir da curva J – R	50
2.26	- Definição da região de validade dos pontos para a determinação de J_{IC}	50
2.27	- Representação esquemática da abertura da trinca durante um ensaio de flexão em um corpo de prova do tipo SE(B) [ROLFE, S. T.; BARSON, J. M.; 1971]	53
2.28	- Curvas características obtidas no ensaio CTOD, mostrando a definição dos pontos (P_c, V_c), (P_u, V_u), (P_m, V_m) que serão utilizados nos cálculos do δ_c , δ_u ou δ_m	55
2.29	- Curva Mestra obtida para o aço A533, exibindo uma temperatura de referência T_0 , correspondente a uma tenacidade de $100 \text{ MPa.m}^{1/2}$, de $6,35^\circ\text{C}$. Curva plotada a partir dos resultados obtidos por Joyce e Tregonim [2001]	63
3.1	- Sistema de análise térmica utilizado nos ensaios de dilatometria	65
3.2	- Curva de resfriamento obtida para um corpo de prova de 10 mm de diâmetro mergulhado em óleo de têmpera Petronasa 20A sem agitação a partir de 770°C	67
3.3	- Forno utilizado no aquecimento dos corpos-de-prova	68

3.4	- Representação esquemática das rotas de tratamentos térmicos utilizadas para a obtenção das diversas microestruturas. (a) Rota aplicada ao aço API 5L X70; (b) e (c) Rotas aplicadas ao aço ASTM A516; (d) Rotas aplicadas ao aço 4130	69
3.5	- Geometria do corpo de prova utilizados nos ensaios de tração	71
3.6	- Máquina servo-hidráulica Instron utilizada nos ensaios mecânicos	72
3.7	- Geometria do corpo de prova do tipo tração compacto utilizados nos ensaios de mecânica da fratura $W=25,4\text{mm}$ e $B= 12,7\text{mm}$	73
3.8	- Forma de retirada e nomenclatura de corpos de prova na forma de chapa [ASTM E300-91]	73
3.9	- Dispositivo para nucleação de pré-trinca por fadiga em corpos de prova de mecânica da fratura [GUIMARÃES, et all, 2001]	75
3.10	Esquema representativo do modo de fixação do extensômetro para a medida do deslocamento da ponta da trinca	75
3.11	- Câmara climática utilizada para a realização dos ensaios em baixa temperatura	76
3.12	- Corpo de Prova Padrão Charpy com entalhe	77
3.13	- Dispositivo de controle de temperatura com câmara de nitrogênio líquido	77
3.14	- Dispositivo para nucleação de trincas por fadiga. DMT-FEG/UNESP	78
3.15	- Pêndulo de de impacto utilizado nos ensaios do tipo Charpy	78
3.16	- Microscópio <i>Nikon Epiphot 200</i> , LAIMat. DMT-FEG/UNESP	79
4.1	- Microestrutura do aço API 5L X70 no estado conforme fornecido revelando a textura associada ao processo de laminação. Ataque com Nital 2% e observação por microscopia óptica	81
4.2	- Microestrutura do aço ASTM A516 no estado conforme fornecido revelando a textura associada ao processo de laminação. Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica	82

4.3	- Microestrutura do aço 4130 no estado conforme fornecido onde verifica-se que não houve a definição de textura associada ao processo de laminação. Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica	82
4.4	- Inclusões globulares obtidas nos materiais pesquisados. Sem ataque. Aumento 100X (a) Aço API 5L X70; (b) Aço ASTM A516; (c) Aço SAE 4130	83
4.5	- Microestrutura do aço API 5L X 70 austenitizado a 920 ° e resfriado em óleo a 23 °C/s. Ataque nital 2%	85
4.6	- Microestrutura do aço ASTM A516 austenitizado a 870 °C e resfriado em óleo a 23 °C/s. Ataque nital 2%	86
4.7	- Diagrama de transformação com resfriamento contínuo de um aço 1524 MoV, mostrando a possibilidade de obtenção de diversas combinações microestruturais em função da velocidade de resfriamento. Os números dentro dos círculos correspondem à dureza Vickers para as microestruturas correspondentes [ASM HANDBOOK, 1996]	86
4.8	- Diagrama de resfriamento contínuo de um aço contendo 0,15 %C, 0,25 %Si e 1,40 %Mn, indicando que dependendo da taxa de resfriamento utilizada é possível a obtenção de microestruturas constituídas por ferrita (F), perlita (P), martensita (M) e bainita (B) [ATKINS, M.;1980]	87
4.9	- API X70 austenitizado a 920 °C e resfriado a 16 °C/s	88
4.10	- ASTM A 516 austenitizado a 870 °C por 40 minutos resfriado a 50 °C/s seguido de revenido a 350 °C por 60 minutos	89
4.11	- SAE 4130 austenitizado a 850 °C por 40 minutos resfriado a a 450 °C por 30 minutos seguido de resfriamento em água	89
4.12	- Diagrama tensão deformação obtidas para o aço 4130 no estado como fornecido	92

4.13	- Curva de energia de impacto por temperatura, aço API 5L X70 e ASTM A516 no estado como fornecido. Corpo de prova entalhado, com direção de laminação adotada L-T (Longitudinal)	95
4.14	- (a) Superfície de fratura do aço API, direção transversal, -140°C, 14J. (b) Superfície de fratura do aço API, direção transversal, -140°C, 112J [Guimarães, V.A. et all, 2004]	96
4.15	- Delaminações observadas nas superfícies de fratura de corpos de prova C(T) e L(T). Observam-se cavidades em tamanhos variados, ocorrendo paralelamente ao longo do plano de propagação da trinca [HIPPERT, E. Jr; RUGGIERI, C]	97
4.16	- Micromecanismo de delaminação proposto por Shanmugan e Pathak [1996] em microestruturas ferríticas perlíticas bandeadas	98
4.17	- Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto do tipo charpy pré-trincado por fadiga e ensaiado a 0°C (Material ASTM A516 - Energia absorvida de 49 J). Verifica-se as presença de três regiões distintas: região de entalhe, pré-trinca por fadiga e fratura	99
4.18	- Curva de energia de impacto por temperatura, aço API 5L X70, utilizando corpo-de prova entalhados e pré-trincados por fadiga. Direção de laminação adotada L-T	100
4.19	- Curva de energia de impacto por temperatura, aço ASTM A 516, utilizando corpo-de prova entalhados e pré-trincados por fadiga. Direção de laminação adotada L-T	101
4.20	- Curva de energia por temperatura, aços API 5L X70 e ASTM A516, corpos de prova pré-trincados por fadiga	101
4.21	- Curva de energia de impacto por temperatura, comparando o aço API, conforme fornecido, com o temperado	103
4.22	- Curva de energia de impacto por temperatura, comparando o aço API pré-trincado, conforme fornecido, com o temperado	103
4.23	- Curva de energia de impacto por temperatura do aço API X70 na condição 920 23 °C/s com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga	104

4.24	- Curva de energia de impacto por temperatura do aço API X70 na condição 920 16 °C/s com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga.....	105
4.25	- Curva de energia de impacto por temperatura do aço ASTM A516 na condição 870 23 °C/s com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga	105
4.26	- Curva de energia de impacto por temperatura do aço ASTM A516 na condição R350 com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga	106
4.27	- Curva de energia de impacto por temperatura do aço 4130 no estado como fornecido com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga	106
4.28	- Curva de energia de impacto por temperatura do aço 4130 na condição austenitizada a 450 °C com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga	107
4.29	- Reconstrução confocal tridimensional da fratura em corpo de prova Charpy, aço API 5L X70 pré-trincado tratado, a -20°C	108
4.30	- Reconstrução confocal tridimensional da fratura em corpo de prova Charpy, aço API 5L X70 pré-trincado tratado, a -60° C	109
4.31	- Reconstrução confocal tridimensional da fratura em corpo de prova Charpy, aço ASTM A516 pré-trincado tratado, a 0° C	109
4.32	- Reconstrução confocal tridimensional da fratura em corpo de prova Charpy, aço ASTM A516 pré-trincado tratado, a 25° C	110
4.33	- Reconstrução confocal tridimensional da fratura em corpo de prova Charpy, aço ASTM A516 pré-trincado tratado, a -80° C	110
4.34	- Fractografia da superfície de fratura do aço API- CF, corpo-de-prova entalhado	113
4.35	- Fractografia da superfície de fratura do aço API - CF, corpo-de-prova pré-trincado	113
4.36	- Fractografia da superfície de fratura do aço A516 - CF, corpo-de-prova entalhado	114

4.37	- Fractografia da superfície de fratura do aço A516 - CF, corpo-de-prova pré-trincado	114
4.38	- Fractografia da superfície de fratura do aço API- R23 °C/s, corpo-de-prova entalhado	115
4.39	- Fractografia da superfície de fratura do aço API - R23 °C/s, corpo-de-prova pré-trincado	115
4.40	- Fractografia da superfície de fratura do aço A516-R23 °C/s, corpo-de-prova entalhado	116
4.41	- Fractografia da superfície de fratura do aço A516 R 23 °C/s, corpo-de-prova pré-trincado	116
4.42	- Correlação entre os resultados de impacto do tipo Charpy (corpos de prova entalhados) e a temperatura de referência T_0 da curva mestra....	120
4.43	- Correlação entre os resultados de impacto do tipo Charpy (corpos de prova pré-trincados) e a temperatura de referência T_0 da curva mestra	120
4.44	- Curva mestra obtida para a condição API X70 CF exibindo uma temperatura de referência T_0 de -127,5 °C correspondente a uma tenacidade de 100 MPa.m ^{1/2}	121
4.45	- Curva mestra obtida para a condição API X70 920 – 16 °C/s exibindo uma temperatura de referência T_0 de -66,5°C correspondente a uma tenacidade de 100 MPa.m ^{1/2}	121
4.46	- Curva mestra obtida para a condição API X70 920 – 23 °C/s exibindo uma temperatura de referência T_0 de – 70,2 °C correspondente a uma tenacidade de 100 MPa.m ^{1/2}	122
4.47	- Curva mestra obtida para a condição ASTM A516 CF exibindo uma temperatura de referência T_0 de -89,6°C correspondente a uma tenacidade de 100 MPa.m ^{1/2}	122
4.48	- Curva mestra obtida para a condição ASTM A516 - 970 – 23 °C/s exibindo uma temperatura de referência T_0 de -47,8°C correspondente a uma tenacidade de 100 MPa.m ^{1/2}	123

4.49	- Curva mestra obtida para a condição ASTM A516 – R350 exibindo uma temperatura de referência T_0 de $-27,5\text{ }^{\circ}\text{C}$ correspondente a uma tenacidade de $100\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	123
4.50	- Curva mestra obtida para a condição 4130 CF exibindo uma temperatura de referência T_0 de $-77,7\text{ }^{\circ}\text{C}$ correspondente a uma tenacidade de $100\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	124
4.51	- Curva mestra obtida para a condição 4130 A450 exibindo uma temperatura de referência T_0 de $-99,7\text{ }^{\circ}\text{C}$ correspondente a uma tenacidade de $100\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	124
4.52	- Correlação entre a tensão máxima de resistência a tração e a temperatura de referência T_0	126
4.53	- Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição API X70 CF ensaiado a -95°C	127
4.54	- Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição API X70 $23\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ensaiado a -70°C	127
4.55	- Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição API API X70 $16\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ensaiado a -70°C	128
4.56	- Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição ASTM A516 CF ensaiado a -75°C	128
4.57	- Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição ASTM A516 23°C/s ensaiado a -50°C	129
4.58	- Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição ASTM A516 R350 ensaiado a $15\text{ }^{\circ}\text{C}$	129
4.59	- Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição 4130 CF ensaiado a -45°C	130
4.60	- Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição 4130 A450 ensaiado -65°C	130
4.61	- (a) Superfície de fratura de um corpo de prova do tipo C(T) do aço 4130 CF ensaiado a $-45\text{ }^{\circ}\text{C}$ apresentando aspecto frágil. (b) Curva Tensão x CMOD mostrando crescimento estável da trinca antes da fratura final	133

4.62	- Modelo do elo mais fraco (Deaquino, et all, 1999)	134
4.63	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição API X70 CF ensaiada a -95°C	136
4.64	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição API X70 23 $^{\circ}\text{C/s}$ ensaiada a -70°C	137
4.65	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição API API X70 16 $^{\circ}\text{C/s}$ ensaiada a -70°C	137
4.66	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição ASTM A516 CF ensaiada a -75°C	138
4.67	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição ASTM A516 23 $^{\circ}\text{C/s}$ ensaiada a -50°C	138
4.68	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição ASTM A516 R350 ensaiada a 15°C	139
4.69	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição 4130 CF ensaiada a -45°C	139
4.70	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição 4130 A450 ensaiada a -65°C	140
4.71	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição API X70 CF ensaiada a -95°C de acordo com a equação 4.10	141
4.72	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição API X70 23 $^{\circ}\text{C/s}$ ensaiada a -70°C de acordo com a equação 4.10	142
4.73	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição API API X70 16 $^{\circ}\text{C/s}$ ensaiada a -70°C de acordo com a equação 4.10	142
4.74	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição ASTM A516 CF ensaiada a -75°C de acordo com a equação 4.10	143
4.75	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição ASTM A516 23 $^{\circ}\text{C/s}$ ensaiada a -50°C de acordo com a equação 4.10.....	143
4.76	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição ASTM A516 R350 ensaiada a 15°C de acordo com a equação 4.10	144
4.77	- Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição 4130 CF ensaiada a -45°C de acordo com a equação 4.10	144

4.78	-	Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição 4130 A450 ensaiada - 65°C de acordo com a equação 4.10	145
------	---	--	-----

LISTA DE TABELAS

2.1	- Efeito de elementos químicos na temperatura de transição nos aços	14
2.2	- Equações utilizadas para o cálculo do fator de intensificação de tensão para os corpos de prova do tipo SE(B) e C(T) segundo a norma ASTM E399-95	33
2.3	- Requisitos de validade do ensaio de acordo com a norma ASTM E 1221-96	34
2.4	- Principais ensaios relacionados a mecânica da fratura linear elástica normalizados pela ASTM	42
2.5	- Equações utilizadas para o cálculo de $J(i)$ quando utiliza-se a técnica dos múltiplos corpos de prova para amostras do tipo C(T) [ASTM E1820-96]	47
2.6	- Equações utilizadas para o cálculo do CTOD utilizando-se corpos de prova do tipo SE(B) e do tipo C(T)	56
2.7	- Principais parâmetros e definições de métodos de ensaios baseados na Mecânica da Fratura Elasto-Plástica	59
3.1	- Composição química em peso dos principais elementos dos aços utilizado neste trabalho	64
3.2	- Resultados obtidos para o ensaio de dilatométrica para algumas temperaturas de transformação do aço API 5L X65 utilizado neste trabalho	66

3.3	- Taxa média obtida para os diferentes meios de resfriamento utilizados neste trabalho	67
3.4	- Nomenclatura adotada para cada condição metalúrgica estudada neste trabalho	70
3.5	- Valores dos carregamentos e do fator de intensificação de tensão utilizados para a obtenção da pré-trinca por fadiga na condição como-fornecida	74
4.1	- Aspectos morfológicos das inclusões dos três aços pesquisados	84
4.2	- Resultados dos ensaios de tração para o aço API 5L X70, ASTM A516, e SAE 4130 no estado conforme fornecidos	90
4.3	- Resultados dos ensaios de tração para o aço API 5L X70, ASTM A516, e SAE 4130 após os tratamentos térmicos	93
4.4	- Valores de rugosidade medidos na superfície de fratura, para diferentes temperaturas	111
4.5	- Temperatura corresponde a energia de 28J durante o ensaio Charpy e temperaturas de ensaio de mecânica da fratura (°C)	117
4.6	- Temperatura corresponde a energia de 28J durante o ensaio Charpy e temperatura de referência T_0 da curva mestra	119
4.7	- Condição microestrutural – Valor do coeficiente m de Weibull	131

NOMENCLATURA

Letras Latinas

a -	comprimento da trinca	[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]

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.	
COD -	Deslocamento de abertura da trinca.	[mm]
C(T)	Corpo de prova de tenacidade à fratura sollicitado por tração	
CTOD -	Deslocamento de abertura da ponta da trinca.	[mm]
CTOD_c -	Parâmetro de tenacidade do ensaio CTOD que determina o início da propagação instável da trinca quando não há ocorrência de propagação estável antes da máxima carga ou antes do primeiro “pop in”.	[mm]
CTOD_m -	Parâmetro de tenacidade do ensaio CTOD que caracteriza o valor da abertura da ponta trinca quando o ensaio atinge o início da máxima carga.	[mm]
CTOD_u -	Parâmetro de tenacidade do ensaio CTOD que determina o início da propagação instável da trinca quando há ocorrência de propagação estável antes da máxima carga ou antes do primeiro “pop in”.	[mm]
FAD	Diagrama de análise de falhas	
J_{IC}	Parâmetro de tenacidade à fratura correspondente ao início de propagação estável da trinca.	
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]
K_Q	Fator de intensificação de tensão que pode ser igual ao valor de K _{IC} se as condições de validade do ensaio forem satisfeitas.	[MPa√m]
L-T -	Orientação de retirada de corpos de prova em chapas no sentido da laminação com propagação da trinca na direção transversal.	
MFLE -	Mecânica da fratura linear elástica.	
MFEP -	Mecânica da fratura elasto-plástica.	
NDT	Temperatura de ductilidade nula	
P_c -	Carga que determinada o início da propagação instável da trinca quando não há ocorrência de de propagação estável antes da máxima carga ou antes do primeiro “pop in” no ensaio de CTOD.	[kgf]
P_(max) -	Carga máxima de fadiga	[kgf]
P_(min) -	Carga mínima de fadiga	[kgf]
P_m -	Carga máxima do ensaio CTOD	[kgf]
P_u -	Carga que determinada o início da propagação instável da trinca quando há ocorrência de de propagação estável antes da máxima carga ou antes do primeiro “pop in” no ensaio de CTOD.	[kgf]
r_p -	Fator de rotação plástica de corpos de prova de tenacidade à fratura	
SE(B)	Corpo de prova de tenacidade à fratura sollicitado por flexão.	
S-T -	Orientação de retirada de corpos de prova em chapas a partir da espessura do material com propagação da trinca na direção transversal	

V_p -	Deslocamento da boca da trinca	[mm]
Δa	Varição do comprimento da trinca	[mm]
δ_c -	Parâmetro de tenacidade do ensaio CTOD que determina o início da propagação instável da trinca quando não há ocorrência de propagação estável antes da máxima carga ou antes do primeiro “pop in”.	[mm]
δ_m -	Parâmetro de tenacidade do ensaio CTOD que caracteriza o valor da abertura da ponta trinca quando o ensaio atinge o início da máxima carga.	[mm]
δ_u -	Parâmetro de tenacidade do ensaio CTOD que determina o início da propagação instável da trinca quando há ocorrência de propagação estável antes da máxima carga ou antes do primeiro “pop in”.	[mm]
σ_e -	Limite de escoamento	[MPa]
$\sigma_{e0,2}$ -	Limite de escoamento pelo critério de 0,2% de deformação plástica	[MPa]
σ_t -	Limite de resistência à tração	[MPa]
σ_y	Resistência efetiva do material calculada como a média entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração.	[MPa]

Siglas

ABNT -	Associação brasileira de Normas técnicas
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> ”

1. INTRODUÇÃO

A necessidade de aperfeiçoamento de projetos vem estimulando pesquisas de desenvolvimento de novas classes de materiais. Nas últimas décadas têm sido realizados estudos intensivos, no sentido de obter subsídios científicos e tecnológicos, sobre o desempenho de novos materiais com o objetivo principal de se obter melhores propriedades mecânicas.

Atualmente, já é bem conhecida a clássica relação inversa entre resistência mecânica e tenacidade, onde se pode verificar, via de regra, que aumentos de resistência conduzem a uma diminuição de tenacidade. O grande desafio tecnológico no desenvolvimento de materiais de alta resistência, então, está em atingir aumentos simultâneos de resistência mecânica e tenacidade [DAVIS,C.L e KING, J.E.; 1993].

A importância da tenacidade à fratura vem sendo cada vez mais reconhecida em projetos mecânicos de alta responsabilidade, como aqueles característicos da indústria nuclear, petroquímica, aeronáutica e aeroespacial. Nestas situações, o emprego de novos materiais está associado a uma necessidade intrínseca de se garantir a segurança das estruturas. A presença de pequenas trincas ou defeitos podem provocar falhas em componentes mesmo quando estes estejam submetidos a tensões dentro do regime elástico, portanto, abaixo da tensão de escoamento, σ_{ys} . Um fator importante que deve ser considerado nesses estudos é que o aumento de resistência mecânica dos materiais é conseguido de forma relativamente simples, através de alterações de processamento, aumento das velocidades de resfriamento ou pela utilização de tratamentos térmicos. Porém, a alta resistência mecânica deve estar associada a níveis adequados de tenacidade à fratura. Ao se optar pelo uso de materiais que têm seu comportamento à

fratura variando com a temperatura, deve-se procurar entender e avaliar corretamente a possibilidade do material trabalhar dentro da região de transição dúctil-frágil em algum instante da sua vida em serviço.

Ensaaios de fratura realizados na região de transição apresentam grande espalhamento em seus resultados, mostrando também uma grande dependência da temperatura de realização desses ensaios assim como do tamanho e geometria dos corpos de prova utilizados [ANDERSON *et al*, 1992]. Desta forma, valores de tenacidade medidos experimentalmente em corpos de prova de uma única geometria a uma determinada temperatura, mesmo quando fabricados a partir da mesma corrida, não são consistentes e apresentam muita variação quantitativa. Adicionalmente, tais resultados não apresentam correlação com aqueles obtidos em ensaios realizados para a mesma corrida em corpos de prova de diferentes tamanho e geometria [LANDES, J.D.;1992]. De forma a se prever, com precisão, o comportamento à fratura destes materiais para o projeto de componentes e estruturas, o procedimento usual é o de limitar a sua utilização ao patamar superior, onde o comportamento dos mesmos é totalmente dúctil e o valor de tenacidade, além de independender dos fatores anteriormente citados, permanece quase constante. Nessa região é mais fácil aceitar a existência de trincas no material, uma vez que normalmente a falha da estrutura ou componente não se dá por um evento instável de fratura frágil, mas sim por colapso plástico da seção transversal, ou por um rasgamento dúctil, precedido de crescimento estável das trincas existentes [LANDES, J.D.; 1995].

Entretanto, deve ser considerada a possibilidade do material ter um comportamento misto dúctil-frágil, típico da região de transição, apesar da temperatura de operação dos equipamentos ser normalmente alta e característica de patamar superior. Esta possibilidade é causada pela combinação de efeitos resultantes da degradação do material, ocorrendo ao longo da vida útil do equipamento e, eventualmente, de situações de operação anormal que devem ser postuladas na fase de projeto em atendimento às recomendações das normas e códigos de projeto adotados.

Do ponto de vista da degradação das propriedades do material constituinte, é



importante a consideração do envelhecimento térmico, causado pela ciclagem térmica decorrente da variação da temperatura de operação do equipamento ao longo de sua vida útil, e pelas conseqüências da ação do ambiente de operação, como por exemplo a fragilização neutrônica ocorrendo em vasos de pressão de centrais nucleares, ou o ambiente corrosivo de certas plantas químicas [SERPAN, C.Z., RANDAL, P.N.;1995]. Essas ações térmicas e ambientais agindo sobre o material durante sua operação podem alterar a sua microestrutura, tornando-o mais frágil.

A combinação desses e de outros efeitos pode fazer com que, em algum momento da vida útil do equipamento, a temperatura de operação esteja dentro da região de transição. Por causa disso, para uma avaliação confiável da sua integridade estrutural, torna-se necessário conhecer o comportamento do material em termos da Mecânica da Fratura nesta região.

A transição dúctil-frágil caracteriza-se por uma mistura de dois mecanismos de fratura. Inicialmente a região da ponta da trinca se deforma plasticamente causando um crescimento estável da trinca por uma determinada extensão até que, subitamente, esse processo é interrompido por um evento de clivagem com conseqüente falha do componente, por fratura em modo frágil. A elaboração de novas normas para atender essa região tem sido estimulada pelos organismos normativos internacionais, muitas delas já aprovadas, como a ASTM E1921-97, desenvolvida pelo consórcio ASTM-ORNL Oak Ridge National Laboratory [ASTM, 2006; RUGGIERI et al, 1998].

Um aspecto a ser analisado na região de transição é o do espalhamento dos valores de tenacidade medidos, mesmo quando obtidos a partir de ensaios realizados em corpos de prova de uma mesma geometria e tamanho, confeccionados a partir de uma mesma corrida de um aço, como por exemplo o mostrado no estudo realizado por Wallin (1984) com o A508 Classe 3. Da observação dos resultados obtidos por Landes (1992) em um outro estudo semelhante com o aço alemão DIN 20MnMoNi55, pode-se perceber que, ao serem considerados os valores de tenacidade à fratura na transição (J_c) a uma temperatura de -90°C , encontra-se uma variação de 16,9 a 357,4 KJ/m^2 , ou seja uma razão de mais de 1:20. Diante de tais evidências experimentais, assume-se que a



solução para tratar os resultados obtidos nesta região de transição deve passar por uma abordagem estatística.

Além disso, após a análise de resultados de ensaios por diversos grupos realizados em diferentes laboratórios, constatou-se que, na transição, a tenacidade torna-se extremamente dependente da geometria [LANDES, J.D.;1985], bem como do tamanho do corpo de prova [CHENG e YIU, 2000; WALIN,K.; 1995]. Este fato torna impossível a aplicação direta do valor de tenacidade experimentalmente medido na análise de fratura de componentes e estruturas, a não ser que sejam testadas réplicas perfeitas, em tamanho e geometria, dos componentes e estruturas reais, o que é inviável na maioria das vezes.

Para solucionar estes problemas, um modelo analítico-experimental denominado Curva Mestra foi desenvolvido, tendo sido validado para alguns aços ferríticos de uso nuclear [WALLIN, K. 2001; WALLIN, K. *et al*, 2001; JOYCE, J.A. e TREGONING, R.L.; 2001]. A pesquisa proposta neste projeto tem como principal finalidade estender a aplicação da metodologia definida pela ASTM E1921-97 a outros materiais estruturais atualmente em uso pela indústria aeronáutica, aeroespacial e pela indústria de tubulações, realizando uma análise quantitativa e qualitativa de aspectos microestruturais envolvidos.

1.1. OBJETIVOS

O objetivo do trabalho é o de analisar o comportamento mecânico de aços estruturais utilizando a metodologia proposta pela ASTM E1921-97 de forma que possibilite um melhor entendimento da variação da tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil, em relação a mudanças na microestrutura, temperatura, geometria e tamanho de corpos de prova obtidos com os materiais considerados. A proposta principal do trabalho é a de permitir que, conhecida a tenacidade à fratura na transição para uma determinada geometria e temperatura, seja possível prever a tenacidade do mesmo material em uma nova temperatura e geometria. Além disso,



pretende-se demonstrar que a metodologia é também capaz de prever a tenacidade na região dúctil-frágil para diversas condições microestruturais.

O trabalho inclui um estudo da influência de diversas rotas de tratamentos térmicos aplicadas em um aço 4130 utilizado pela indústria aeronáutica, um aço de qualidade API utilizado pela indústria petrolífera e um aço da classe A516 atualmente utilizado pela indústria nacional de vasos de pressão, na microestrutura, propriedades mecânicas de tração e tenacidade à fratura. O estudo verificará quais os mecanismos que levam à obtenção de melhores correlações entre propriedades mecânicas e tenacidade à fratura dando atenção especial à região de transição dúctil-frágil. Em paralelo, procurar-se-á também estabelecer correlações entre as propriedades obtidas pela mecânica da fratura com as propriedades de menor custo de obtenção, como o limite de resistência mecânica, estabelecendo relações que poderão facilitar a comparação com resultados já existentes e também a otimização de trabalhos futuros.



2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - A TRANSIÇÃO DÚCTIL-FRÁGIL

Alguns materiais estruturais apresentam um comportamento à fratura que se altera com a temperatura. Tal alteração de comportamento é representada por uma curva de transição, onde duas regiões aparecem bem definidas como ilustra a figura 2.1: uma região de comportamento dúctil do material, caracterizada pelas altas temperaturas e também conhecida como patamar superior, e outra que está associada a temperaturas bem baixas, onde o material apresenta comportamento frágil, também chamada de patamar inferior. Entre essas duas regiões encontra-se a transição dúctil-frágil, assim denominada pelo fato de ser esta a região onde, em um dado intervalo de temperatura, as mudanças se manifestam mais intensamente e pelo fato do material apresentar um comportamento misto de dúctil e frágil.

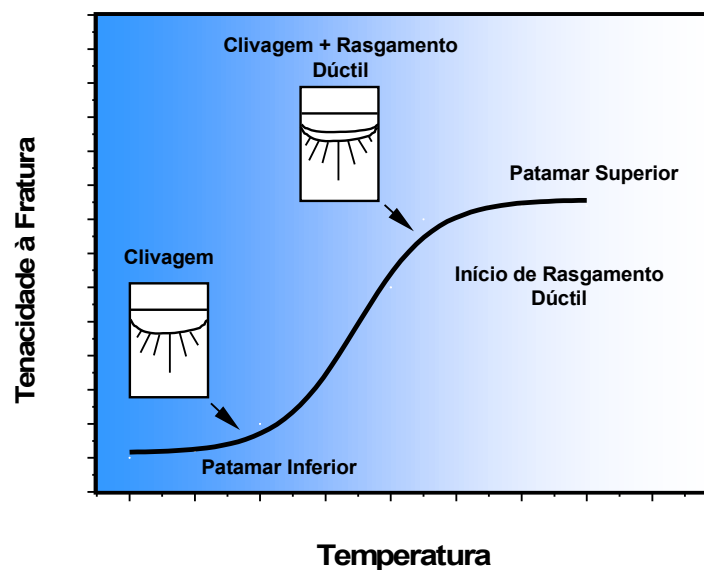


Figura 2.1 - Comportamento à Fratura de Aços Ferríticos [ANDERSON, T.L. 1994]

A redução de tenacidade na região de transição está associada a resistência a movimentação de discordâncias e a sensibilidade relacionada a ativação térmica da estrutura. Em temperaturas reduzidas a mobilidade de discordâncias se torna reduzida devido a um aumento das tensões internas da estrutura. Metais com estrutura cristalina cúbica de faces centradas como, por exemplo, cobre, alumínio, níquel e aço inoxidável austenítico apresentam uma queda suave de tenacidade com a diminuição da temperatura. Por sua vez, metais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, como por exemplo, aços ferríticos que apresentam uma considerável importância na fabricação de vasos de pressão, pontes e estruturas navais, sofrem uma sensível queda de tenacidade em uma certa faixa de temperatura. A Figura 2.2 ilustra, de forma esquemática, a variação de tenacidade com a temperatura, para ambos os tipos de estrutura cristalina.

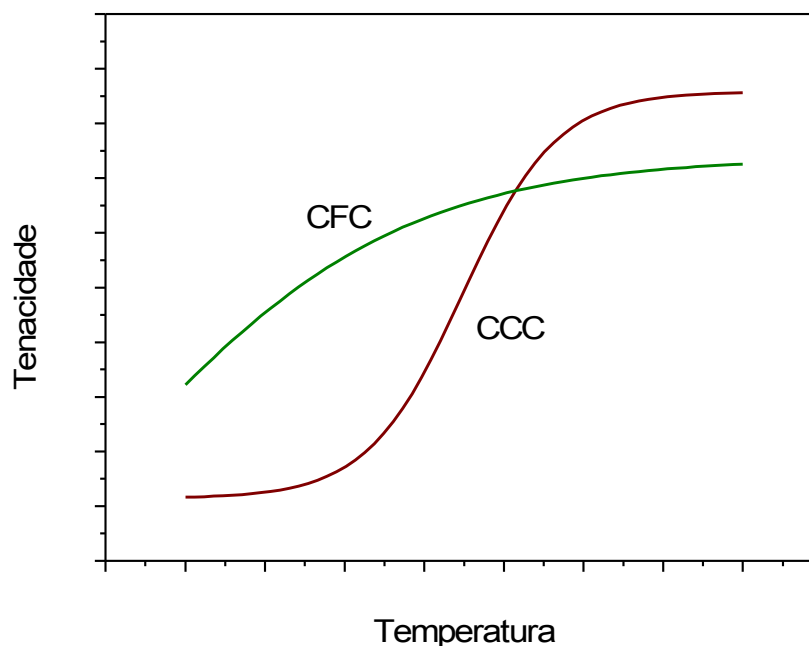
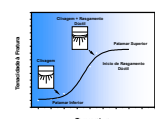
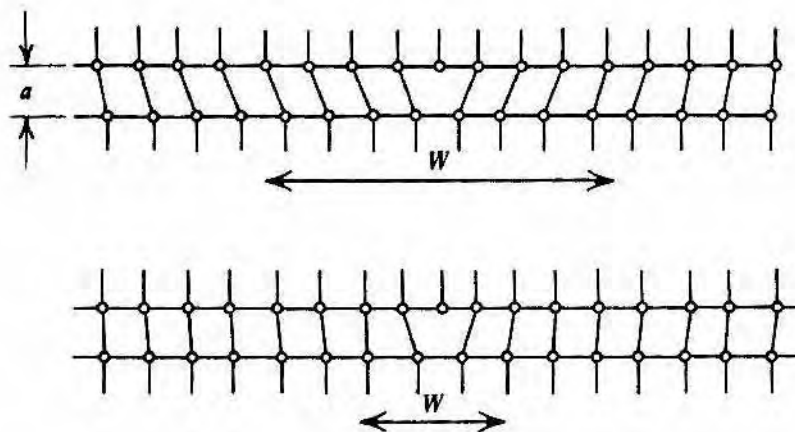


Figura 2.2 - Curvas de ductilidade em função da temperatura mostrando que as estruturas CCC apresentam variação de comportamento mecânico mais acentuado quando comparado a estruturas CFC.

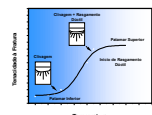


A busca por uma explicação com relação à diferença de comportamento entre estruturas CFC e CCC tem sido objeto de diversos estudos. Segundo a abordagem de Hertzberg, R.W. (a) [1989], o principal efeito está relacionado a magnitude da distorção imposta na rede cristalina por uma discordância. A figura 2.3 apresenta uma representação esquemática do efeito de uma discordância em cunha na distorção de dois reticulados diferentes. A força necessária para a movimentação de uma discordância conhecida como força de Peierls-Nabarro ou força de Peierls assumirá configurações diferentes entre as duas condições apresentadas. Conseqüentemente, efeitos diferentes estarão relacionados a variação de comportamento mecânico em função da temperatura como mostra o quadro anexo a figura 2.3. Em um metal com estrutura CFC a distorção do reticulado por uma discordância é extensa; no entanto, a força necessária para provocar uma movimentação é reduzida provocando pouca influência no comportamento mecânico com a variação da temperatura



<i>Material</i>	<i>Estrutura Cristalina</i>	<i>Largura da discordância (W)</i>	<i>Tensão de Peierls</i>	<i>Influência da temperatura na Tensão de escoamento</i>
<i>Metal</i>	<i>CFC</i>	<i>Grande</i>	<i>Muito Pequena</i>	<i>Desprezível</i>
<i>Metal</i>	<i>CCC</i>	<i>Estreita</i>	<i>Moderada</i>	<i>Forte</i>
<i>Cerâmico</i>	<i>Iônica</i>	<i>Estreita</i>	<i>Grande</i>	<i>Forte</i>
<i>a</i>				
<i>Cerâmico</i>	<i>Covalente</i>	<i>Muito estreita</i>	<i>Muito grande</i>	<i>Forte</i>
<i>a</i>				

Figura 2.3 Distúrbio causado por uma discordância em cunha em diferentes estruturas cristalinas [HERTZBERG, R.W. (a), 1989]



Deve ser notado também que a transição de comportamento dos aços ferríticos de dúctil para frágil quando a temperatura diminui vem acompanhada de uma mudança no micromecanismo de fratura, de alveolar (*“dimples”*) para clivagem, devido a inibição dos micromecanismos de deformação plástica. Como uma consequência desse aumento da restrição à deformação plástica, e não como uma causa, temos uma passagem de escoamento em larga escala para escoamento restrito no comportamento mecânico macroscópico do material, fazendo com que este frature logo após o limite de escoamento ser atingido.

Outro parâmetro que causa influência importante no comportamento mecânico dos materiais é a taxa de deformação. Barson e Rolfe [1970] verificaram esta hipótese em corpos de prova do tipo Charpy ensaiados em diferentes taxas de deformação. Pela análise da figura 2.4 verifica-se que com a diminuição da taxa de deformação ocorre também diminuição da temperatura de transição. No entanto, na região de patamar superior ocorre um aumento da energia absorvida que pode estar relacionada a elevação que ocorre no limite de escoamento de materiais metálicos em função do aumento da taxa de deformação.

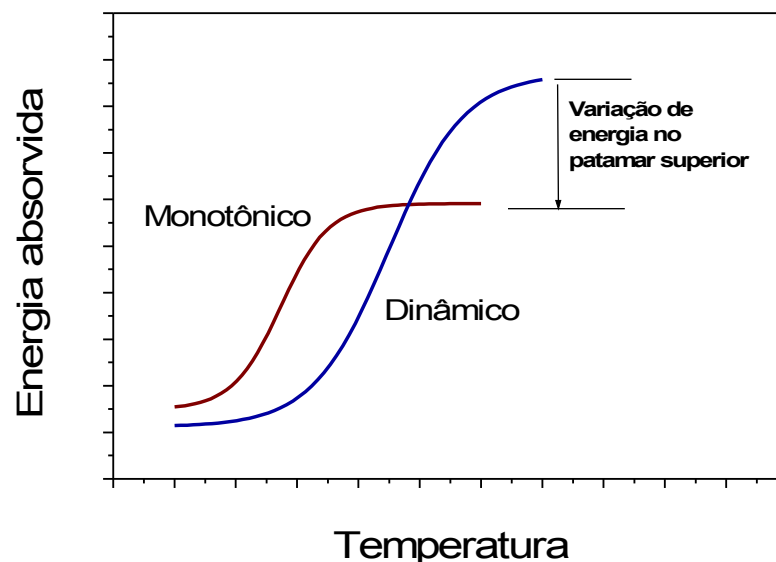
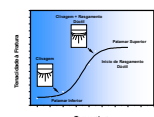
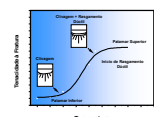


Figura 2.4 - Efeito esquemático da influência da taxa de deformação na tenacidade de metais com transição dúctil-frágil [BARSON, J.M. e ROLFE, S.T.; 1970]

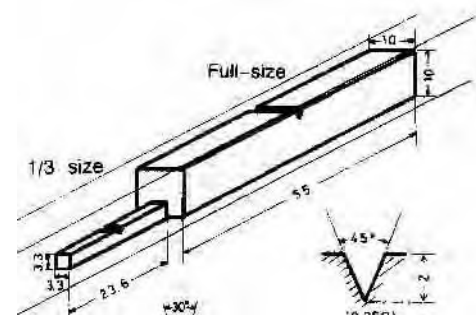
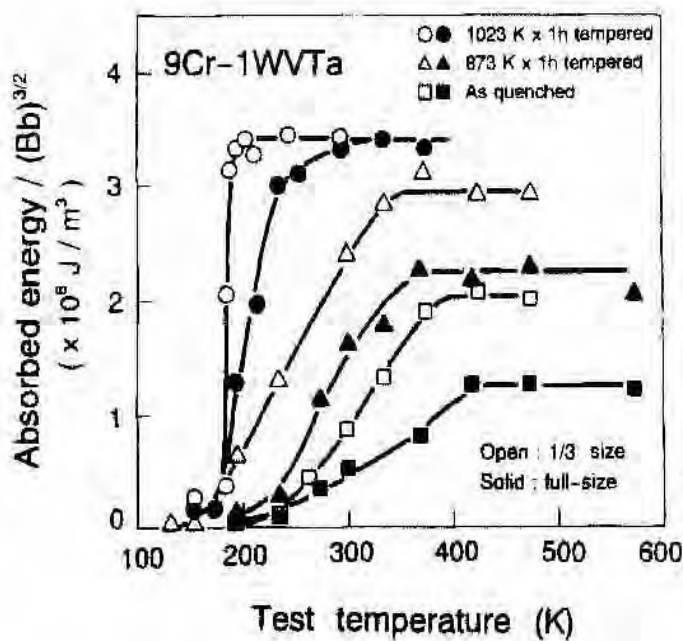


Verifica-se então que para carregamentos estáticos ou monotônicos, a região de transição ocorre a temperaturas mais baixas do que para carregamento dinâmico. Então, para estruturas sujeitas a baixas taxas de carregamento monotônico, a curva de transição monotônica deve ser usada para prever seu comportamento em serviço, enquanto que para estruturas sujeitas a carregamento dinâmico, usa-se a curva de transição dinâmica. Da mesma forma, para estruturas sujeitas a taxas intermediárias de carregamento, deve-se utilizar uma curva de transição intermediária. Quando as taxas reais de carregamento não são bem definidas, a curva de carregamento dinâmico é usada para prever o comportamento da estrutura em serviço. Essa prática é conservadora e explica porque muitas estruturas que apresentam baixa tenacidade ao entalhe, medida pelos ensaios de impacto, não falham, mesmo com temperaturas de serviço bem abaixo da temperatura de transição sob condições de carregamento dinâmico.

A temperatura de transição pode ser influenciada por fatores externos ao material. Um dos fatores que exerce influência acentuada é a triaxialidade de tensões, que se altera com a geometria do componente. A presença de um entalhe (ou de outro concentrador de tensões) em um componente, pode alterar o estado de tensões reinante para triaxial na região do entalhe, dificultando a deformação plástica e, conseqüentemente, reduzindo a ductilidade (ou a tenacidade) a uma determinada temperatura. A presença de um entalhe tende a aumentar a temperatura de transição dúctil-frágil, tendo, portanto, um efeito similar ao aumento da taxa de deformação. A triaxialidade de tensões nas proximidades da ponta do entalhe é dependente das dimensões do componente e da forma ou geometria do entalhe. O trabalho realizado por de Abe e Kayano [1996] confirmaram o efeito da geometria de corpos de prova do tipo Charpy na temperatura de transição em um aço 9Cr-1WVTa. Foram utilizados dois tipos de amostras com geometrias diferentes apresentados na figura 2.5. Para possibilitar a análise comparativa entre as duas geometrias os pesquisadores relacionaram a energia absorvida normalizada, obtida pela divisão da energia de fratura pelo volume nominal da amostra $(B.b)^{3/2}$, onde B é a espessura da amostra e b o



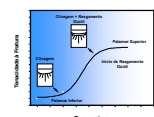
ligamento não entalhado. Pela análise dos resultados apresentados pode-se verificar claramente que a redução da geometria do corpo de prova provocou forte efeito no comportamento ao impacto do material sendo que as amostras com menores dimensões apresentaram redução na temperatura de transição em todas as condições metalúrgicas pesquisadas. Este comportamento está relacionado com a triaxilidade de tensões na região do entalhe, que é muito mais severa em amostras de maiores dimensões. Os resultados obtidos por Kurishita e colaboradores [2004] também confirmam a diminuição da temperatura de transição em função da diminuição da seção transversal de corpos de prova do tipo Charpy em um aço ferrítico-martensítico, sustentando as verificações de Abe e Kayano [1996] e Wallin [1985]. A diminuição da temperatura de transição foi atribuída a redução de restrição plástica (constraint loss) em função da diminuição da área da amostra.



(a)

(b)

Figura 2.5 Curvas de energia absorvida por área em duas geometrias de amostras (10x10 e 3x3 mm) para um aço 9Cr-1WVTa em diversas condições metalúrgicas. Verifica-se que as amostras reduzidas apresentaram diminuição na temperatura de transição. (a) Curva de energia absorvida; (b) Geometria dos corpos de prova [ABE, F. e KAYANO, H.; 1996].

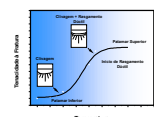


2.2– INFLUÊNCIA DE ASPECTOS MICROESTRUTURAIS E METALÚRGICOS NA TRANSIÇÃO DÚCTIL-FRÁGIL

Fatores metalúrgicos relacionados intrinsecamente com o material, como microestrutura, composição química, tamanho de grão e distribuição de precipitados também exercem forte efeito na temperatura de transição. A composição química do material, assim como a sua microestrutura, pode ser responsável por uma variação de até 50 °C na temperatura de transição. Atualmente já está bem estabelecido na literatura o efeito negativo do aumento do teor de Carbono em aços que é responsável pelo aumento da temperatura de transição e diminuição da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy. Elementos como o manganês influencia de maneira bastante positiva a transição. Um aumento de 0,1% de Manganês leva à diminuição de 5 °C na temperatura de transição. Aços estruturais de médio e baixo teor de Carbono possuem uma relação Carbono/Manganês de pelo menos 3:1.

O Fósforo influencia de maneira negativa. A temperatura de transição, com base na energia absorvida de 20J, aumenta em aproximadamente 7 °C para um aumento de 0,01% de Fósforo. O trabalho de Shen e colaboradores[2005] analisou o efeito da segregação de Fósforos em contornos de grão de um aço Cr-Mo durante o revenimento a 540 °C. Para a situação pesquisada verificou-se dois mecanismos atuantes e competitivos: o aumento da temperatura de transição em função da segregação de Fósforo nos contornos e a diminuição da temperatura de transição provocada pela queda de dureza devido a exposição a temperatura. No entanto o efeito da segregação do Fósforo foi dominante até longos períodos de revenimento (cerca de 100 horas), sendo que o efeito da diminuição da dureza não foi significativo para recuperar os danos causados pelo Fósforo.

O Enxofre não apresenta efeito significativo na variação da temperatura de transição. No entanto, é responsável por uma forte diminuição no valor de energia absorvida na região do patamar superior como pode ser observado na figura 2.6. [HERTZBERG, R. W. (b), 1989].



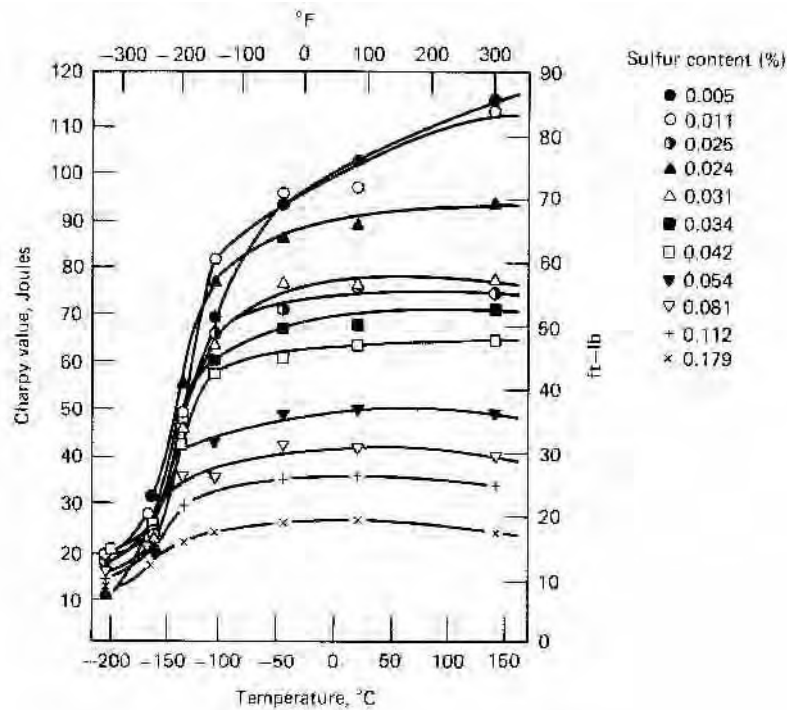


Figura 2.6 Influência do teor de Enxofre na energia absorvida pelo impacto Charpy. Verifica-se que com o aumento do teor de Enxofre ocorre acentuada redução de energia absorvida, porém pouca influência na temperatura de transição [HERTZBERG, R. W. (b), 1989].

O Oxigênio exerce grande influência sobre a transição dos aços. O Ferro com alta pureza apresenta fragilização intergranular na presença de 0,003% de Oxigênio. O aumento de oxigênio de 0,001% para 0,0057% tende a aumentar a temperatura de transição de $-15\text{ }^{\circ}\text{C}$ para $340\text{ }^{\circ}\text{C}$. Assim é de grande importância a utilização de aços desoxidados. Os aços efervescentes geralmente apresentam temperaturas de transição maior ou igual a temperatura ambiente. Os aços semi-acalmados ao silício normalmente apresentam temperatura de transição inferior aos aços efervescentes. Já os aços acalmados ao silício e ao alumínio apresentam temperatura de transição da ordem de $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$, com base na energia absorvida de 20J [FERREIRA, I, 1997]. Com isto, estes elementos, que são considerados impurezas dos aços, devem ser muito bem controlados. A tabela 2.1 apresenta de forma resumida o efeito de diversos elementos químicos na temperatura de transição em aços estruturais [HERTZBERG, R.W.; (b), 1989].

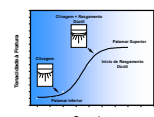
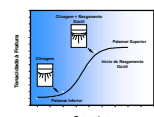


Tabela 2.1 Efeito de elementos químicos na temperatura de transição nos aços

Elemento	Efeito:	Característica
Carbono	Prejudicial	Endurecedor extremamente potente. Promove endurecimento por solução sólida. Eleva consideravelmente a temperatura de transição.
Manganês	Benéfico	Desoxidante e dessulfurante. Apresenta forte capacidade na redução da temperatura de transição.
Enxofre	Prejudicial	Apresenta efeito moderado na temperatura de transição. Mas reduz drasticamente a energia absorvida ao impacto na região de patamar superior.
Fósforo	Prejudicial	Considerado como impureza nos aços. Elemento extremamente fragilizante.
Nitrogênio	Prejudicial	Elemento intersticial. Potente endurecedor. Causa fragilização e aumenta a temperatura de transição
Níquel	Benéfico	Elemento estabilizador da austenita. Em teores acima de 9% elimina a transição de comportamento dúctil-frágil. Muito utilizado em aços criogênicos.
Cromo	Pouca influência	Promove endurecimento por solução sólida. Não influencia a temperatura de transição de forma significativa.
Oxigênio	Prejudicial	Apresenta forte influência na temperatura de transição. Os teores de oxigênio nos aços devem ser rigidamente controlados

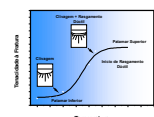
Atualmente a literatura que trata sobre o comportamento mecânico dos aços já tem bem estabelecido o efeito benéfico da redução do tamanho de grão na melhoria da tenacidade. Na região de transição este efeito também é conhecido. No entanto o trabalho conduzido por Kim e colaboradores [2003] demonstrou que o efeito do tamanho de grão está fortemente relacionado com o formato e o tamanho dos precipitados presentes no material. A redução no tamanho de grão provoca aumento na quantidade total de carbonetos por unidade de área, diminuindo o tamanho e razão de aspecto das partículas. Na mesma linha Echeverria e Ibade [2004] conclui que, para o aumento da tenacidade, é fundamental evitar a presença de partículas grosseiras associado ao controle de processo no sentido de obter-se microestruturas refinadas com capacidade de inibir o efeito de partículas frágeis na microestrutura.



Segundo Bowen, P.; Druce, S.J. e Knott J.F.; [1987], para se proceder a análise da tenacidade a fratura na região de transição dúctil-frágil, é importante ter um entendimento do efeito do tamanho crítico dos carbonetos, que podem causar a fratura por clivagem a uma determinada temperatura. O início da fratura por clivagem ocorre na vizinhança de uma trinca quando a tensão principal atinge um valor crítico. A magnitude da tensão principal estará relacionada ao tamanho da partícula que se intercepta com a vizinhança da frente da trinca, iniciando o processo de fratura. O trabalho de Lee e colaboradores [2002] verificou que a presença de carbonetos grosseiros do tipo M_3C , quando superiores a um determinado tamanho crítico, representam um importante fator microestrutural afetando a tenacidade a fratura, uma vez que microtrincas se formadas a partir destas partículas são facilmente propagadas na matriz ferrítica causando a fratura por clivagem.

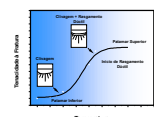
Observações fractográficas realizadas por Hausild e colaboradores [2005] demonstraram que ocorre uma evolução nos mecanismos de nucleação da clivagem em um aço A508 em função do aumento da temperatura. Em baixas temperaturas, a clivagem se inicia a partir de pequenas partículas de Sulfeto de Manganês (MnS) que se propagam em planos cristalográficos (1 0 0) ou seja, em planos onde há a ocorrência das tensões mais baixas de coesão entre dois planos cristalográficos dados pela teoria da elasticidade. Em temperaturas mais elevadas, mais ainda próximas da região de transição dúctil-frágil, verificou-se que as partículas de inclusões não participam ativamente do processo de fratura. A clivagem inicia-se em microtrincas induzidas por deformação plástica microscópica que antecedem o processo de fratura, se propagando provavelmente em planos (1 1 2).

Analisando o trabalho de diversos pesquisadores verifica-se que é difícil sugerir um critério de fratura macroscópico, devido a grande quantidade de parâmetros metalúrgicos e microestruturais que nem sempre são facilmente identificados. No entanto, pode-se considerar de forma bem estabelecida pela literatura que a redução das impurezas nos aços assim como o controle de partículas grosseiras provocam ganhos acentuados na tenacidade a fratura e diminuição da temperatura de transição.



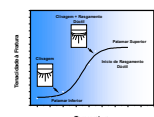
Recentemente o periódico “Engineering Fracture Mechanics” dedicou uma edição especial (volume 69) que trata exclusivamente da transição dúctil- frágil de aços ferríticos. Nesta edição estão publicados os resultados principais do projeto europeu “*Fracture toughness of steel in the ductile to brittle regime*” desenvolvido entre os anos de 1994 e 1999. A idéia de desenvolvimento deste projeto surgiu durante as discussões do comitê de mecânica da fratura da Sociedade Européia de Integridade Estrutural (ESIS) de onde concluiu-se de forma evidente a necessidade de uma grande quantidade de trabalhos analíticos e experimentais para se estabelecer com bases sólidas o comportamento mecânico de aços ferríticos na região de transição. Neste volume estão publicados cinco artigos reunindo um conjunto excepcional de dados e análises realizadas a partir dos resultados do banco europeu de dados de tenacidade à fratura. Nesta edição estão descritos pelo menos quatro procedimentos para análise da região de transição. A seguir será realizada uma breve descrição dos métodos formulados [HEERENS, J.; HELLMANN, D.; 2002]:

1. **Desenvolvimento do Banco Europeu de Dados de Tenacidade à Fratura (*Euro Fracture Toughness Dataset*):** Este trabalho apresenta uma revisão do projeto que produziu o maior conjunto de dados que se tem na história sobre tenacidade a fratura. Para incentivar a disseminação dos dados os resultados dos ensaios podem ser acessados pela Internet por meio do site <ftp://ftp.gkss.de/pub/eurodataset>. Nos últimos anos diversos pesquisadores fizeram uso destes dados com o objetivo de formular novas hipóteses e teorias sobre o tratamento de dados na região de transição. O trabalho de Heerens e Hellmann [2002] apresenta uma revisão dos procedimentos de ensaio utilizados para o levantamento dos dados.
2. **Método da Curva Mestra:** Neste método a dependência da tenacidade à fratura no regime de transição é modelada pela Curva Mestra. Esta curva é definida por uma temperatura de referência T_0 . A dispersão dos resultados é modelada por uma distribuição de Weibull triparamétrica com um expoente fixo de Weibull igual a 4 assumindo um valor mínimo de tenacidade de 20



MPa \sqrt{m} . Um mínimo de seis resultados em temperaturas fixas ou valores múltiplos de temperaturas dispersas é recomendado para a aplicação do método. Em 1997 a Curva Mestra se tornou uma norma da ASTM (E1921). As comparações realizadas neste projeto confirmaram a validade do conceito da Curva Mestra [WALLIN, K., 2002].

3. **Método do Limite Inferior de Tenacidade:** Este método prevê a determinação de um limite inferior de tenacidade baseado em um conjunto de dados obtido em uma única temperatura. A dispersão de tenacidade é modelada por uma dispersão biparamétrica modificada de Weibull. As análises mostraram que o método do limite inferior de tenacidade é válido para se realizar previsões correspondentes a uma probabilidade de falha acumulada inferior a 2,5%. Uma comparação de resultados demonstrou que este método coincide com a Curva Mestra em um nível de probabilidade de falha de cerca de $P_f = 3\%$. Um número mínimo de seis valores de tenacidade é recomendado para a aplicação do método. O Método do Limite inferior de Tenacidade apresenta uma metodologia completamente desenvolvida e pode ser facilmente implementada nos procedimentos de ensaio e normas [HEERENS, J.; PFUFF, M.; HELLMANN, D.; ZERBST, U.; 2002].
4. **Método da Curva Exponencial:** Este método determina uma curva de transição dúctil-frágil ajustando uma grande quantidade de dados de tenacidade à fratura obtida em múltiplas temperaturas utilizando duas curvas exponenciais. Uma curva descreve a dependência da tenacidade à fratura de clivagem antes do início da fratura dúctil. A Segunda curva descreve a dependência da temperatura na tenacidade de início de trincamento dúctil (ductile crack initiation toughness). A intersecção entre estas duas curvas define a temperatura de transição. No ajuste do algoritmo, a dispersão dos resultados de tenacidade à fratura é modelada utilizando uma distribuição log-normal. Devido às funções exponenciais apresentarem quatro coeficientes a ser determinados pela análise estatística, a aplicação deste

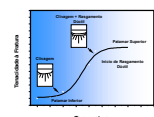


procedimento requer um grande número de resultados para se obter alta confiabilidade no ajuste da curva. Atualmente este procedimento não está sendo recomendado, considerando a quantidade de amostras necessárias [NEALE, B.K.; 2002].

5. **Método da múltipla regressão:** Este método utiliza uma técnica de análise de múltipla regressão derivada da probabilidade da fratura por clivagem em função da temperatura, espessura do corpo de prova e extensão dúctil da trinca. A análise por múltipla regressão dos conjuntos de dados europeu de tenacidade à fratura indica que o expoente 4 baseado no fator de intensificação de tensão K , e o expoente 2 baseado no valor da integral J é adequado para descrever a dispersão dos resultados de tenacidade à fratura em clivagem. Para este método são necessários grandes conjuntos de resultados e complexas análises computacionais para o desenvolvimento das funções estatísticas de interesse. Espera-se que no futuro alguns dos parâmetros de ajuste sejam fixados para uma grande quantidade de materiais. Isto reduziria drasticamente a quantidade de resultados requeridos [MOSKOVIC,R.; 2002].

2.3 – REVISÃO DAS NORMAS RELACIONADAS A AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO DE FRATURA DOS MATERIAIS.

Códigos e normas para a realização de ensaios de caracterização de materiais são instrumentos imprescindíveis para a obtenção de um projeto seguro e de alta confiabilidade. A necessidade de especificação de materiais começou a surgir após a revolução industrial principalmente na indústria ferroviária devido a diversas ocorrências de fornecimentos de materiais com baixa qualidade. A “Pensilvânia Railroad”, uma das maiores corporações do século XIX, financiou um grande projeto iniciado pôr Charles Dudley que publicou, após estudos intensos, um importante relatório: “*A Composição Química e Propriedades Físicas de Aços para Trilhos*” onde foram analisadas a durabilidade de diferentes aços utilizados na indústria



ferroviária. O impacto deste relatório, entre os fabricantes de aço, impulsionou a criação de Institutos de normalização e ensaios de materiais. As idéias de Charles Dudley, da Yale University articuladas em encontros como os da “*American Chemical Society*” e “*International Railway Congress*” contribuiu para a formação da “*International Association for Testing Materials (IATM)*”. Em 1898 um grupo de dezessete membros ligados a Associação Internacional para Testes de Materiais (IATM) se reuniram no estado da Philadelphia para formar um instituto norte americano de normalização dando-se início a ASTM (*American Society for Testing and Materials*). A partir de 1990 foi formado o primeiro comitê sobre aços onde iniciou-se uma série de discussões de normas de ensaios e especificação de materiais para a indústria ferroviária. Atualmente existem diversos institutos responsáveis pela normalização de ensaios e especificação de materiais, no entanto a ASTM tem-se destacado na edição de normas e procedimentos de ensaios mundialmente aceitos pelas indústrias, universidades e centros de pesquisa [ASTM, 2005].

2.3.1- O ensaio de impacto – ASTM E23

O ensaio de impacto foi um dos primeiros métodos utilizados para avaliação da tenacidade de materiais metálicos. Este ensaio normalizado pela ASTM teve a sua primeira edição em 1933 e tem, até os dias atuais, grande utilização para a avaliação de componentes e estruturas metálicas. O método se baseia na queda de um pêndulo que atinge um corpo de prova com entalhe em V, que funciona como um concentrador de tensão avaliando, deste modo, o comportamento do material sujeito a um carregamento dinâmico em um estado triaxial de tensões. O ensaio pode ser realizado em diversas temperaturas o que possibilita a avaliação da alteração de comportamento dúctil-frágil

A possibilidade da ocorrência de uma fratura frágil repentina e inesperada em uma estrutura pode gerar conseqüências graves, inclusive colocando vidas em risco. Desta forma o ensaio é utilizado frequentemente em controle de qualidade para a determinação da temperatura de transição e da energia absorvida procurando, assim,

evitar a utilização de um determinado componente na região de patamar inferior. O grande problema deste método é que o ensaio não fornece uma determinada temperatura de transição, mas uma faixa de temperaturas onde ocorre a variação acentuada dos valores de energia absorvida acompanhada de alteração do micromecanismo de fratura.

Diversas técnicas têm sido utilizadas para convencionar a determinação da temperatura de transição. A norma ASTM E23 prevê que a transição pode ser definida em função da porcentagem de área clivada observada na superfície de fratura. Há também a possibilidade de definir a temperatura transição fixando-se um determinado valor de energia absorvida. Porém os valores de energia tomados como referências devem estar adequados a cada tipo de material

Uma característica dos ensaios de impacto é a dispersão de resultados, principalmente na faixa de transição. Por isso, um resultado de ensaio é considerado normalmente como a média dos resultados de três ensaios executados a uma mesma temperatura. Em alguns casos, realizam-se cinco ensaios a uma mesma temperatura, desprezando-se os valores máximo e mínimo e tomando-se como resultado a média dos três valores intermediários. Estudos realizados utilizando corpos de prova de impacto pré-trincados pôr fadiga demonstraram que é possível a obtenção de uma melhor precisão para a determinação da faixa de temperatura transição e uma dispersão reduzida dos valores de energia absorvida quando comparado com corpos de prova apenas entalhados [GUIMARÃES *et al* , 2004].

2.3.2 Ensaio de queda livre de peso ASTM E208, E436, E604

Devido a dificuldades para a determinação com precisão da temperatura de transição pelo ensaio de impacto Charpy foi desenvolvido em 1952, pelo Laboratório de Pesquisas Navais dos Estados Unidos, o ensaio de queda livre de peso (“drop weight test”). Estas pesquisas foram motivadas em função das inúmeras fraturas ocorridas nos navios da série Liberty na década de 40. Estes ensaios que ficaram conhecidos como ensaios de impacto de Pellini devido aos extensos estudos realizados



por este pesquisador, baseiam-se na queda livre de uma massa conhecida sobre um corpo de prova, na forma de uma placa plana, com um concentrador de tensão provocado por um cordão de solda. Atualmente, esse método de ensaio é padronizado pela especificação ASTM E208-95a com a sua primeira edição em 1963, sendo aceito e utilizado pelo Código ASME [ANDERSON, T.L. 1994].

O objetivo do ensaio é a determinação da temperatura de ductilidade nula NDT (“*nill ductility transition temperature*”) que pode ser definida como a máxima temperatura em que o corpo de prova padronizado fratura devido ao impacto pela queda livre de um martelo. Para a preparação da amostra padronizada de acordo com a figura 2.7 é introduzido um cordão de solda com o objetivo de produzir um concentrador de tensões na superfície da amostra que estará submetida a esforços de tração, nucleando uma trinca frágil na estrutura. O cordão de solda é introduzido na superfície oposta a aquela que receberá o peso em queda-livre.

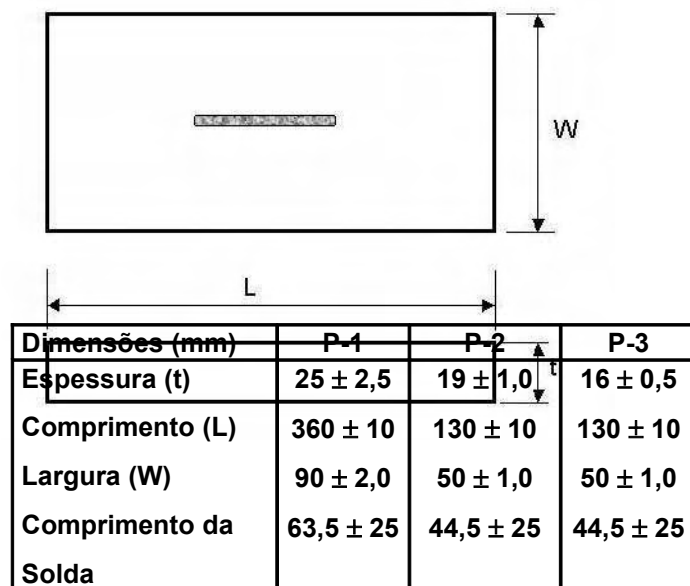


Figura 2.7 - Dimensões dos corpos de prova padronizados utilizados para a obtenção da NDT padronizado pela ASTM E208-95a.



O corpo de prova mais utilizado é o P2 com dimensões de 19x51x127 mm. O cordão de solda deve ser depositado em apenas um passe e deve ser submetido a um entalhe produzido por disco abrasivo ou ferramenta de corte tomando-se a precaução de não atingir o metal base durante a usinagem como esquema representativo na figura 2.8. O comprimento do cordão deve ter dimensões compatíveis com o tamanho do corpo de prova podendo assumir valores na faixa de uma a doze polegadas [ASTM E208-95a].

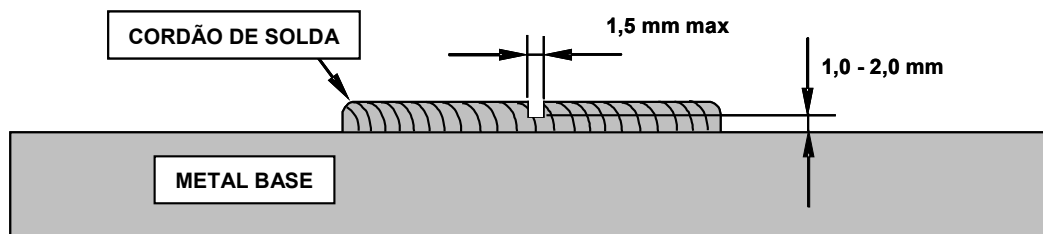


Figura 2.8 – Detalhe do entalhe realizado sobre o cordão de solda depositado no centro do corpo de prova utilizado no ensaio NDT.

Durante a realização do ensaio o corpo de prova é instalado em um dispositivo que limita a sua deformação conforme esquema da figura 2.9, por intermédio de um batente que evita que seja ultrapassado o limite de escoamento da amostra. Esse ensaio é do tipo passa-não passa, ou seja, o corpo de prova é considerado fraturado se for desenvolvida uma trinca em uma ou ambas as arestas da superfície do corpo de prova contendo o cordão de solda. O ensaio será inválido se não surgir qualquer trinca visível no cordão de solda ou se não houver evidência de que o corpo de prova encostou-se no batente houver evidências. A temperatura *NDT* é determinada após uma série de ensaios a diferentes temperaturas, sendo definida como a mínima temperatura à qual o corpo de prova não fratura. Para confirmação da temperatura



NDT, deve-se obter pelo menos dois corpos de prova não fraturados a uma temperatura 5 °C acima da temperatura julgada como *NDT* [FORTES, C.; ARAUJO W.; 2004].

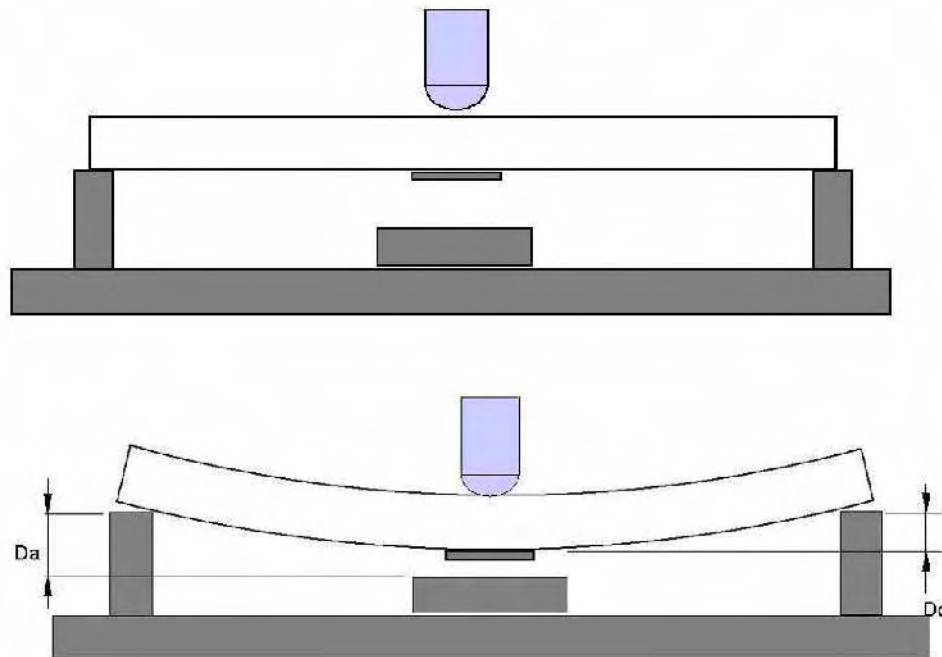


Figura 2.9 – Representação esquemática do dispositivo de apoio limitador da deflexão do corpo de prova utilizado no ensaio para a obtenção da temperatura de transição de ductilidade nula [ASTM E208-95 a]

O resultado do ensaio NDT pode ser utilizado no projeto de estruturas fabricadas em aços ferríticos de baixa resistência. Como exemplo pode-se definir temperaturas mínimas permissíveis em serviço (T_{min}) para estruturas contendo trincas segun- da a classificação abaixo [HERTZBERG (c), 1989; IPINA, J.P. 2004]:

1. $T_{min} \geq NDT$: Permitido quando a tensão σ for menor que 35-55 MPa;
2. $T_{min} \geq NDT+17^{\circ}C$ (30°F): Permitido quando $\sigma \leq \sigma_{ys}/2$;
3. $T_{min} \geq NDT+33^{\circ}C$ (60°F): Permitido quando $\sigma \leq \sigma_{ys}$;
4. $T_{min} \geq NDT+67^{\circ}C$ (120°F): Permitido desde que a fratura não ocorra em valores abaixo da tensão de escoamento do material.



A partir destes estudos surgiram os diagramas FAD (*Failure Analysis Diagram*) desenvolvidos por Pelliny e Puzak (1963) como apresentados na figura 2.10. O diagrama FAD mostra uma relação entre tensões, tamanho de trinca, temperatura de serviço e comportamento de fratura.

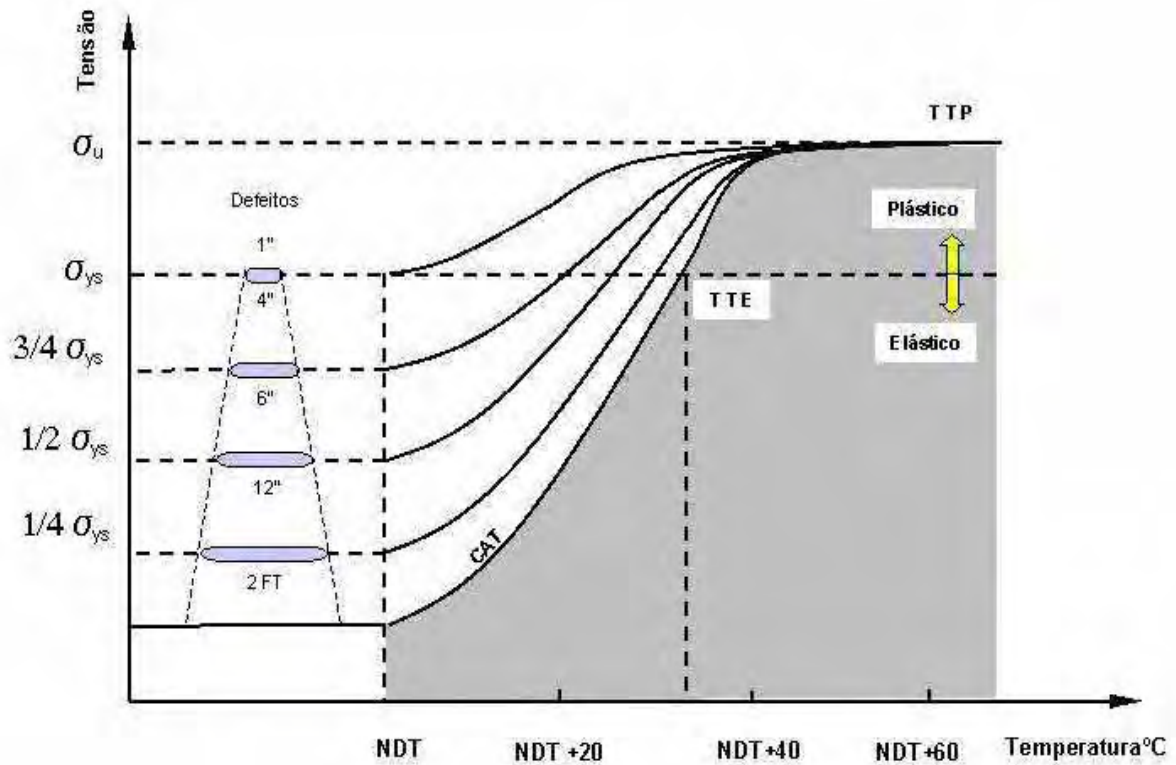


Figura 2.10. Diagrama de análise de falhas (FAD) indicando o tamanho de defeitos necessários para início de uma fratura em vários níveis de tensão em função ductilidade nula.

Embora algum sucesso tenha sido encontrado com a utilização destes diagramas para aplicações em aços de baixa resistência, certas deficiências podem ser apontadas. Primeiramente, não é bem definido qual a tensão, região ou área da seção que poderá ser utilizada. O diagrama FAD trata, ainda, todos os materiais com o mesmo nível de resistência da mesma maneira, ignorando a possibilidade de diferenças de tenacidade entre um aço para outro. O tamanho permitido para uma falha ou trinca que pode ser tolerada por uma estrutura é extremamente dependente da tenacidade do material e da



tensão aplicada. Se estes parâmetros não estiverem muito bem definidos o diagrama FAD não será suficiente para se estabelecer previsões seguras do comportamento do material. Ainda sim, estes diagramas representam uma importante tentativa de relacionar a temperatura de transição com a filosofia de controle de fratura baseada na mecânica da fratura [HERTZBERG, R.W. (c) 1989].

Utilizando conceitos semelhantes aos da norma ASTM E208 foi editada em 1971 a norma ASTM E436 (*“Standard Test Method for Drop-Weight Tear Test of Ferritic Steels”*) que apresenta objetivo bastante similar ao teste NDT. No entanto o corpo de prova utilizado representado pela figura 2.11 apresenta dimensões bem maiores que a utilizada no método NDT. Neste ensaio, em que o corpo de prova de flexão é fraturado pela queda de um martelo, é possível a obtenção de informações mais detalhadas da superfície de fratura. O objetivo principal após o ensaio é quantificar a área da superfície que sofreu fratura dúctil ou clivagem e relacionar com a temperatura do ensaio. É importante verificar que para a confecção do entalhe apropriado para o ensaio não é permitida a utilização de ferramenta de corte ou disco abrasivo. O entalhe é produzido através da compressão de uma ferramenta de aço rápido com um ângulo de 45° sobre o corpo de prova até uma profundidade de 5,08 mm (0,2 polegadas). A espessura da amostra deve ser a mesma da espessura da chapa.

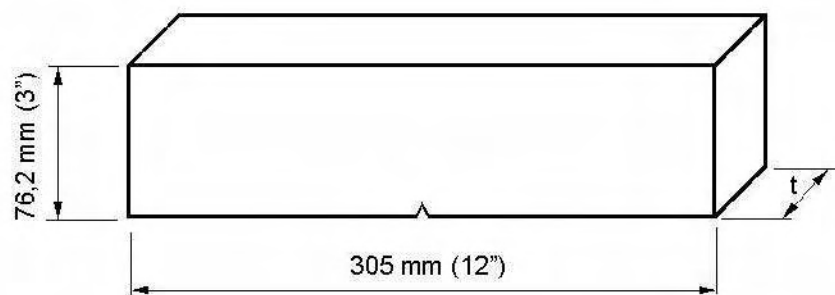


Figura 2.11 Representação esquemática do corpo de prova DWTT (*Drop-weight tear Test*) normalizado pela ASTM E 436, cujo entalhe é produzido pela conformação de uma ferramenta de aço rápido na região central da amostra.



Como resultado, este ensaio apresenta então a área da amostra que sofreu fratura frágil e a área restante que sofreu comportamento dúctil do ponto de vista macroscópico. Para o cálculo da área da superfície fraturada é selecionada a região central do corpo de prova de acordo com a figura 2.12 onde são descartadas do cálculo as regiões da superfície de fratura correspondente a distância equivalente a espessura da amostra a partir da entalhe, assim como a região correspondente a espessura da amostra a partir da superfície onde houve o impacto do martelo. No relatório do ensaio deve ser relacionado a orientação de laminação da amostra, espessura da amostra, temperatura de ensaio e a aparência da fratura onde deve estar indicada a porcentagem da superfície da amostra que fraturou por clivagem. Se uma série de amostras forem ensaiadas em diferentes temperaturas é desejável construir um gráfico de resultados da porcentagem da área clivada em função da temperatura.

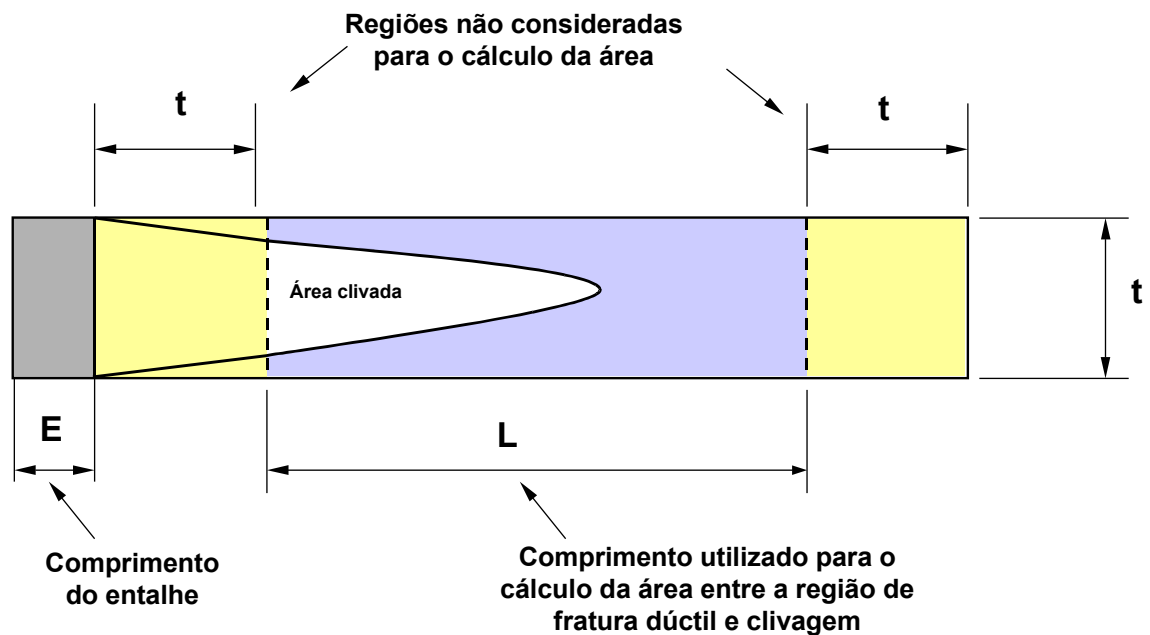


Figura 2.12. Representação esquemática da superfície de fratura de uma amostra ensaiada pelo método ASTM E436 -91.



Apesar deste ensaio apresentar uma alternativa interessante para a análise do comportamento a fratura de materiais metálicos, a sua limitação é que não se prevê nenhuma medida de energia de fratura, limitando-se apenas ao cálculo da área clivada em uma determinada temperatura. Para suprir esta limitação um novo ensaio dinâmico de fratura normalizado pela ASTM sob número E 604 –83 (*Standard test Method for Dynamic Tear Testing of Metallic Materials*) foi publicado, originalmente em 1975, e apresenta objetivos similares ao teste normalizado pela ASTM E 406. No entanto, neste procedimento além da medida da porcentagem da área clivada, também é realizada a medida de energia absorvida durante o processo de fratura. A medida de energia absorvida elimina a subjetividade encontrada pelo método anterior e permite a definição de valores de aceitação a serem especificados pelos usuários de aços utilizados em aplicações críticas como no caso de vasos de pressão. Neste procedimento é permitida a utilização de máquinas do tipo pêndulo assim como as máquinas de queda de peso. Com máquinas de pêndulo a energia DT (*Dynamic Tear Energy*) é calculada pela diferença entre a energia potencial inicial e final do pêndulo. Para as máquinas de queda de martelo deve-se estabelecer, através de um sistema calibrado de medida, a diferença entre as energias iniciais e finais do pêndulo.

Para a preparação do corpo de prova padronizado esquematizado na figura 2.13 é necessária a usinagem inicial do entalhe seguido da conformação do raio de ponta com uma ferramenta de aço rápido com um ângulo de quarenta graus. Para este caso o processo de conformação gera uma zona plástica na ponta do entalhe, aumentando a concentração de tensão devido ao raio reduzido da ferramenta, facilitando o processo de fratura da amostra.



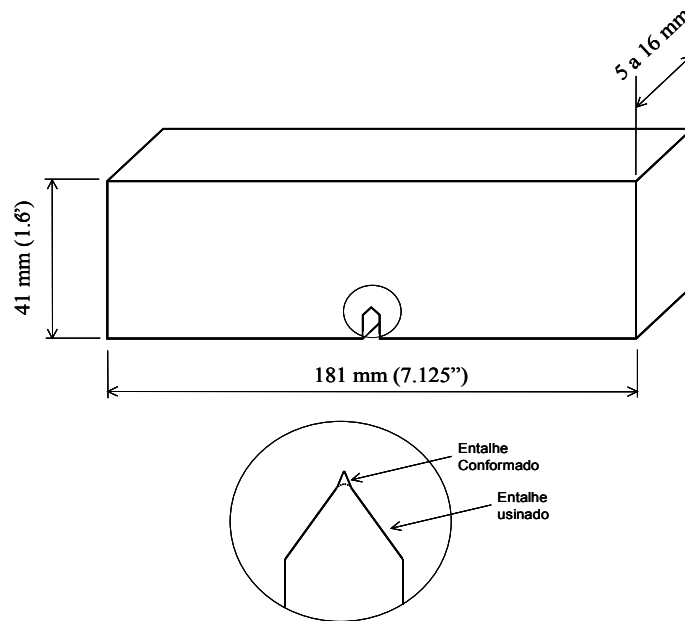


Figura 2.13 . Corpo de prova utilizado pelo método proposto pela ASTM E604-83. O entalhe é obtido pôr usinagem seguido de conformação com uma ferramenta de aço rápido.

De forma geral os três ensaios descritos neste item apresentam como objetivo a determinação da temperatura de transição em materiais metálicos, utilizando diferentes critérios de medida. É evidente que a temperatura de transição não é dependente apenas do critério de medição, mas também da espessura da amostra que está sendo ensaiada. De certa forma, gráficos de temperatura versus energia absorvida podem ser obtidos da mesma forma do ensaio Charpy. No entanto a grande diferença é que as amostras do ensaio DWTT e DT são muito maiores e mais espessas quando comparadas com as amostras Charpy, o que provoca um estado de tensões muito mais severo nas vizinhanças do entalhe. Como resultado pode-se obter temperaturas de transição definidas em valores extremamente elevados quando comparado ao ensaio Charpy. Uma evidência deste comportamento pode ser verificada na figura 2.14, onde os ensaios DT, NDT, assim como o ensaio de parada de trinca que será descrito posteriormente, indicam um comportamento frágil do material em temperaturas próximas a -20°C para o material, enquanto o ensaio Charpy (Cv) indica um comportamento extremamente tenaz para a mesma temperatura. Desta forma verifica-



se que ainda persiste muita inconsistência de resultados dos ensaios que geram dificuldades na tomada de decisões de projetos [HERTZBERG, R.W. (c) 1989].

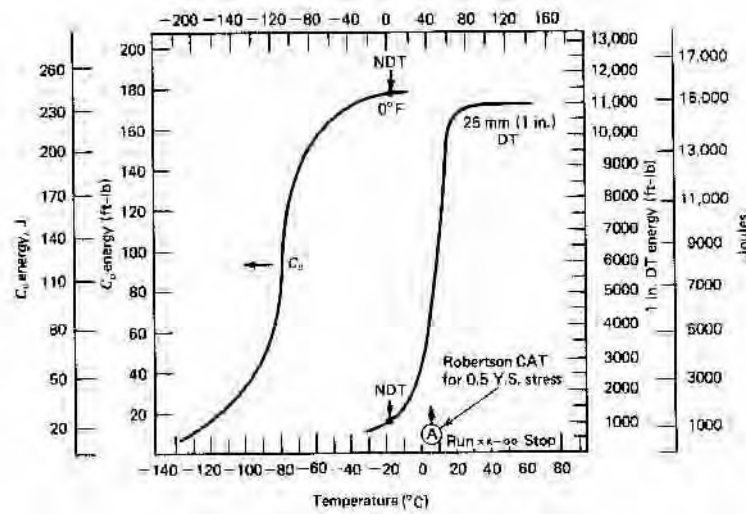


Figura 2.14 – Comparação de resultados dos ensaios DT, NDT e de Parada de trinca para um aço A541. Nota-se que a curva de impacto Cv indica valores elevados de tenacidade na temperatura de ductilidade nula medida pelo ensaio NDT [HERTZBERG, R.W. (c) 1989].

2.3.3 Ensaios relacionados a Mecânica da Fratura Linear Elástica: ASTM E399, E812, E1221, E1304 e E1681

A MFLE está limitada a situações onde a plastificação na ponta da trinca é pequena quando comparada às dimensões da mesma. Materiais que apresentem elevada tenacidade terão uma plastificação maior que os materiais frágeis ou de elevada resistência e resistirão mais à propagação de defeitos, reduzindo a precisão da MFEL e dificultando sua aplicação. A partir deste ponto utiliza-se a MFEP (Mecânica da Fratura Elasto-plástica), que possui ferramentas adequadas para calcular a estabilidade de defeitos em materiais que apresentem elevada plasticidade e tenacidade. A utilização de um dos métodos da mecânica da fratura deve ser avaliada em função destas características dos materiais e da geometria da peça ou equipamento. Dowling, N.E. [1998] sugere a utilização do diagrama apresentado na Figura 2.15 para a determinação abordagem a ser utilizada.



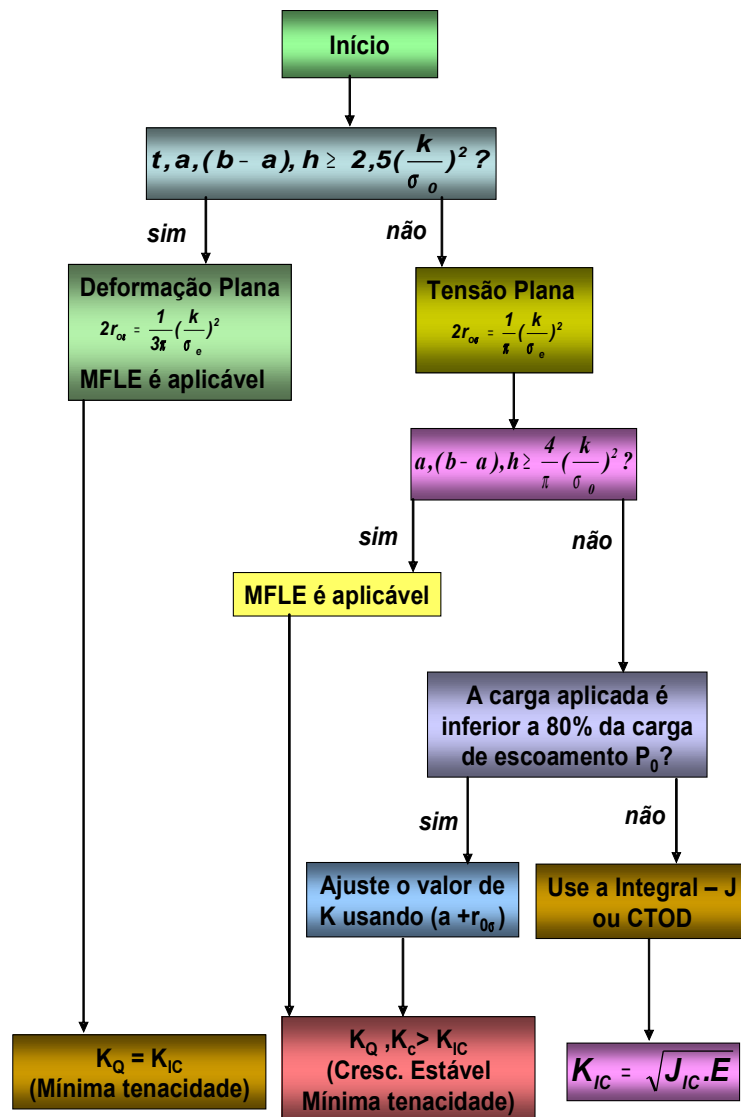


Figura 2.15 Digrama proposto por Dowling (1998) para avaliação da tenacidade a fratura fazendo distinções entre tensão e deformação plana.

A preparação dos corpos de prova para a realização do ensaio K_{IC} se inicia com a obtenção da pré-trinca de fadiga. Os valores máximos de carregamentos por fadiga devem ser cuidadosamente especificados, uma vez que, se a sollicitação for realizada utilizando-se cargas elevadas, poderá ser gerada uma zona plástica muito grande na ponta da trinca que certamente acarretará influência no resultado do ensaio, fazendo com que sejam obtidos valores incorretos. Desse modo, a pré-trinca por fadiga deve ser realizada controlando-se o fator de intensificação de tensão K . A



norma ASTM E399 recomenda que o valor máximo do fator de intensificação de tensão não deve ultrapassar 80% do valor estimado para o K_{IC} do material durante o período inicial de propagação da trinca.

As principais normas técnicas que tratam dos ensaios K_{IC} são a ASTM E 399 editada originalmente em 1970 (*“Test Method for Plane-strain fracture toughness of metallic materials”*) e a ASTM E1820 (*“Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness”*) que normaliza conjuntamente as formas de obtenção do K_{IC} , J_{IC} e do CTOD. A norma ASTM E399 prevê para a obtenção do K_{IC} diversos tipos de corpo de prova. Os corpos de prova mais utilizados são os do tipo SE(B) e o C(T), cuja geometrias e proporções mais utilizadas estão esquematizadas na figura 2.16. Esses dois corpos de prova se diferenciam basicamente pelo tipo de sollicitação que são submetidos. O cdp do tipo SE(B) é sollicitado por flexão em três pontos, enquanto o corpo de prova do tipo C(T) é sollicitado por tração como mostra o esquema da figura 2.17.

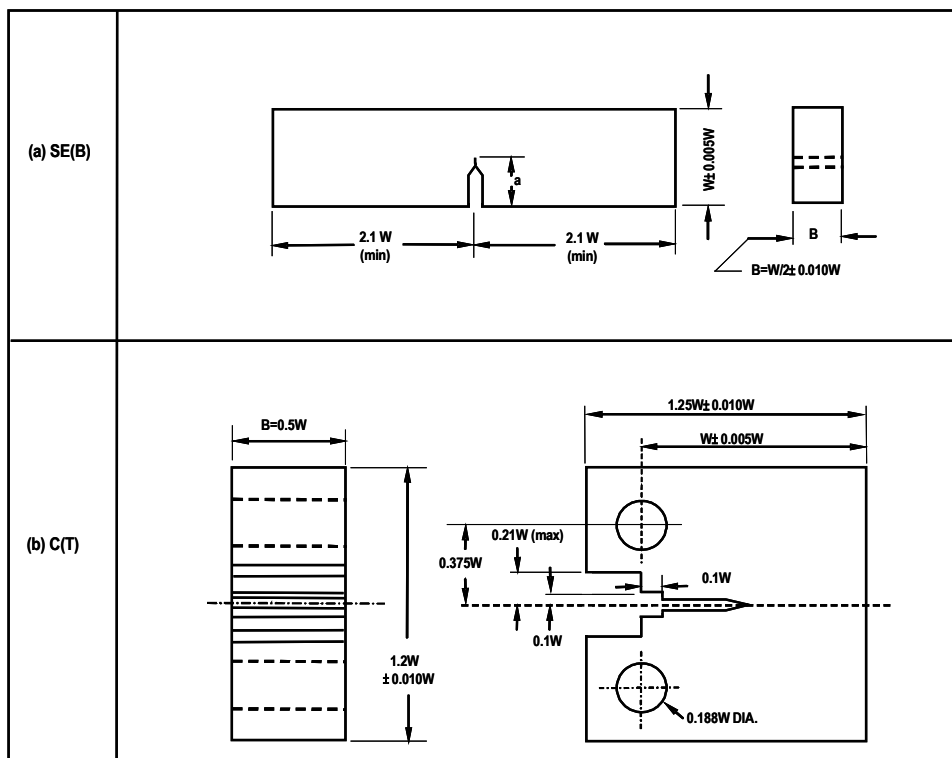


Figura 2.16 - Geometrias de corpos de prova recomendadas para ensaios de tenacidade à fratura segundo a norma ASTM E 399 - 1991. a) Corpo de prova do tipo SE(B), b) Corpo de prova do tipo C(T).



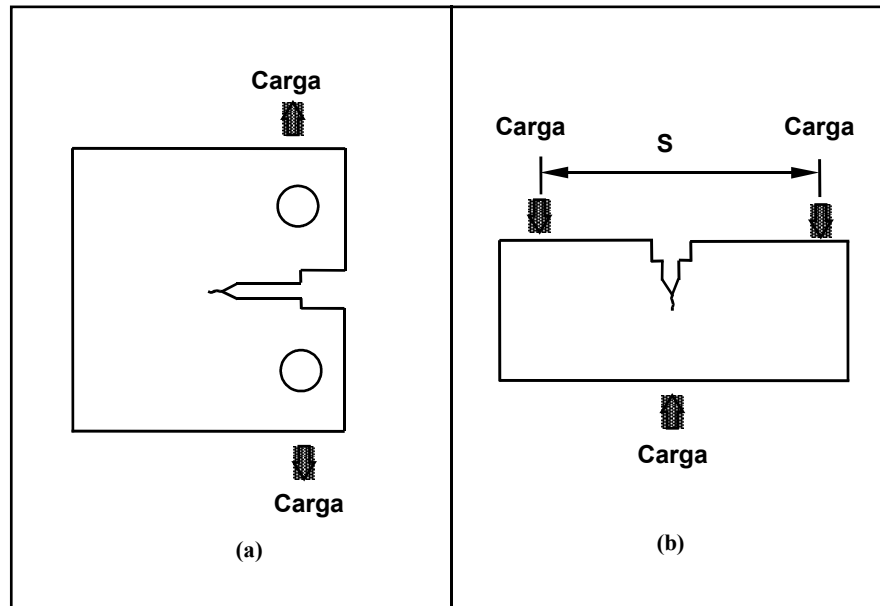


Figura 2.17 - Esquema representativo da forma de aplicação de carregamento para os corpos de provas de tenacidade à fratura dos tipos: a) C(T); b) SE(B).

Quando a trinca atingir 97,5% do seu comprimento final a máxima carga de fadiga deverá ser reduzida, de forma que o valor final de K_{\max} não exceda 60% do valor estimado para o K_{IC} . O valor do carregamento mínimo pode ser selecionado em função da razão de carga, desde que esteja atendendo a relação 2.1.

$$-1 \leq R = \frac{P_{\min}}{P_{\max}} = \frac{K(f)_{\min}}{K(f)_{\max}} < 0,1 \quad (2.1)$$

onde:

- R - Razão de carga;
- P_{\min} - Carga mínima de fadiga;
- P_{\max} - Carga máxima de fadiga;
- $K(f)_{\min}$ - Fator de intensidade de tensão mínimo;
- $K(f)_{\max}$ - Fator de intensidade de tensão máximo.



O comprimento total da trinca, medido após a realização do ensaio em três posições diferentes, deverá incluir o comprimento do entalhe mais a trinca por fadiga e deverá estar entre 0,45 a 0,55 da largura (W) do corpo de prova. Após a obtenção da pré-trinca por fadiga, o corpo de prova será submetido a um carregamento monotônico onde se obterá uma curva experimental da carga, em função do deslocamento de abertura da trinca. A figura 2.18 ilustra os tipos principais de curvas carga-deslocamento que normalmente são obtidas por este ensaio. A carga P_5 é obtida pela interseção da curva carga - deslocamento de abertura da ponta da trinca com uma reta com inclinação 5% menor em relação a parte linear inicial da curva obtida pelo ensaio.

Com a definição de P_5 é possível definir a carga P_Q que será utilizada para os cálculos de K_{IC} . A carga P_Q é definida em função do tipo de curva obtida. P_Q será igual a P_5 para as curvas do tipo I, será igual a P_{max} antes da ocorrência do primeiro “pop-in” para o caso das curvas do tipo II, e igual a P_{max} para curvas do tipo III. Uma vez definido o valor de P_Q , o valor de K_Q é calculado através das equações 2.2 a 2.5 apresentadas na tabela 2.2, de acordo com o tipo de corpo de prova utilizado.

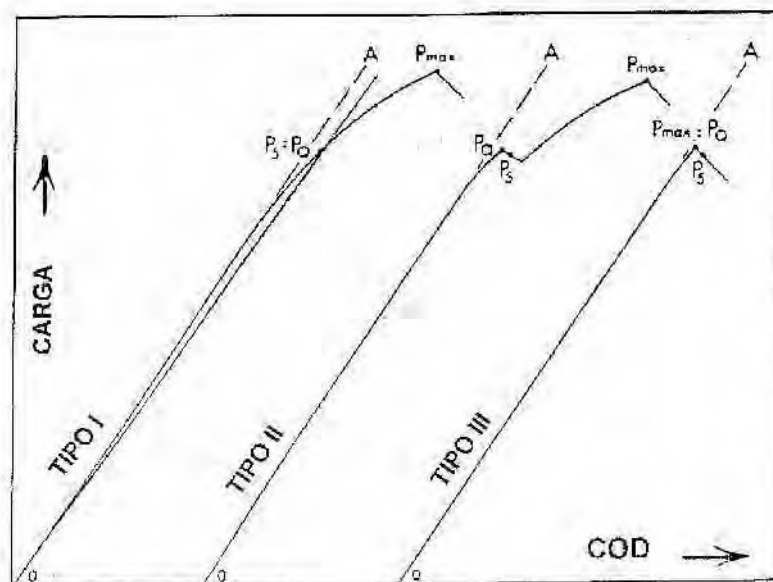


Figura 2.18 - Principais tipos de curvas carga - deslocamento de abertura da boca da trinca obtidas no ensaio K_{IC} [ASTM E399-95].



Tabela 2.2 - Equações utilizadas para o cálculo do fator de intensificação de tensão para os corpos de prova do tipo SE(B) e C(T) segundo a norma ASTM E399-95.

SE(B)	$K_Q = \left(\frac{P_Q \cdot S}{B \cdot W^{3/2}} \right) f(a/W)$	(2.2)
	$f(a/W) = \frac{3(a/W)^{1/2} \{1,99 - (a/W)(1-a/W)[2,15 - 3,93a/W + 2,7(a/W)^2]\}}{2(1+2a/W)(1-a/W)^{3/2}}$	(2.3)
C(T)	$K_Q = \left(\frac{P_Q}{B \cdot W^{1/2}} \right) f(a/W)$	(2.4)
	$f(a/W) = \frac{(2 + a/W) [0,886 + 4,64(a/W) - 13,32(a/W)^2 + 14,72(a/W)^3 - 5,6(a/W)^4]}{(1-a/W)^{3/2}}$	(2.5)

onde:

K_Q - Fator de intensificação de tensão

P_Q - Carga aplicada

S - Distância entre os pontos de aplicação da carga

B - Espessura do corpo de prova

a - Comprimento da trinca

W - Largura do corpo de prova

O valor de K_Q será igual a K_{IC} se todos os requisitos da norma forem satisfeitos. A norma ASTM E399-1990 estabelece três requisitos básicos que devem estar em conformidade que se referem ao tamanho da pré-trinca, espessura do corpo de prova e entre a relação P_{max}/P_5 , que são:

$$\textcircled{1} \quad B \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_e} \right)^2 \quad (2.6)$$

$$\textcircled{2} \quad a \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_e} \right)^2 \quad (2.7)$$



$$\textcircled{3} \quad \frac{P_{\max}}{P_5} < 1,1 \quad (2.8)$$

Se algum desses requisitos não for satisfeito o ensaio não é válido e um outro ensaio deverá ser realizado utilizando-se corpos de prova com maior espessura. Como K_{IC} é uma propriedade do material, a ASTM E399 recomenda um mínimo de três corpos de prova sendo que K_{IC} é a média aritmética dos valores obtidos em cada ensaio. O valor de K_{IC} assim determinado caracteriza a resistência à fratura do material ensaiado, na presença de uma trinca em condições severas de triaxialidades de tensões e com tamanho da zona plástica pequeno, quando comparado com as dimensões do espécime e comprimento da trinca. K_{IC} caracteriza o início do crescimento instável da trinca, baseado no critério de incremento de 2% no comprimento da trinca [FERREIRA.I; 1987, GUIMARÃES,V.A.; 1997].

Desta forma o ensaio K_{IC} representa até os dias atuais uma ferramenta importante para a avaliação do comportamento a fratura de materiais metálicos, alterando a forma de análise da avaliação de tenacidade que até então era realizada intensivamente pôr meio do ensaio de impacto. No entanto, após a edição da norma E399 surgiu a necessidade de normalizar um procedimento que possibilitasse a utilização de corpos de prova de impacto do tipo Charpy de modo que se desse continuidade ao controle de estruturas nucleares, cujos centenas de corpos de prova já usinados estavam a anos expostos em ambientes radioativos e não poderiam ser perdidos.

Em 1971 foi editada a norma ASTM E812 (*“Standart Test Method for Crack Strength of Slow-Bend Precracked Charpy Specimens of High-Strength metallic Materials”*) que apresenta um interessante procedimento para a determinação do comportamento em fratura de materiais de alta resistência utilizando corpos de prova Charpy pré-trincados solicitados com baixas taxas de carregamento em flexão. A pré-trinca obtida pôr fadiga deve ser nucleada em cada amostra de modo que o fator de intensificação de tensão não ultrapasse o valor estimado pela equação 2.9. A trinca



nucleada deve apresentar um comprimento mínimo de 1mm a partir da ponta do entalhe.

$$K = \frac{4M}{B.W^{3/2}} f(a/w) \quad (2.9)$$

onde:

- M = Momento fletor
- B = Espessura da amostra
- W = Largura da amostra
- A = Tamanho da trinca

Durante o ensaio a amostra deve ser carregada em flexão com uma taxa mínima de 0,05 KN/s não devendo ultrapassar o valor de 0,26 KN/s. O ensaio é conduzido até que a máxima carga seja atingida e o valor de P_{max} é utilizado para o cálculo da resistência da trinca (crack strength) σ_c de acordo com a equação 2.10

$$\sigma_c = \frac{1.5 P_{max} S}{B(w - a)^2} \quad 2.10$$

onde:

- P_{max} = Máxima carga suportada pela amostra;
- B = Espessura da amostra
- W = Largura da amostra
- a = Tamanho da trinca
- S = Distância entre os pontos de aplicação da carga

Apesar dos diversos ensaios disponíveis para a avaliação do comportamento em fratura de materiais verificou-se a necessidade de caracterizar o comportamento de um material quando uma trinca está se propagando em uma estrutura em condições de tensão plana e analisar a capacidade do material de bloquear esta propagação. Em 1988 o comitê E-8 da ASTM normalizou o ensaio de tenacidade de parada de trinca em



deformação plana ASTM E 1221 (*“Standart Test method for Determining Plane-Strain Crack Arrest Fracture Toughness, K_{Ia} of Ferritic Steels”*). O procedimento é baseado na aplicação de um carregamento cíclico sobre um pino cônico que provoca a abertura e propagação de uma trinca em uma amostra segundo o esquema da figura 2.19. Para o caso de materiais de baixa resistência ou resistência intermediária é recomendável a utilização de um depósito frágil de solda na raiz do entalhe para facilitar a propagação da trinca. O procedimento de soldagem é definido detalhadamente no Apêndice X1 da norma ASTM E 1221-96. Após a deposição do cordão o entalhe deve ser usinado com uma ferramenta apropriada.

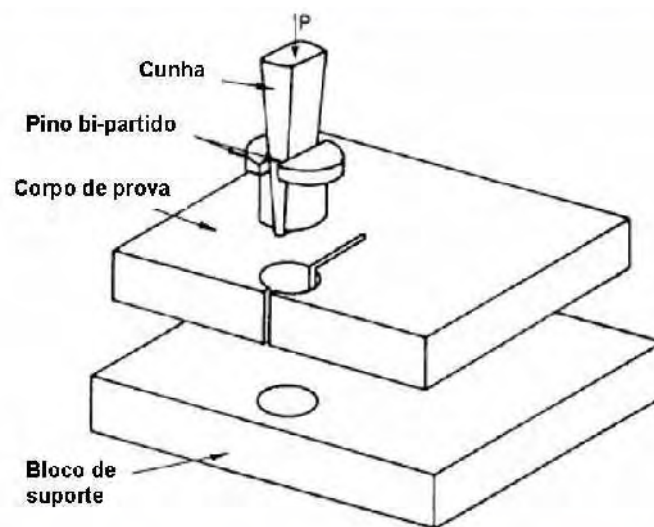


Figura 2.19 – Representação esquemática dos dispositivos utilizados para a realização do ensaio de parada de trinca segundo a norma ASTM E1221-96.

A figura 2.20 apresenta o esquema de carregamento cíclico utilizado durante a solitação do corpo de prova. Deverão ser aplicados diversos ciclos até que a trinca se propague de forma instável. Este ensaio deve ser conduzido com controle de deformação e a cada ciclo deve ser atingido uma certa deformação do extensômetro instalado na boca da trinca. A deformação inicial aplicada no primeiro ciclo deve ser realizada de acordo com a equação 2.11. Para os ciclos subsequentes deve-se realizar aumentos crescentes na abertura da boca da trinca calculados a cada ciclo de acordo com a equação 2.12.



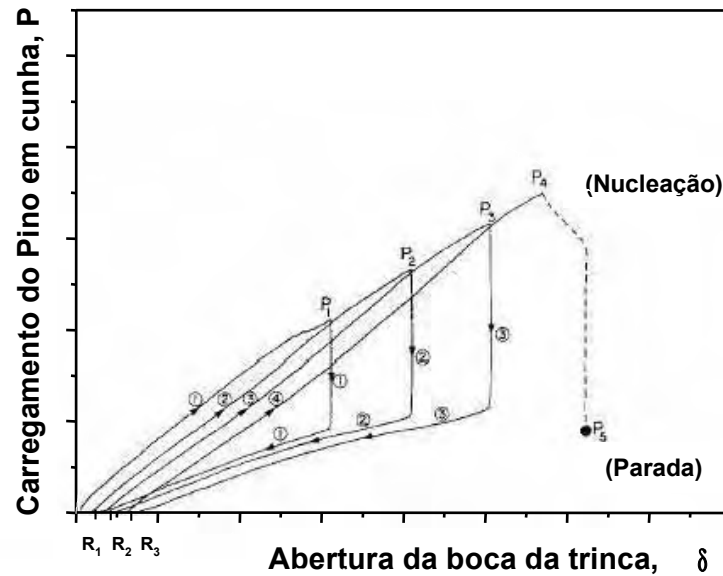


Figura 2.20 – Esquema de aplicação da carga cíclica durante o ensaio de parada da trinca segundo a norma ASTM E1221-96.

$$I(\delta_0)_1 J_{max} = \frac{0,69\sigma_{ys}W\sqrt{B_N / B}}{Ef(a_o / W)} \tag{2.11}$$

$$I(\delta_0)_n J_{max} = [1.0 + 0.25(n - 1)] \left[\frac{0,69\sigma_{ys}W\sqrt{B_N / B}}{Ef(a_o / W)} \right] \tag{2.12}$$

Onde:

σ_{ys} = tensão de escoamento do material

n = número de ciclos

Após a realização do ensaio o valor de K_{Qa} deve ser calculado de acordo com a equação 2.13. O valor K_{Qa} calculado será válido como o valor K_{Ia} se os requisitos da norma apresentados pela tabela 2.3 forem satisfeitos. O valor K_{Ia} pode ser considerado uma propriedade do material.



$$K = \frac{E \cdot \delta \cdot f(a/w)(B/Bn)^{0,5}}{W^{0,5}} \quad (2.13)$$

Tabela 2.3 - Requisitos de validade do ensaio de acordo com a norma ASTM E 1221-96

Ligamento não trincado	(A)	$W - a_0 \geq 0,15W$
Ligamento não trincado	(B)	$W - a_0 \geq (1.25 K_{Qa} / \sigma_{Yd})^2$
Espessura	(C)	$B \geq 1.0 (K_a / \sigma_{Yd})^2$
Propagação da trinca	(D)	$a_a - a_0 > 2N$
Propagação da trinca	(E)	$a_a - a_0 > (k_0 / \sigma_{YS})^2 / 2\pi$

Onde:

N = Largura inicial do entalhe

σ_{Yd} = Limite de escoamento dinâmico. Para aços assume-se o valor de 205MPa.

Uma das vantagens deste procedimento é que não há necessidade da nucleação de pré-trinca pôr fadiga antes do ensaio. Mesmo com os grandes avanços que houveram nos últimos anos na mecânica da fratura, ainda é bastante comum na literatura a descrição de dificuldades na nucleação de pré-trincas pôr fadiga em corpos de prova de materiais de alta resistência. Normalmente ocorre a perda de diversos corpos de prova durante a sua preparação devido a rapidez que ocorre a propagação da fratura durante a carga cíclica no momento em que se atinge o tamanho de trinca estabelecido pela norma. Para resolver este problema e melhorar os procedimentos de análise do comportamento de materiais de elevada resistência mecânica, o comitê E-8 da ASTM editou em 1989 a norma ASTM E 1304 (*Standard Test Method for Plane-Strain (Chevron-Notch) Fracture Toughness of Metallic Materials*). Este método prevê a determinação da tenacidade a fratura em deformação plana (entalhe chevron), de materiais metálicos. A tenacidade a fratura obtida pôr este método é relativo ao crescimento lento e contínuo de uma trinca que se inicia e se propaga em um



ligamento entalhado do tipo “chevron”(figura 2.21). Alguns materiais metálicos, quando testados pôr este método, exibem um crescimento de trinca esporádico e periódico de forma que a frente da trinca se mantém estacionária até que um carregamento crítico seja atingido. Durante estágio em determinados momentos a trinca se torna instável e avança repentinamente em alta velocidade até o próximo ponto de parada. Pôr meio deste procedimento poderá ser obtido diferentes parâmetros de tenacidade: K_{IV} (ou K_{IVj}) e K_{IVM} medidos nos pontos de instabilidade. Apesar deste procedimento não necessitar de nucleação de pré-trinca pôr fadiga deve-se prever a aquisição de extensômetros com características especiais para a medida da abertura da boca do entalhe de acordo com o esquema do ensaio ilustrado na figura 2.22. O parâmetro K_{IVM} é determinado de forma simplificada baseado apenas na força máxima, ao passo que para os parâmetros K_{IV} ou K_{IVj} será necessária uma análise mais complexa envolvendo técnicas de carregamento e descarregamentos sucessivos durante a realização do ensaio.

Com relação aos ensaios relacionados a mecânica da fratura existem ainda outros procedimentos normalizados como o K_{ISCC} - ASTM E 1681 (*Standard Test method for Determining a Threshold Stress Intensity Factor for Environment-Assisted Cracking of Metallic materials Under Constant Load*) que analisa o comportamento a fratura do material em ambientes agressivos. Outro procedimento que merece ser citado é normalizado pela ASTM E647 (*Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*) que caracteriza a taxa de crescimento de trinca pôr fadiga em função de ΔK . A tabela 2.4 relaciona os principais ensaios relacionados a mecânica da fratura linear elástica normalizados pela ASTM.



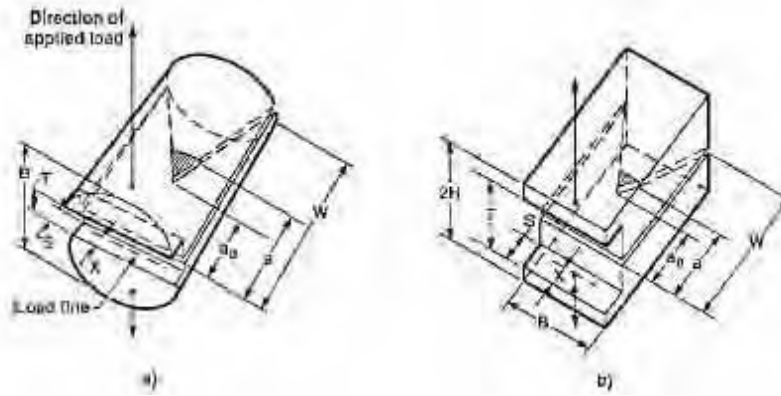


Figura 2.21 – Corpos de prova do tipo “Chevron” utilizado para avaliação de tenacidade a fratura segundo a anorma ASTM E1304-97.

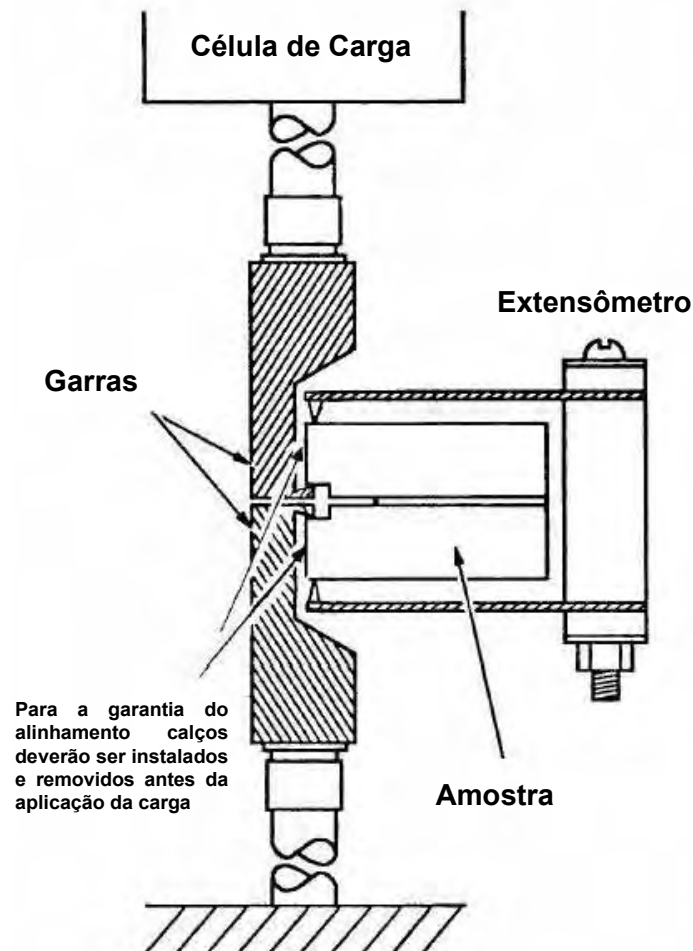


Figura 2.22 – Representação do aparato para a realização do ensaio de tenacidade á fratura segundo a norma ASTM E1304-97.



Tabela 2.4 - Principais ensaios relacionados a mecânica da fratura linear elástica normalizados pela ASTM.

Parâmetro	Caracterização	Definição	Edição Original	Situação Atual
K_{Ic}	Tenacidade a fratura em deformação plana	Valor crítico de K_I a partir do qual ocorre propagação instável da trinca em condições de deformação plana. Propriedade do material	1970	E399 - 90
DaDn versus ΔK	Taxa de crescimento de trinca por fadiga	Taxa de crescimento de trinca em função de ΔK sob carregamento de fadiga (extensão da trinca por ciclo de carregamento de fadiga em função do ΔK aplicado), uma propriedade do material.	1996	E1820 -99a
σ_C	Resistência ao trincamento	Valor máximo suportado por um corpo de prova do tipo charpy pré-trincado submetido a baixa taxa de carregamento	1981	E812
K_{IA}	Tenacidade de parada de trinca em deformação plana	Valor crítico de K_I no qual uma trinca se propagando rapidamente possa ser imobilizada. Propriedade do material	1988	E1221
K_{IV} (ou K_{IVj}) e K_{IVM}	Tenacidade a fratura em deformação plana com entalhes do tipo "chevron"	Valor crítico de K_I a partir do qual ocorre propagação instável da trinca Utilizado em materiais de alta resistência quando ocorre crescimentos esporádicos da trinca seguido de paradas até que se atinja um valor crítico de carregamento.	1989	E1304
K_{ISCC}	Limite para propagação de trincas or corrosão sob tensão	Valor de K acima do qual ocorrerá a propagação de trincas por corrosão sob tensão sob condições de carregamento estático. Uma propriedade do material para um dado material e ambiente.	1995	E1681-99



2.3.4 Ensaios relacionados a Mecânica da fratura a Elasto-Plástica: ASTM E813, E1152, E1290, E1737 e E1820

2.3.4.1 - Aspectos gerais

Até meados da década de 90, dois procedimentos de ensaios normalizados pela ASTM, tratavam da obtenção experimental do valor da integral J como parâmetro caracterizador da tenacidade à fratura em regime elasto-plástico. Uma delas, a **E813** (*Standard Test Method for J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness*), inicialmente publicada em 1981, descrevia uma metodologia de ensaio para estimar J_{IC} ou seja, o valor crítico de J próximo à iniciação de crescimento de trinca dúctil. A norma E1152 (Standard Test Method for Determining J-R Curves), inicialmente publicada em 1987, apresentava a metodologia para a obtenção da curva de resistência J-R, representando a variação do valor de J em função de um incremento no tamanho da trinca, Δa .

Com o desenvolvimento de novas técnicas, o aprimoramento dos conhecimentos da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) e uma preocupação maior com a degradação dos materiais ao longo de sua vida útil, o que levava o material a apresentar um comportamento típico da região de transição dúctil-frágil, foi constatada a necessidade de se proceder a uma atualização das normas E813 e E1152, que tratavam da fratura baseada em J. No caso particular da ASTM, seus processos tradicionais de incorporação de alterações técnicas (aprovação por unanimidade) em seus procedimentos normalizados, fazem com que qualquer mudança demore muito para ser realizada, apesar de dominadas novas tecnologias. No ano de 1996, os novos procedimentos foram finalmente publicados pela ASTM, sob as denominações de E1737, E1820 [DEAQUINO, C.T.; MIRANDA, C.A.J.; 1999].

A norma E1737 (*Standard Method for J-Integral Characterization of Fracture Toughness*) se caracteriza pôr uma nova norma combinada para ensaios de J, que incorpora o procedimento para a realização do ensaio para obtenção da curva J-R assim como a determinação do ponto correspondente ao início do crescimento de trinca estável, J_{IC} . Trata-se, de uma maneira geral, de uma versão combinada das normas



E813 e E1152, que tratavam, de maneira individual, da obtenção de J_{IC} e da construção da curva J-R, respectivamente. A grande novidade introduzida na E1737 foi a possibilidade de se caracterizar um valor de tenacidade à fratura baseado em J (J_C), para uma situação de uma fratura frágil.

Devido à existência de uma região plástica considerável na ponta da trinca, a norma E399, aplicável à fratura frágil, não podia ser utilizada para a avaliação da tenacidade à fratura do material. Por outro lado, as normas anteriormente vigentes que tratavam de J não permitiam a obtenção de um J de clivagem. A publicação da ASTM E1737 veio, portanto, preencher uma lacuna importante existente na caracterização à fratura de materiais metálicos de aplicação estrutural. No entanto, em 1998 o Comitê E08 da ASTM decidiu pelo cancelamento da E1737, visto que seu escopo estava totalmente coberto pela E1820 [ASTM, 1997]. Trata-se, assim, de uma das normas com a vida mais curta dentre aquelas já publicadas pela ASTM. Deve-se esclarecer que este fato decorre do tempo excessivo dependido na aprovação final da E1737. A idéia inicial era a de que esta norma serviria como uma transição até a publicação de uma norma unificada de Mecânica da Fratura. Discussões excessivas dentro do comitê E08 da ASTM, levaram a que ambas as normas, E1737 e E1820, acabassem sendo publicadas no mesmo ano, tirando por completo a função da primeira [DEAQUINO, C.T.; MIRANDA, C.A.J.;1999].

2.3.4.2. Norma Universal de Tenacidade À Fratura (ASTM E1820)

Um outro grupo também integrante do comitê E08 da ASTM, trabalhou na elaboração de uma norma universal de tenacidade à fratura denominada ***E1820 – (Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness)***, aprovada no ano de 1996. A idéia desta norma foi evitar desperdícios usuais na área de ensaios de Mecânica da Fratura, pelo fato de não se conhecer previamente o comportamento do material ensaiado. Como exemplo, vejamos o caso do ensaio de um material do qual se espera um comportamento elástico linear. A norma a ser utilizada para esta situação seria a ASTM E399 . Seguidas as regulamentações impostas por esta norma, com a



escolha, por exemplo, de um corpo-de-prova tipo C(T), após a realização dos ensaios, hipoteticamente, poderiam ser obtidos resultados inválidos. Nesta situação haveria a necessidade de preparar novos corpos C(T) - de acordo com as normas E813 e E1152 e que são ligeiramente diferentes daqueles definidos pela E399, de forma a acomodar um posicionamento diferente dos *clip-gages* - para então obterem-se valores de J, que nos permitiriam avaliar a tenacidade em regime elasto-plástico. Como pode ser visto, este antigo procedimento causava um desperdício de tempo, material e, portanto, aumentava-se o custo do processo.

A filosofia da nova metodologia de ensaio da norma E1820 é a de adotar uma abordagem universal, considerando que todos os métodos anteriormente vigentes valiam-se essencialmente dos mesmos corpos-de-prova e de procedimentos similares, mas que o cálculo final da tenacidade à fratura era uma função tão somente do tipo de análise a qual os resultados dos testes estariam sujeitos. Isto quer dizer que, se utilizando a nova norma, um resultado de K_{IC} poderia ser obtido para um comportamento essencialmente elástico linear do material ensaiado, da mesma forma que se os resultados dos ensaios demonstrassem um comportamento elasto-plástico, a tenacidade seria então calculada em termos da integral J ou de CTOD. Resumindo, a nova norma não adota qualquer técnica nova para medição da tenacidade à fratura, mas tão somente combina de forma eficiente as técnicas já existentes nas normas E399, E813, E1152 e E1290 [ASTM, 2006], esta última relacionada ao cômputo da tenacidade à fratura em termos do CTOD, anteriormente vigentes.

Resta esclarecer que, apesar da existência da norma universal, algumas das antigas normas cujos procedimentos encontram-se incluídos no escopo da E1820 ainda não foram canceladas, quer por motivos históricos (E399), quer pela diferença de abordagem utilizada para tratar um mesmo problema (E1290). A abordagem mais universal vem sendo adotada não somente pela ASTM como também por diversos organismos internacionais, que tratam da normalização de ensaios de Mecânica da Fratura, como a BSI (Inglaterra) e a ISO (*International Standards Organization*).



2.3.4.3 Ensaio J_{IC} .

A maior parte dos aços de médio e baixo carbono que são utilizados em aplicações estruturais, normalmente apresentam espessuras que não são suficientes para manter as condições de deformação plana nas temperaturas usuais de trabalho. Desse modo, em um número bastante grande de aplicações, os conceitos da mecânica da fratura linear elástica, não podem ser aplicados, devido ao comportamento elasto-plástico desses materiais. Semelhante ao K_{IC} , o ensaio J_{IC} caracteriza a resistência à fratura, porém, é utilizado em condições elasto-plásticas onde ocorre propagação estável da trinca antes da fratura final. O processo de fratura em materiais dúcteis é precedido de um crescimento lento e estável da trinca. Durante o ensaio J_{IC} a fratura se inicia a partir de uma trinca aguda obtida por fadiga, que quando solicitada sofrerá, inicialmente, um processo de arredondamento e em seguida um crescimento estável da trinca. O valor de J que corresponde ao início de crescimento estável da trinca é chamado de J_{IC} [VAREDA, L. V.; 1997].

Os corpos de prova mais utilizados para a determinação do J_{IC} podem ser do tipo SE(B) ou C(T), cuja geometria, após a unificação pela ASTM E1820, pode ser a mesma que a utilizada para a obtenção do K_{IC} ou CTOD como mostra a figura 2.16 do tópico 2.4.3.1. A obtenção de J_{IC} é realizada através da obtenção experimental de uma curva de J em função do crescimento da trinca R . Até o final da década passada eram descritas duas técnicas básicas para a obtenção da curva J-R. A primeira é baseada em um único corpo de prova, onde os diversos pontos são calculados utilizando-se pequenos descarregamentos, da ordem de 10% da carga, que caracteriza uma parte da curva, cujo inverso da inclinação fornece uma medida instantânea do comprimento da trinca. A Segunda técnica utilizava-se diversos corpos de prova sendo que os ensaios eram interrompidos de forma que se obtivessem valores distintos de aumento do comprimento da trinca Δa_i , e a curva J-R é construída ponto a ponto onde cada par $(J_i, \Delta a_i)$ corresponde a um ensaio. Atualmente com o avanço tecnológico das máquinas de ensaio a técnica de utilização de múltiplos corpos de prova está praticamente extinta. A figura 2.23 apresenta uma curva de J-R onde cada valor de J_i , que representa a



somatória de uma componente elástica e outra plástica de J , é calculado pelas equações 2.14 a 2.17 apresentadas na tabela 2.5 quando se utiliza o corpo de prova do tipo C(T).

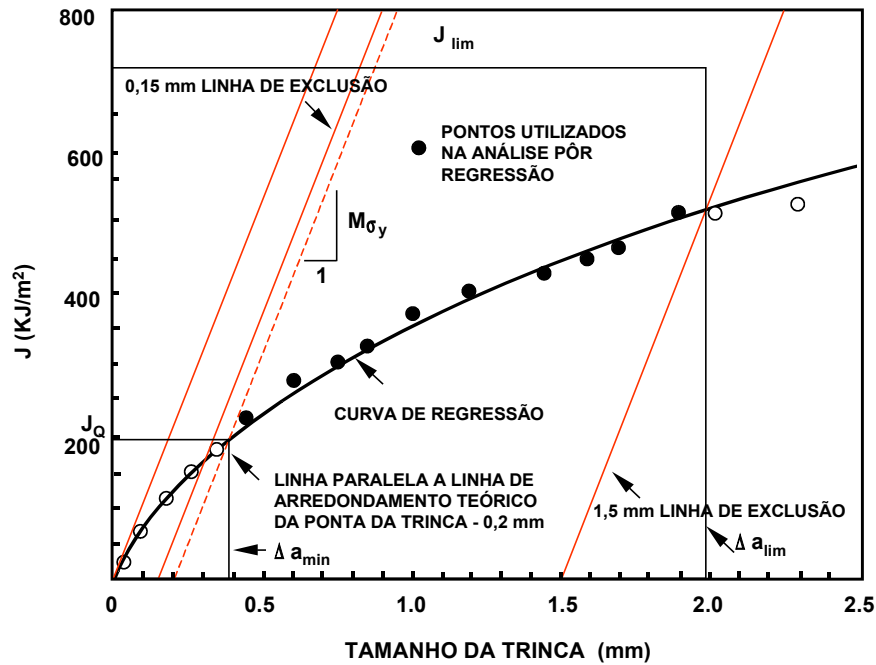


Figura 2.23 - Curva J-R obtida pelo ensaio J_{IC} [ASTM E1820-96].

Tabela 2.5 - Equações utilizadas para o cálculo de $J(i)$ de acordo para amostras do tipo C(T) de acordo com a norma ASTM E1820-96.

$J_i = \frac{K_i^2(1-\nu^2)}{E} + \frac{\eta A_{plast(i)}}{B_n \cdot b_0}$	(2.14)
$K_i = \left(\frac{P_i}{(B \cdot B_n \cdot W)^{3/2}} \right) f(a/W)$	(2.15)
$\eta = 2 + 0,522 \cdot b_0/W$	(2.16)
$f(a/W) = \frac{(2 + a_0/W) [0,886 + 4,64(a_0/W) - 13,32 (a_0/W)^2 + 14,72(a_0/W)^3 - 5,6 (a_0/W)^4]}{(1-a_0/W)^{3/2}}$	(2.17)



onde:

- J_i Valor de J para uma trinca de tamanho a_i ;
 K_i Fator de intensificação de tensão;
 ν Coeficiente de Poisson;
 η Fator de rotação do corpo de prova C(T);
 E Módulo de Young;
 $A_{\text{plast}(i)}$ Área abaixo da curva carga-deflexão no instante da interrupção do ensaio, para um tamanho de trinca a_i , quando utiliza-se a técnica dos múltiplos corpos de prova como indicado na figura 2.24;
 B_n Espessura líquida do corpo de prova ($B_n = B$ no caso de não haver entalhes laterais);
 B Espessura do corpo de prova;
 b_0 Ligamento original não trincado;
 P_i Carga de interrupção do ensaio para a técnica dos múltiplos corpos de prova;
 a_0 Comprimento inicial da trinca;
 W Largura do corpo de prova.

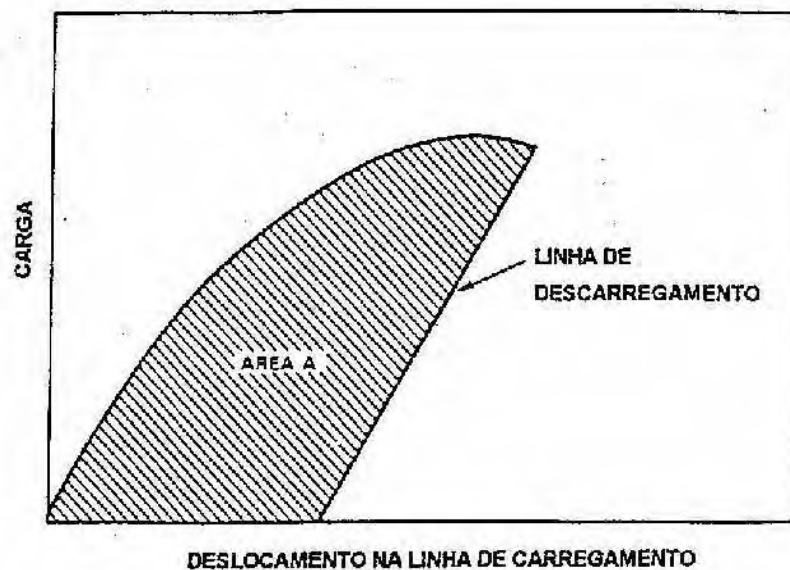


Figura 2.24 - Definição da área $A_{\text{plast}(i)}$ para o cálculo de J.

Uma vez construída a curva J-R, no mesmo gráfico é traçada uma reta de arredondamento teórico da ponta da trinca (“*Blunting line*”) calculada segunda a equação 2.18, onde σ_y é a resistência efetiva do material, calculada como a média entre



o limite de escoamento σ_e e o limite de resistência a tração σ_t , que permite que seja considerado o efeito do encruamento do material [HERTZBERG, R.W.; (d), 1989].

$$J = 2 \sigma_y \Delta a \quad (2.18)$$

O valor de J_{IC} será determinado através da interseção da curva J-R com uma reta paralela à reta de arredondamento teórico da ponta da trinca partindo de um valor correspondente a um comprimento de propagação da trinca de 0,2 mm como indicado no esquema da figura 2.25.

A norma ASTM E 1820, define ainda algumas condições para a validade do ensaio. Todos os pontos que não estejam entre Δa_p (min) e Δa_p (lim) como indicado na figura 2.26 devem ser desconsiderados. Os pontos obtidos para a construção da curva J-R devem ainda ter uma determinada distribuição. A norma determina que a região A da curva seja contemplada com pelo menos um ponto. Os pares restantes (J_i , Δa_i) podem estar distribuídos aleatoriamente, desde que estejam entre as duas linhas de exclusão. Outra condição de validade para o ensaio é quanto a espessura do corpo de prova que deverá satisfazer a equação (2.19).

$$B > 25 J_{IC} / \sigma_y \quad (2.19)$$

onde:

- B - Espessura do corpo de prova;
- σ_y - Resistência efetiva do material, calculada como a média entre o limite de escoamento σ_e e o limite de resistência a tração σ_t .



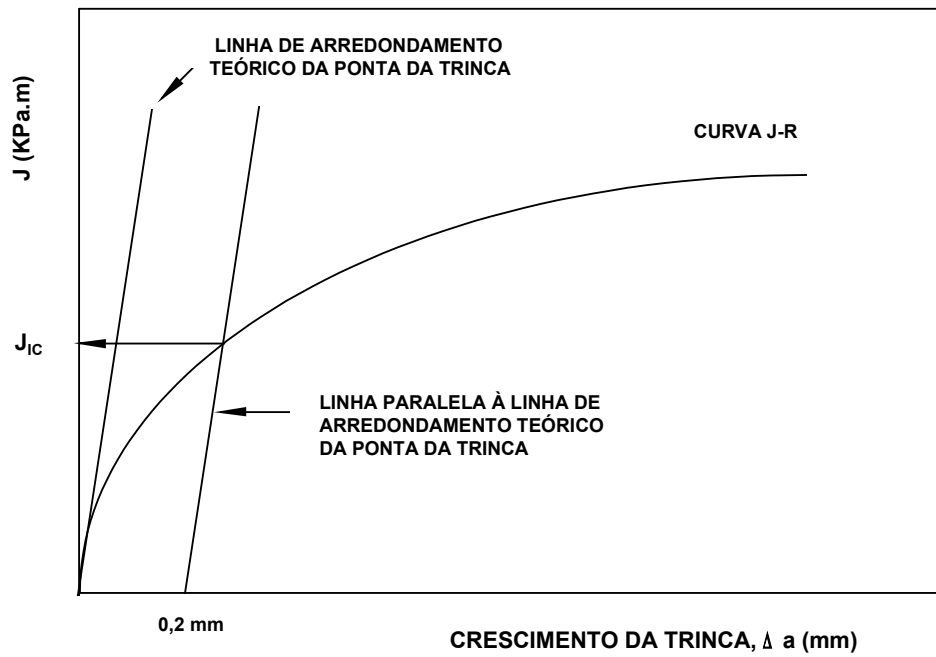


Figura 2.25 - Esquema de obtenção gráfica do valor J_{IC} a partir da curva J - R.

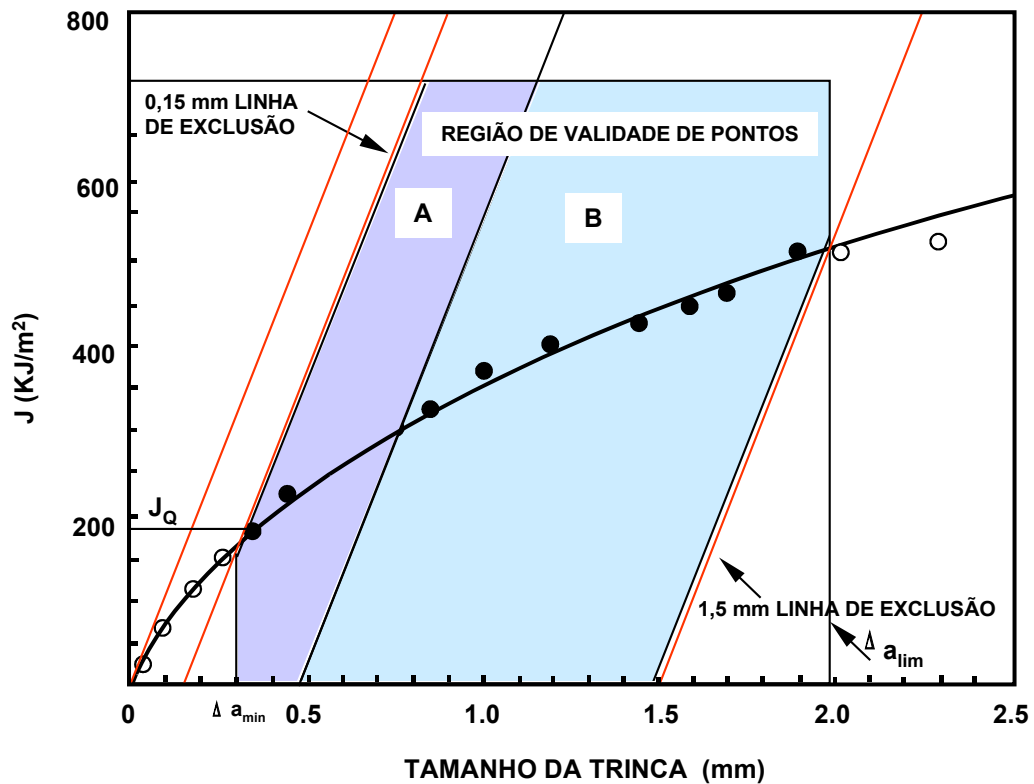


Figura 2.26 - Definição da região de validade dos pontos para a determinação de J_{IC} .



2.3.4.4. - Ensaio CTOD

No início da década de 60, Weels [1961] propôs que o comportamento a fratura nas vizinhanças de uma trinca aguda, poderia ser caracterizado pelo deslocamento de abertura entre os planos da trinca - “crack- tip opening displacement” (CTOD). Mais recentemente, Weels demonstrou que o conceito da abertura da ponta da trinca era análogo ao conceito descrito por IRWIN [1957], apresentado pela equação 2.20, que relaciona a tenacidade à fratura em deformação plana, K_{IC} , com o valor do CTOD - (δ) [ROLFE, S. T.; BARSON, J. M.; 1971].

$$\delta = \frac{K^2}{E\sigma_{ys}} = \frac{G}{\sigma_{ys}} \quad (2.20)$$

onde:

- K - Fator de intensificação de tensão;
- E - Módulo de elasticidade;
- σ_{ys} - Limite de escoamento;
- G - Taxa de dissipação de energia de deformação elástica.

Devido a possibilidade das medidas do CTOD serem realizadas, mesmo quando houver deformação plástica na frente da trinca, esta técnica também pode ser utilizada na determinação de comprimentos críticos de trincas e de tensões de projeto de maneiras similares àquelas propostas pela mecânica da fratura linear elástica.

Até o ano 2001 o parâmetro de tenacidade CTOD, foi baseado simplesmente na medida da abertura da ponta da trinca, obtido a partir da medida V_p realizada por um “clip-gage” devidamente instalado na abertura do entalhe do corpo de prova. A conversão da medida V_p obtida pelo “clip-gage” para o valor do CTOD era



realizada através da determinação de um centro de rotação do corpo de prova situado abaixo da trinca, ilustrado pela figura 2.27. Esse centro de rotação é gerado pelo carregamento aplicado à amostra, que provoca uma deformação em torno de um ponto denominado como centro aparente de rotação [ROLFE, S. T.; BARSON, J. M.; 1971]. Pela análise da figura 2.27, pode-se verificar que o valor do CTOD (δ) poderia ser facilmente determinado por semelhança de triângulos e calculado, a partir do deslocamento de abertura da boca da trinca V_p , pela equação 2.21. A partir de 2002 com a atualização da norma a determinação do CTOD se tornou mais complexa, onde são considerados para o cálculo parâmetros como o coeficiente de encruamento do material, a área sob a curva carga versus deslocamento assim como o fator de restrição plástica do material.

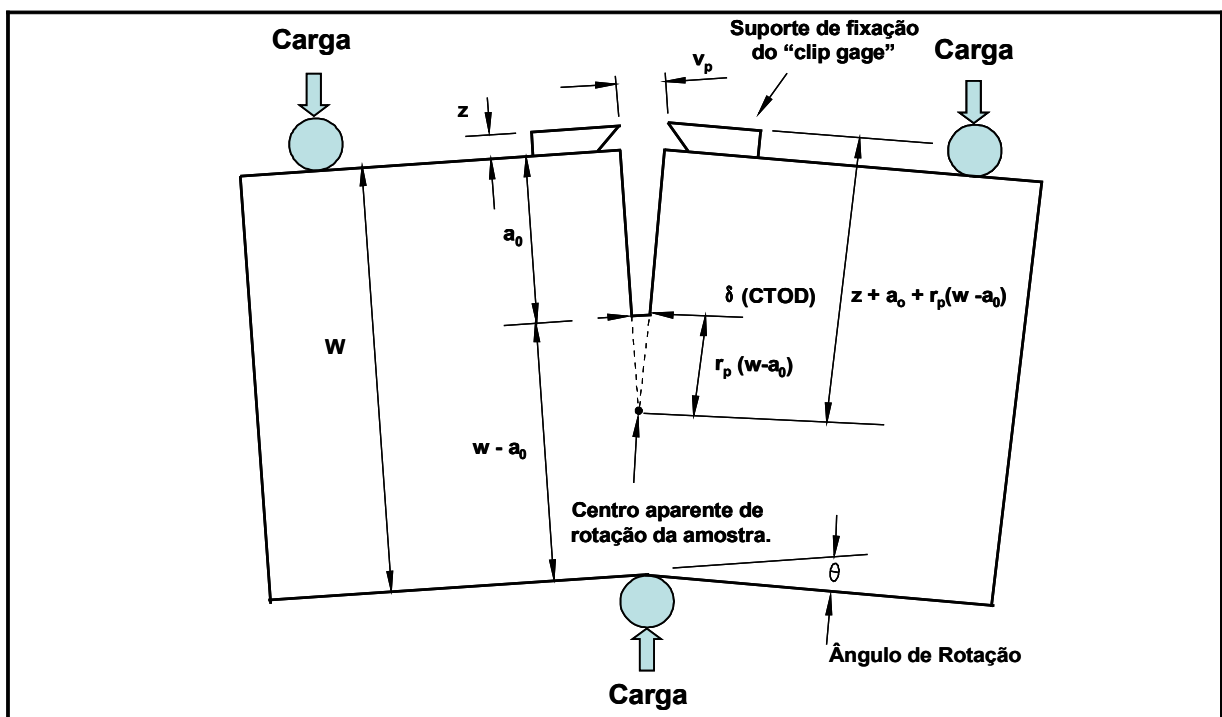


Figura 2.27 - Representação esquemática da abertura da trinca durante um ensaio de flexão em um corpo de prova do tipo SE(B) [ROLFE, S. T.; BARSON, J. M.; 1971].

$$\frac{\delta}{V_p} = \frac{r_p (w - a_0)}{r_p (w - a_0) + a_0 + z} \quad (2.21)$$



Onde:

- δ - Deslocamento de abertura da ponta da trinca;
- r_p - Fator de rotação plástica;
- W - Largura do corpo de prova;
- a_0 - Comprimento da trinca;
- V_p - Deslocamento de abertura da boca da trinca;
- z - Distância do ponto de medição do extensômetro em relação à face do cdp.

De qualquer forma, ainda podemos considerar que, entre os ensaios utilizados para avaliar a tenacidade à fratura dos materiais, o ensaio CTOD é o que apresenta a maior simplicidade de execução. A principal vantagem da utilização do ensaio CTOD é devida à possibilidade da sua aplicação tanto em materiais de elevada resistência mecânica, onde predominam os conceitos da mecânica da fratura linear-elástica, quanto em materiais dúcteis onde se tem condições elasto-plásticas. Essas características permitem a utilização desse ensaio para a avaliação de materiais que são muito dúcteis ou apresentam espessura reduzida para ser ensaiado pelo método K_{IC} , ou ainda, para materiais que apresentam propensão a crescimento instável da trinca com ocorrência de “pop in” que poderia invalidar os ensaios realizados para a obtenção do J_{IC} . É um ensaio que apresenta-se de forma bastante abrangente, uma vez que pode ser validado mesmo em condições onde se tenha, ou não, propagação estável da trinca antes da fratura final. Desse modo, o ensaio CTOD pode ser bastante indicado em pesquisa e desenvolvimento de novas microestruturas, onde não se tenha resultados prévios do comportamento de fratura dos materiais.

Os corpos de prova recomendados para a obtenção do CTOD, segundo a norma ASTM E 1820, são os mesmos utilizados para a obtenção do J_{IC} , cujas configurações e geometrias estão esquematizadas na figura 2.16 do item 2.4.3.1. O ensaio do tipo CTOD não faz restrições à espessura do corpo de prova a ser ensaiado, podendo ser igual à espessura do material de interesse; no entanto, os valores de CTOD calculados



para o mesmo material, podem ser influenciados pelas dimensões ou pelo tipo de amostra utilizada. Os valores determinados para corpos de prova do tipo C(T) podem ser diferentes daqueles determinados para amostras do tipo SE(B), ou ainda, podem sofrer variações decorrentes das espessuras dos corpos de prova.

O tamanho da trinca recomendado para a execução do ensaio deve estar na faixa de $0,45W \leq a_0 \leq 0,70 W$ e os carregamentos utilizados para a obtenção da pré-trinca não devem ser maiores que a carga $P_{(max)}$ calculada de acordo com a equação 2.22 para corpos de prova do tipo SE(B) e a equação 2.23 para corpos de prova do tipo C(T), onde B é a espessura do corpo de prova, b_0 é o ligamento não trincado ($w-a_0$), σ_y é a média aritmética entre o limite de escoamento ($\sigma_{e 0,2}$) e o limite de resistência à tração (σ_t), S a distância entre o dispositivo de aplicação da carga para o corpo de prova de flexão em três pontos e W a largura do corpo de prova.

$$\text{SE(B)} - P_{(max)} = 0,5 \cdot (B \cdot b_0^2 \cdot \sigma_y / S) \quad (2.22)$$

$$\text{C(T)} - P_{(max)} = 0,4 \cdot B \cdot b_0^2 \cdot \sigma_y / (2W + a_0) \quad (2.23)$$

A norma ASTM E1290 originalmente publicada em 1989 define três parâmetros de tenacidade à fratura que caracterizam a resistência do material ao surgimento e crescimento posterior de uma trinca em uma determinada temperatura. Os parâmetros normalizados que representam a somatória de uma componente plástica e outra elástica do deslocamento são:

❶ δ_c - Determina o início da propagação instável da trinca quando não há ocorrência de propagação estável, antes da máxima carga ou antes do primeiro “pop in”. Definido quando a propagação da trinca é menor que 0,2 mm;

❷ δ_u - Determina o início da propagação instável da trinca quando há ocorrência de propagação estável, antes da máxima carga ou antes do primeiro “pop in”. Definido quando a propagação da trinca é maior que 0,2 mm;



③ δ_m - Parâmetro que caracteriza o valor da abertura da ponta trinca, quando o ensaio atinge o início da máxima carga. Aplicado em situações onde se tem a presença de alta deformação plástica.

O parâmetro de tenacidade à fratura (δ_c , δ_u ou δ_m) a ser selecionado vai depender, então, do comportamento do material, que apresentará, em função das suas características um determinado tipo de curva carga-deslocamento. A figura 2.28 apresenta os cinco tipos de curvas típicas obtidas pelo ensaio CTOD e os pontos P_c , P_u e P_m utilizados para a obtenção do δ_c , δ_u e δ_m , respectivamente.

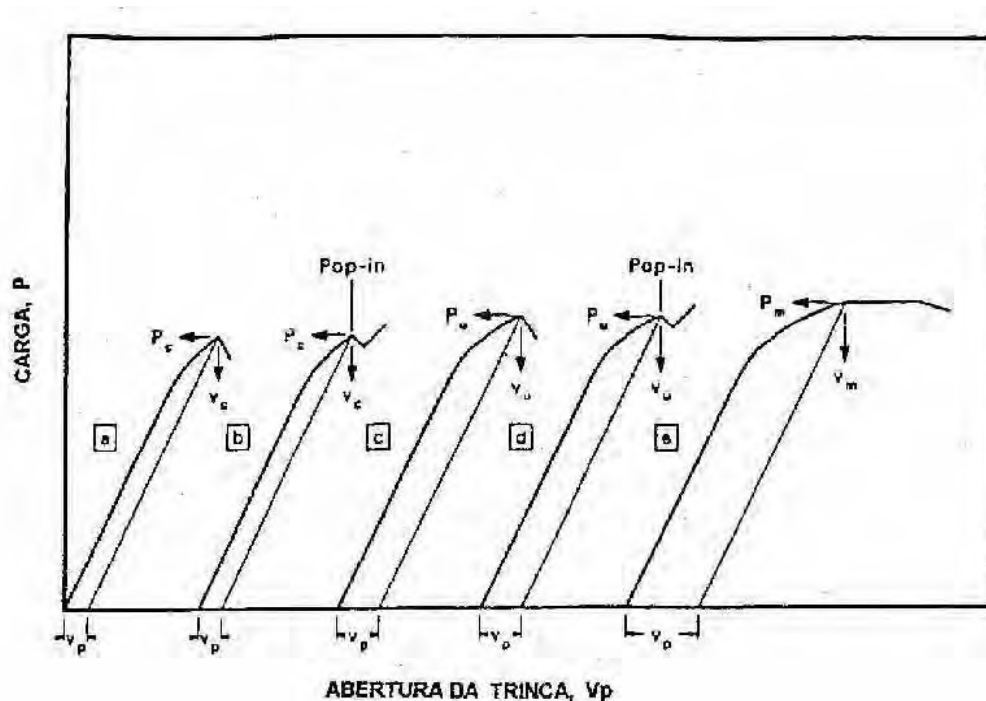


Figura 2.28 - Curvas características obtidas no ensaio CTOD, mostrando a definição dos pontos (P_c, V_c), (P_u, V_u), (P_m, V_m) que serão utilizados nos cálculos do δ_c , δ_u ou δ_m .

O valor da medida V_p de abertura da boca da trinca que será utilizado no cálculo do CTOD é obtido através da construção de uma reta paralela à parte inicial da curva carga-deslocamento, passando por um dos pontos P_c , P_u ou P_m , dependendo do



comportamento do material ensaiado. Uma vez definido um dos pares (P_c, V_c), (P_u, V_u) ou (P_m, V_m) o valor do CTOD é calculado através das equações 2.24 a 2.31 relacionadas na tabela 2.6.

Tabela 2.6 - Equações utilizadas para o cálculo do CTOD utilizando-se corpos de prova do tipo SE(B) e do tipo C(T) de acordo com a norma ASTM E1290-02.

$\delta = \frac{1}{m\sigma_y} \left\{ \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} + \left[\frac{\eta A_p}{B(w-a_0) \left(1 + \frac{\alpha+z}{(0,8a_0+0,2w)} \right)} \right] \right\}$		(2.24)
$K = \frac{Y \cdot P}{B \cdot W^{1/2}}$		(2.25)
SE(B) (S = 4W)	$Y = \frac{6(a_0/W)^{1/2} \{1,99 - (a_0/W)(1-a_0/W) \cdot [2,15-3,93a_0/W + 2,7 (a_0/W)^2]\}}{(1+2a_0/W)(1-a_0/W)^{3/2}}$	(2.26)
	$m=1,221+0,0,793(a_0/W)+2,751(n)-1,418(a_0/W)(n)$	(2.27)
	$\eta=3,785-3,101(a_0/w)+2,018(a_0/W)^2$	(2.28)
C(T)	$Y = \frac{(2 + a_0/W) [0,886+4,64(a_0/W)-13,32(a_0/W)^2+14,72(a_0/W)^3-5,6(a_0/W)^4]}{(1-a_0/W)^{3/2}}$	(2.29)
	$m=1,705+2,6851(n)$	(2.30)
	$\eta=-7,999+49,737(a_0/w)-79,988(a_0/w)^2+41,226(a_0/W)^3$	(2.31)

onde:



- P - Carga correspondente a P_c , P_u ou P_m definidas pela a figura 2.28;
- K - Fator de intensificação de tensão;
- ν - Coeficiente de Poisson;
- σ_y - Limite de escoamento na temperatura de interesse;
- E - Módulo de Young;
- W - Largura do corpo de prova;
- a_0 - Comprimento da trinca;
- B - Espessura do corpo de prova;
- V_p - Medida de abertura da boca da trinca correspondendo ao valor de V_c , V_u ou V_m .
- A_p - Área sobre a curva de carga versus deslocamento da boca da trinca correspondentes aos valores de V_c , V_u ou V_m (veja figura 2.28)
- m - Parâmetro de restrição plástica em função de a/w e do coeficiente de encruamento do material
- η - Função de a/w
- z - Distância do ponto de medição do extensômetro em relação à face do corpo de prova;
- α - Fator de rotação plástica:
 - $\alpha = 0$ para cdp do tipo SE(B);
 - $\alpha = 0$ para fixação do extensômetro na linha de aplicação de carga do cdp do tipo C(T) ou
 - $\alpha = 0,25 W$ para fixação do extensômetro na face do cdp do tipo C(T).

Um dos cuidados que deve-se ter, durante a análise de dados para a realização do ensaio CTOD, está associado com a ocorrência do “*pop-in*”. A ASTM E1290 estabelece um critério que define quando uma instabilidade na curva carga-



deslocamento deve ser ou não considerada como “*pop-in*”. A definição de um critério para a consideração do “*pop-in*” é bastante importante, uma vez que uma pequena instabilidade na curva, talvez associada até mesmo à sensibilidade do registrador gráfico da máquina de ensaio, pode gerar dúvidas durante a análise dos dados, colocando em risco a interpretação dos resultados.

A ASTM define ainda alguns critérios para a validade do ensaio. No caso do δ_c e do δ_u , os valores do CTOD devem ser iguais ou inferiores à capacidade de medida da amostra que corresponde ao valor obtido para o δ_m . Quanto ao tamanho da trinca obtida por fadiga, não deverá ser inferior a $0,025W$ ou $1,3$ mm e a diferença entre as nove medidas realizadas para o comprimento da trinca não deve ser maior que $0,10a_0$. A tabela 2.7 relaciona os principais ensaios relacionados a mecânica da fratura linear elástica normalizados pela ASTM.



Tabela 2.7 Principais parâmetros e definições de métodos de ensaios baseados na Mecânica da Fratura Elasto-Plástica :

Parâmetro	Caracterização	Definição	Edição		Situação Atual
			Original		
Curva R	Varição de K em função do tamanho da trinca	A curva R é caracterizada pelo registro contínuo do valor da tenacidade em função da extensão da trinca para um determinado material.	E561-1974		E561-98
J _{IC}	Início da extensão dúctil da trinca	Valor crítico de J para o início da extensão dúctil da trinca, uma propriedade do material	E813-88		E1820 – 99a
Curva J-R	Resistência ao crescimento dúctil, estável, de trinca	Resistência de um dado material à extensão contínua dúctil e estável da trinca durante carregamento monotônico (expresso em termos de J versus Δa), uma propriedade do material	E1152-87 E1737		E1820 – 99a
CTOD	Tenacidade à fratura, no campo elasto-plástico	Baseia-se na medida da abertura da ponta da trinca.	E 1290-95		E 1290-02 E1820 – 99a
Jc	J de clivagem	Medida da tenacidade a fratura no momento da instabilidade	ND		E1820-99a E1921-97
T ₀	Temperatura de referência	Temperatura de referência relativa a uma tenacidade de 100MPa√m	ND		E1921-97

Observações:

- As normas E813 e E1152 foram unificadas em um único documento, a E1737;
- A norma E1820 engloba o contexto das normas E399, E813, E1152 e E1290;
- As normas E813, E1152 e E1737 foram canceladas nos anos de 1998, 1997 e 1998 respectivamente.



2.3.5 - A norma de fratura para a região de transição

A linha de trabalho mais recente no desenvolvimento de procedimentos e metodologias normalizados de testes de fratura é a que contempla a região de transição dúctil-frágil em aços. A caracterização da tenacidade na transição tornou-se um dos grandes desafios a serem vencidos nos últimos anos. O problema existente na obtenção de um valor característico de tenacidade na transição está relacionado ao espalhamento significativo e à dependência de tamanho, geometria e espessura dos corpos de prova nos valores medidos em ensaios.

Resultados obtidos em laboratório não podiam ser usados para prever, com um mínimo de confiabilidade, a fratura de componentes e estruturas. A introdução de métodos estatísticos baseados na distribuição de Weibull [1951] propostos por Landes e Shaffer [1980] e a adoção do conceito de curva mestra por Wallin em 1991 contribuíram para a resolução do problema.

A norma de teste resultante desse esforço, a ASTM E1921, aprovada em novembro de 1997, concentra-se na apresentação de uma metodologia baseada na obtenção de valores medianos e limites de confiança para a tenacidade à fratura na região de transição. Estudos realizados utilizando este procedimento vêm recebendo adesões de diversos pesquisadores em grandes centros de pesquisa como Robert Dodds (University of Illinois - EUA), James Joyce (US Naval Academy - EUA), John D. Landes (University of Tennessee- EUA), Kim Wallin (VTT Manufacturing Technology - Finlândia), Carlos Miranda (IPEN - CNEM -SP), Claudio Ruggieri (Poli-Naval -USP), entre outros.

2.3.5.1 - Obtenção da temperatura de referência e da curva mestra

Os ensaios de tenacidade à fratura devem ser realizados de acordo com o procedimento definido para a obtenção de valores de J descritos na norma ASTM E1820-96. De acordo com a ASTM E1921-97, os ensaios são realizados de forma a



obter-se um mínimo de seis resultados válidos, embora estudos realizados por Miranda e Landes [2001] demonstraram que a adoção de apenas seis resultados pode levar a um limite de confiança inferior a 90% na determinação da temperatura de referência T_0 .

Os cálculos utilizados para a obtenção da temperatura de referência são realizados em termos dos valores de K . Portanto os valores de J obtidos devem ser convertidos para um valor correspondente de K . O motivo desta transformação é o de que as pesquisas desenvolvidas no VTT (Finlandia) e no ORNL (EUA) levaram à obtenção de valores limiares de tenacidade mínima e constantes da distribuição de Weibull utilizada nas análises, que eram válidos somente se a tenacidade fosse expressa em termos de K [DEAQUINO, C.T.; MIRANDA, C.A.J.; 1999]. Portanto, o fator de intensificação de tensões (K_{JC}) de iniciação de clivagem obtido a partir das medidas dos valores de J_C pode ser calculado utilizando-se a equação 2.32.

$$K_{JC} = (J_C \cdot E)^{1/2} \quad (2.32)$$

Onde E = módulo de elasticidade

Para o tratamento estatístico dos valores de K_{JC} é utilizada uma distribuição de Weibull triparamétrica modificada conforme a equação 2.33 onde a única incógnita é o K_0 .

$$K_0 = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(K_{JC(i)} - K_{min})^4}{(r - 0,3068)} \right]^{1/4} + K_{min} \quad (2.33)$$

Nesta equação r é o número de resultados válidos, N , o número total de amostras ensaiadas e o $K_{min} = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Em seguida o valor de K_0 é então convertido para um valor médio de tenacidade na temperatura de realização dos ensaios $K_{JC(\text{med})}$, utilizando-se a equação 2.34.



$$K_{JC(\text{med})} = (K_0 - K_{\text{min}}) [\ln(2)]^{1/4} + K_{\text{min}} \quad (2.34)$$

O valor de $K_{JC(\text{med})}$ será utilizado tanto na obtenção de T_0 , a temperatura de referência na região de transição, quanto para a construção da Curva Mestra, definindo a variação da tenacidade à fratura com a temperatura. Uma vez que se assume que a relação temperatura versus tenacidade é universal para os aços ferríticos (MERKLE *et al*, 1998), um valor de temperatura, correspondente a um determinado valor de tenacidade, poderá ser determinado.

A temperatura de referência na região dúctil-frágil, T_0 , é definida como a temperatura correspondente a $K_{JC(\text{med})} = 100 \text{MPa.m}^{1/2}$, em um corpo de prova de tamanho 1T (espessura de uma polegada). A Curva Mestra pode ser traçada utilizando-se a equação 2.31, onde T é a temperatura de realização dos ensaios e T_0 a temperatura de referência na região de transição. A figura 2.29 apresenta uma Curva Mestra do aço ASTM A 533 calculada a partir dos resultados obtidos por Joyce e Tregonim (2001).

$$T_0 = T - (1/0.019) \cdot \ln [(K_{JC(\text{med})} - 30) / 70] \quad (2.35)$$

A Curva Mestra deve ser construída em termos dos valores de tenacidade calculados para corpos de prova com espessura de uma polegada (B_{1T}). Se os ensaios forem realizados em corpos de prova com espessura (B) diferente, então os resultados obtidos ($K_{JC(\text{med})}$) terão que ser transformados para valores equivalentes associados a uma espessura unitária ($K_{JC(\text{med})1T}$) utilizando-se a equação 2.32.

$$K_{JC(\text{med})1T} = K_{\text{min}} + [K_{JC(\text{med})} - K_{\text{min}}] \cdot (B/B_{1T})^{1/4} \quad (2.36)$$



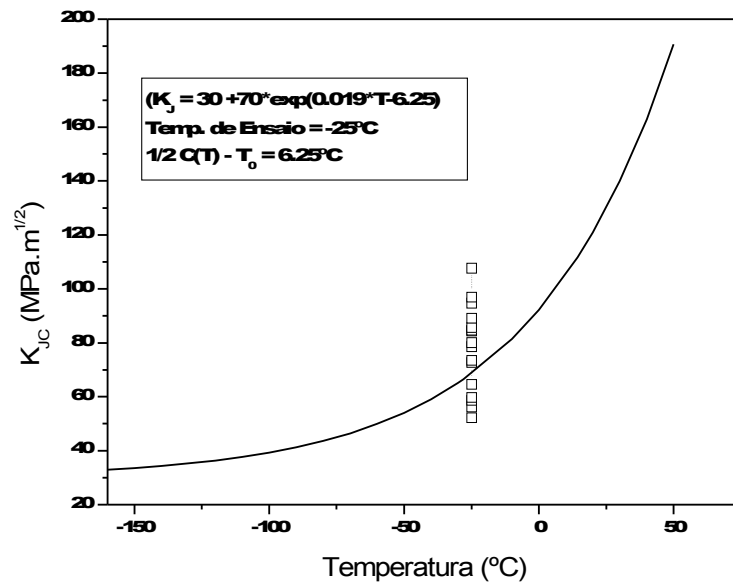


Figura 2.29 - Curva Mestra obtida para o aço A533, exibindo uma temperatura de referência T_0 , correspondente a uma tenacidade de $100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, de $6,35^{\circ}\text{C}$. Curva plotada a partir dos resultados obtidos por Joyce e Tregonim [2001].

Atualmente tem se realizado diversos estudos para determinar o uso potencial da Curva Mestra em aplicações onde eram utilizados os procedimentos da ASME e, como relatados pelos trabalhos de Kirk e Mitchell (2001) e Rosinski e Server (2000), diversas novas pesquisas ainda deverão ser iniciadas para que se atinja níveis de confiabilidade necessários. Segundo DeAquino e Miranda (1999) a Curva Mestra substitui com vantagens as curvas de projeto baseadas nos parâmetro RT_{NDT} da ASME, visto que são obtidas para o material de interesse, enquanto as curvas da ASME representam um limite inferior de um universo de diferentes materiais. A norma ASTM E1921-97 fornece ainda equações, semelhantes a Curva Mestra, associadas a $\pm 5\%$ de probabilidade de fratura. Com estas equações é possível definir uma faixa de valores que engloba o espalhamento típico da transição, com a confiabilidade desejada. Isto não é possível de ser determinado com as curvas de referência do código ASME.



3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 – MATERIAL

No presente trabalho foram utilizados três materiais: a) um aço microligado API 5L X70 utilizado na fabricação de tubulações; (b) um aço ASTM A516 utilizado na fabricação de vasos de pressão; (c) um aço SAE 4130 utilizado na fabricação de componentes para a indústria aeronáutica. Os materiais foram recebidos na forma de chapas com espessuras de 12,7; 16 e 32 mm respectivamente.

As análises químicas dos materiais foram realizadas por difração de raios X na empresa Villares – Sidennor na cidade de Pindamonhangaba, onde obteve-se as porcentagens em peso dos principais elementos, mostrados na tabela 3.1. Os resultados obtidos pela análise química estão dentro dos limites estabelecidos pelos institutos de normalização: API, ASTM e SAE..

Tabela 3.1 - Composição química em porcentagem de peso dos principais elementos dos aços API 5L X70, ASTM A516 e SAE 4130.

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Ti	V	Nb
API 5L X70	0,09	0,21	1,68	0,024	0,003	0,02	0,02	0,01	0,01	0,029	0,015	0,030	0,050
ASTM A516	0,19	0,23	1,06	0,016	0,003	0,24	0,02	0,01	0,31	0,036	0,020	0,003	0,018
SAE 4130	0,31	0,34	0,52	0,011	0,003	0,17	0,89	0,16	0,20	0,037	0,005	0,011	0,004

3.2 - ENSAIOS DE DILATOMETRIA

Para que fosse possível a seleção das temperaturas de tratamento térmico, inicialmente foram realizados os ensaios de dilatometria com o objetivo de determinar as linhas de transformação (Ac_1 , Ac_3), que delimitam a região intercrítica (região do diagrama Fe - C onde se tem o equilíbrio das fases $\alpha + \gamma$). Os elementos de liga presentes nos materiais estudados, dependendo da quantidade adicionada, podem exercer influência acentuada nas linhas de transformação do diagrama de fases. Com esses resultados foi possível selecionar as temperaturas de interesse dos tratamentos térmicos.

Esses ensaios foram conduzidos em um Sistema de Análises Térmicas modelo RB-3000 do Depto de materiais e Tecnologia mostrado na figura 3.1. Foram utilizadas uma velocidade de aquecimento de 1 °C/s. Essa velocidade foi selecionada em função das condições práticas que seriam submetidos os corpos de prova durante os tratamentos térmicos realizados neste trabalho.



Figura 3.1 – Sistema de análise térmica utilizado nos ensaios de dilatometria.



Através da análise dos resultados obtidos pelo ensaio de dilatométrica, apresentados na tabela 3.2, pode-se verificar que houve um decréscimo da temperatura de austenitização (A_{c3}) em função do teor de carbono do material, que é o elemento que causa efeito mais acentuado na redução da temperatura de austenitização.

Tabela 3.2 - Resultados obtidos para o ensaio de dilatométrica para algumas temperaturas de transformação dos aços utilizados neste trabalho.

Material	Teor de carbono % em peso	A_{c1} (°C)	A_{c3} (°C)
API X 70	0,09	725,2	874,0
ASTM A 516	0,19	721,4	824,4
SAE 4130	0,31	746,2	815,4

3.3 - TRATAMENTOS TÉRMICOS

Para a definição das rotas de tratamentos térmicos a serem utilizados, foram selecionadas temperaturas em torno de 50 °C acima da temperatura de austenitização. Para a obtenção das taxas de resfriamento foram selecionados três meios utilizados para a extração de calor: água a 20 °C, óleo de têmpera PETRONASA 20A, e um óleo SAE 140. O volume de óleo e de água, de aproximadamente 100 litros, foi dimensionado para que não houvesse variação significativa de temperatura dos banhos de resfriamento.

O monitoramento das curvas de resfriamento foi realizado por intermédio de um termopar cromel-alumel inserido em um corpo de prova de 10 mm de diâmetro, devidamente acoplado a um sistema computadorizado de aquisição de dados, onde obteve-se uma curva de resfriamento, para cada situação utilizada, como mostra o exemplo da figura 3.2. A partir dessas curvas foram calculadas as taxas médias de resfriamento para o intervalo de 750 a 200 °C, cujo resultados estão apresentados pela tabela 3.3.



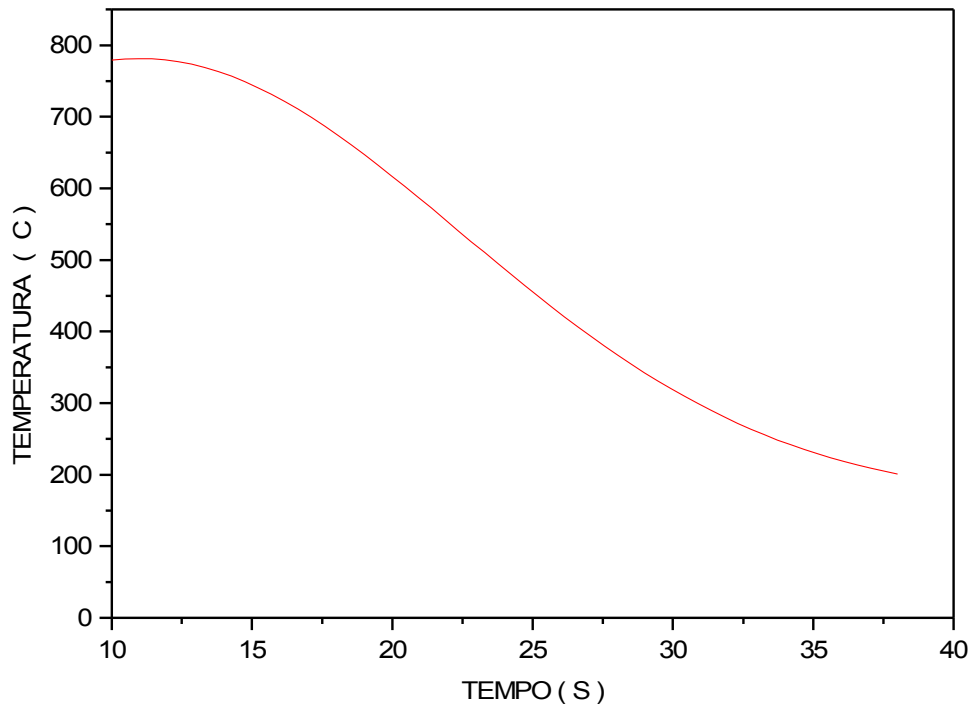


Figura 3.2 - Curva de resfriamento obtida para um corpo de prova de 10 mm de diâmetro mergulhado em óleo de têmpera Petronasa 20A sem agitação a partir de 770 °C.

Tabela 3.3 - Taxa média obtida para os diferentes meios de resfriamento utilizados neste trabalho.

Meio de resfriamento	Taxa média (°C/s)
Água	50
Óleo Petronasa 20A	23
SAE 140	16

3.3.1 - Tratamentos térmicos realizados e nomenclatura das condições estudadas

Os tratamentos térmicos foram realizados em dois fornos de resistência de marca EDG - Equipamentos e Controladores (figura 3.3). Esses fornos estão equipados com controle diferencial-integral de temperatura, o que permitiu uma oscilação



máxima de temperatura de aproximadamente 2 °C. Com esses tratamentos térmicos foram obtidas cinco condições metalúrgicas distintas que foram analisadas e comparadas com os aços no estado como fornecido.



Figura 3.3 – Forno utilizado no aquecimento dos corpos-de-prova.

Os corpos de prova que foram submetidos aos tratamentos térmicos foram devidamente agrupados em um suporte com uma distância de aproximadamente 5 mm entre as amostras para que fosse evitada heterogeneidade no resfriamento. A seqüência dos tratamentos térmicos utilizados está ilustrada na figura 3.4 e a descrição completa de todos os tratamentos e a nomenclatura, adotada para cada condição metalúrgica estudada, estão descritas na tabela 3.4.



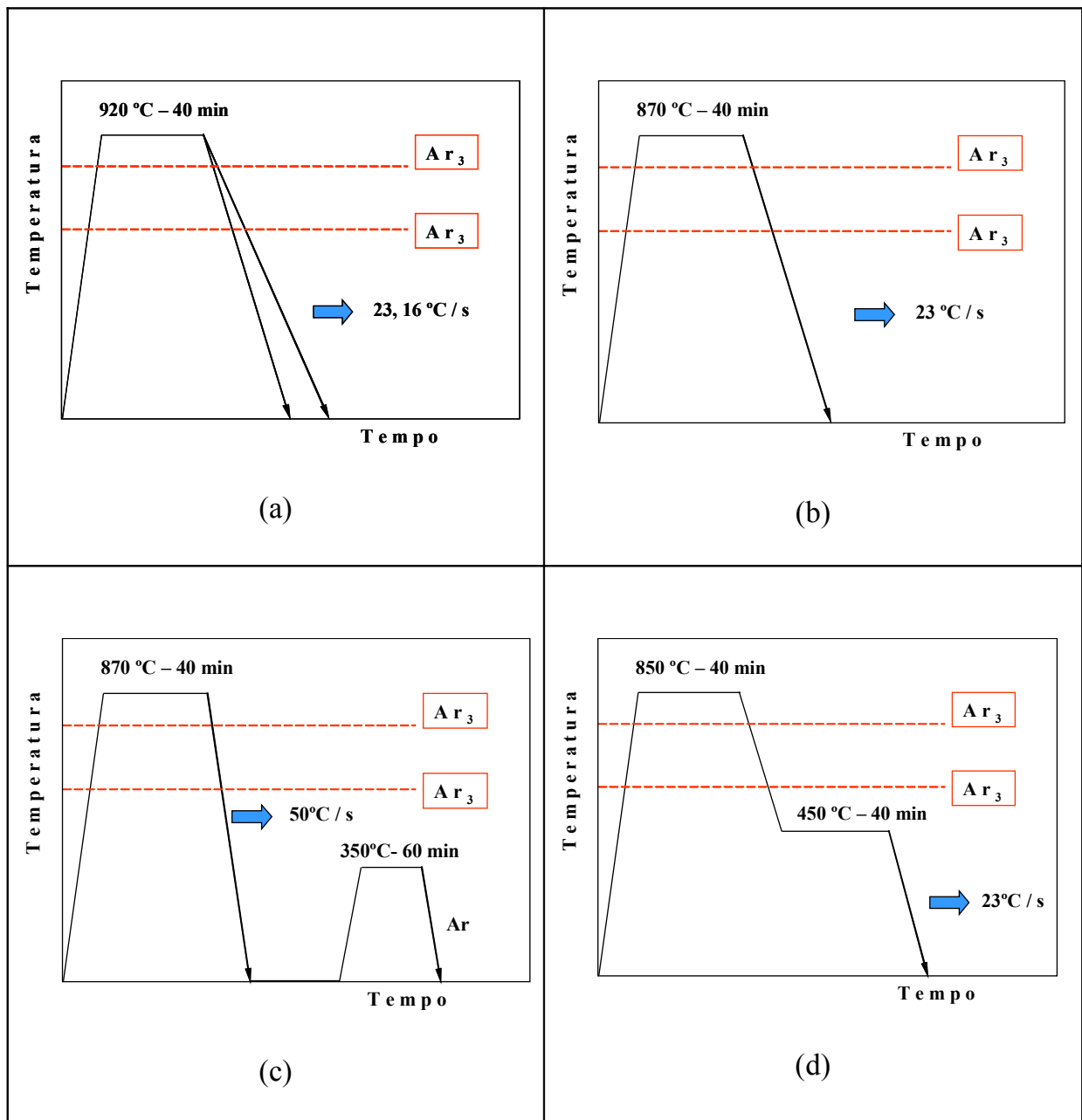


Figura 3.4 Representação esquemática das rotas de tratamentos térmicos utilizadas para a obtenção das diversas microestruturas. (a) Rota aplicada ao aço API 5L X70; (b) e (c) Rotas aplicadas ao aço ASTM A516; (d) Rotas aplicadas ao aço 4130.



Tabela 3.4- Nomenclatura adotada para cada condição metalúrgica estudada neste trabalho.

NOMENCLATURA	CONDIÇÃO METALÚRGICA
API X70 CF	Material API X70 no estado como fornecido.
API X70 920 - 16 °C/s	Aquecimento a 920 °C e manutenção por 40 minutos; Resfriamento a 16 °C/s.
API X70 920 - 23 °C/s	Aquecimento a 920 °C e manutenção por 40 minutos; Resfriamento a 23 °C/s.
ASTM A516 CF	Material ASTM A516 no estado como fornecido.
ASTM A516 - 870 - 23 °C/s	Aquecimento a 870 °C e manutenção por 40 minutos; Resfriamento a 23 °C/s.
ASTM A516 – R350	Aquecimento a 870 °C e manutenção por 40 minutos; Resfriamento a 50 °C/s. Revenido a 350°C por 30 minutos
SAE - 4130 CF	Material SAE 4130 no estado como fornecido.
SAE - 4130 A 450	Aquecimento a 850 °C e manutenção por 40 minutos; Resfriamento a 450 °C e manutenção por 40 minutos; Resfriamento a 16 °C/s.

3.4 - ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os corpos de prova apropriados para o ensaio de tração cuja geometria está indicada na figura 3.5, foram usinados segundo a norma ASTM E8M. Foram preparados cinco corpos de prova por condição, retirados no sentido da laminação e as amostras que foram submetidas aos tratamentos térmicos foram usinadas com sobremetal de 0,5 mm. Amostras dos aços no estado como fornecido também foram



retiradas no sentido transversal para análise da anisotropia microestrutural. Após os tratamentos térmicos o acabamento superficial foi feito com uma seqüência de lixas com granulação de 220, 320, 400 e 600

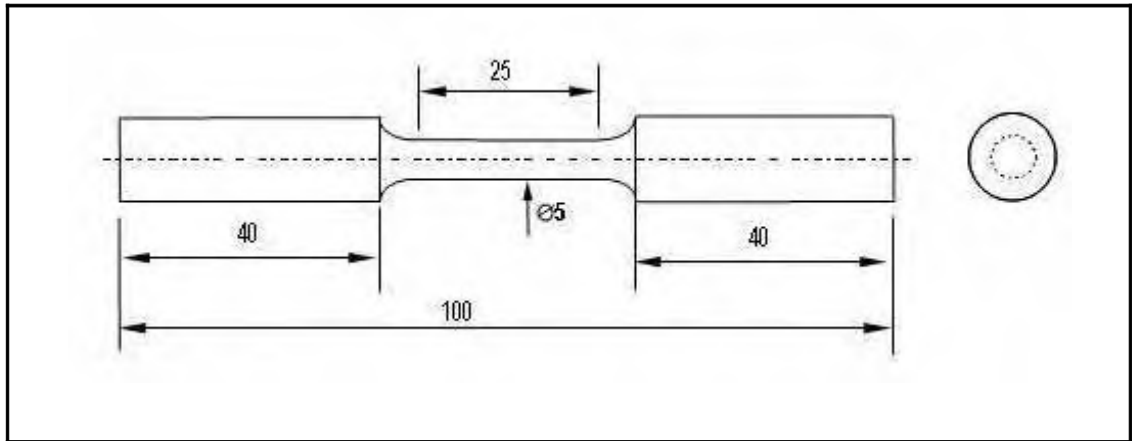


Figura 3.5 – Geometria do corpo de prova utilizados nos ensaios de tração.

Para os ensaios foi utilizada uma máquina Instron modelo 8801, com capacidade para 10 toneladas mostrada na figura 3.6, onde foram determinados os parâmetros de limite de escoamento (σ_e), limite de resistência a tração (σ_t), alongamento total (A), e módulo de elasticidade (E). O alongamento foi medido através de um extensômetro, fixado no comprimento útil dos corpos de prova por intermédio de elásticos. Para as situações que não apresentaram descontinuidade no escoamento, o limite de escoamento foi determinado a partir de uma deformação plástica de 0,2 %. Além dos parâmetros retirados do ensaio, foi calculada a razão de escoamento do material, através da divisão do limite de escoamento (σ_e) pelo limite de resistência a tração (σ_t).





Figura 3.6 – Máquina servo hidráulica Instron utilizada nos ensaios mecânicos

3.5 - ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA

Os corpos de prova apropriados para os ensaios de tenacidade à fratura, do tipo tração compacto C(T), cuja geometria está esquematizada na figura 3.7, foram especificados segundo a norma ASTM E 1820- 99. A ASTM define diversas formas de orientações para a retirada dos corpos de prova de tenacidade a fratura, como mostra a figura 3.8. Normalmente a tenacidade à fratura é máxima quando o plano da trinca tem orientação L - T, sendo que nesse caso, este plano é perpendicular a orientação preferencial ou textura do material conformado, e é mínima quando a orientação é S - T. Para este trabalho foram selecionadas as orientações L-T para os aços ASTM A516 e API X 70. Para o aço 4130 foi selecionada a orientação S-T.



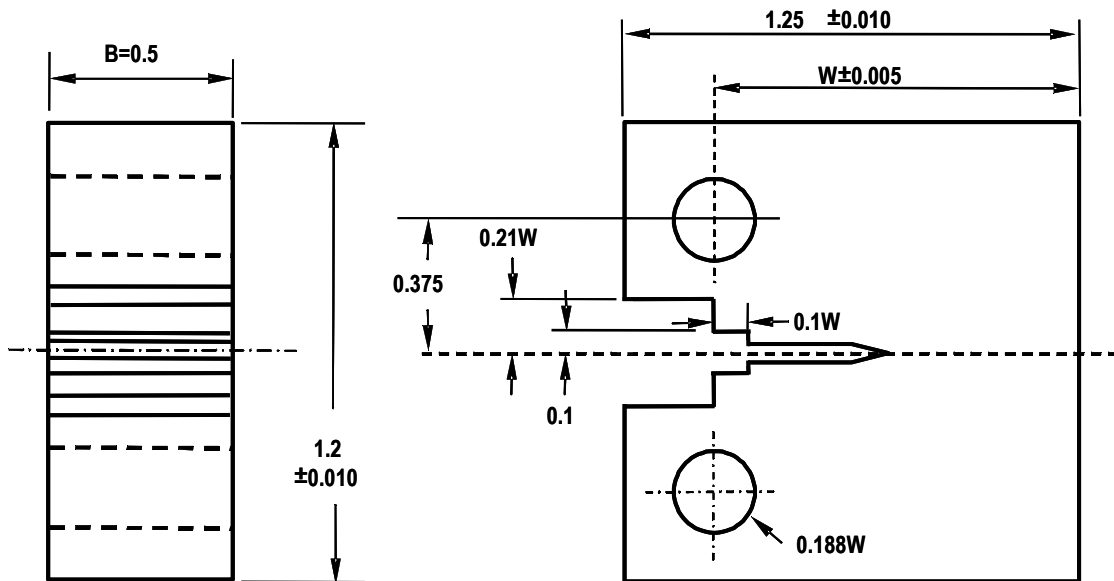


Figura 3.7 - Geometria do corpo de prova do tipo tração compacto utilizados nos ensaios de mecânica da fratura. $W=25,4\text{mm}$ e $B=12,7\text{mm}$.

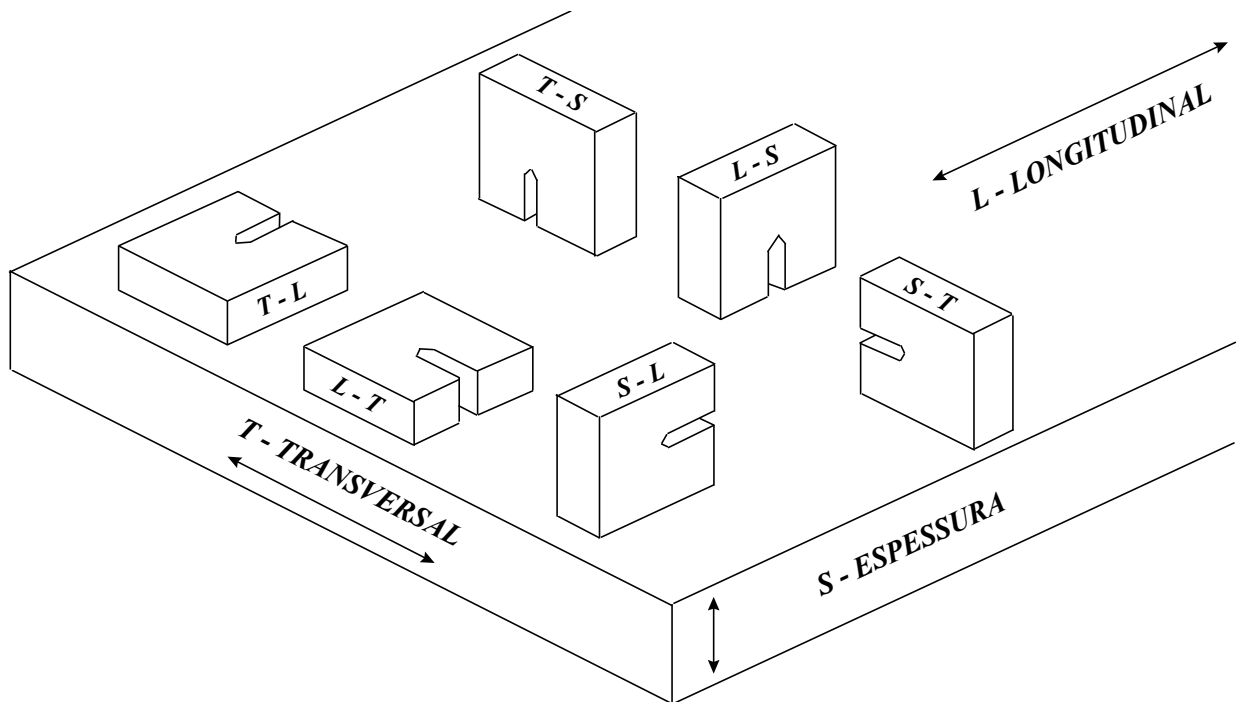


Figura 3.8 - Forma de retirada e nomenclatura de corpos de prova na forma de chapa [ASTM E399-91].



Inicialmente os corpos de prova do tipo C(T) foram submetidos a um carregamento cíclico. A pré-trinca foi nucleada utilizando-se dois estágios de propagação, delimitados por riscos na superfície do corpo de prova, como mostra a figura 3.9. No primeiro estágio as trincas foram nucleadas em um dispositivo instrumentado para a nucleação de trincas por fadiga desenvolvido no Departamento de Materiais e Tecnologia (GUIMARÃES, *et al*, 2001) (figura 3.9). No segundo estágio foi utilizada a máquina Instron onde houve a redução do nível de carregamento, de modo a obedecer as recomendações da norma. Os valores das cargas utilizadas para a nucleação da pré-trinca por fadiga e o fator de intensificação de tensão variaram em função da resistência mecânica de cada condição metalúrgica. A tabela 3.5 relaciona os valores calculados por intermédio da Equação 3.1 para o aço API X70 na condição como-fornecido. A figura 3.10 ilustra o corpo de prova utilizado e a forma de fixação do extensômetro

$$C(T) - P_{(max)} = 0,4 * \frac{(B * b_0^2 * \sigma_y)}{(2W + a_0)} \quad (3.1)$$

Sendo:

B - espessura do corpo de prova;

b_0 - ligamento não trincado ($w - a_0$);

W - largura do corpo de prova

σ_y - média aritmética entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração;

Tabela 3.5 - Valores dos carregamentos e do fator de intensificação de tensão utilizados para a obtenção da pré-trinca por fadiga na condição como-fornecida para o aço API X70.

Estágio	$P_{(max)}$	$P_{(min)}$	$K_f (max)$	$K_f (min)$
1° Estágio	6000 N	600 N	39,6 MPa√m	3,96 MPa√m
2° Estágio	4500 N	450 N	29,9 MPa√m	2,99 MPa√m



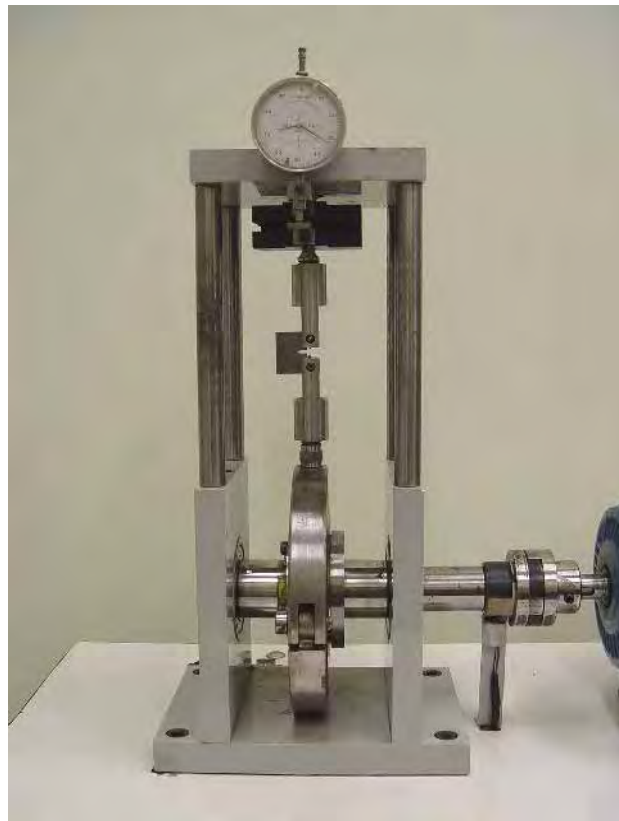


Figura 3.9 – Dispositivo para nucleação de pré-trinca por fadiga em corpos de prova de mecânica da fratura [GUIMARÃES, V.A. et al, 2001]

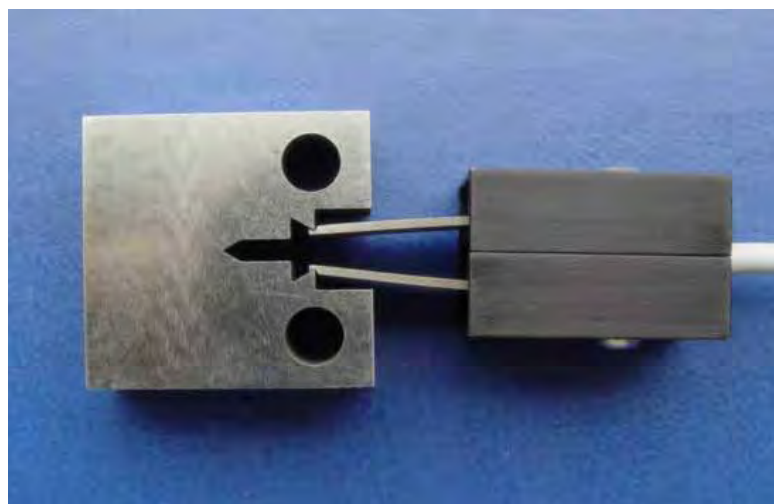


Figura 3.10 - Esquema representativo do modo de fixação do extensômetro para a medida do deslocamento da ponta da trinca.



Os ensaios de mecânica da fratura em baixa temperatura foram realizados em uma câmara refrigerada com nitrogênio líquido acoplada à máquina de ensaio como pode ser observado na figura 3.11.



Figura 3.11 - Câmara climática utilizada para a realização dos ensaios em baixa temperatura.

3.6. ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

O ensaio utilizado neste trabalho foi o ensaio do tipo Charpy, cujo corpo-de-prova é padronizado pela norma ASTM E 23-96, estão representadas na figura 3.12.



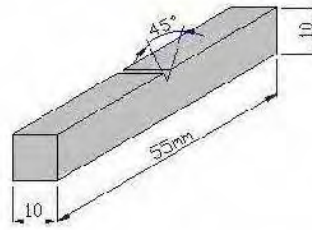


Figura 3.12 - Corpo de Prova Padrão Charpy com entalhe.

A temperatura de ensaio foi realizada na faixa de -120 a 25° C em um dispositivo de controle de temperatura refrigerado com nitrogênio líquido, mostrado na figura 3.13, pertencente ao Departamento de Materiais e Tecnologia. Uma parte dos corpos-de-prova foi pré-trincada em um dispositivo instrumentado para a nucleação de trincas por fadiga desenvolvido no Departamento de Materiais e Tecnologia (GUIMARÃES, *et al*, 2001) (figura 3.14), para efeito de comparação do espalhamento de resultados com os corpos-de-prova convencionais.



Figura 3. 13 – Dispositivo de controle de temperatura com câmara de nitrogênio líquido.



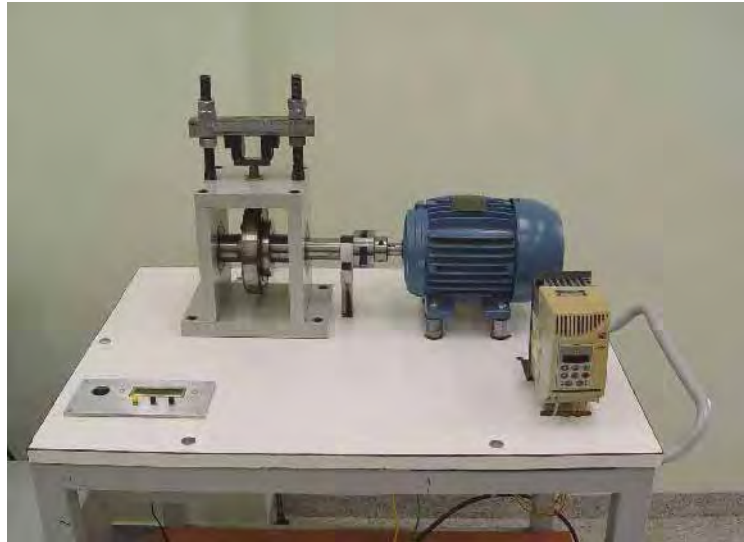


Figura 3.14 – Dispositivo para nucleação de trincas por fadiga. DMT-FEG/UNESP.

Durante o ensaio Charpy, foram tomadas as devidas precauções a fim de proteger a superfície de fratura, tendo em vista a sua importância para as posteriores análises de fractografia quantitativa. Foi feito um levantamento do relevo das superfícies de fratura por meio de técnicas de reconstrução tridimensional, estimando-se parâmetros quantitativos do comportamento topográfico, como rugosidade linear e rugosidade superficial. A figura 3.15 mostra o pêndulo utilizado nos ensaios.



Figura 3.15– Pêndulo de impacto utilizado nos ensaios do tipo Charpy.



3.7 - ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓPTICA.

Após os tratamentos térmicos foram selecionadas as amostras para embutimento. A preparação das amostras e a análise da microestrutura dos materiais 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 submetidas aos exames de metalografia foram lixadas em uma seqüência de granulometria de 220 a 1200, dentro do procedimento convencional. O polimento fino foi realizado em pasta de diamante com granulometria de 6 a 0,25 μm . O microscópio óptico utilizado foi o Nikon Epiphot 200 com câmera digital Pixera 120es para aquisição de imagens (figura 3.16). As amostras foram atacadas com: nital 2 %. O nital revela a ferrita com uma cor branca e os produtos transformados com uma cor escura.



Figura 3.16 - Microscópio *Nikon Epiphot 200*, LAIMat. DMT-FEG/UNESP.



4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ASPECTOS MICROESTRUTURAIS

O sentido de laminação das chapas tem fundamental importância no comportamento mecânico, pois devido à deformação de laminação, ocorre também a deformação dos grãos, produzindo uma estrutura irregular com uma textura característica alinhada em uma determinada direção. No caso de haver uma trinca na estrutura, a propagação desta descontinuidade poderá ser desviada do seu plano e direção de crescimento, sendo que esse desvio depende do alinhamento das inclusões e/ou contornos de grão em relação à direção de propagação da trinca o que resulta, dependendo da orientação de laminação, os diferentes valores de tenacidade [HERTZBERG, R.W. (b), 1989]. No caso de placas de aço de baixo carbono no estado como laminado, observa-se que os planos de fratura com orientações L-S e L-T fornecem maiores valores de tenacidade do que a orientação T-L [PINTO, T.B.; 1996]. As figuras 4.1 a 4.3 apresentam as microestruturas dos três aços estudados no estado como fornecido. Nota-se que os aços API X 70 e ASTM A 516 apresentaram microestruturas ferríticas perlíticas com texturas de laminação bem definidas, alinhadas na direção transversal e longitudinal da chapa. Estas microestruturas sugerem que estes dois materiais foram submetidos a etapas sucessivas de laminação a quente. Nota-se ainda, a diferença do tamanho da granulação entre os dois materiais, sendo que o aço API 5L apresentou a menor granulação. Esta diferença pode ser

atribuída ao processo de laminação controlada pelo qual o aço de qualidade API é processado, onde o crescimento de grão é controlado por pequenas adições de elementos químicos presentes no aço microligado como nióbio, titânio e vanádio que, mesmo estando presentes em baixíssimas porcentagens em peso, apresentam poderoso efeito no controle da granulação. O aço 4130 no estado como fornecido apresentou microestrutura constituída de ferrita e perlita, sendo que não foi verificado o bandeamento associado a textura de laminação. A ausência desta orientação pode ser atribuída a espessura da chapa que foi fornecida com 32 mm, portanto foi submetida a um processo de redução de espessura menos severo quando comparado com os aços API 5L X70 e ASTM A516 que foram fornecidos com espessura de 12,7 e 16 mm respectivamente.

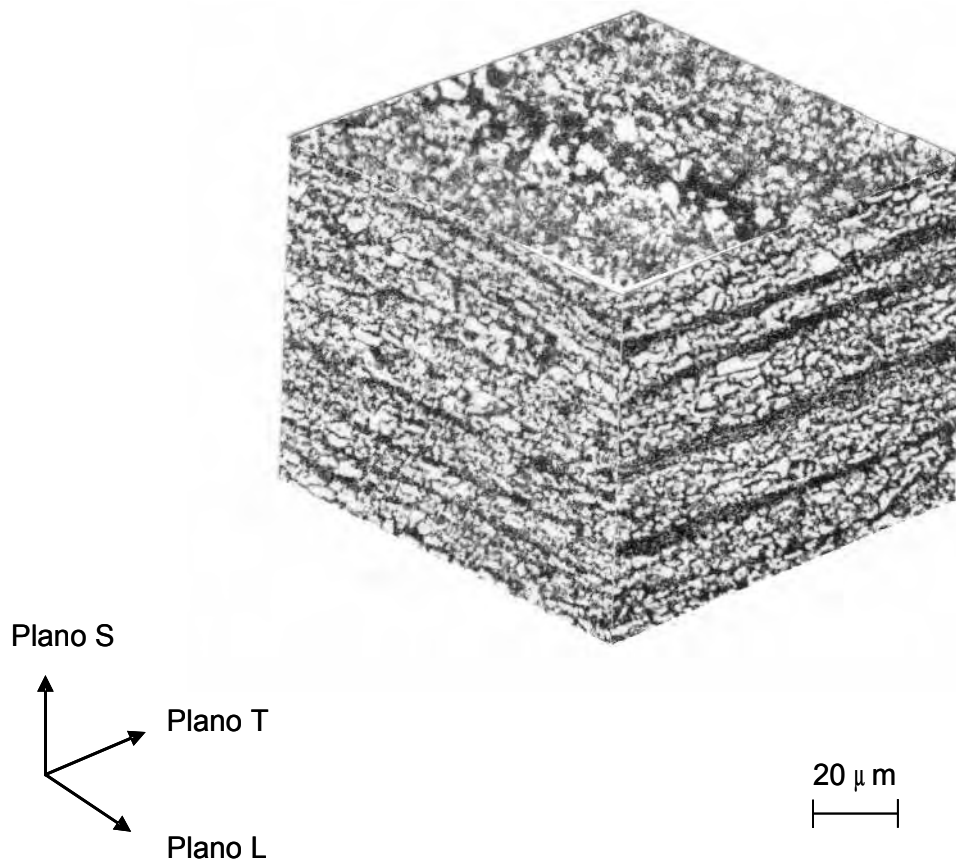


Figura 4.1 – Microestrutura do aço API 5L X70 no estado conforme fornecido revelando a textura associada ao processo de laminação. Ataque com Nital 2% e observação por microscopia óptica.



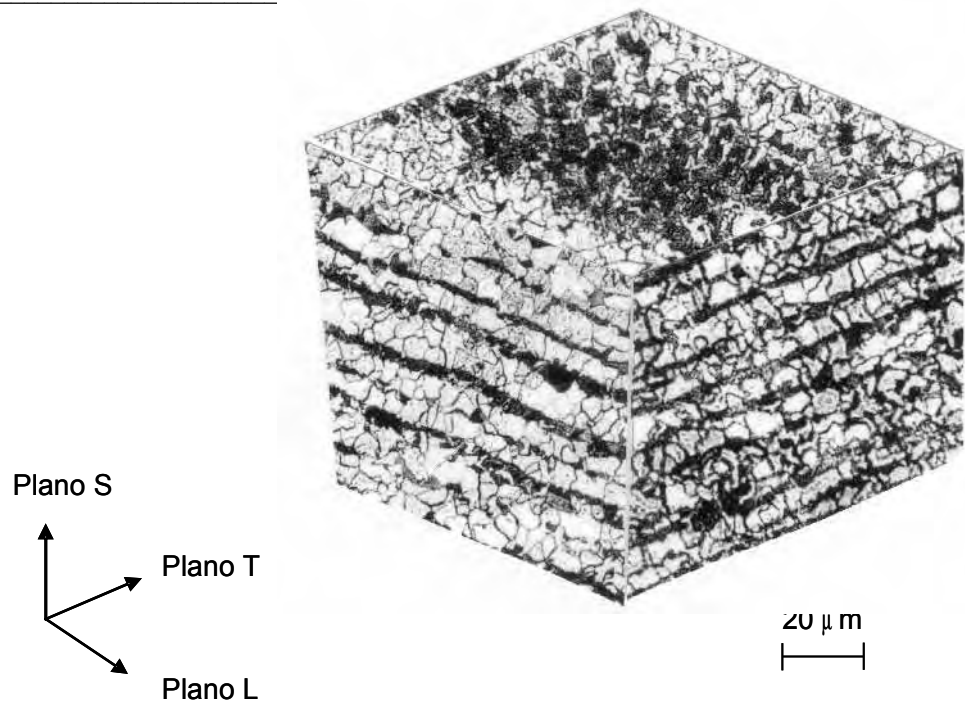


Figura 4.2 – Microestrutura do aço ASTM A516 no estado conforme fornecido revelando a textura associada ao processo de laminação. Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica.

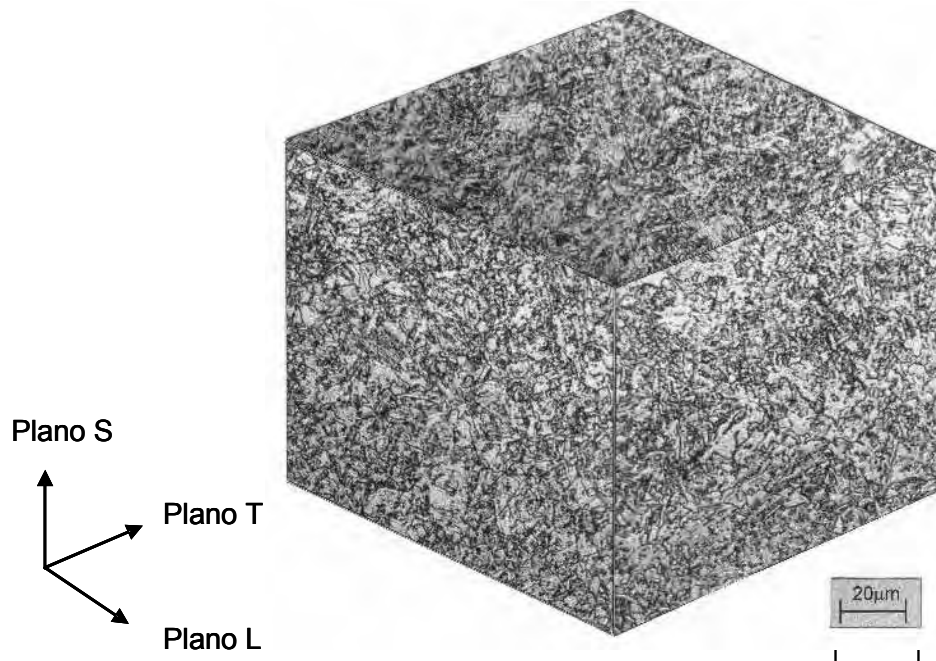


Figura 4.3 – Microestrutura do aço 4130 no estado conforme fornecido onde verifica-se que não houve a definição de textura associada ao processo de laminação. Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica.



A figura 4.4 ilustra as observações da superfície polida do material revelando a presença de algumas inclusões que podem ser classificadas segundo a ASTM E45 como óxidos globulares. Para a realização da análise de inclusões foram coletadas pelo menos trinta imagens da superfície polida da amostra.

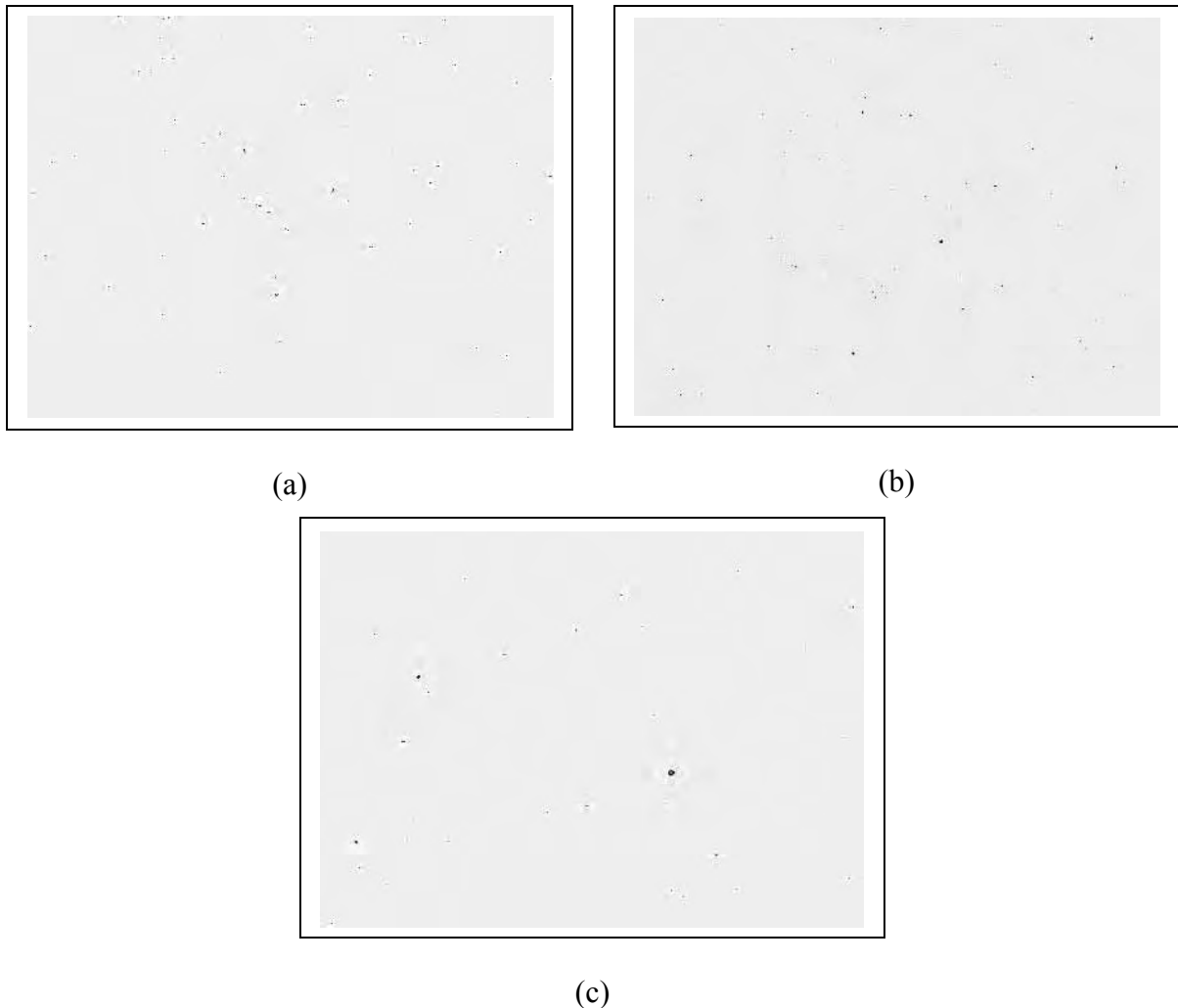


Figura 4.4 Inclusões globulares obtidas nos materiais pesquisados. Sem ataque. Aumento 100X (a) Aço API 5L X70; (b) Aço ASTM A516; (c) Aço SAE 4130

A tabela 4.1 mostra os resultados da metalografia quantitativa utilizando o processamento digital de imagens. Analisando-se estes resultados verifica-se que o material 4130 apresentou a menor densidade e a menor fração volumétrica de inclusões, podendo ser classificado como o material com o maior controle de



impurezas entre os três aços pesquisados. No entanto o aço 4130 exibiu partículas maiores atingindo valores com tamanho médio de $17,47 \mu\text{m}^2$. O aço API 5L X70 apresentou uma densidade de partículas ligeiramente inferior quando comparado com o aço ASTM A516, embora tenha-se verificado a presença de partículas com tamanho médio maior ($13,67\mu\text{m}^2$ para o aço API X70 e $10,88\mu\text{m}^2$ para o aço ASTM A516).

Tabela 4.1 – Aspectos morfológicos das inclusões dos três aços analisados

Material	Densidade (partic/ mm ²)	Tamanho médio (μm^2)	Fração Volumétrica	Fator de Forma	Razão de aspecto
API X70	267,86	13,67	0,3	0,891	1,6
A516	302,62	10,88	0,3	0,911	1,5
4130	89,16	17,47	0,2	0,928	1,3

Com relação aos aspectos morfológicos os valores de fator de forma e razão de aspecto definidos pelas equações 4.1 e 4.2, respectivamente, indicam que, quanto mais próximos da unidade estiverem os valores obtidos, mais próxima de uma circunferência seria a morfologia da partícula [RUSS, J.C.; 1998]. Desta forma pode-se afirmar que a maioria das partículas presentes no aço 4130 podem ser classificadas como óxidos globulares, sendo que nos outros dois aços pesquisados nota-se também a presença de algumas partículas alongadas podendo ser classificadas como sulfetos ou silicatos.

$$Fator\ de\ forma = \frac{4\pi}{Perímetro^2} \quad 4.1$$

$$Razão\ de\ aspecto = \frac{Diâmetro\ máximo}{Diâmetro\ mínimo} \quad 4.2$$

Após os tratamentos térmicos foram observadas grandes diferenças microestruturais. As micrografias apresentadas nas figuras 4.5 e 4.6 ilustram as microestruturas dos aços API X 70 e ASTM A 516 após a austenitização por 40 minutos seguido de resfriamento a $23 \text{ }^\circ\text{C/s}$. Com esta taxa de resfriamento ocorre o



cruzamento de diversas linhas de transformação do diagrama transformação-tempo-temperatura (TTT), onde pode-se obter microestruturas multifásicas. O trabalho de ZHAO, J. [1992], descreve uma série de microestruturas que são possíveis de se formar nos aços, através da aplicação do resfriamento contínuo. Estas combinações de microestruturas são possíveis devido a alterações provocadas, pelas adições de elementos de liga, no diagrama TTT, como representado na figura 4.7 [ASM HAND BOOK, 1996]. Diversos pesquisadores têm mostrado também a possibilidade de formação de microestruturas multifásicas, constituídas de combinações de três ou mais fases como ferrita, perlita, martensita, bainita e austenita retida. Estas diversas combinações podem propiciar, além de melhorias nas propriedades mecânicas, melhores correlações entre resistência mecânica e tenacidade à fratura [MEKKAWY, M.F. et al, 1991; SAKUMA, Y. et al, 1993; ZHAO, J. 1992].



Figura 4.5 – Microestrutura do aço API 5L X70 austenitizado a 920 °C e resfriado em óleo a 23 °C/s. Ataque nital 2%.





Figura 4.6 – Microestrutura do aço ASTM A516 austenitizado a 870 °C e resfriado em óleo a 23 °C/s. Ataque nital 2%.

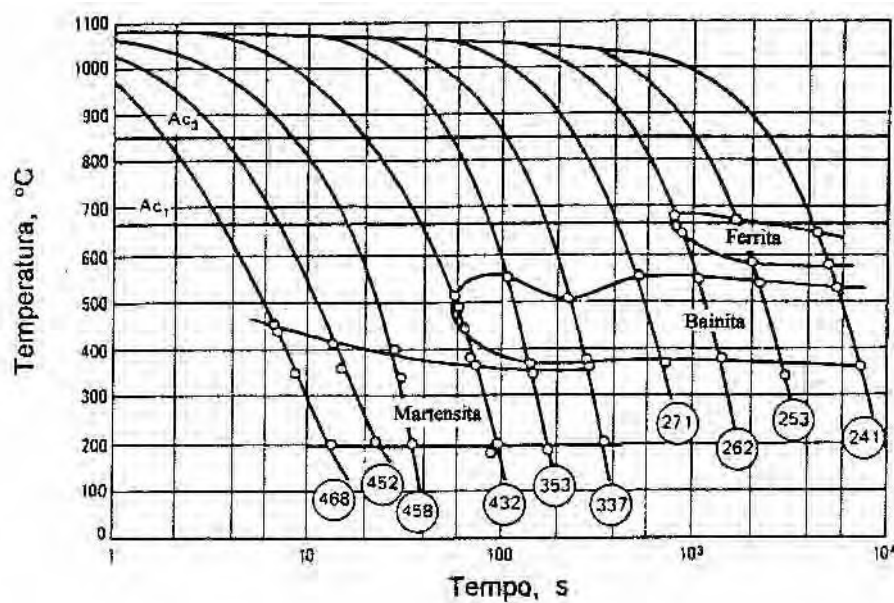


Figura 4.7 - Diagrama de transformação com resfriamento contínuo de um aço 1524 MoV, mostrando a possibilidade de obtenção de diversas combinações microestruturais em função da velocidade de resfriamento. Os números dentro dos círculos correspondem à dureza Vickers para as microestruturas correspondentes [ASM HANDBOOK, 1996].



Na figura 4.8 esta representado um diagrama de transformação contínua de um aço de baixo carbono (0,15%) contendo 0,25 % Si e 1,40% Mn [149]. Através da análise desse diagrama, pode-se concluir que dependendo das taxas de resfriamento utilizadas, pode-se obter microestruturas compostas de ferrita, perlita e bainita. Com o aumento da temperabilidade, provocada pelas microadições e um teor maior de manganês, seria possível também a obtenção de microestruturas constituídas de ferrita, bainita e martensita. De acordo com essa análise e com o aspecto morfológico das micrografias apresentadas nas figuras 4.5 e 4.6, pode-se afirmar que as microestruturas das amostras API X70 - 23 °C/s e ASTM A 516 - 23 °C/s, são constituídas de ferrita, bainita e martensita. Nota-se ainda a manutenção de uma granulação mais grosseira no aço ASTM A516 apresentando fração volumétrica ligeiramente maior de martensita.

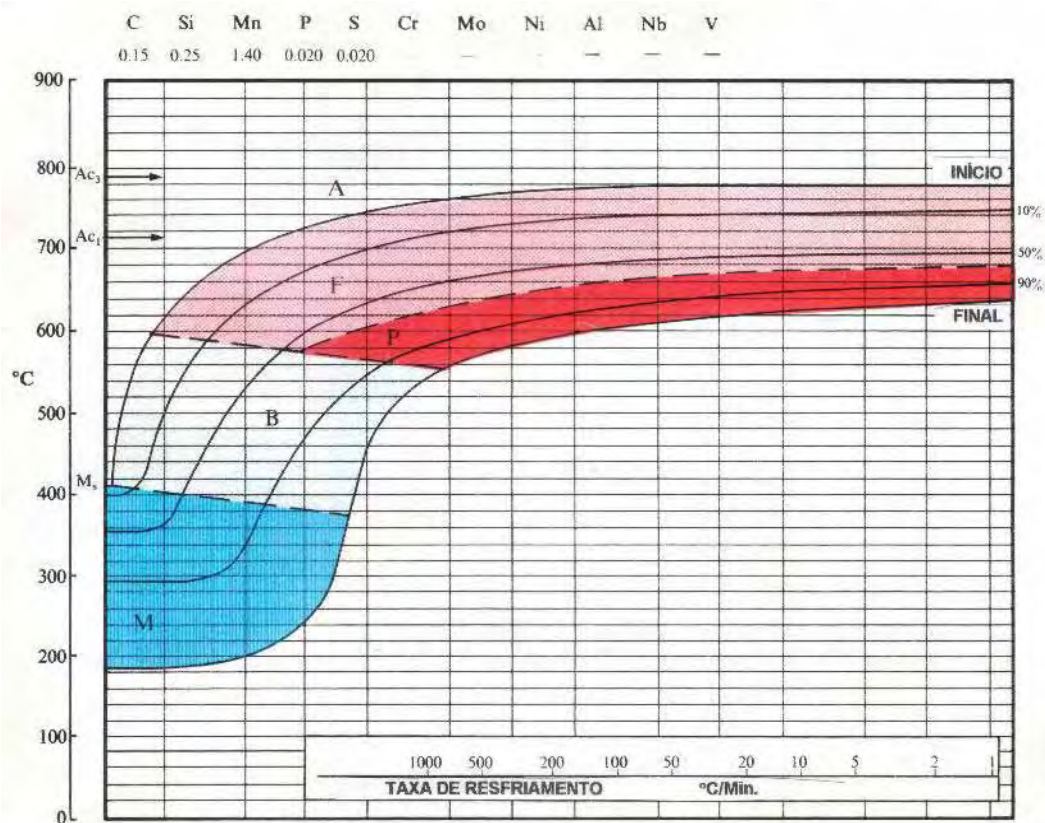


Figura 4.8 - Diagrama de resfriamento contínuo de um aço contendo 0,15 %C, 0,25 %Si e 1,40 %Mn, indicando que dependendo da taxa de resfriamento utilizada é possível a obtenção de microestruturas constituídas por ferrita (F), perlita (P), martensita (M) e bainita (B) [ATKINS, M.;1980]



A figura 4.9 apresenta a microestrutura do aço API X 70 resfriado com uma taxa de 16 °C/s. Esta rota de tratamento térmico foi utilizada para obter uma microestrutura multiconstituída com a presença de ferrita, bainita e martensita, mas com menor fração volumétrica de martensita. A micrografia da figuras 4.10 ilustra microestrutura constituídas de martensita revenida obtidas com o tratamento do aços ASTM A516. A micrografia da figura 4.11 ilustra a microestrutura obtida para o aço 4130 submetido a austenitização por 40 minutos seguido de resfriamento a 450 °C com manutenção por 40 minutos seguido de resfriamento em água.

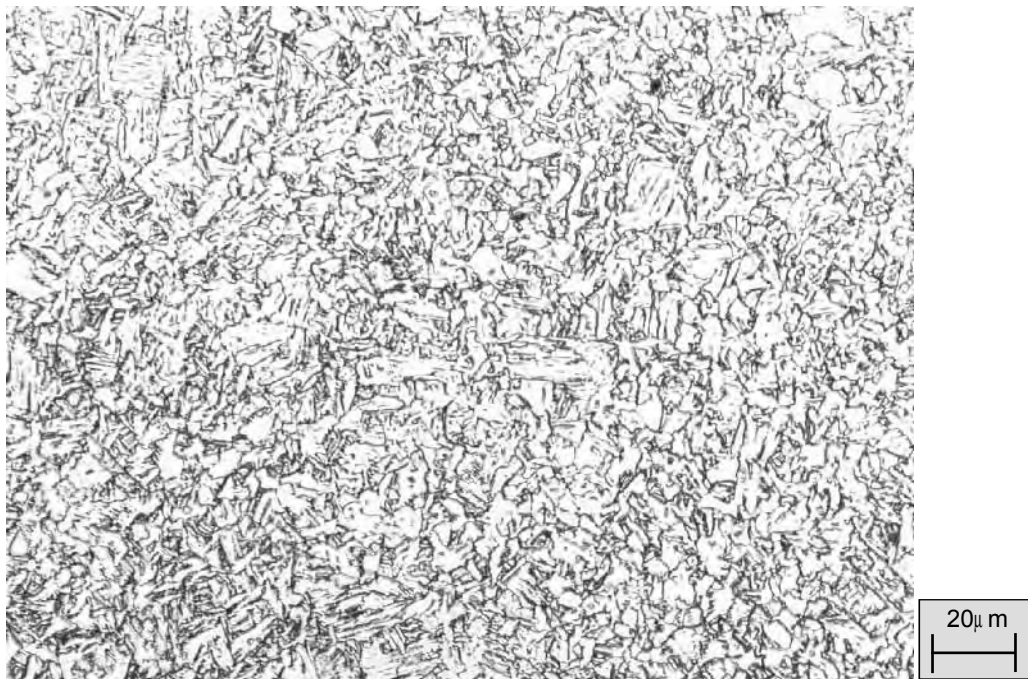


Figura 4.9 – Microestrutura do aço API X70 austenitizado a 920 °C e resfriado a 16 °C/s





Figura 4.10 – Microestrutura do aço ASTM A 516 austenitizado a 870 °C por 40 minutos resfriado a 50 °C/s seguido de revenido a 350 °C por 60 minutos

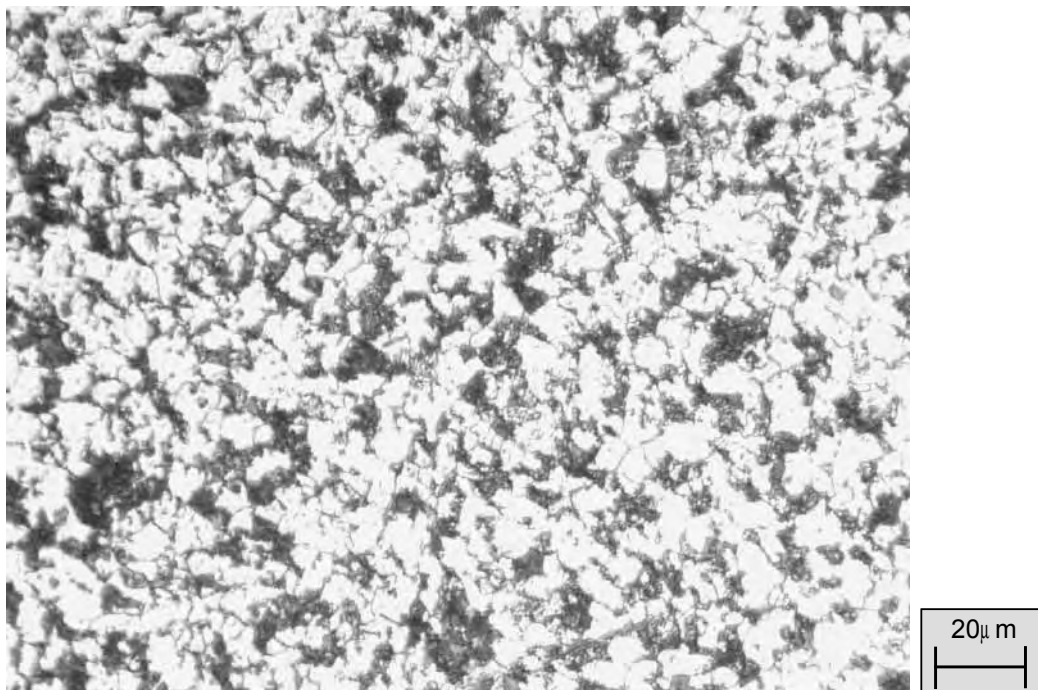


Figura 4.11 – Microestrutura do aço SAE 4130 austenitizado a 850 °C por 40 minutos resfriado a 450 °C e mantido por 30 minutos seguido de resfriamento em água.



4.2 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os resultados dos ensaios de tração do material no estado como fornecido apresentados na tabela 4.2 permitem observar, inicialmente, que os valores de resistência mecânica estão próximos aos valores especificados pelas normas API e ASTM e SAE ($\sigma_e \geq 482$ MPa, $\sigma_t \geq 565$ MPa para a classificação X70 da norma API 5L; $\sigma_e \geq 260$ MPa e σ_t entre 485 a 620MPa para a classificação A516 grau 70 da norma ASTM e $\sigma_e \geq 417$ MPa e $\sigma_t \geq 655$ MPa para a classificação 4130 da norma SAE). Verificou-se que o aço os resultados para o aço API no sentido longitudinal foi ligeiramente inferior aos valores mínimos estabelecidos pela norma, no entanto, os resultados do mesmo aço na direção transversal atendeu os requisitos mínimos de resistência exigidos. Esta desconformidade não compromete a aplicação do material para a fabricação de tubulações uma vez que, a exemplo dos resultados obtidos por Hippert e Ruggieri [2003], a utilização de corpos de prova reduzidos provoca uma ligeira redução nos valores de resistência mecânica. Ensaio realizado anteriormente no Departamento de Materiais e Tecnologia quando utilizou-se maiores diâmetros mostraram que o material atendeu as especificações.

Tabela 4.2 – Resultados dos ensaios de tração para o aço API 5L X70, ASTM A516, e SAE 4130 no estado conforme fornecidos.

Material	σ_e (MPa)	σ_t (MPa)	Along. (%)	Módulo de Elasticidade (E) (GPa)	Razão de escoamento (σ_e/σ_t)
API 5L X70 Long.	464,86 ± 1,5	552,23 ± 8,23	25,96	207,32	0,84
API 5L X70 Transv.	495,21 ± 3,54	575,82 ± 2,04	26,19	210,15	0,86
ASTM A516 Long.	333,83 ± 25,38	513,78 ± 4,12	28,74	211,51	0,65
ASTM A516 Transv.	353,01 ± 2,04	534,62 ± 5,40	27,06	214,75	0,66
4130 Long	508,05 ± 15,13	666,27 ± 12,9	22,0	191,96	0,76
4130 transv	537,18 ± 11,94	670,97 ± 14,7	21,6	215,37	0,80



O aço API 5L X70 apresentou valores de resistência mecânica superiores ao aço ASTM A516 apesar do aço ASTM A516 apresentar em sua composição química teores de carbono e níquel mais elevados. Este comportamento pode ser atribuído à forma de processamento dos aços. O aço API 5L X70 foi obtido por um processo de laminação controlada que possibilita a obtenção de um material com granulação mais refinada.

De acordo com as verificações realizadas por Jacobs [1996], os mecanismos de deformação e aumento de resistência são baseados no movimento de discordâncias, portanto qualquer fator que se constitua em um obstáculo ao seu descolamento deve dificultar a deformação e, conseqüentemente, aumentar a resistência do material. Entre os materiais ASTM A 516 e API X70 há uma diferença de propriedades mecânicas mais visível quando se observa os valores da tensão de escoamento. Porém, é importante verificar que esta diferença não é tão acentuada quando se compara a tensão máxima de resistência à tração. Os valores da razão de escoamento (σ_e/σ_t) apresentaram valores relativamente baixos para o aço ASTM A516, que favorece a aplicação deste material em processos que envolvem deformação a frio, onde se requer baixos limites de escoamento, alta resistência mecânica e boa ductilidade.

Os resultados de tração obtidos para o aço 4130 foram superiores aos outros dois aços pesquisados. Este resultado já era esperado em função dos teores mais elevados de carbono e de elementos de liga presentes no aço 4130. A figura 4.12 ilustra um exemplo do diagrama tensão deformação para o aço 4130 no sentido longitudinal.



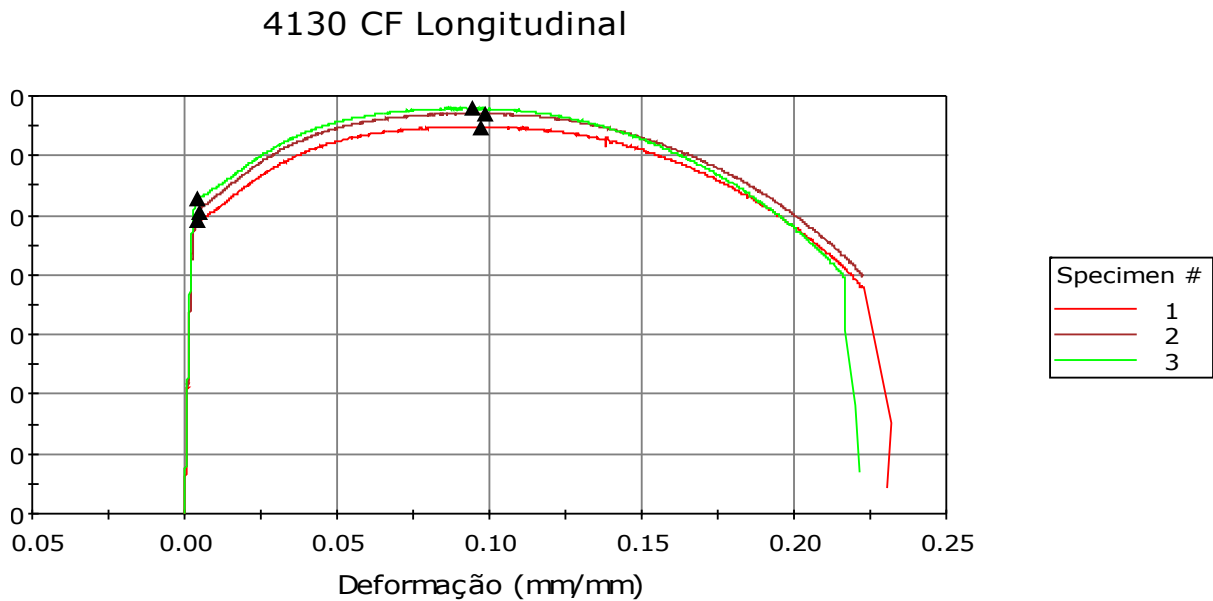


Figura 4.12 Diagrama tensão deformação obtidas para o aço 4130 no estado como fornecido.

Na tabela 4.3 estão apresentados os resultados do ensaio de tração dos materiais após os tratamentos térmicos. Pode-se verificar inicialmente que não houve diferença significativa dos comportamentos mecânicos entre os materiais API 5L X70 e ASTM A516 quando resfriado a 23 °C/s. No entanto verificou-se aumento expressivo de resistência mecânica para a condição A516 R350. Para o aço 4130 foi obtido um aumento considerável no limite de resistência a tração quando comparado com o mesmo aço no estado como fornecido ($\sigma_t = 666,7$ MPa para o aço no estado como fornecido e $\sigma_t = 788,5$ MPa para a condição A450). Pode-se verificar ainda que o tratamento de austêmpera aplicado a esta condição proporcionou boa correlação entre resistência mecânica e ductilidade.



Tabela 4.3 – Resultados dos ensaios de tração para o aço API 5L X70, ASTM A516, e SAE 4130 após os tratamentos térmicos.

Material	$\sigma_{e,0,2}$ (MPa)	σ_t (MPa)	Along.(%)	E (GPa)	(σ_e/σ_t)
API 5L X70 23	510,58 ±13,44	700,59 ±18,6	19,6	114,47	0,73
API 5L X70 16	496,34 ± 30,66	693,19 ± 27	24,19	117,21	0,72
ASTM A516 23	535,38 ± 20,79	746,39 ± 48,8	17,03	119,80	0,72
ASTM A516 R350	948,39 ± 45,5	1023 ± 31,0	13,5	205,5	0,92
4130 A 450	514,71 ± 2,96	788,5 ±13,14	20,72	206,97	0,65

Com relação à tensão de escoamento, não é conveniente procurar estabelecer comparações entre os resultados dos materiais tratados e dos materiais no estado como fornecido uma vez que ao contrário do material como fornecido, após o tratamento térmico, as curvas tensão-deformação foram contínuas e não apresentaram patamar de escoamento definido. Para os materiais tratados termicamente a tensão de escoamento foi determinada considerando 0,2% de deformação plástica.

Para as amostras tratadas verificou-se valores relativamente baixos da razão de escoamento, indicando alto potencial de endurecimento na região de deformação plástica.

4.3 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE IMPACTO DO TIPO CHARPY

Os ensaios de impacto foram conduzidos com o objetivo de determinar as curvas de transição para as diversas condições metalúrgicas pesquisadas. Com estes resultados será possível selecionar as temperaturas para a realização dos ensaios de tenacidade a fratura na região de transição.

Como já citado anteriormente, o ensaio de impacto pode ser utilizado como um ensaio para a previsão de comportamento de materiais na região de transição. No entanto, um melhor entendimento da variação da tenacidade na região dúctil-frágil



deve ser atingida com ensaios relacionados à mecânica da fratura com grande conjunto de dados experimentais. De modo geral, quando se pretende o desenvolvimento de novos materiais e ligas visa-se inicialmente o aumento de resistência mecânica que é conseguido de forma relativamente simples, através de alterações de processamento, aumento das velocidades de resfriamento após a laminação ou pela utilização de tratamentos térmicos. Porém, a alta resistência mecânica deve estar associada a níveis adequados de tenacidade.

A figura 4.13 apresenta os resultados obtidos do ensaio de impacto em corpos de prova entalhados para os aços API X70 e ASTM A516. A análise desse gráfico permite verificar que o aço API 5L X70 apresentou, tanto na região de patamar superior quanto na região de fragilização valores maiores de energia absorvida. Curiosamente o aço API 5L X70 apresentou, também, valores de resistência mecânica mais elevados que o aço ASTM A516, mesmo apresentando em sua composição teores reduzidos de elementos de liga. Este efeito normalmente é conseguido com a redução da quantidade de impurezas e um processamento mais rigoroso que possibilite a obtenção de materiais com melhor controle microestrutural. Os tratamentos termomecânicos de produtos planos têm possibilitado a produção de materiais com microestruturas mais refinadas, menores teores de carbono e poucas adições de elementos de liga [KLAUS, H.; FRIEDRICH, H.; 1993]. Desta forma, a melhor performance do aço API 5L X70 pode ser atribuída ao seu processamento, cujo reduzido tamanho de grão, teve importância fundamental no aumento simultâneo de resistência mecânica e energia absorvida no ensaio de impacto quando comparado com o aço ASTM A 516.



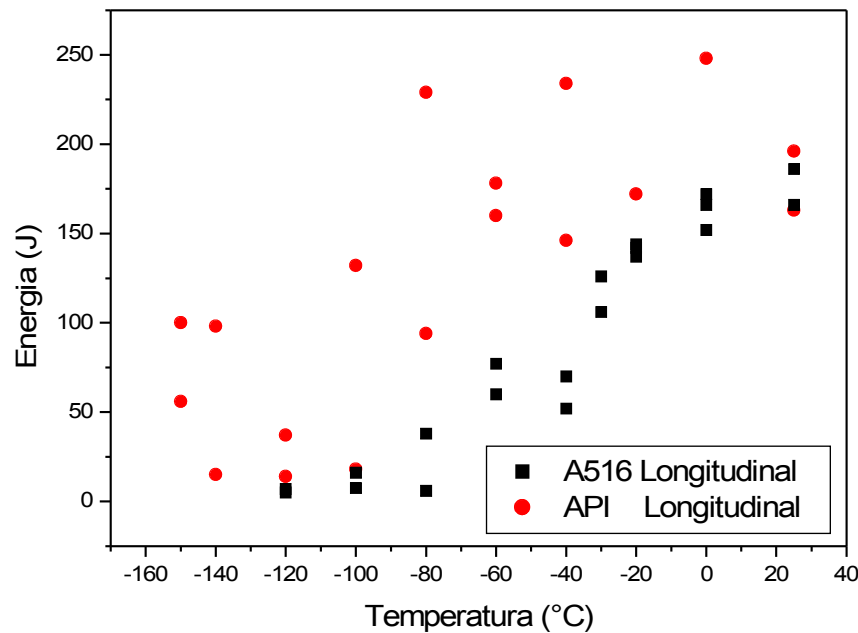


Figura 4.13 – Curva de energia de impacto por temperatura, aço API 5L X70 e ASTM A516 no estado como fornecido. Corpo de prova entalhado, com direção de laminação adotada L-T (Longitudinal).

Apesar da melhor performance do aço API 5L X70 nos ensaios de impacto é importante notar que este material apresentou uma dispersão acentuada de resultados quando comparada com o aço ASTM A 516. A dispersão de resultados de ensaios obtida pelo método Charpy, principalmente na temperatura de transição, tem sido reportada por diversos pesquisadores, como no caso do estudo realizado por Wallin [1984] com o A508 classe 3. Dos resultados obtidos por este trabalho para o aço API 5L X70, pode-se perceber que, ao serem considerados os valores de energia absorvida a uma temperatura de $-140\text{ }^{\circ}\text{C}$, encontra-se uma variação de 14 a 112 J, ou seja uma razão de 1:8. A exemplo dos resultados obtidos por DeAquino *et al* (1999), verificou-se que além da dispersão característica do ensaio, houve algum fator não previsto que influenciou no aumento da energia de impacto para temperaturas da região de transição.



O processamento por laminação controlada pelo qual o aço API 5L X70 foi submetido introduz no material uma característica peculiar em relação aos aços ferríticos usuais. Aços microligados obtidos por esta técnica apresentam, durante o processo de fratura, cavidades que ocorrem perpendiculares à direção de laminação da chapa original e se formam paralelas à direção de tensão aplicada. Estas cavidades são chamadas delaminações (splits), e acredita-se que sua ocorrência durante o processo de fratura e rasgamento dúctil seja consequência de tensões perpendiculares à direção de propagação da fratura, as quais geram restrição plástica no material a frente da trinca durante o carregamento. A tensão perpendicular à tensão principal, atua durante o processo de dano favorecendo a clivagem ou a decoesão de interfaces fracas na matriz metálica [HIPPERT, E. 2004]

A análise das superfícies de fratura evidenciou que a dispersão acentuada na energia absorvida para o aço API 5L X70 esteve associada à presença de delaminações na superfície de fratura dos corpos-de-prova ensaiadas por impacto. A figura 4.14 ilustra a superfície de fratura de duas amostras ensaiadas a $-140\text{ }^{\circ}\text{C}$. A situação onde ocorreu o fenômeno das separações das partes ou delaminação, apresentou aumento acentuado no valor da energia absorvida.

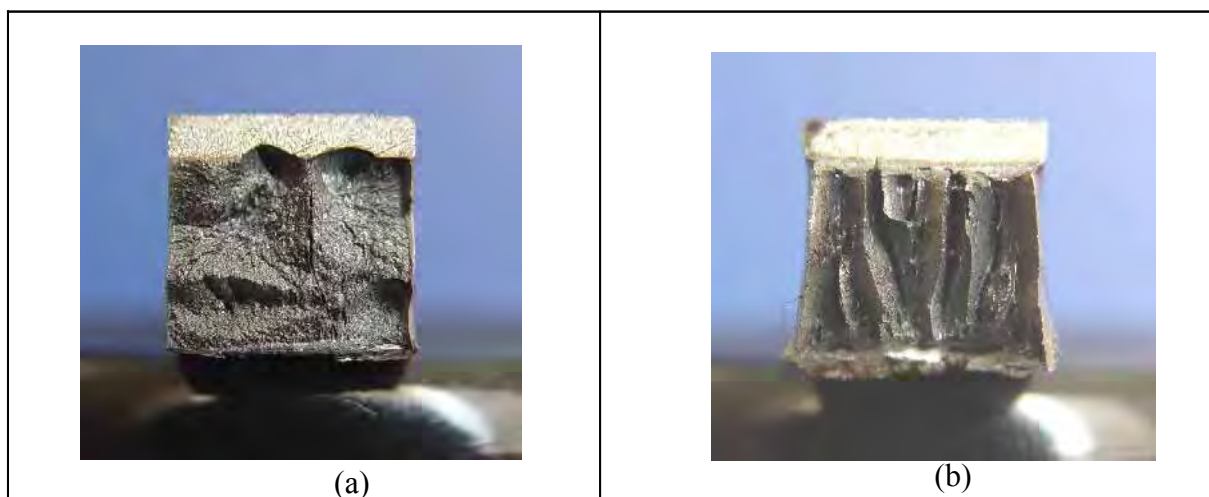


Figura 4.14 – (a) Superfície de fratura do aço API, direção transversal, -140°C , 14J.(b) Superfície de fratura do aço API, direção transversal, -140°C , 112J.



Nos estudos conduzidos por Hippert e Ruggieri [2003] também foi verificado o fenômeno das separações em um aço API X70 em corpos de prova de mecânica da fratura como apresentado na figura 4.15 confirmando os resultados obtidos por este trabalho. Os autores, baseados nas verificações de Kühne et al [1982], atribuíram que a ocorrência de delaminações em aços API X70 está associada à clivagem em planos cristalográficos $\{100\}$ e $\{200\}$ alinhados paralelamente à direção da chapa. Acredita-se também que o surgimento de tensões perpendiculares ao plano da fratura durante o carregamento do material.

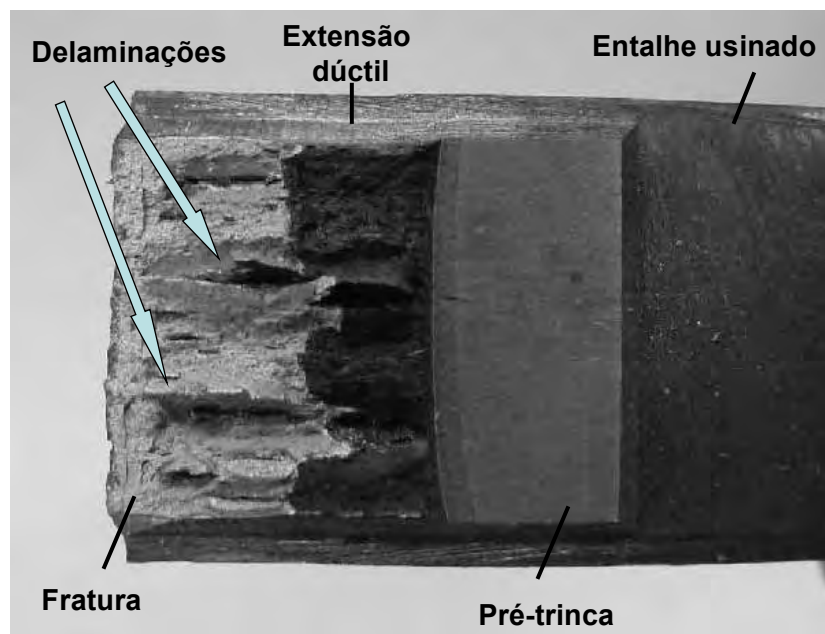


Figura 4.15 – Delaminações observadas nas superfícies de fratura de corpos de prova C(T) e L(T). Observam-se cavidades em tamanhos variados, ocorrendo paralelamente ao longo do plano de propagação da trinca [HIPPERT, E. Jr; RUGGIERI, C, 2003].

Segundo Shanmugam e Pathak [1996] o mecanismo de delaminação pode ser atribuído a trincas que se iniciam em inclusões alongadas de MnS. Estas inclusões



favoreceriam a ocorrência de uma falha intergranular que ocorre ao longo de grãos austeníticos prévios devido a segregação de átomos de impurezas. Microestruturas bandeadas também podem ser responsáveis pelo fenômeno das separações, cujo mecanismo está ilustrado na figura 4.16. De acordo com o mecanismo apresentado ocorre, durante o processo de fratura, uma separação das interfaces entre a ferrita e a perlita favorecida pela segregação de impurezas nos contornos. De forma geral a delaminação apresenta uma tendência de ocorrer com maior frequência quando a sollicitação da amostra é realizada na condição TL, ou seja, quando a trinca se propaga a 90° em relação a direção transversal da placa, como verificado na superfície de fratura ilustrada pela figura 4.14(b) deste trabalho, no entanto delaminações podem ocorrer de forma intermitente também na direção LT.

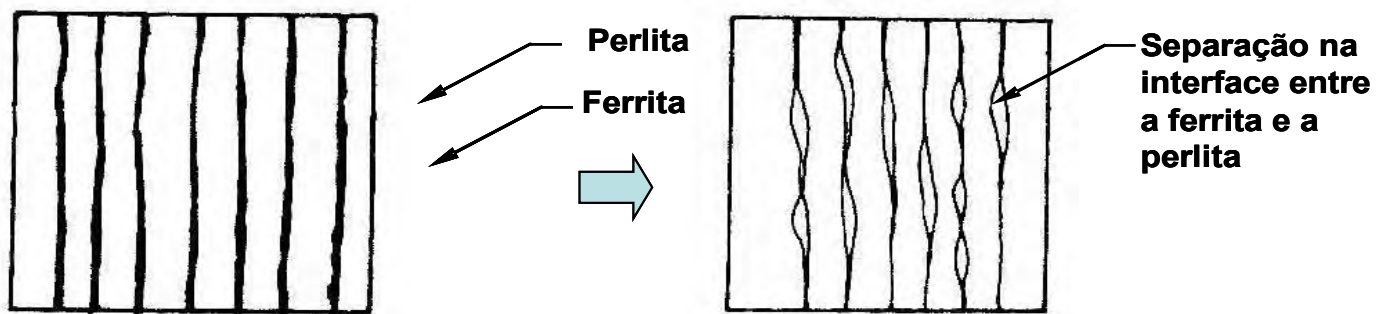


Figura 4.16 Micromecanismo de delaminação proposto por Shanmugan e Pathak [1996] em microestruturas ferríticas perlíticas bandeadas.

Estudos conduzidos por Hippert, E. [2004] identificou o micromecanismo de fratura entre as superfícies delaminadas. Verificou-se que na maioria dos casos a fratura ocorre de maneira frágil com a predominância de fratura por clivagem. O sistema de delaminação resultante em cada um dos corpos de prova foi diverso: alguns espécimes apresentaram delaminações grandes e profundas enquanto outros apresentaram sistemas de delaminações múltiplas e rasas.

A figura 4.17 ilustra a superfície de fratura de um corpo de prova de impacto no qual foi introduzida uma pré-trinca por fadiga antes da realização do ensaio.



Verifica-se três regiões distintas: a região de entalhe usinado, uma região lisa e plana característica do crescimento estável da trinca por fadiga e a região fraturada. As figuras 4.18 e 4.19 apresentam uma comparação entre os resultados dos ensaios de impacto realizados com as amostras entalhadas e pré-trincadas por fadiga. Inicialmente, verifica-se que os valores obtidos para a energia absorvida foram inferiores aos obtidos para as amostras entalhadas. Este comportamento é devido a redução de área resistente do ensaio devido a introdução da pré-trinca por fadiga e também devido a maior severidade do concentrador de tensão. Pode-se verificar também por intermédio destas figuras que os resultados obtidos apresentaram menor dispersão de resultados quando utilizou-se as amostras pré-trincadas.

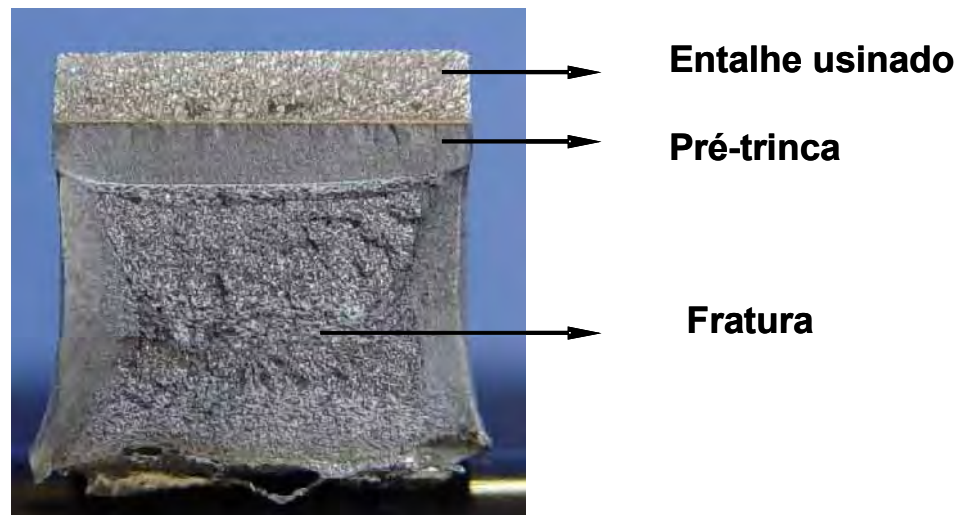


Figura 4.17 – Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto do tipo Charpy pré-trincado por fadiga e ensaiado a 0°C (Material ASTM A516 - Energia absorvida de 49 J). Verifica-se a presença de três regiões distintas: região de entalhe, pré-trinca por fadiga e fratura.

A diminuição de dispersão foi mais acentuada nos resultados apresentados na figura 4.18 onde verifica-se que para o caso do aço API 5L X70 ensaiado com corpos-de-prova convencionais, não foi possível fazer nenhum tipo de previsão de



comportamento, ao passo que com os corpos-de-prova pré-trincados foi possível determinar uma temperatura de patamar superior, a faixa de temperatura onde ocorre a transição e o patamar inferior. Pode-se afirmar ainda que a temperatura de transição ocorre abaixo dos -20°C se estendendo até -60°C . A diminuição da dispersão dos resultados pode ser atribuída a sensível redução de delaminações quando utilizou-se corpos de prova pré-trincados por fadiga. Desta forma, a utilização das amostras com pré-trincas aumentou a confiabilidade do ensaio e pode ser uma alternativa a ser utilizada em situações onde ocorre o fenômeno das separações

Os resultados comparativos entre o aço ASTM A 516 e API 5L X70 no estado como fornecido apresentados na figura 4.20 indica que o aço API apresenta um comportamento mais tenaz que o aço ASTM A516 exibindo maiores valores de energia absorvida e menor temperatura de transição.

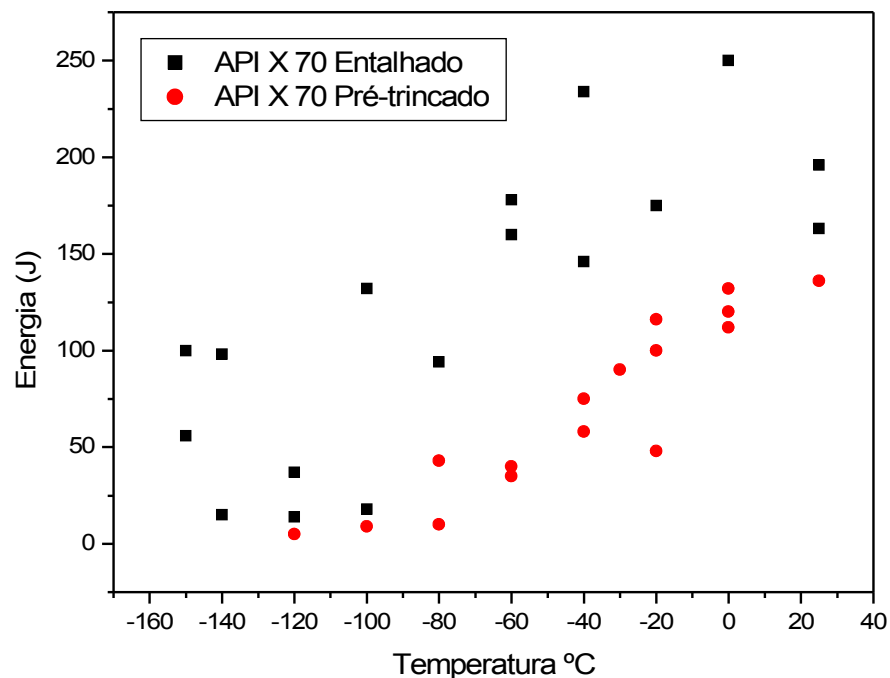


Figura 4.18 Curva de energia de impacto por temperatura, aço API 5L X70, utilizando corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga. Direção de laminação adotada L-T .



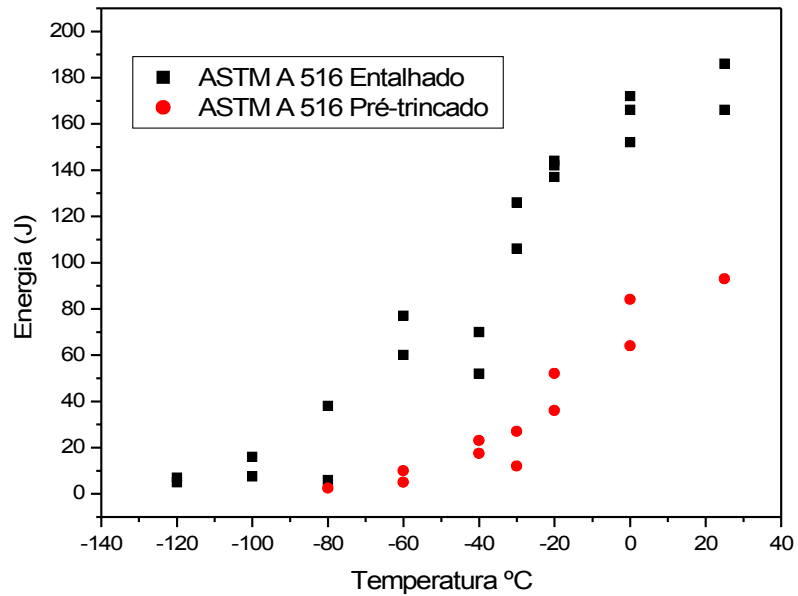


Figura 4.19 Curva de energia de impacto por temperatura, aço ASTM A 516, utilizando corpo-de prova entalhados e pré-trincados por fadiga. Direção de laminação adotada L-T .

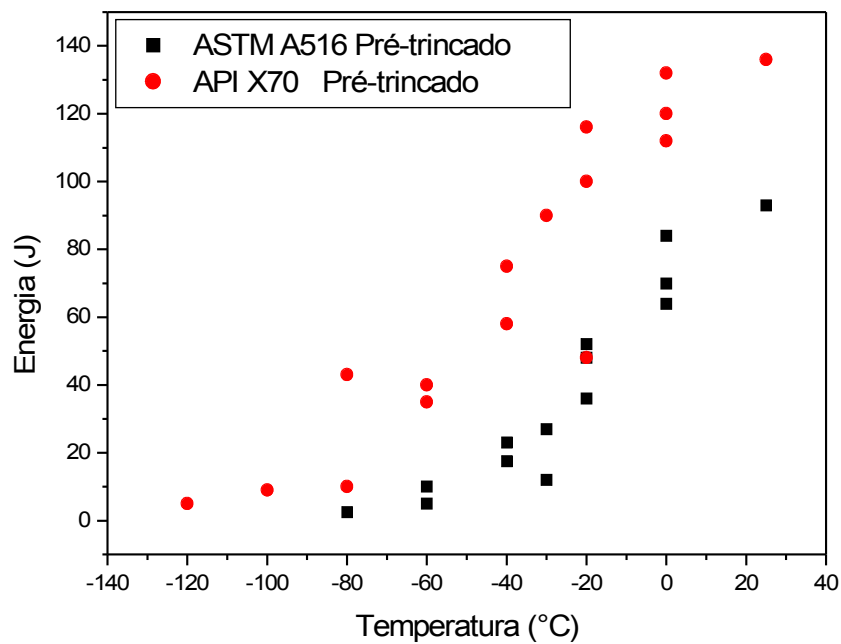


Figura 4.20 – Curva de energia por temperatura, aços API 5L X70 e ASTM A516, corpos de prova pré-trincados por fadiga.



Os resultados dos ensaios de impacto para o aço API 5L X 70 após austenitização seguido de resfriamento a 23°C/s estão apresentados na figura 4.21 onde pode ser realizada uma análise comparativa com o mesmo material no estado como fornecido. Após o tratamento térmico não foram verificadas delaminações nas superfícies fraturadas diminuindo as diferenças entre as energias absorvidas durante o ensaio quando realizados a uma mesma temperatura. Portanto pode-se verificar que a ausência de delaminações foi responsável por uma ligeira redução de dispersão de resultados para a condição tratada termicamente, embora esta redução de dispersão não tenha sido suficiente para fazer uma análise mais conclusiva, a ponto de possibilitar a realização de previsões do comportamento do material na região de transição.

De forma geral, os resultados obtidos quando foram utilizados corpos-de-prova pré-trincados por fadiga apresentados na figura 4.22 podem ser considerados mais consistentes quando comparados com os resultados obtidos para os corpos de prova entalhados. Os resultados obtidos para as amostras pré-trincadas possibilitam traçar uma curva mais definida, onde podemos distinguir o patamar inferior, a região de transição, além do início do patamar superior. Já a curva convencional, apresenta acentuada dispersão de resultados, dificultando identificação das regiões em estudo. Nos resultados apresentados com as amostras pré-trincadas pode-se verificar claramente que com o tratamento térmico houve uma elevação da temperatura de transição quando comparado com o material no estado como fornecido. Este comportamento está de acordo com o esperado, uma vez que a condição tratada termicamente apresenta resistência mecânica superior à condição como fornecida.



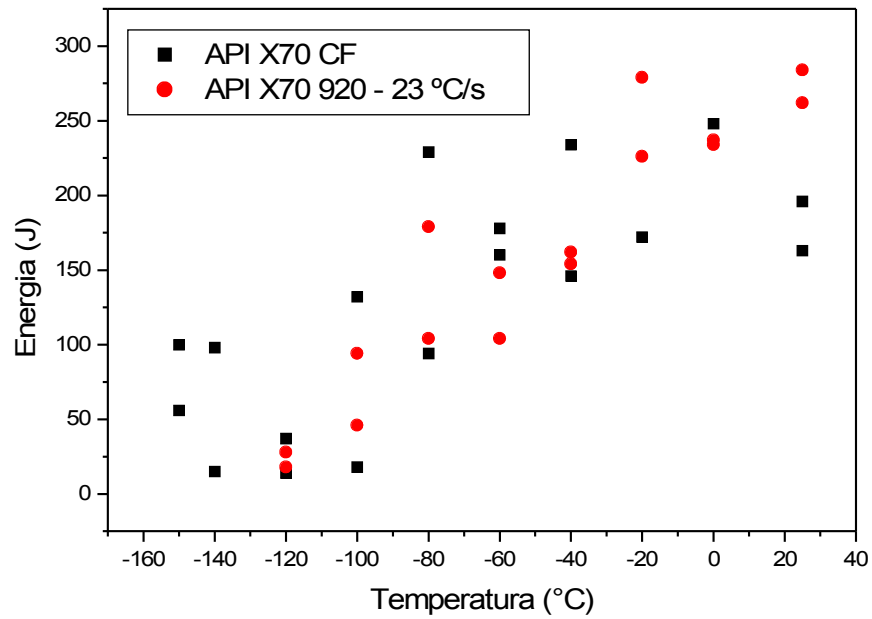


Figura 4.21 – Curva de energia de impacto por temperatura, comparando o aço API, conforme fornecido, com o temperado.

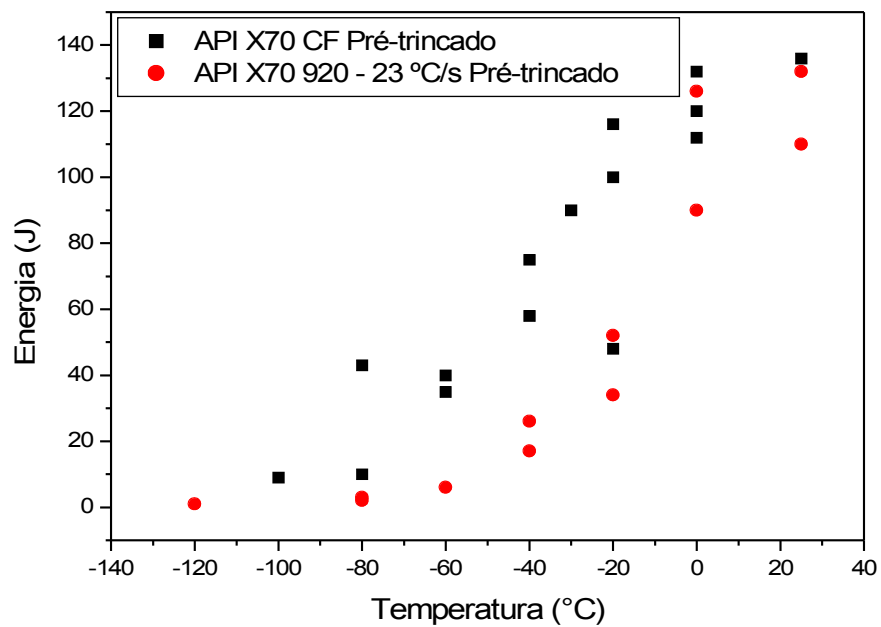


Figura 4.22 - Curva de energia de impacto por temperatura, comparando o aço API pré-trincado, conforme fornecido, com o temperado.



As figuras 4.23 a 4.26, apresentam os resultados obtidos para o aço API X70 e ASTM A516 tratados termicamente. Para os dois materiais verifica-se que em todas as amostras ensaiadas, quando pré-trincadas por fadiga, houve redução do valor da energia absorvida, devido a severidade da concentração de tensão imposta pela trinca. Verificou-se também uma aproximação dos valores que poderiam ser atribuídos para a região de patamar superior e inferior. Já a curva dos materiais com corpos de prova entalhados apresentam valores de energia superiores. Há de se destacar que ambas as curvas mostram o patamar inferior, a curva de transição, e início do patamar superior. No entanto verifica-se claramente que para as diversas situações pesquisadas a temperatura de transição assume valores mais elevados na presença de uma trinca.

Nas figuras 4.27 e 4.28 pode-se verificar os resultados dos ensaios de impacto para o aço 4130 no estado como fornecido e austemperado a 450 °C respectivamente. Para ambas condições verificou-se pouca dispersão de resultados, tanto para as amostras entalhadas e pré-trincadas por fadiga

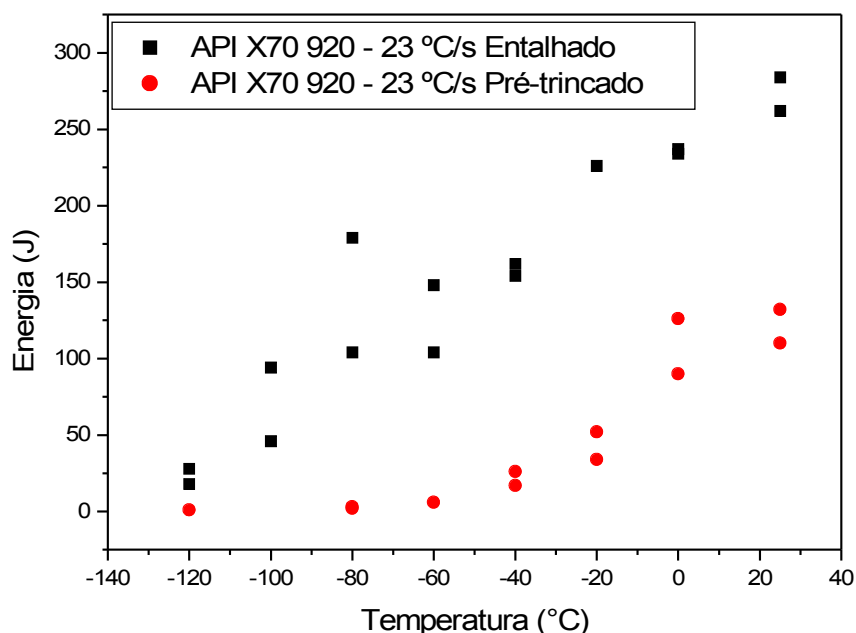


Figura 4.23 - Curva de energia de impacto por temperatura do aço API X70 na condição 920 23 °C/s com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga.



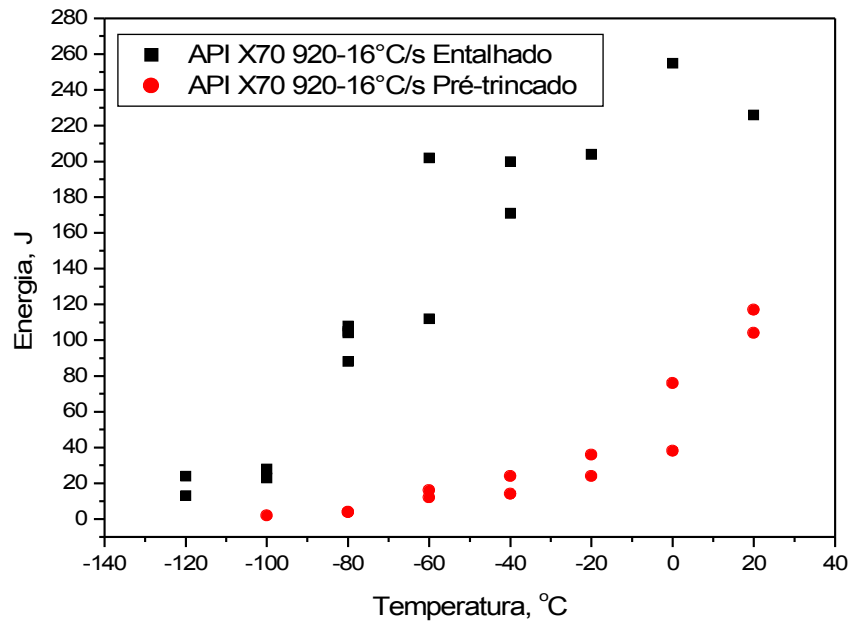


Figura 4.24 - Curva de energia de impacto por temperatura do aço API X70 na condição 920 16 °C/s com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga.

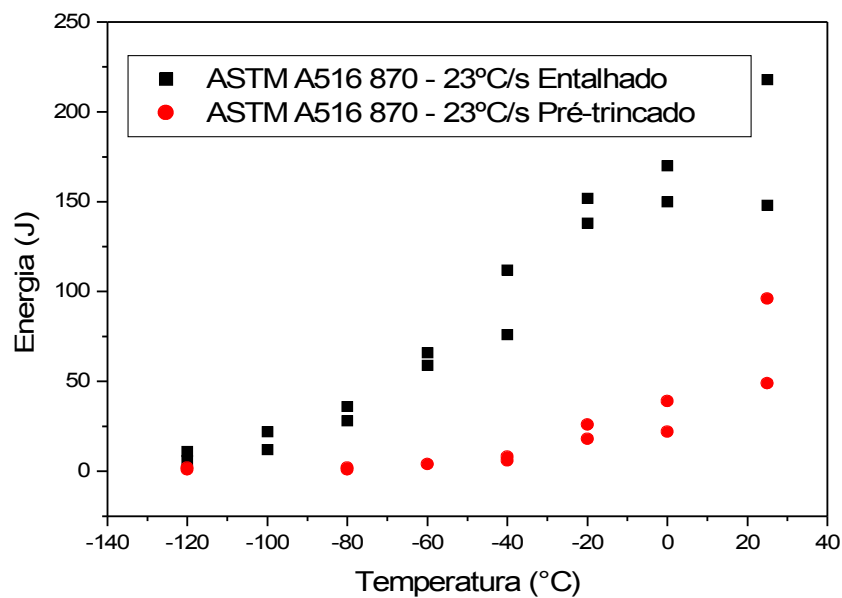


Figura 4.25 - Curva de energia de impacto por temperatura do aço ASTM A516 na condição 870 23 °C/s com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga.



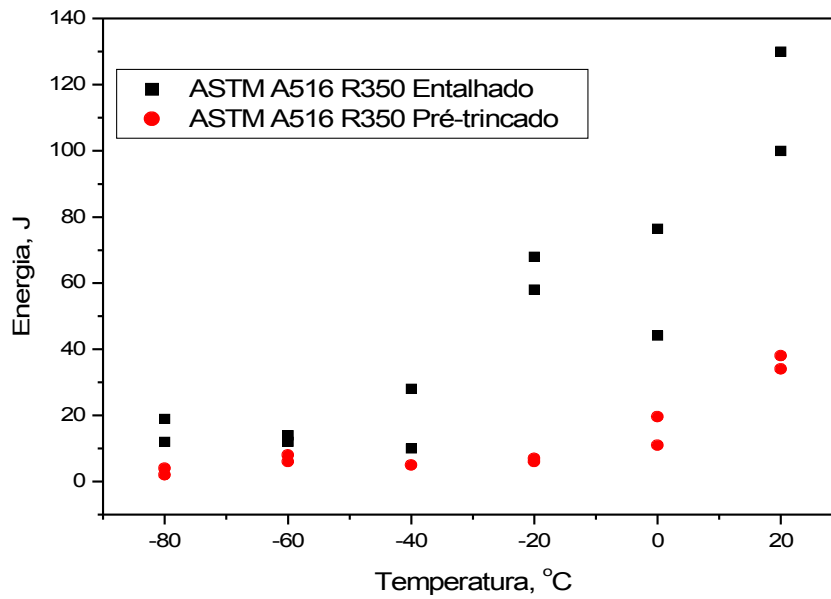


Figura 4.26 - Curva de energia de impacto por temperatura do aço ASTM A516 na condição R350 com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga.

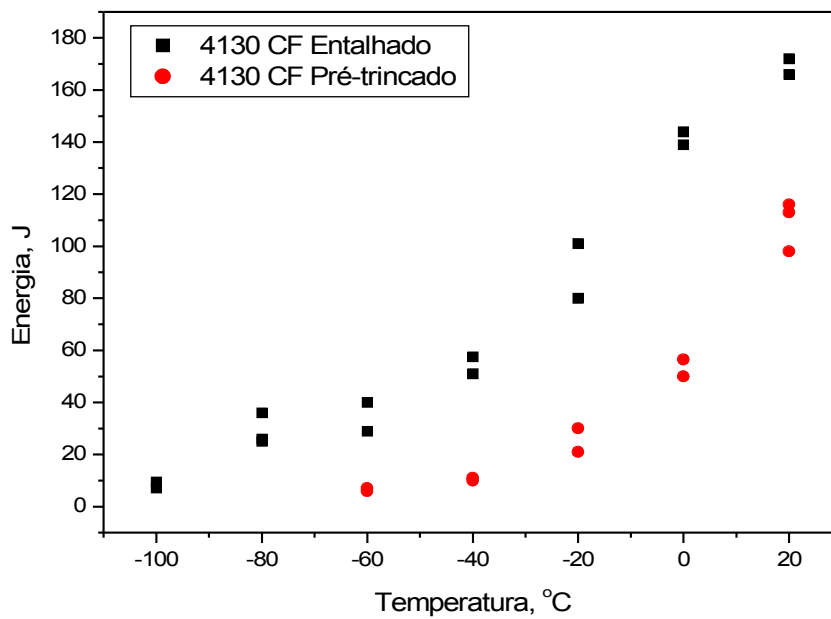


Figura 4.27 - Curva de energia de impacto por temperatura do aço 4130 no estado como fornecido com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga.



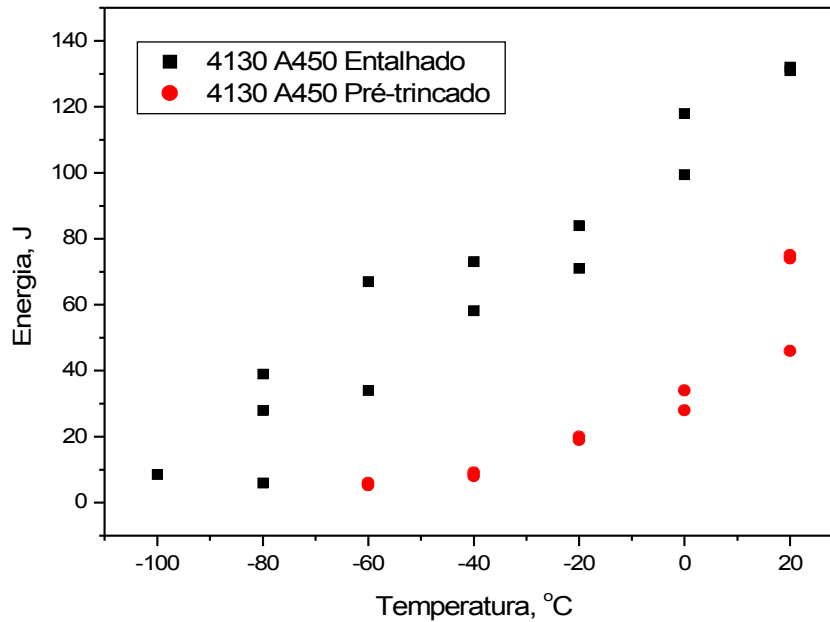


Figura 4.28 - Curva de energia de impacto por temperatura do aço 4130 na condição austenitizada a 450 °C com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga.

De forma geral os resultados dos ensaios de impacto apresentaram alguns indicativos do comportamento mecânico dos materiais nas diversas condições metalúrgicas pesquisadas por este trabalho. Sabe-se porém, que o ensaio do tipo Charpy não apresenta sensibilidade suficiente para detectar pequenas variações microestruturais. No entanto, a determinação das curvas de transição pelo método Charpy apresenta importância fundamental para a estimativa das temperaturas de ensaio para a determinação da curva mestra. Considerando a menor dispersão dos ensaios realizados em corpos de prova pré-trincados, espera-se que a estimativa das temperaturas de teste baseadas, neste tipo de amostras, sejam mais precisas para a aplicação da metodologia proposta pela ASTM E 1921-97.



4.4 – RECONSTRUÇÃO CONFOCAL

As figuras 4.29 a 4.33 representam as reconstruções confocais de algumas superfícies de fratura em determinadas condições de temperatura, obtidas por ampliação de 100X com objetivas planacromáticas. A análise do comportamento topográfico das superfícies de fratura foi realizada através de uma seqüência de imagens parcialmente em foco. Esse método consiste na extensão da profundidade de foco ou reconstrução por extensão onde a topografia da amostra pode ser reconstruída. Parâmetros como a rugosidade linear, apresentados na tabela 4.4, foram determinados através do software *NIH Image J*.

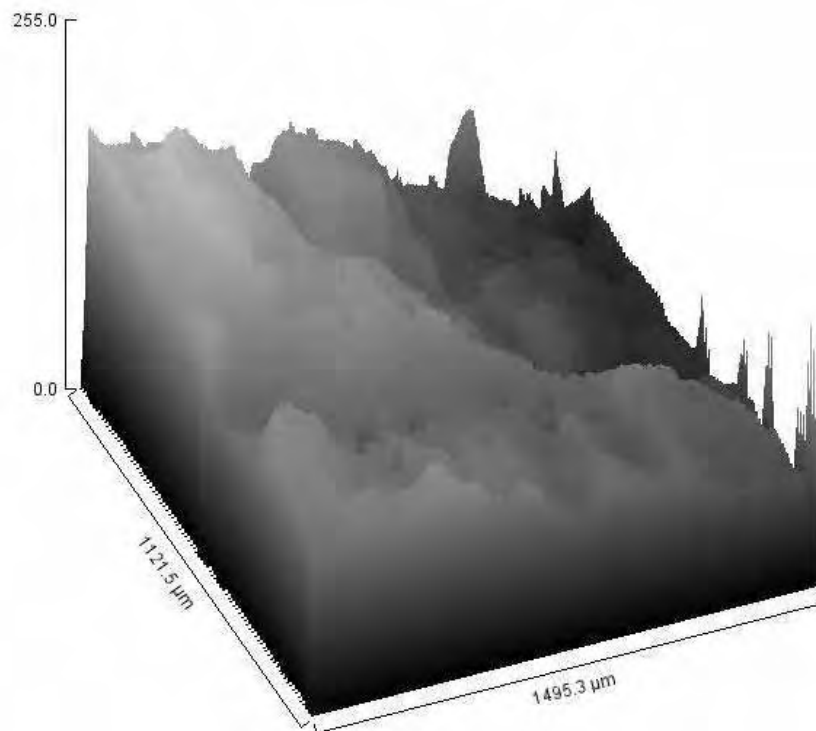


Figura 4.29 – Reconstrução confocal tridimensional da fratura em corpo de prova Charpy, aço API 5L X70 pré-trincado tratado, a -20°C .



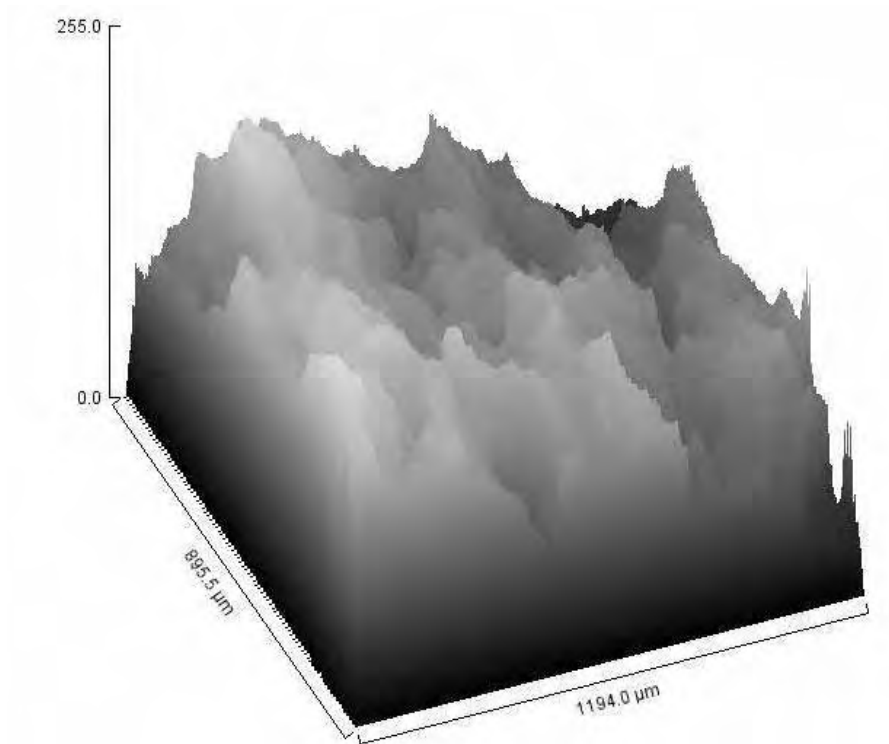


Figura 4.30 –Reconstrução confocal tridimensional da fratura em corpo de prova Charpy, aço API 5L X70 pré-trincado tratado, a -60°C .

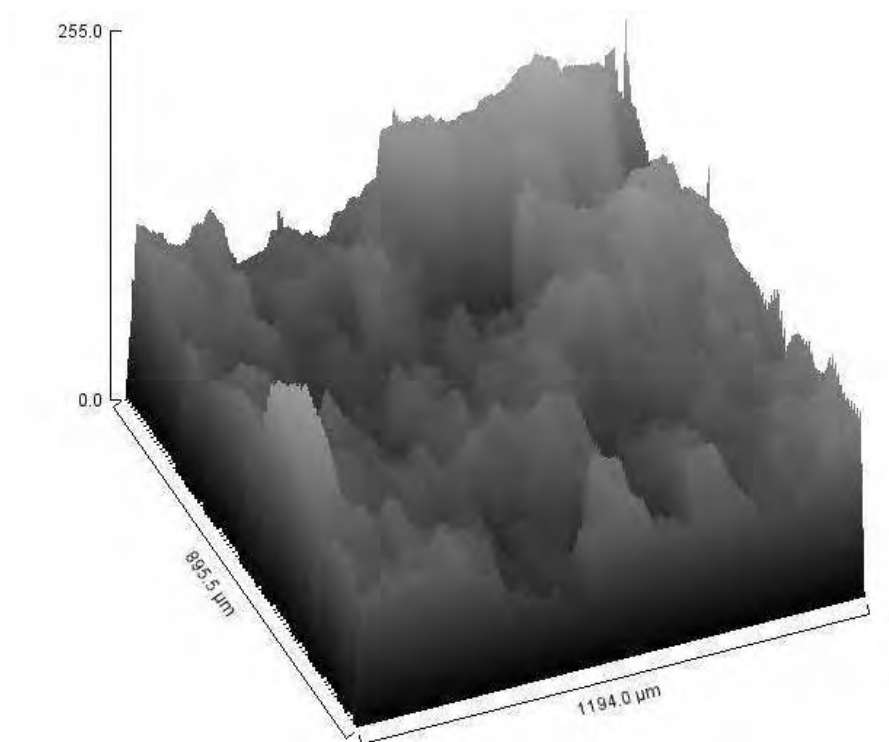


Figura 4.31 –Reconstrução confocal tridimensional da fratura em corpo de prova Charpy, aço ASTM A516 pré-trincado tratado, a 0°C .



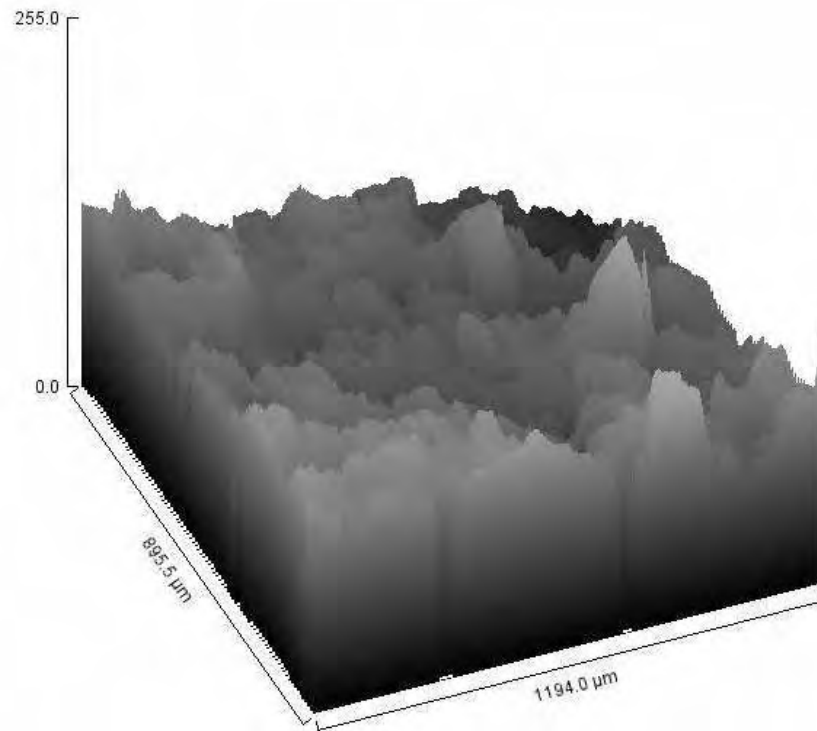


Figura 4.32 –Reconstrução confocal tridimensional da fratura em corpo de prova Charpy, aço ASTM A516 pré-trincado tratado, a 25° C.

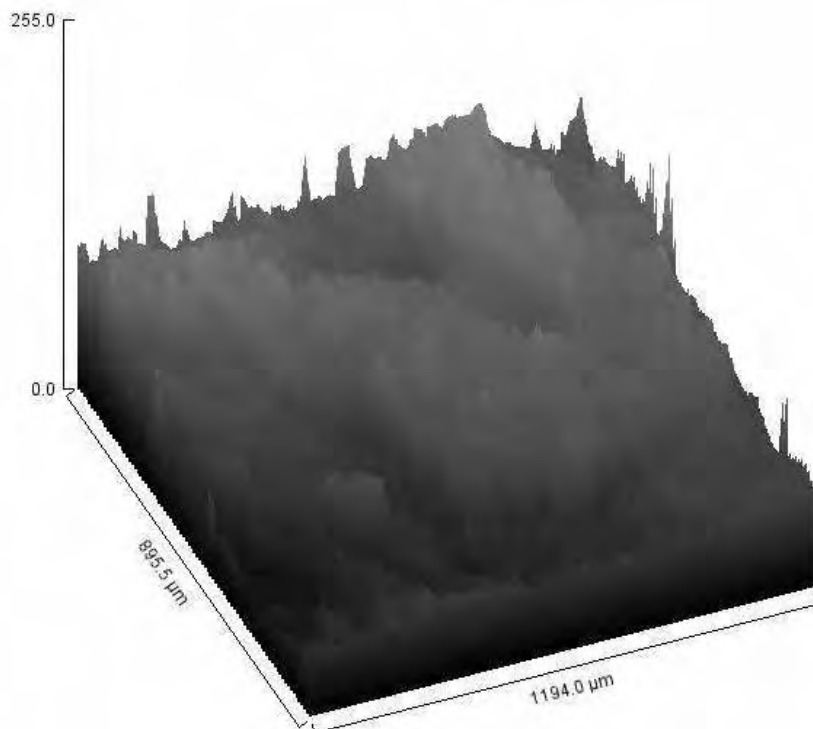


Figura 4.33 –Reconstrução confocal tridimensional da fratura em corpo de prova Charpy, aço ASTM A516 pré-trincado tratado, a -80° C.



Para o aço API 5L X70, foi observado que a rugosidade linear decresce com o aumento da energia de impacto. Outros estudos com características semelhantes, feitos por Campos (2000), em aço API X80, demonstram justamente o contrário, sendo que a rugosidade linear cresce com o aumento da energia de impacto. Esta característica dos estudos de Campos pode ser observada no aço ASTM A516, onde verificou-se uma queda de rugosidade em função da diminuição da energia de impacto. Desta forma, para os resultados obtidos por este trabalho, não pode ser estabelecida, como se esperava inicialmente, qualquer correlação entre a rugosidade superficial obtida pelo método da reconstrução confocal com a tenacidade medida pela energia absorvida pelo ensaio de impacto. Esta correlação pode ter sido prejudicada em função do tamanho da região que é analisada, podendo não ser representativa da rugosidade que se obteria observando-se do ponto de vista macroscópico.

Tabela 4.4 – Valores de rugosidade medidos na superfície de fratura, para diferentes temperaturas.

Material	Temperatura do ensaio (°C)	Condição	Energia Absorvida (J)	Ra (µm)	Rt (µm)
API 5L X70	-20	tratado	34	192,14	255
API 5L X70	-60	tratado	6	229,62	255
ASTM A516	25	tratado	96	185,03	255
ASTM A516	0	tratado	22	174,04	255
ASTM A516	-80	tratado	2	157,32	255

4.5 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA

As figuras 4.36 a 4.43 mostram as superfícies de fratura de alguns corpos de prova selecionados entre as condições pesquisadas. Através da análise da superfície de fratura pode-se verificar que o aço API 5LX70 foi suscetível ao fenômeno das separações (figuras 4.36a, 4.36c e 4.36d). Pode-se verificar também que a ocorrência deste fenômeno está associada a elevados valores de energia absorvida no ensaio de



impacto, provocando acentuada dispersão de resultados. Pode-se verificar também que a separação das partes foi reduzida quando utilizou-se corpos de prova pré-trincados por fadiga (figura 4.37), sendo que a ocorrência das separações foi eliminada com a aplicação do tratamento térmico (figura 4.41). Nas superfícies de fratura do aço ASTM A516 não foram detectadas nenhum tipo de delaminação.

De forma geral a superfície de fratura apresentou um comportamento característico com superfície rugosa na região de alta energia de impacto e uma superfície mais lisa e brilhante para as amostras ensaiadas a baixas temperaturas e com baixa energia de impacto.



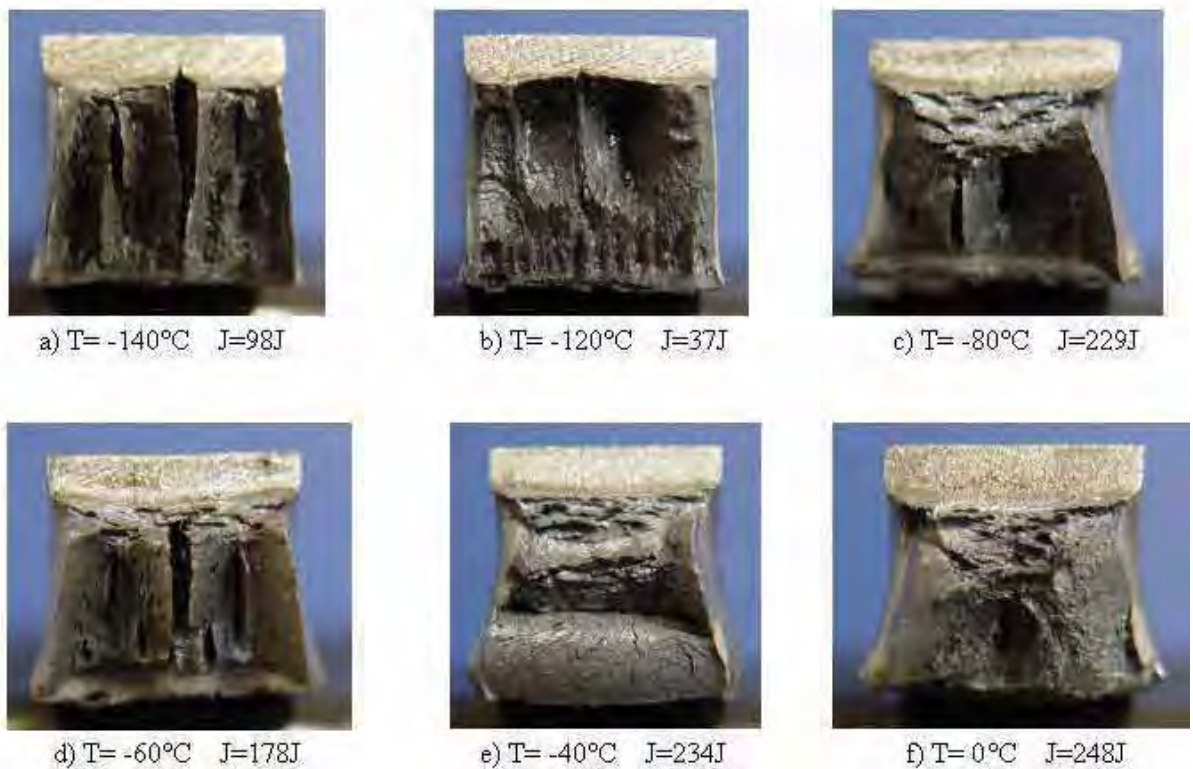


Figura 4.34 - Fractografia da superfície de fratura do aço API- CF, corpo-de-prova entalhado.

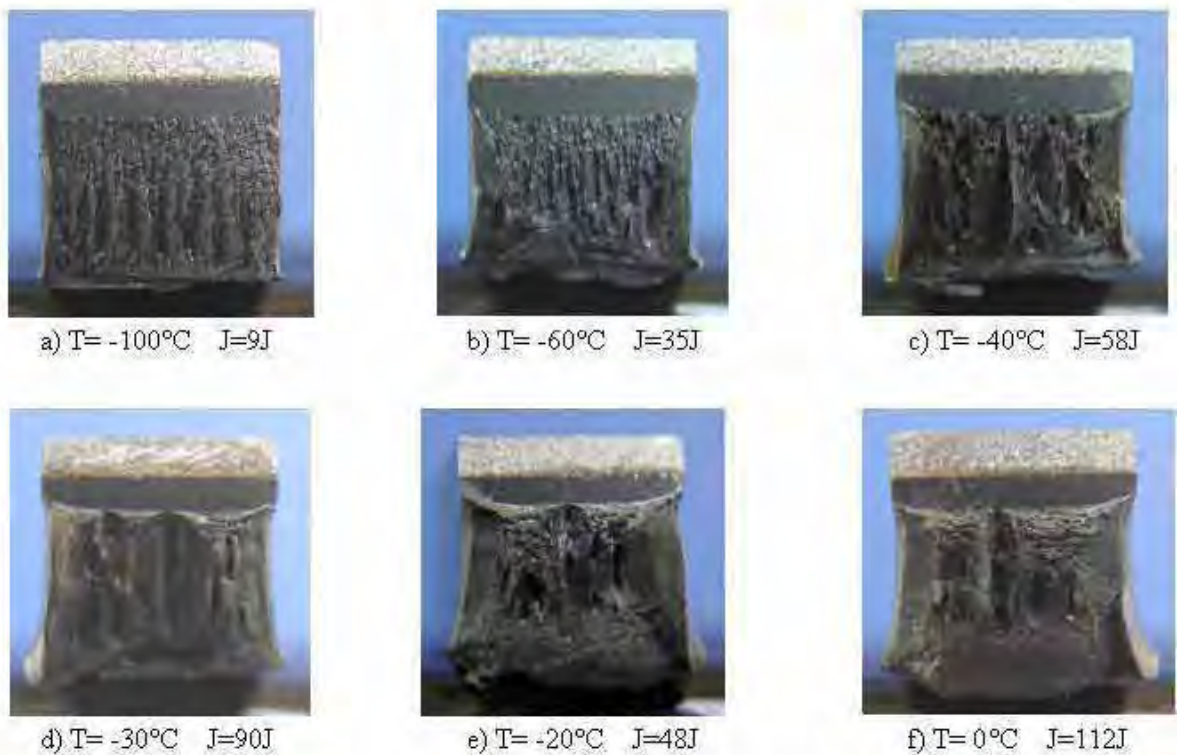


Figura 4.35 - Fractografia da superfície de fratura do aço API - CF, corpo-de-prova pré-trincado.

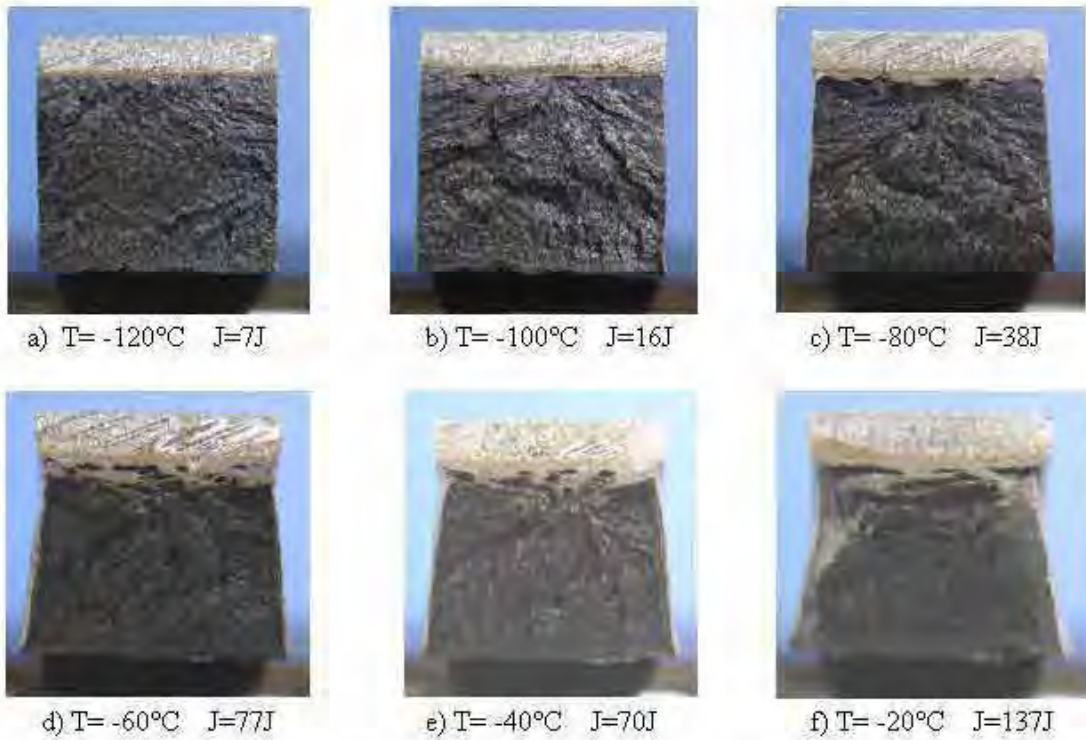


Figura 4.36 - Fractografia da superfície de fratura do aço A516 - CF, corpo-de-prova entalhado.

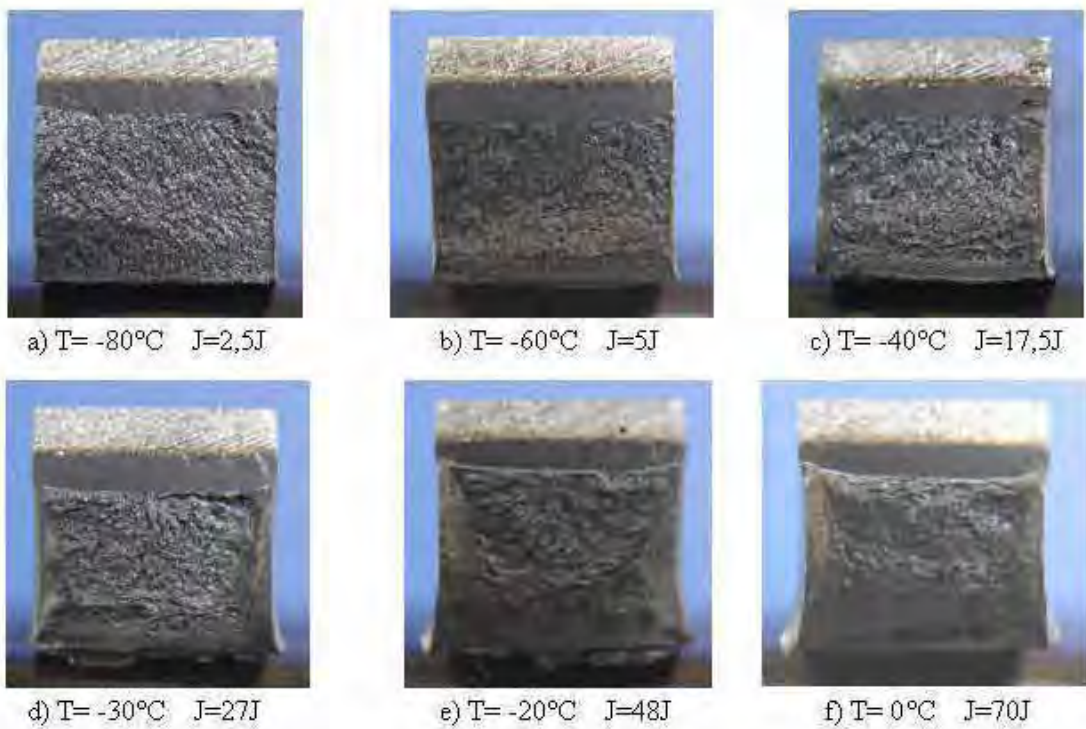


Figura 4.37 - Fractografia da superfície de fratura do aço A516 - CF, corpo-de-prova pré-trincado.

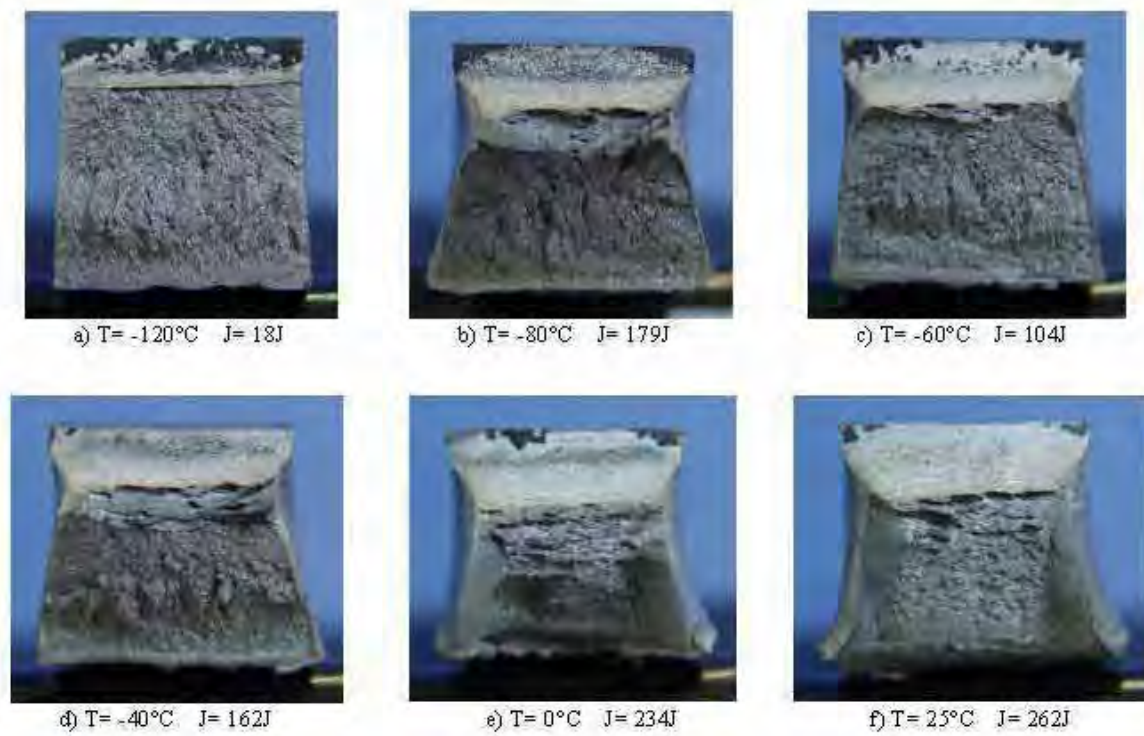


Figura 4.38 - Fractografia da superfície de fratura do aço API- R23 °C/s, corpo-de-prova entalhado.

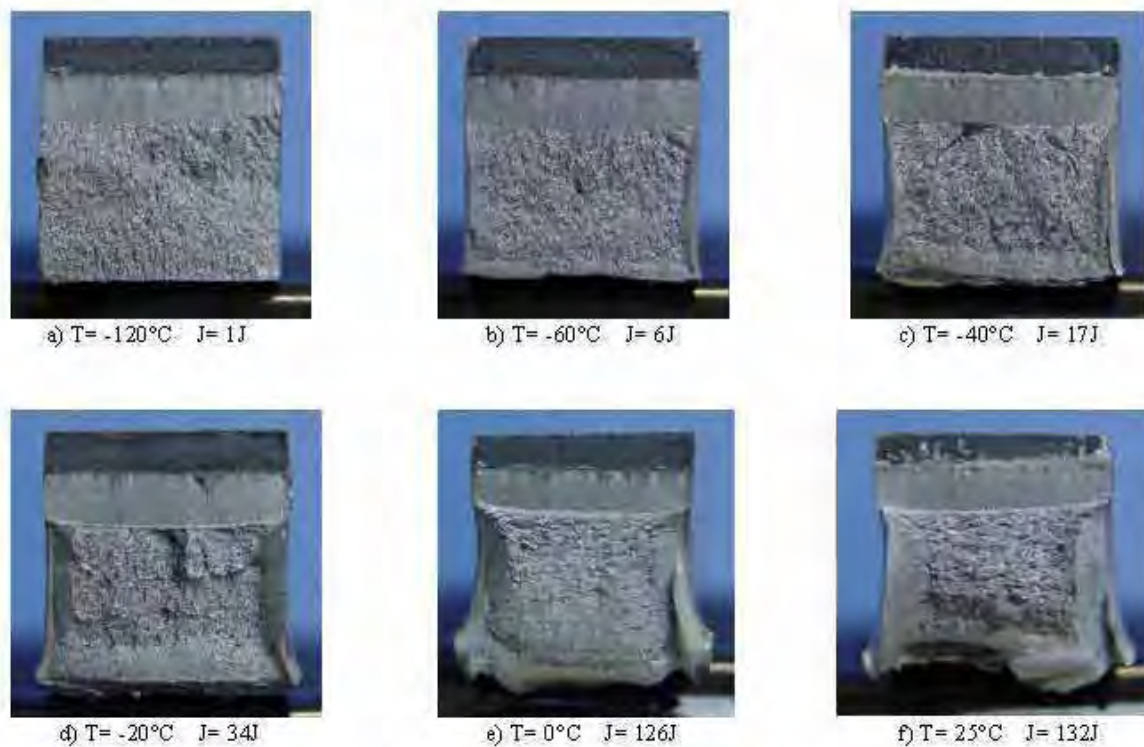


Figura 4.39 - Fractografia da superfície de fratura do aço API - R23 °C/s, corpo-de-prova pré-trincado.

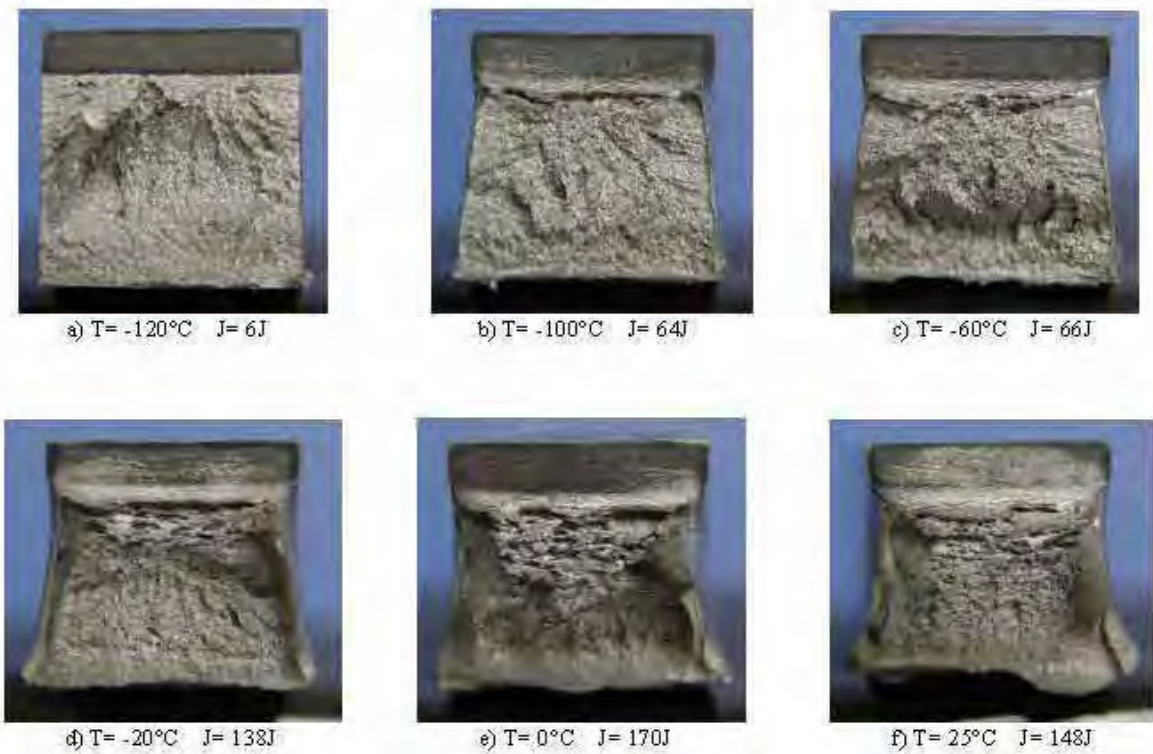


Figura 4.40 - Fractografia da superfície de fratura do aço A516-R23 °C/s, corpo-de-prova entalhado.



Figura 4.41 - Fractografia da superfície de fratura do aço A516 R 23 °C/s, corpo-de-prova pré-trincado.

4.6 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE TENACIDADE A FRATURA

As temperaturas de realização dos ensaios de mecânica da fratura foram definidas com o auxílio dos resultados dos ensaios de impacto Charpy. A tabela 4.5 sintetiza as temperaturas correspondentes a uma energia de impacto de 28J designadas por T_{28JCV} e T_{28JPT} quando ensaiados por impacto com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga respectivamente. Estão ainda relacionadas nesta tabela a temperatura recomendada para a realização dos ensaios de acordo com a equação 4.3 da norma ASTM ASTM E1921-97.

$$T_{estimada} = T_{28J} + C \quad \text{Equação 4.3}$$

onde

$C = -28 \text{ }^{\circ}\text{C}$ para corpos de prova de tenacidade a fratura com espessura de 12,7 mm;

$C = -50 \text{ }^{\circ}\text{C}$ quando utilizou-se corpos de prova de impacto pré-trincados por fadiga.

Tabela 4.5 – Temperatura corresponde a energia de 28J durante o ensaio Charpy e temperaturas de ensaio de mecânica da fratura ($^{\circ}\text{C}$)

CONDIÇÃO	T_{28JCV}	$T_{estimada}^{(1)}$	T_{28JPT}	$T_{estimada}^{(2)}$	T_{ensaio}
API X70 CF	-140	-168	-60	-110	-95
API X70 920 - 23 $^{\circ}\text{C/s}$	-103	-131	-32	-82	-70
API X70 920 - 16 $^{\circ}\text{C/s}$	-98	-126	-20	-70	-70
ASTM A516 CF	-85	-113	-30	-80	-75
ASTM A516 - 870 - 23 $^{\circ}\text{C/s}$	-80	-108	-10	-60	-50
ASTM A516 – R350	-30	-58	20	-30	15
4130 CF	-70	-88	-16	-66	-45
4130 A450	-80	-98	-7	-57	-65

(1) Temperatura de ensaio estimada considerando os resultados dos ensaios de impacto com corpos de prova entalhados. Constante da equação 4.3: $C = -28 \text{ }^{\circ}\text{C}$;

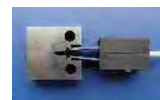
(2) Temperatura de ensaio estimada considerando os resultados dos ensaios de impacto com corpos de prova pré-trincados por fadiga entalhados. Constante da equação 4.3: $C = -50 \text{ }^{\circ}\text{C}$



Verificou-se que a estimativa de temperatura de ensaio realizada quando se utilizou corpos de prova entalhados resultaram em valores extremamente baixos. A adoção destes valores poderia indicar a realização dos ensaios na região de patamar inferior da curva característica de impacto em função da temperatura, portanto, fora da região de transição. As estimativas realizadas com as amostras pré-trincadas por fadiga apresentaram valores mais coerentes.

As temperaturas de ensaio foram finalmente selecionadas considerando o comportamento da curva carga pelo deslocamento da boca da trinca de forma que estivesse garantida uma pequena abertura entre os planos da trinca antes da fratura final. Apesar da norma ASTM E1921-97 recomendar que a seleção da temperatura de ensaio seja realizada mediante a aplicação da equação 4.4 onde a constante C deve assumir o valor de $-28\text{ }^{\circ}\text{C}$ quando utiliza-se o corpos de prova charpy entalhados e $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ para corpos de prova pré-trincados por fadiga, evidências experimentais tem demonstrado que estes valores não se aplicam para qualquer geometria de corpo de prova. Os resultados obtidos por Rabello et al (2001) e Brumovsky (1999) determinaram que o valor mais adequado para esta constante seria de $-35\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Observando os resultados obtidos neste trabalho constata-se que a recomendação é perfeitamente viável, pois a utilização de temperaturas de teste considerando $C = -35\text{ }^{\circ}\text{C}$ reduziria as diferenças entre T e T_0 melhorando a aplicabilidade do método, baseado nos resultados dos ensaios do tipo Charpy com corpos de prova pré-trincados por fadiga. Entretanto, no caso da condição A 516 R350, onde há uma predominância de microestrutura martensítica revenida, nenhuma das correlações podem ser consideradas válidas. A recomendação da norma indica, em função dos resultados de impacto uma temperatura de ensaio em torno de $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$. No entanto, as amostras ensaiadas nesta temperatura sofreram fratura por clivagem sem nenhuma evidência de crescimento estável da trinca, que inviabiliza a aplicação do método. Para esta condição microestrutural foram obtidos resultados satisfatórios quando o ensaio foi realizado a $15\text{ }^{\circ}\text{C}$ que corresponde a um valor para a constante C de apenas $5\text{ }^{\circ}\text{C}$.



As temperaturas de referência obtidas pelos ensaios de tenacidade apresentados pela tabela 4.6 podem ser correlacionados. Estudos estatísticos realizados por Wallin (1990) e Sierium e Sandstrom (2006) propõem que a temperatura correspondente a absorção de 28 J pelo ensaio Charpy e a temperatura de referência T_0 pode ser correlacionada pela equação 4.4. Pela análise da figura 4.42 pode-se notar que alguns resultados estiveram distantes da correlação estatística proposta por Wallin (1990). No entanto esta correlação pode ser melhorada para os resultados obtidos por este trabalho quando utilizou-se corpos de prova do tipo Charpy pré trincados por fadiga e alterou-se o valor da constante de -18 °C para -50 °C como pode ser verificado pela figura 4.43.

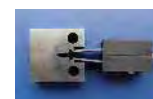
$$T_{100\text{MPa.m}^{1/2}} = T_{28\text{J}} - 18 \quad \text{Equação 4.4}$$

As figuras 4.44 a 4.51 apresentam as curvas mestras obtidas para cada condição metalúrgica estudada. Todos os resultados foram ajustados para uma espessura de 25,4 mm de acordo com a equação 2.32⁽¹⁾.

Tabela 4.6 – Temperatura corresponde a energia de 28J durante o ensaio Charpy e temperatura de referência T_0 da curva mestra.

CONDIÇÃO	$T_{28\text{JCV}}$	$T_{28\text{JPT}}$	T_0
API X70 CF	-140	-60	-127,5
API X70 920 - 23 °C/s	-103	-32	-70,18
API X70 920 - 16 °C/s	-98	-20	-66,5
ASTM A516 CF	-85	-30	-89,57
ASTM A516 - 870 - 23 °C/s	-80	-10	-47,81
ASTM A516 – R350	-30	20	-27,50
4130 CF	-70	-16	-77,71
4130 A450	-80	-7	-99,73

(1) página 62, item 2.3.5.1 da Revisão Bibliográfica



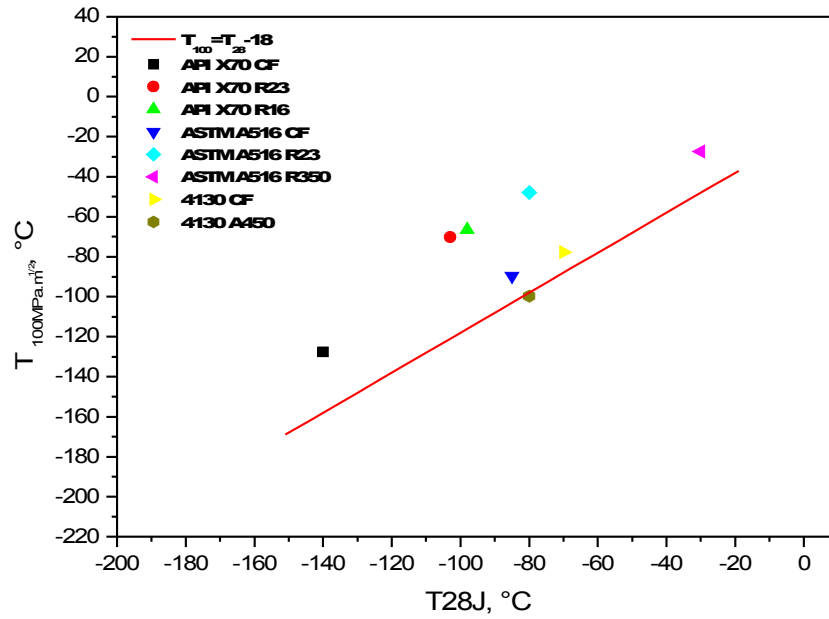


Figura 4.42 Correlação entre os resultados de impacto do tipo Charpy (corpos de prova entalhados) e a temperatura de referência T_0 da curva mestra.

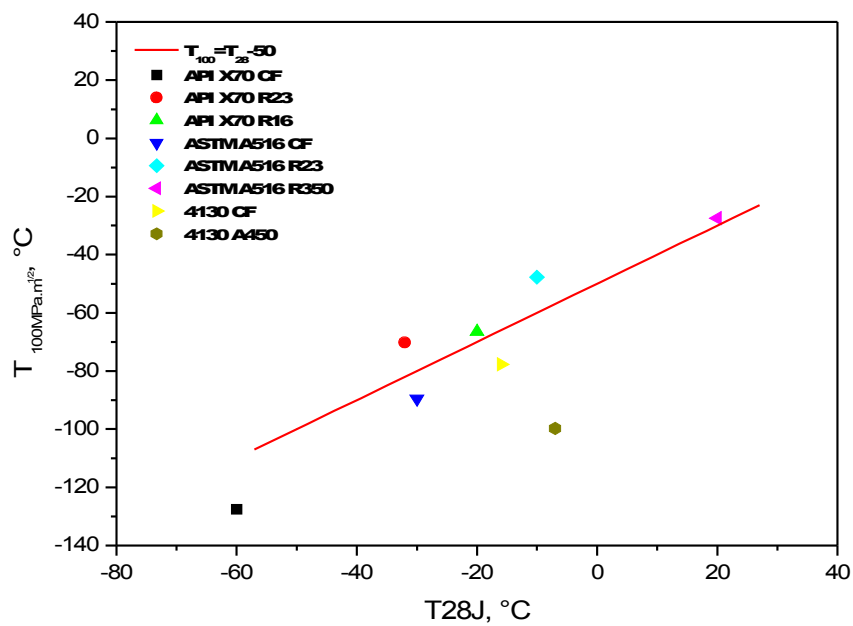


Figura 4.43 Correlação entre os resultados de impacto do tipo Charpy (corpos de prova pré-trincados) e a temperatura de referência T_0 da curva mestra.



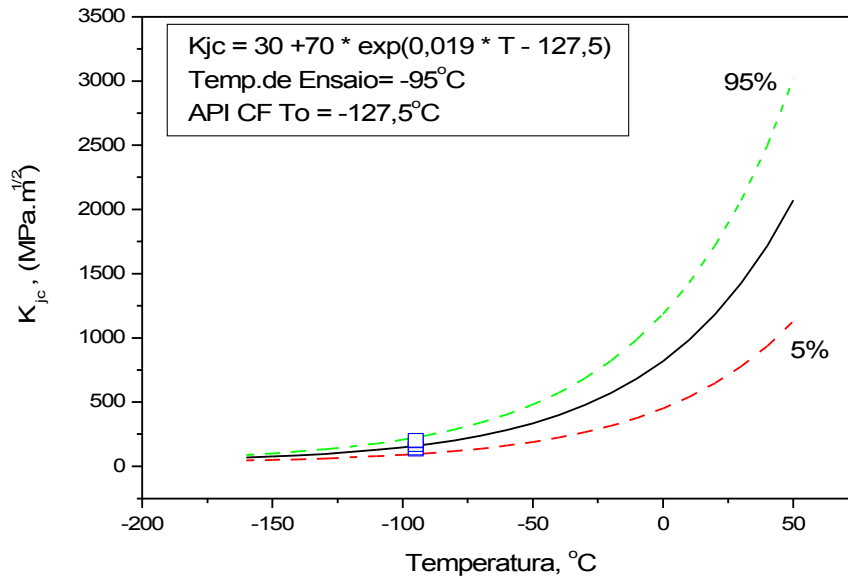


Figura 4.44 – Curva mestra obtida para a condição API X70 CF exibindo uma temperatura de referência T_0 de $-127,5\text{ °C}$ correspondente a uma tenacidade de $100\text{ MPa.m}^{1/2}$.

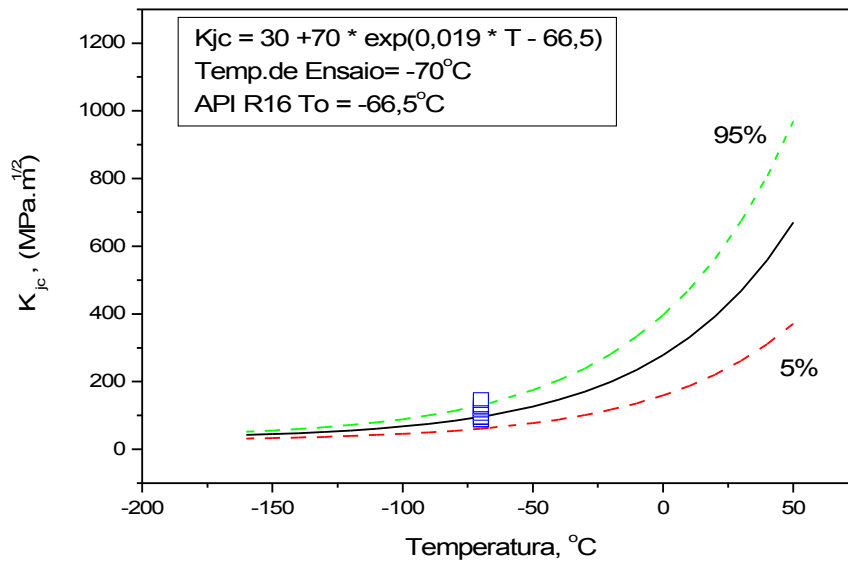


Figura 4.45 – Curva mestra obtida para a condição API X70 920 – 16 °C/s exibindo uma temperatura de referência T_0 de $-66,5\text{ °C}$ correspondente a uma tenacidade de $100\text{ MPa.m}^{1/2}$.



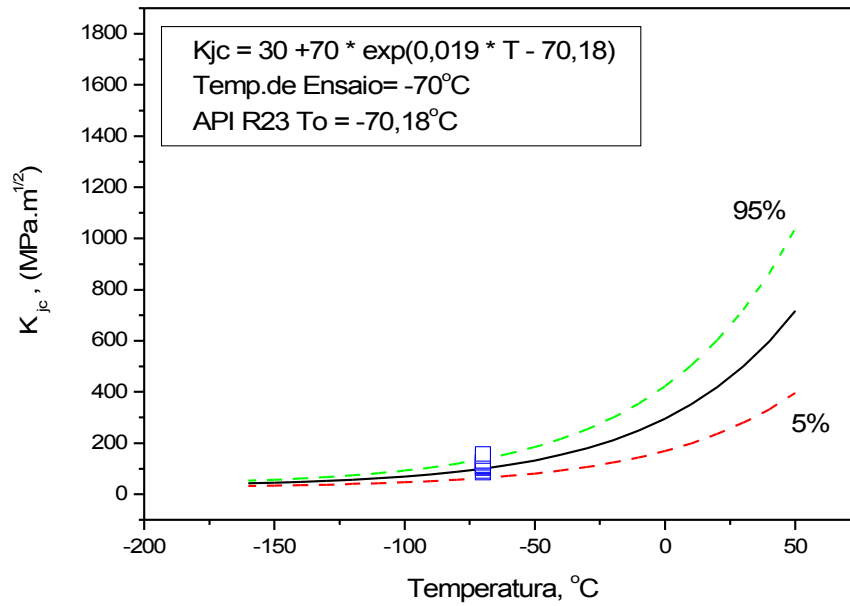


Figura 4.46 – Curva mestra obtida para a condição API X70 920 – 23 °C/s exibindo uma temperatura de referência T_0 de $-70,2\text{ °C}$ correspondente a uma tenacidade de $100\text{ MPa.m}^{1/2}$.

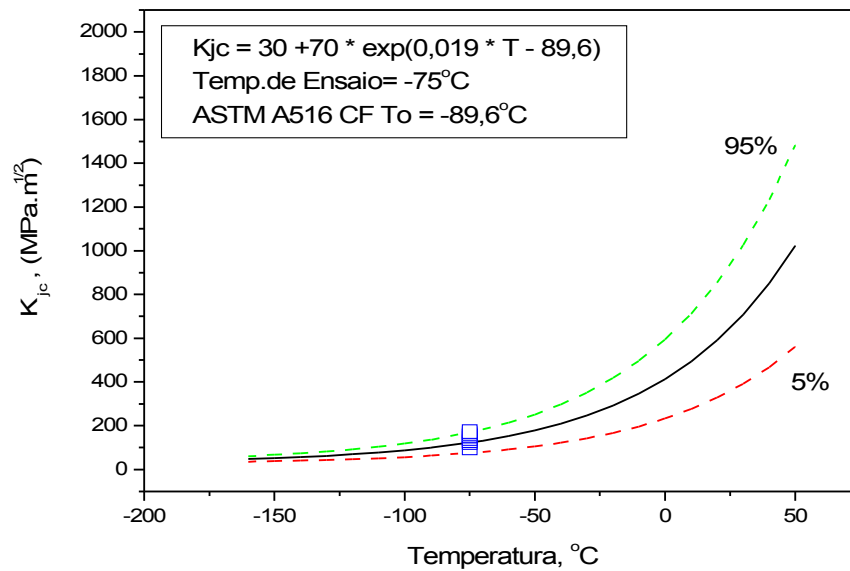


Figura 4.47 – Curva mestra obtida para a condição ASTM A516 CF exibindo uma temperatura de referência T_0 de $-89,6\text{ °C}$ correspondente a uma tenacidade de $100\text{ MPa.m}^{1/2}$.



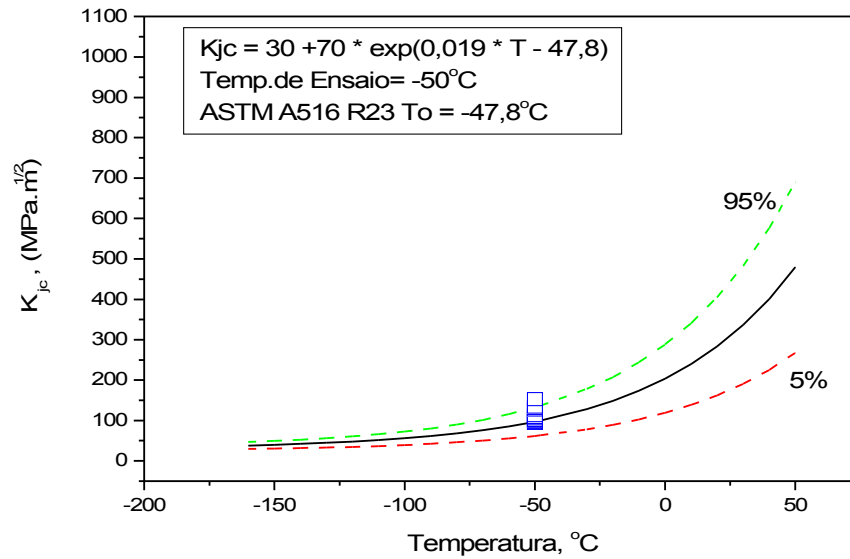


Figura 4.48 – Curva mestra obtida para a condição ASTM A516 - 970 – 23 °C/s exibindo uma temperatura de referência T_0 de $-47,8^{\circ}\text{C}$ correspondente a uma tenacidade de $100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

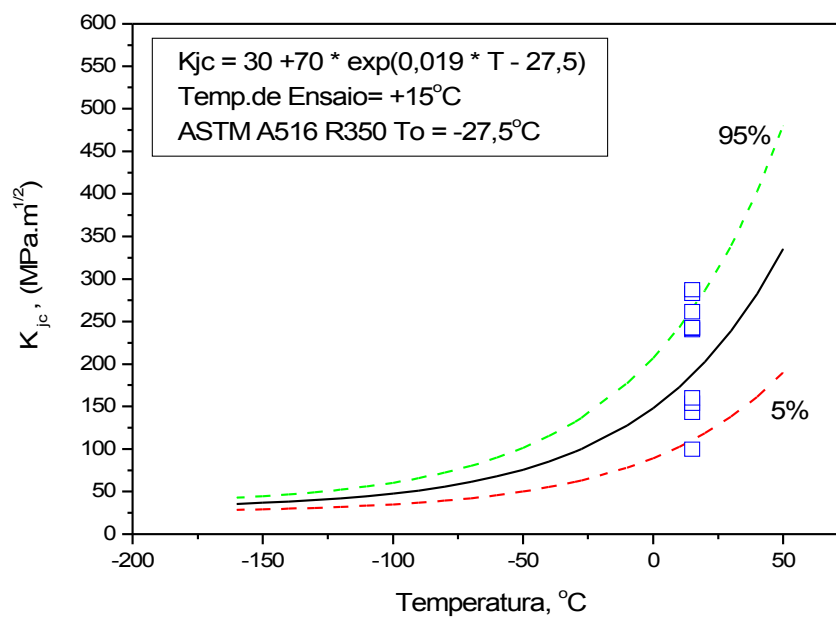


Figura 4.49 – Curva mestra obtida para a condição ASTM A516 – R350 exibindo uma temperatura de referência T_0 de $-27,5^{\circ}\text{C}$ correspondente a uma tenacidade de $100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.



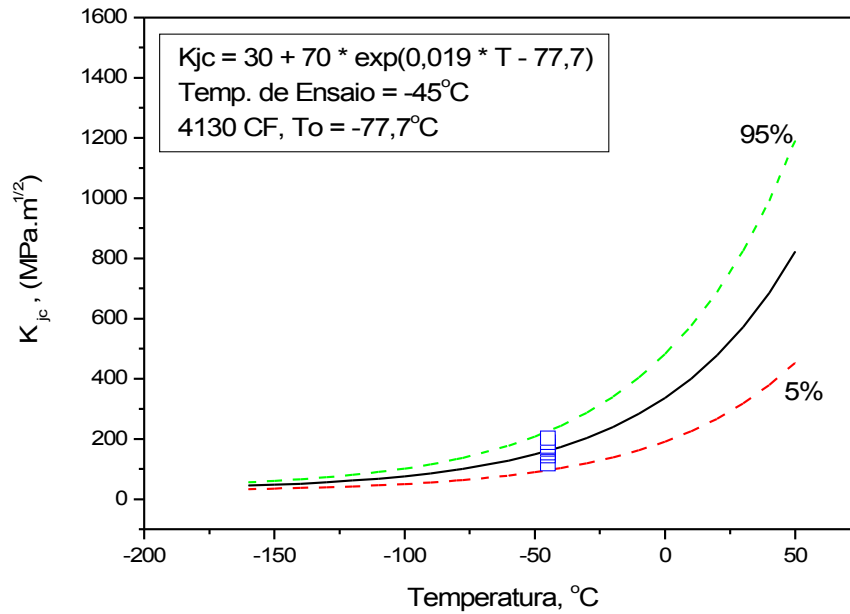


Figura 4.50 – Curva mestra obtida para a condição 4130 CF exibindo uma temperatura de referência T_0 de $-77,7\text{ °C}$ correspondente a uma tenacidade de $100\text{ MPa.m}^{1/2}$.

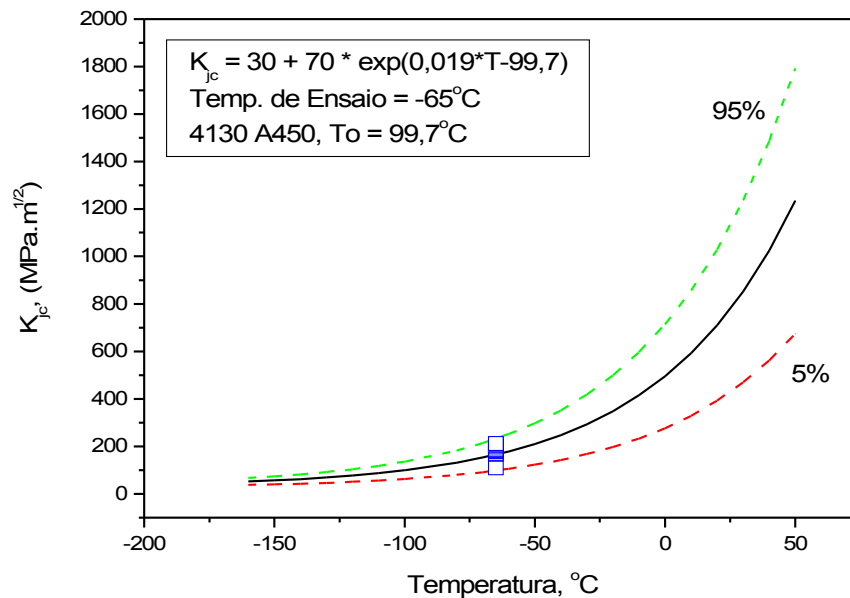


Figura 4.51 – Curva mestra obtida para a condição 4130 A450 exibindo uma temperatura de referência T_0 de $-99,7\text{ °C}$ correspondente a uma tenacidade de $100\text{ MPa.m}^{1/2}$.



O efeito da variação microestrutural entre as amostras sobre a tenacidade do material pode ser correlacionada com os valores de temperatura determinados tanto pelo ensaio de impacto baseado na absorção de energia de 28 J assim como pela temperatura T_0 que se baseia em uma tenacidade corresponde a $100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. De modo geral os resultados obtidos para o aço API 5L X70 no estado como fornecido apresentaram valores menores de temperatura, baseadas na temperatura T_0 e T_{28J} , quando comparado com aço ASTM A516, como pode ser verificado nos resultados sintetizados na tabela 4.6.

Como citado anteriormente a relação inversa entre resistência mecânica e tenacidade é bem conhecida, onde pode-se verificar que aumentos de resistência conduzem a uma diminuição de tenacidade. Pela análise da figura 4.52 é possível estabelecer uma correlação entre a resistência mecânica do material e a temperatura de referência T_0 . Pode-se verificar que o aço ASTM A516 no estado como fornecido apresenta uma correlação entre resistência e tenacidade desfavorável quando comparada às outras microestruturas pesquisadas. Certamente este efeito está relacionada a microestrutura mais grosseira e a quantidade de partículas encontradas no material, que contribuem com o processo de fratura.

O aço 4130 A450, apresentou a melhor correlação entre resistência e tenacidade entre as microestruturas pesquisadas. Este comportamento muito provavelmente deve estar associado a rota de tratamento térmico aplicada a esta condição. O tratamento de austêmpera possibilita a formação de bainita que, tradicionalmente é conhecida por apresentar elevados valores de tenacidade.



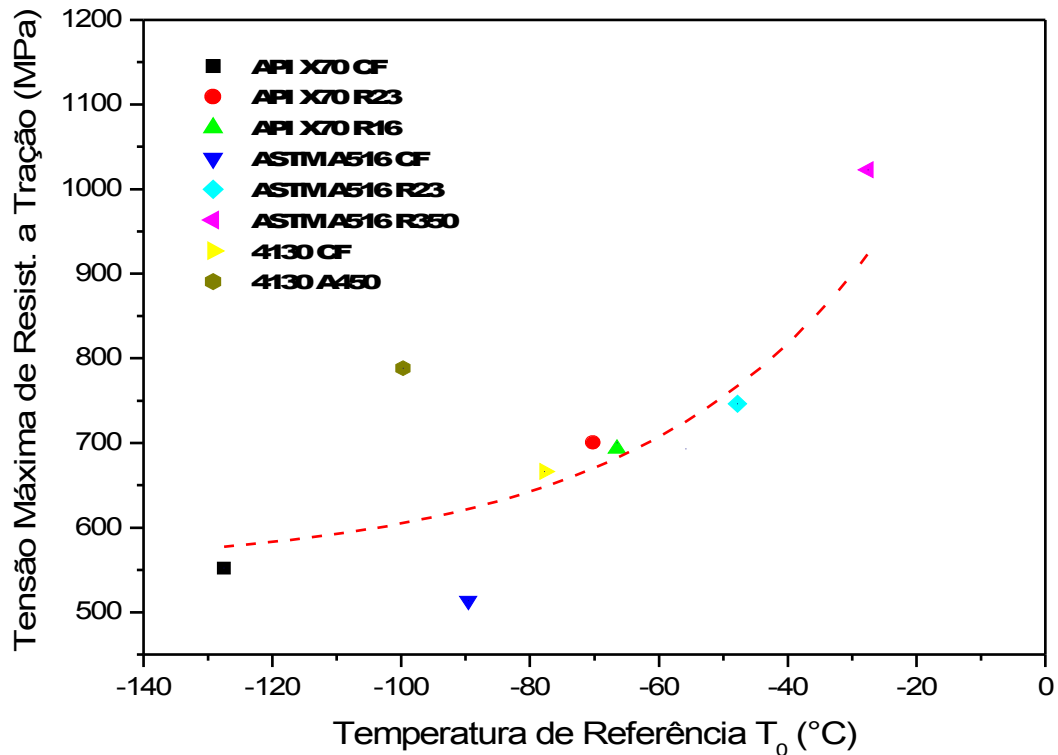


Figura 4.52 – Correlação entre a tensão máxima de resistência a tração e a temperatura de referência T_0 .

Com relação à metodologia proposta pela curva mestra a principal questão a ser analisada é avaliar a precisão do método quando o material apresenta microestruturas multiconstituídas onde há a ocorrência de bainita e martensita. Para as diversas condições pesquisadas os resultados se apresentaram de forma satisfatória, sendo que o método foi preciso para detectar pequenas diferenças de comportamento mecânico não detectáveis pelo ensaio de tração, como pode ser verificado no caso das amostras do aço API X70 tratadas termicamente. No entanto os coeficientes m da distribuição de Weibull obtidos pela inclinação das retas das figuras 4.53 a 4.60 em alguns casos se afastaram dos valores previstos pela norma. Os valores obtidos sintetizados na tabela 4.7 estiveram na faixa de $m = 2,7$ a 6 quando o previsto seriam valores em torno de $m = 4$.



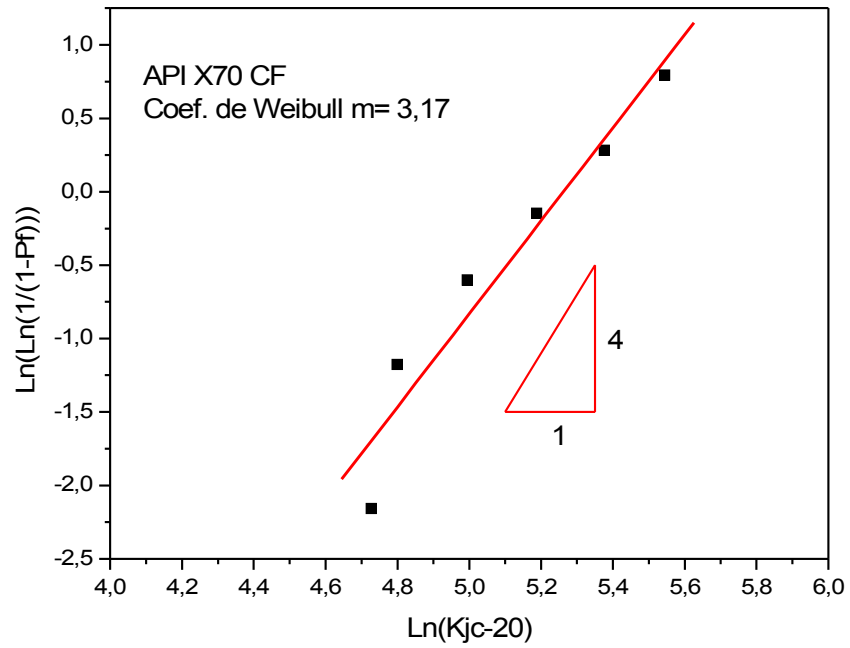


Figura 4.53 – Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição API X70 CF ensaiado a -95°C .

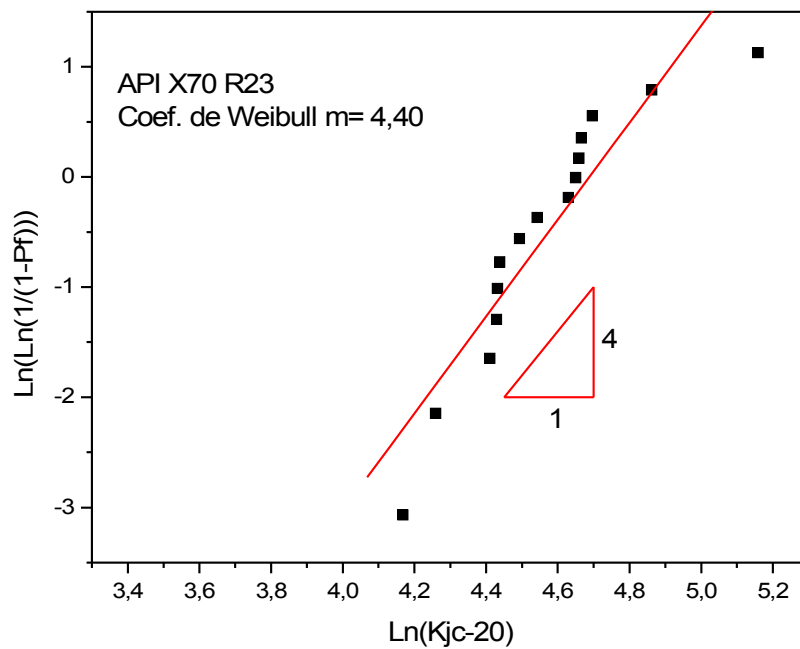


Figura 4.54 – Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição API X70 23 $^{\circ}\text{C/s}$ ensaiado a -70°C .



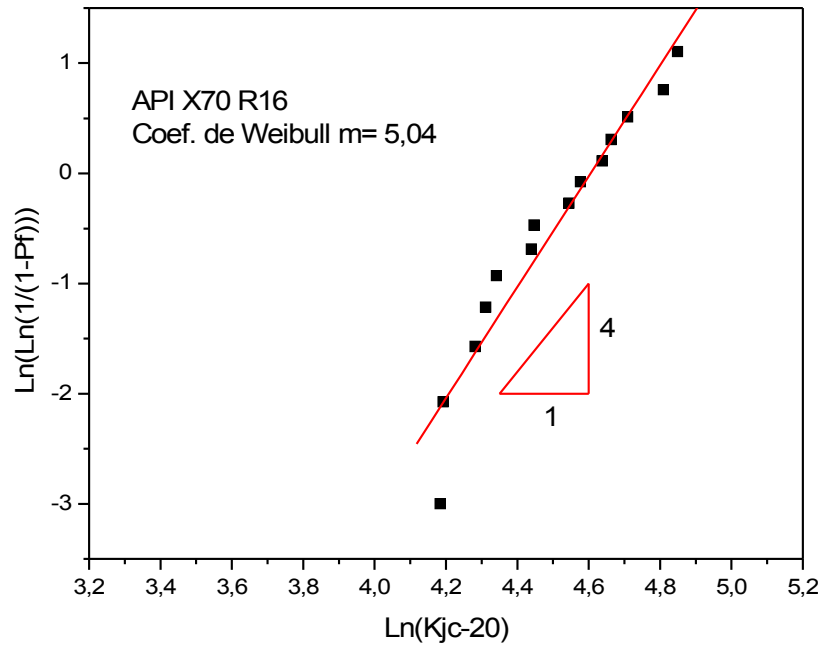


Figura 4.55 – Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição API X70 16 °C/s ensaiado a - 70°C.

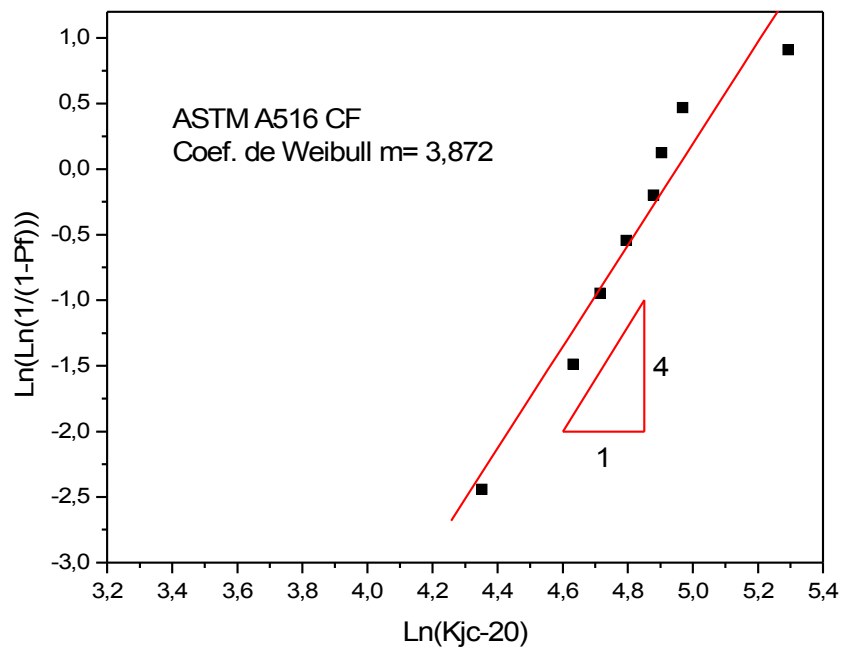


Figura 4.56 – Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição ASTM A516 CF ensaiado a - 75°C.



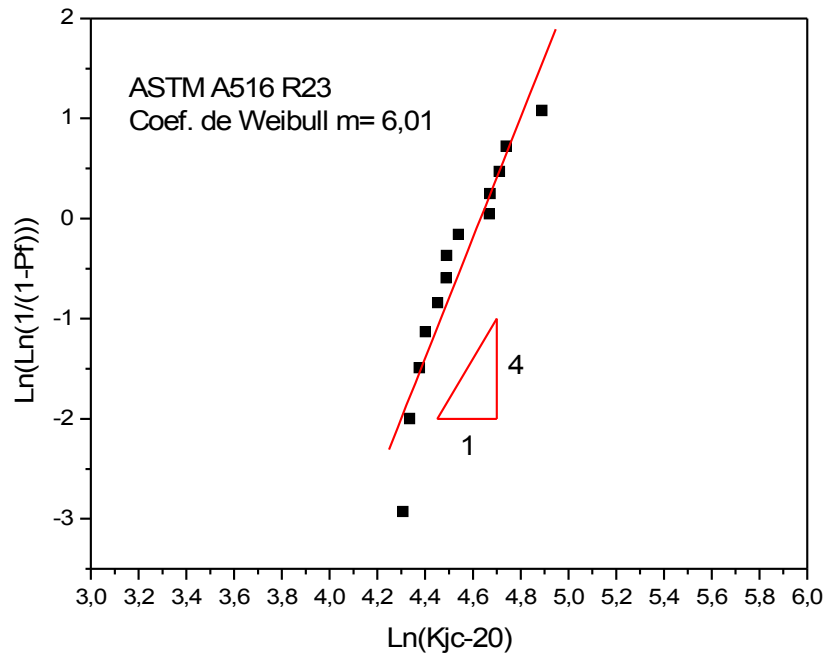


Figura 4.57 – Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição ASTM A516 23°C/s ensaiado a - 50°C.

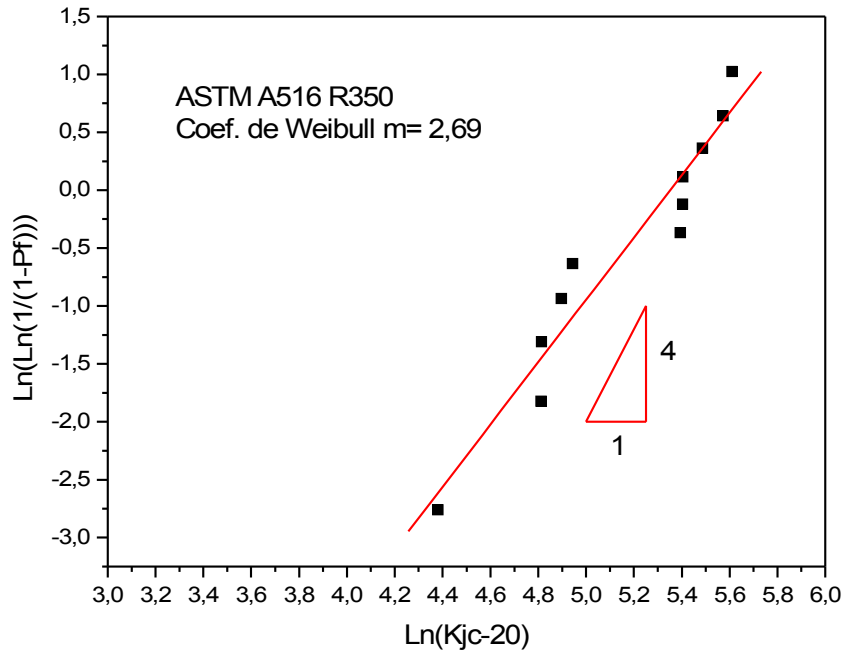


Figura 4.58 – Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição ASTM A516 R350 ensaiado a 15 °C.



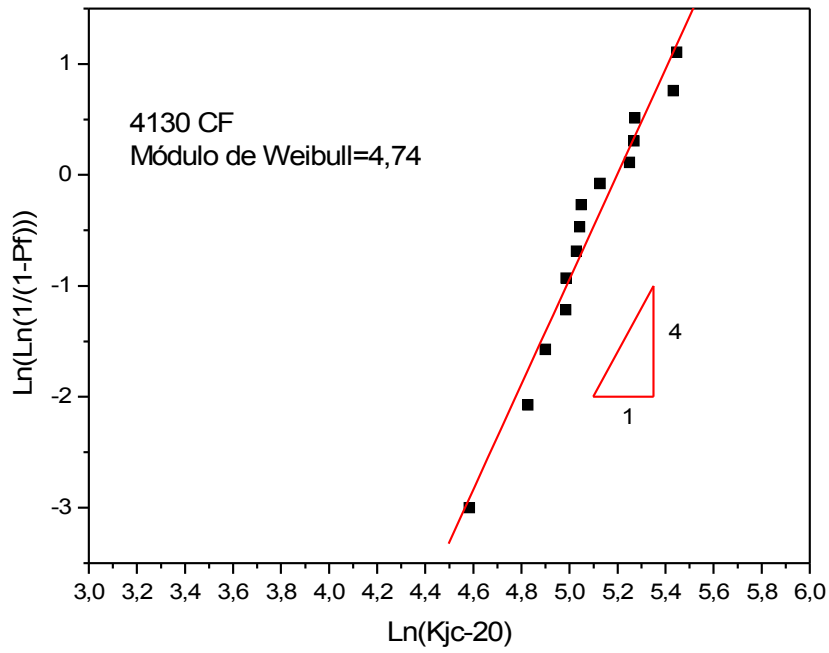


Figura 4.59 – Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição 4130 CF ensaiado a -45°C .

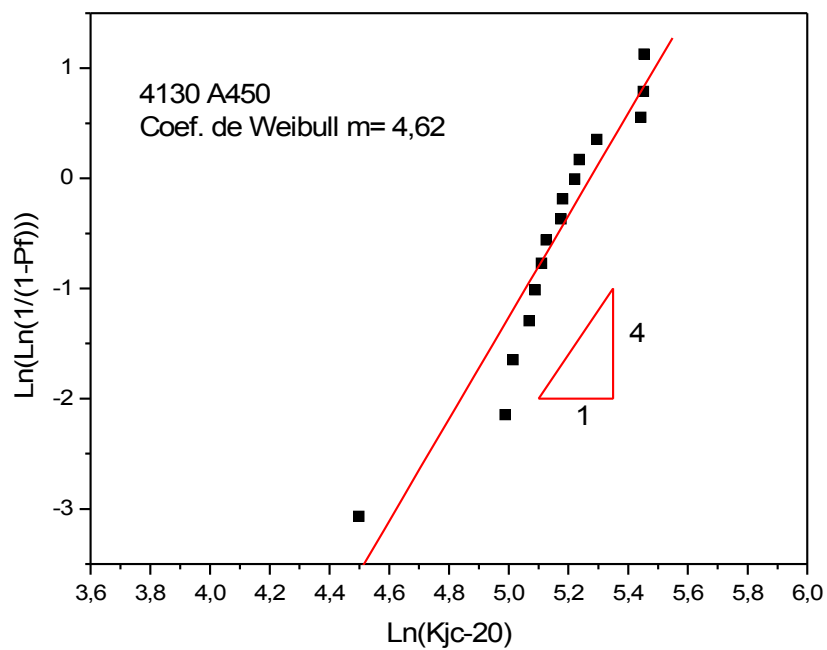


Figura 4.60 – Diagrama de probabilidade de falha de Weibull para a condição 4130 A450 ensaiado -65°C .



Tabela 4.7 – Condição microestrutural – Valor do coeficiente m de Weibull

CONDIÇÃO	m	Coefficiente de Correlação
API X70 CF	3,17	0,966
API X70 920 - 23 °C/s	4,40	0,926
API X70 920 - 16 °C/s	5,04	0,963
ASTM A516 CF	3,87	0,969
ASTM A516 - 870 - 23 °C/s	6,01	0,939
ASTM A516 – R350	2,69	0,964
4130 CF	4,74	0,979
4130 A450	4,62	0,952

Para explicar este comportamento pode-se fazer diversas suposições. Inicialmente é importante colocar que o módulo de Weibull é um valor representativo da dispersão dos resultados dos ensaios. Quanto maior o coeficiente menor a dispersão. O coeficiente m também pode ser caracterizado como uma característica do material que representa o seu comportamento em função do tipo do ensaio realizado, condições de processamento, composição química entre outros.

A metodologia da curva mestra assume que durante os ensaios deve haver um escoamento limitado na ponta da trinca. O limite de deformação $M = 30$ definido pela equação 4.5 deveria garantir condições de plasticidade adequadas na ponta da trinca.

$$K_{JC(Lim)} = \left(\frac{Eb_0\sigma_e}{30} \right)^{1/2} \quad \text{Equação 4.5}$$

A caracterização dos campos de tensão e de plasticidade na ponta de uma trinca aguda é fundamental para a análise da tenacidade de um material por meio da mecânica da fratura. Para uma grande faixa de materiais estruturais que apresentam alta tenacidade, a ocorrência de intensa deformação plástica nas regiões ao redor da ponta da trinca inviabiliza o uso da análise baseada na Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE). Para estes materiais, as técnicas da Mecânica da Fratura são baseadas na resposta de materiais dúcteis e a análise é feita por meio da Mecânica da



Fratura Elasto Plástica (MFEP). Para o comportamento elasto plástico (aproximadamente elástico não linear), Hutchinson (1968), Rice e Rosengren (1968), mostraram que os campos de tensão e de deformação na frente de uma trinca estacionária, podem ser descritos por um fator único denominado Integral-J. As equações 4.6 e 4.7 de Hutchinson (1968), Rice e Rosengren (1968), ficaram conhecidas como campos HRR. As soluções HRR nas regiões próximas da trinca podem não ser válidas, se existir uma certa quantidade de crescimento de trinca. Neste caso a Integral – J deixa atuar como um parâmetro deste campo singular. No entanto, se a quantidade de crescimento de trinca permanece dentro de um certo limite e respeitada algumas condições relativas ao tamanho da zona plástica na ponta da trinca, a Integral – J prevalece (SILVA, R.V. 1998; ANDERSON, T.L.1994).

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \bar{\sigma}_{ij}(n, \theta) \quad \text{Equação 4.6}$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \bar{\varepsilon}_{ij}(n, \theta) \quad \text{Equação 4.7}$$

Onde I_n é uma constante de integração dependente do coeficiente de encruamento n , e $\bar{\sigma}_{ij}$ e $\bar{\varepsilon}_{ij}$ são funções adimensionais de n e θ .

A metodologia da Curva Mestra cuja dispersão dos resultados de ensaios obtidos na zona de transição dúctil-frágil prevê um módulo de Weibull igual 4 deriva diretamente da condição HRR. De fato, é possível demonstrar que para campos de tensões governados pela singularidade HRR, a dispersão de valores na região de transição corresponde a um módulo de Weibull igual a 2 para a Integral J ou 4 para K_{Jc} uma vez que $J = K^2/E$. (WALLIN, K.; 1984). Com relação aos resultados obtidos por este trabalho pode ter ocorrido nas temperaturas de ensaio, significativa perda de restrição plástica o que poderia invalidar a condição HRR. No entanto há de se considerar que para as diversas amostras pesquisadas, foram utilizadas sistematicamente todas as recomendações da norma ASTM E1921-97.



De forma geral, durante a execução dos ensaios, as fraturas ocorreram de modo frágil após um pequeno crescimento estável da trinca como pode ser verificado na figura 4.61. A ocorrência de fratura frágil garante, em princípio, a aplicação do modelo do elo mais fraco (“*weakest link model*”). O modelo do elo mais fraco se baseia nas observações de Heerens et al (1991) que propôs uma solução para explicar o comportamento de clivagem de materiais, que mesmo quando ensaiados em uma mesma dimensão, temperatura e geometria apresentam grande dispersão de resultados. Esta tenacidade seria dependente da distância, de um elo mais fraco dominante, em relação a ponta da trinca que seria responsável pelo disparo do processo de fratura. Como esta distância varia de um corpo de prova para outro, os resultados de dois ensaios de tenacidade podem ser bem diferentes, mesmo quando realizados para a mesma corrida, mesma direção e mesma temperatura de um dado material. A definição da posição do elo-mais-fraco, que dará início ao processo de fratura está associada à interseção da curva representativa do campo de tensões na região da ponta da trinca com a reta definindo a tensão de clivagem, conforme a representação esquemática da Figura 4.62 (DEAQUINO, *et al*, 1999).

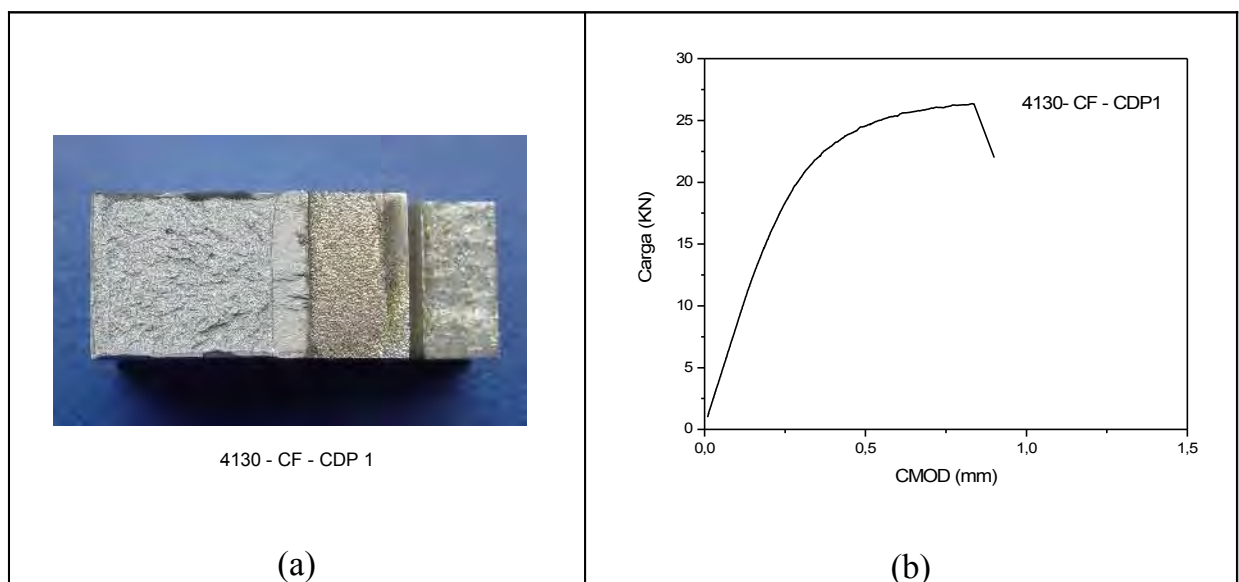


Figura 4.61 – . (a) Superfície de fratura de um corpo de prova do tipo C(T) do aço 4130 CF ensaiado a $-45\text{ }^{\circ}\text{C}$ apresentando aspecto frágil. (b) Curva Tensão x CMOD mostrando crescimento estável da trinca antes da fratura final.



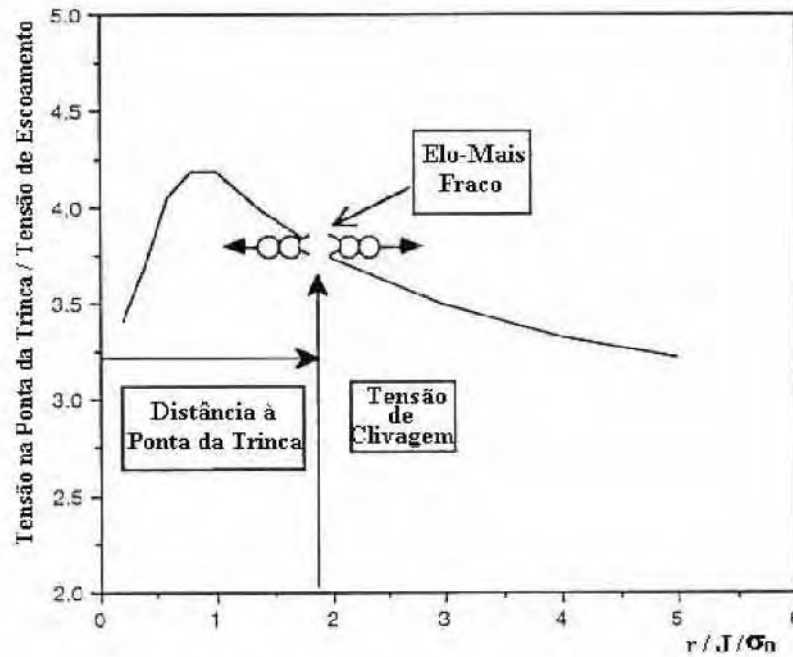


Figura 4.62 – Modelo do elo mais fraco (DEAQUINO, *et al*, 1999).

A aplicação do modelo do elo mais fraco para os resultados obtidos por este trabalho pode ser aplicada uma vez que foram obtidas fraturas frágeis, e os resultados apresentaram uma dispersão mesmo considerando temperaturas e geometrias idênticas. Conseqüentemente, pode ser aplicada uma abordagem estatística de extremos que permite inferir uma distribuição de Weibull para descrever valores críticos de tenacidade. Entretanto esta condição não permite assumir o módulo de Weibull igual a 4 que é a base da Curva Mestra.

Do ponto de vista microestrutural o trabalho de Zhang e Knott (2000) relata que microestruturas homogêneas como martensita revenida e bainita apresentaram dispersão de resultados reduzida quando comparado com microestruturas multiconstituídas de bainita e martensita. Os resultados obtidos por este trabalho contrastam com os resultados de Zhang e Knott (2000) uma vez que justamente as condições que apresentaram maiores coeficientes de Weibull (API X70 R16 e ASTM A516 R23) indicando menor dispersão de resultados, são microestruturas multiconstituídas de ferrita, bainita e martensita. Por outro lado a condição ASTM A516 R350 constituída de martensita revenida foi a que apresentou a maior dispersão.



Como citado anteriormente o valor de $M = 30$ estabelecido pela norma que define o valor $K_{JC(Lim)}$ deve garantir condições adequadas de plasticidade na ponta da trinca. Portanto, todos os resultados dos ensaios que ultrapassem este valor devem ser censurados e os valores de $K_{JC(i)}$ a serem utilizados no cálculo de K_0 , de acordo com a equação 2.29⁽¹⁾, devem ser substituídos pelo valor de $K_{JC(Lim)}$. Pela análise dos resultados dos ensaios apresentadas no anexo 1 verificou-se que as duas únicas condições que não apresentaram valores a serem censurados por ultrapassar o $K_{JC(Lim)}$ foram as condições API X70 R16 e ASTM A516 R23 que apresentaram o coeficiente m de Weibull acima do esperado. Esta observação pode indicar que a temperatura de ensaio selecionada, apesar de estar atendendo as recomendações da norma ASTM E1921-97 pode ter sido relativamente baixa fazendo com que todos os valores obtidos estivessem abaixo do $K_{JC(Lim)}$. Esta observação poderia indicar que os ensaios teriam sido conduzidos, ainda que dentro da região transição, mas em uma temperatura mais próxima da região de patamar inferior que proporciona menor dispersão de resultados. Provavelmente a adoção da metodologia de determinação da temperatura de referência adotando-se a realização de ensaios em diversas temperaturas diferentes proposto por Wallin (1995) poderia solucionar este problema, onde a temperatura T_0 é determinada interativamente pela equação 4.8

$$\sum_{i=1}^n \frac{\delta_i \cdot \exp[0,019(T_i - T_0)]}{11 + 77 \cdot \exp[0,019(T_i - T_0)]} - \sum_{i=1}^n \frac{(K_{JCI} - 20)^4 \exp[0,019(T_i - T_0)]}{\{11 + 77 \cdot \exp[0,019(T_i - T_0)]\}^5} = 0 \quad \text{Equação 4.8}$$

Analisando os resultados dos ensaios de mecânica da fratura verificou-se a possibilidade de correlacionar os valores do CTOD obtidos experimentalmente segundo a norma ASTM E1290 – 99 com os valores de K_{JC} obtidos segundo a metodologia proposta pela ASTM E 1921. A correlação entre os valores de K e CTOD devem se aproximar da equação proposta por Weels [1961] (equação 4.9).

(1) página 61 item 2.3.5.1 da Revisão Bibliográfica



$$K_{JC} = \sqrt{\sigma_e \cdot E} \cdot (\delta)^{0,5} \quad \text{Equação 4.9}$$

A exemplo da análise realizada por Sierum e Sandstron (2006), os resultados de CTOD e K_{JC} quando plotados em escalas logarítmica se aproximam de uma reta como pode ser verificado nas figuras 4.63 a 4.70. Esta correlação é importante no sentido de confirmar a confiabilidade dos métodos utilizados por este trabalho, que foram conservativos, mesmo quando obtidos por metodologias completamente diferentes.

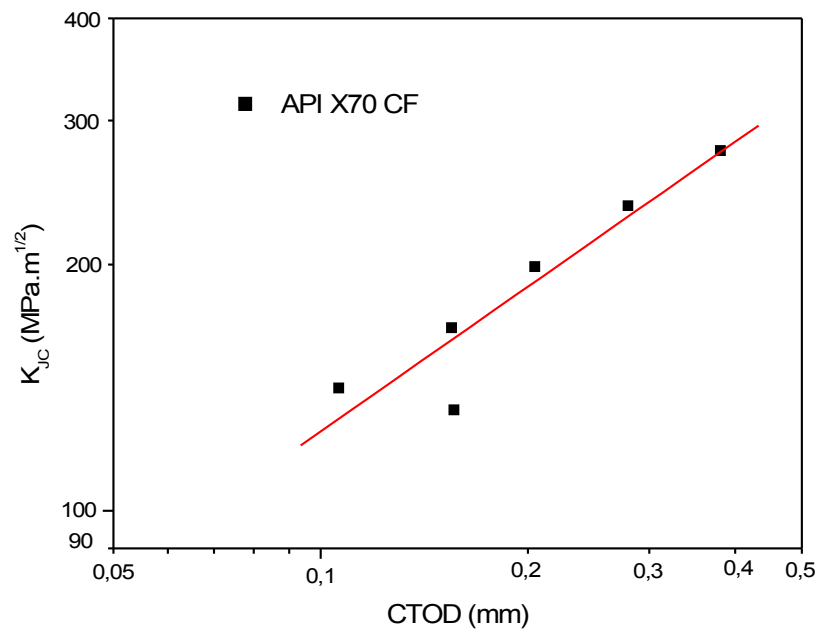


Figura 4.63 – Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição API X70 CF ensaiada a -95°C .



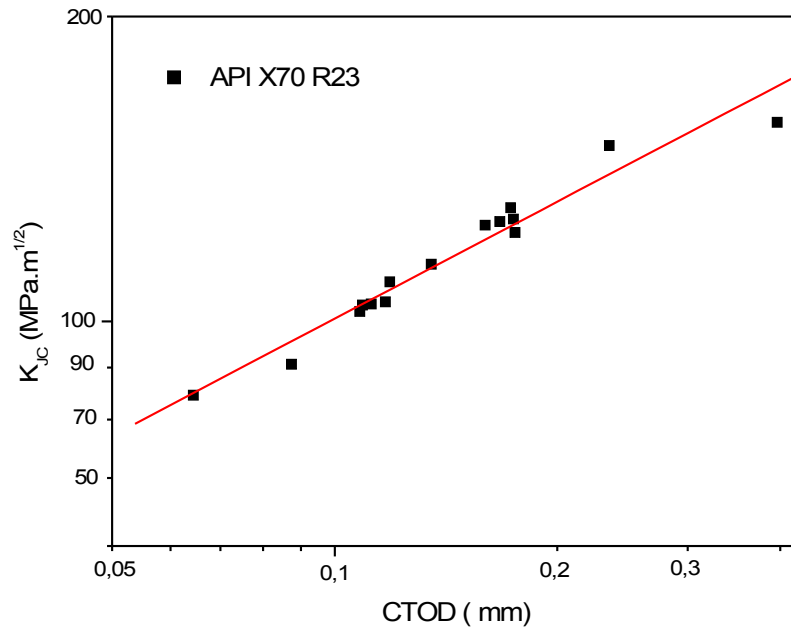


Figura 4.64 – Correlação entre o K_{Jc} e CTOD para a condição API X70 23 °C/s ensaiada a -70°C.

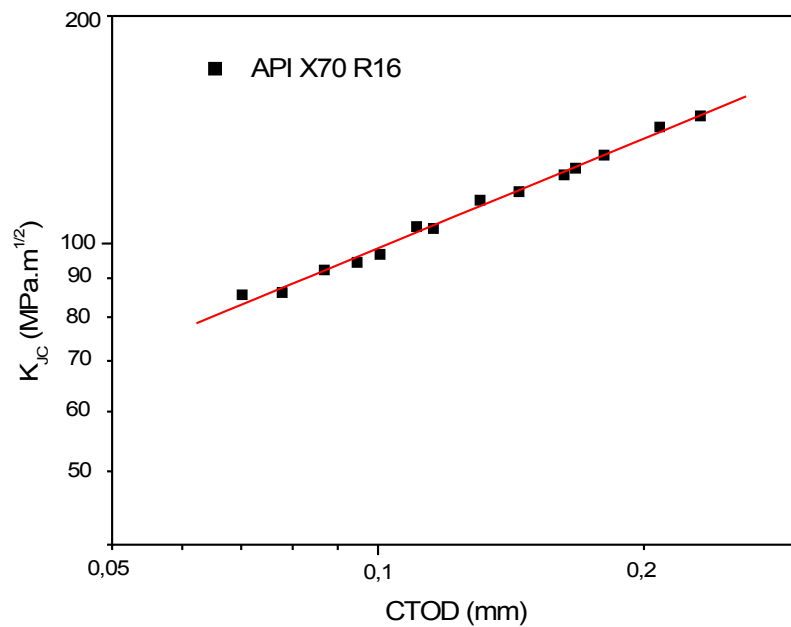


Figura 4.65 – Correlação entre o K_{Jc} e CTOD para a condição API API X70 16 °C/s ensaiada a -70°C.



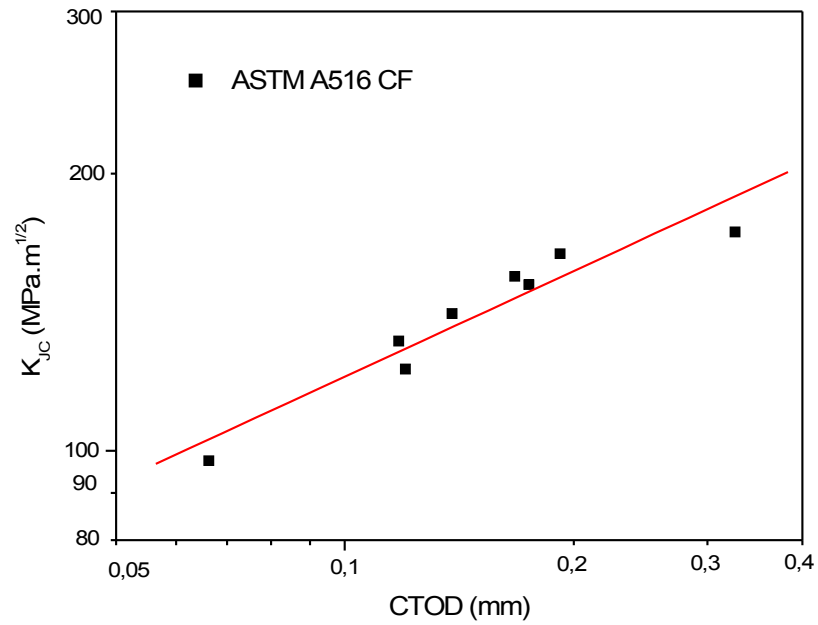


Figura 4.66 Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição ASTM A516 CF ensaiada a -75°C .

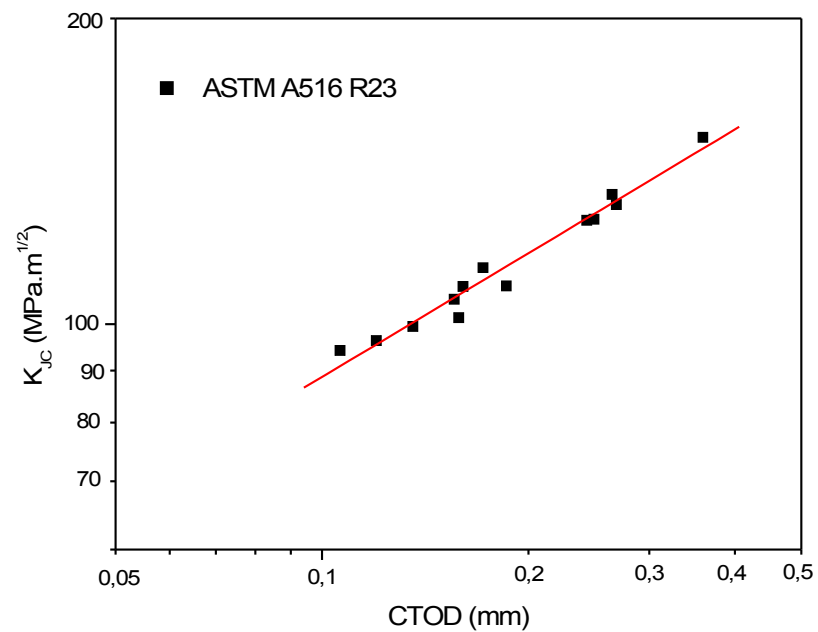


Figura 4.67 – Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição ASTM A516 23°C/s ensaiada a -50°C .



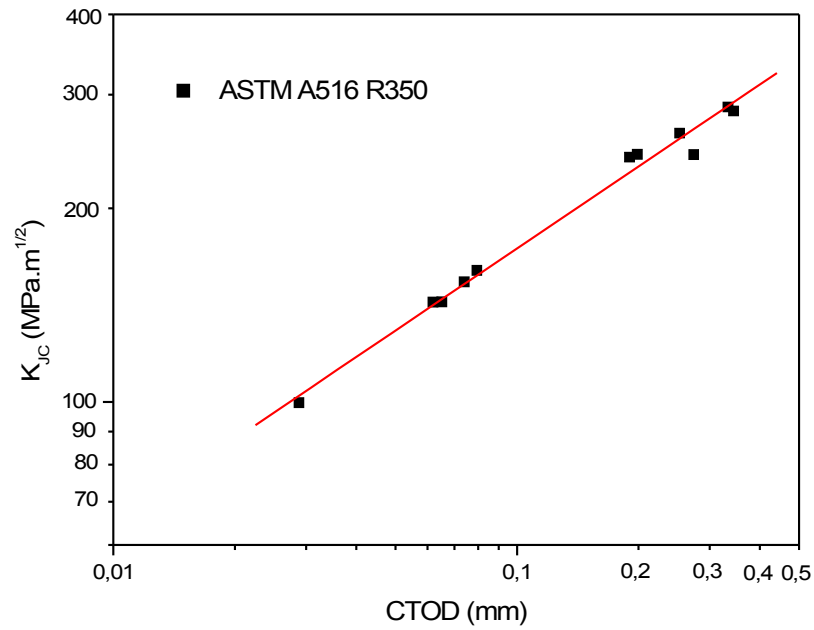


Figura 4.68 – Correlação entre o K_{Jc} e CTOD para a condição ASTM A516 R350 ensaiada a 15 °C.

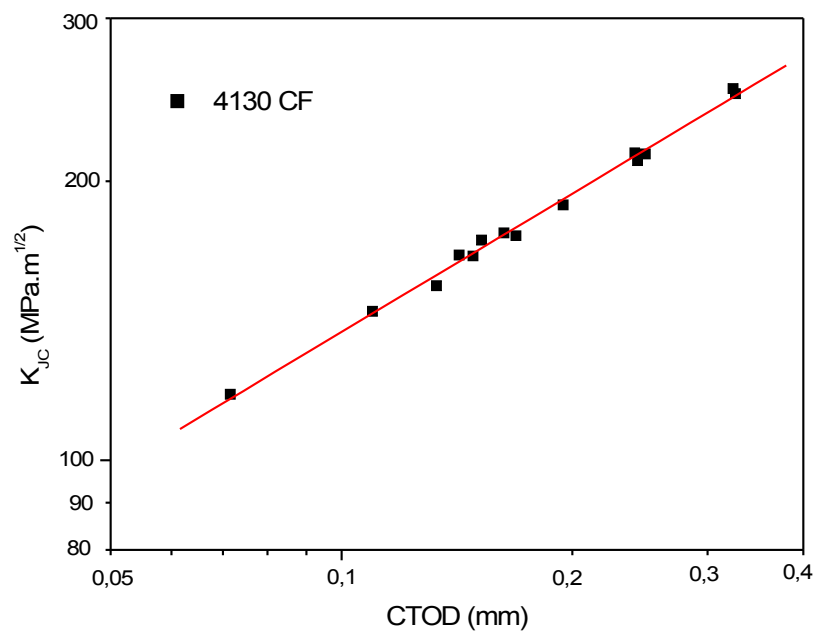


Figura 4.69 – Correlação entre o K_{Jc} e CTOD para a condição 4130 CF ensaiada a -45°C.



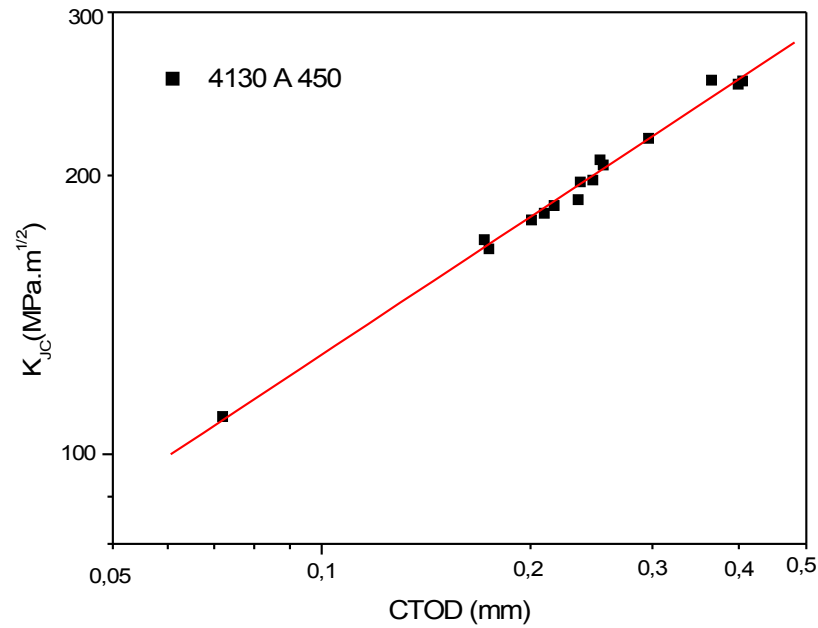


Figura 4.70 – Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição 4130 A450 ensaiada a -65°C .

A correlação entre os valores de K_{JC} e CTOD também foi proposta pelo Projeto de Procedimento de Avaliação de Integridade Estrutural (SINTAP, 1999) da União Européia que indica que estes valores podem ser correlacionados de acordo com a equação 4.10:

$$K = m \times \text{CTOD}^n \quad \text{Equação 4.10}$$

Onde K é o fator de intensificação de tensão, m uma constante que deverá assumir o valor aproximado de $m = \sqrt{\sigma_e E}$, sendo que o expoente n se aproximaria do valor de 0,5 de acordo com a equação 4.9. Realizando a aplicação de logarítmico a correlação da equação 4.10 pode ser linearizada por intermédio da equação 4.11

$$\text{Log } K = \text{Log } m + n \text{ Log CTOD} \quad \text{Equação 4.11}$$



Para a determinação destes coeficientes foram montados gráficos do $\text{Log } K_{\text{IC}}$ em função do Log CTOD como pode ser verificados na figuras 4.71 a 4.78, onde foram obtidos coeficientes n em torno de 0,5 com valores mínimos em torno de 0,38 e máximos em torno de 0,58. Estas correlações obtidas entre os valores de tenacidade baseados na Integral J e no CTOD são importantes no sentido de demonstrar que os valores de CTOD são conservativos e podem estar relacionados aos valores obtidos para K de uma forma exponencial. Desde 1957 Irwin já havia proposto uma correlação entre os valores de CTOD e K. No entanto a aplicação desta correlação sempre foi utilizada com restrições pela comunidade científica, argumentadas por falta de embasamento teórico para a metodologia de determinação do CTOD. Mais recentemente foi desenvolvido o parâmetro de tenacidade para o estudo dentro da mecânica da fratura elasto-plástica baseado na Integral J que apresenta uma base teórica mais consolidada. De forma geral, os resultados apresentados por este trabalho sinalizam que esta correlação é possível, confirmando que o expoente n estaria próximo de 0,5.

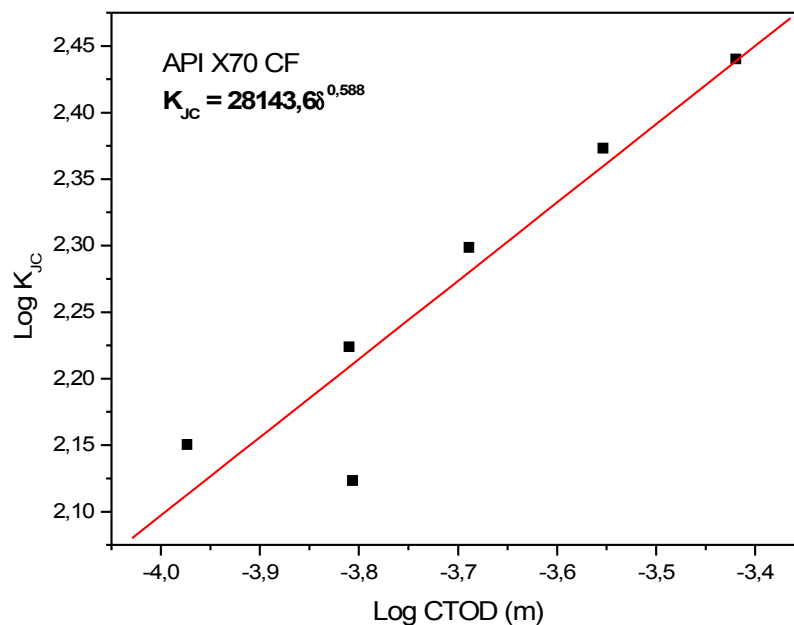


Figura 4.71 – Correlação entre o K_{IC} e CTOD para a condição API X70 CF ensaiada a -95°C de acordo com a equação 4.10.



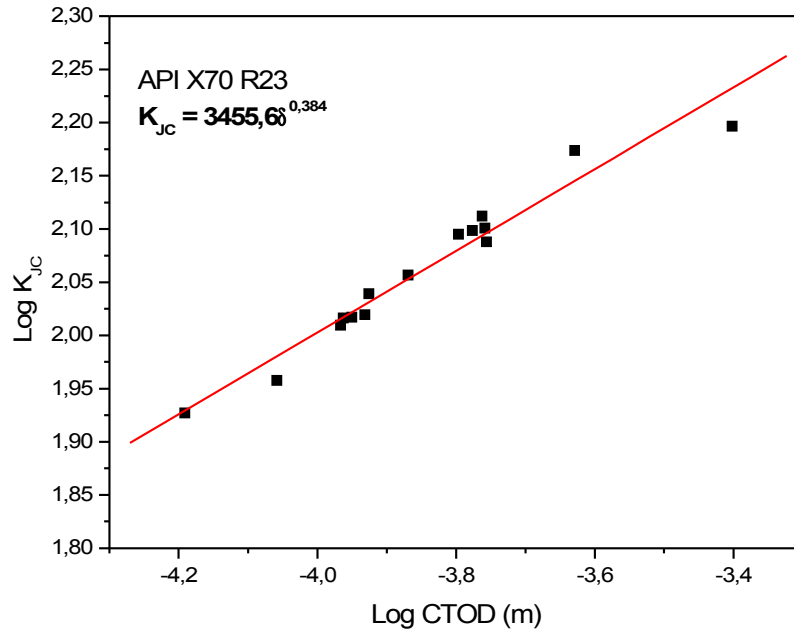


Figura 4.72 – Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição API X70 23 °C/s ensaiada a - 70°C de acordo com a equação 4.10.

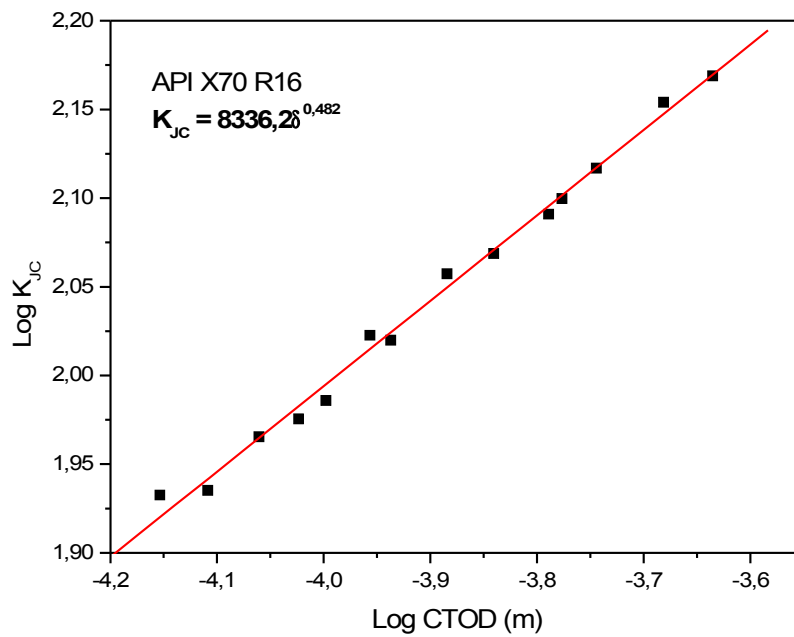


Figura 4.73 – Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição API API X70 16 °C/s ensaiada a - 70°C de acordo com a equação 4.10.



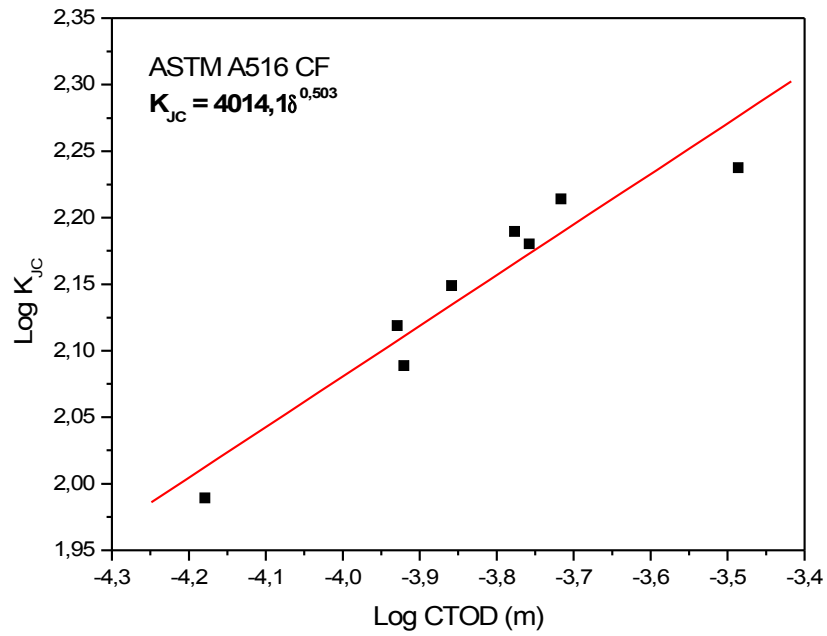


Figura 4.74 Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição ASTM A516 CF ensaiada a -75°C de acordo com a equação 4.10.

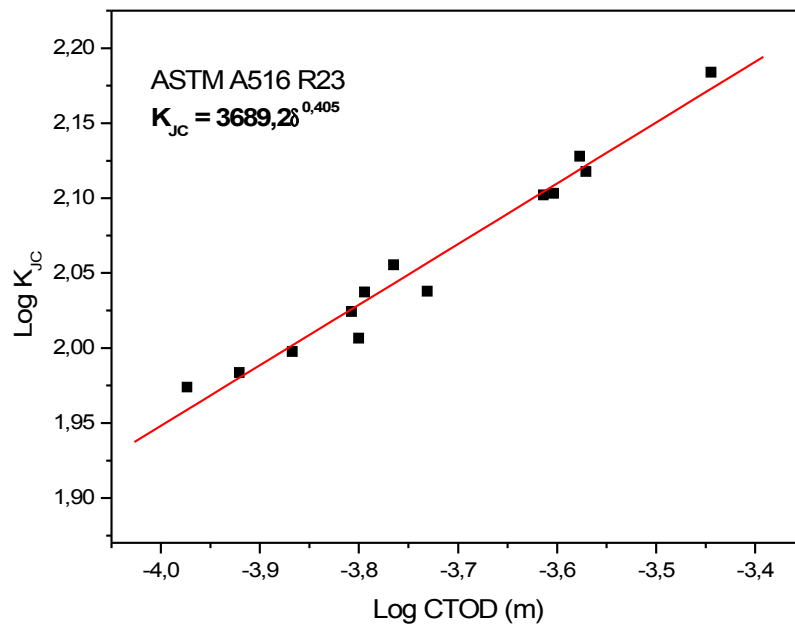


Figura 4.75 – Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição ASTM A516 23°C/s ensaiada a -50°C de acordo com a equação 4.10.



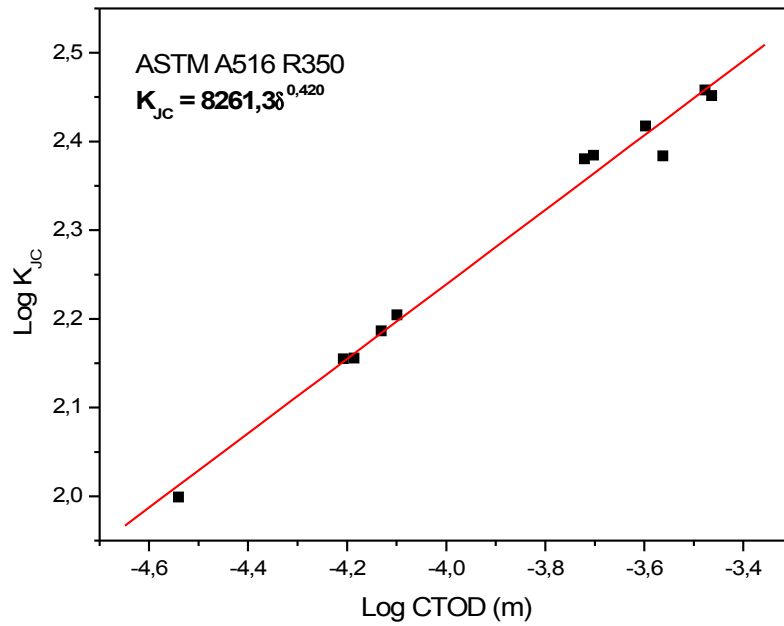


Figura 4.76 – Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição ASTM A516 R350 ensaiada a 15 °C de acordo com a equação 4.10.

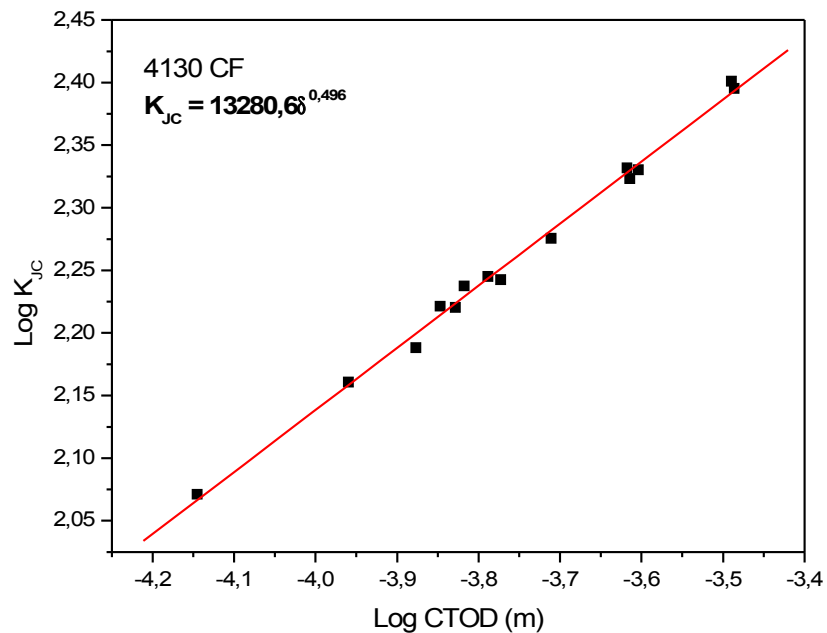


Figura 4.77 – Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição 4130 CF ensaiada a -45°C de acordo com a equação 4.10.



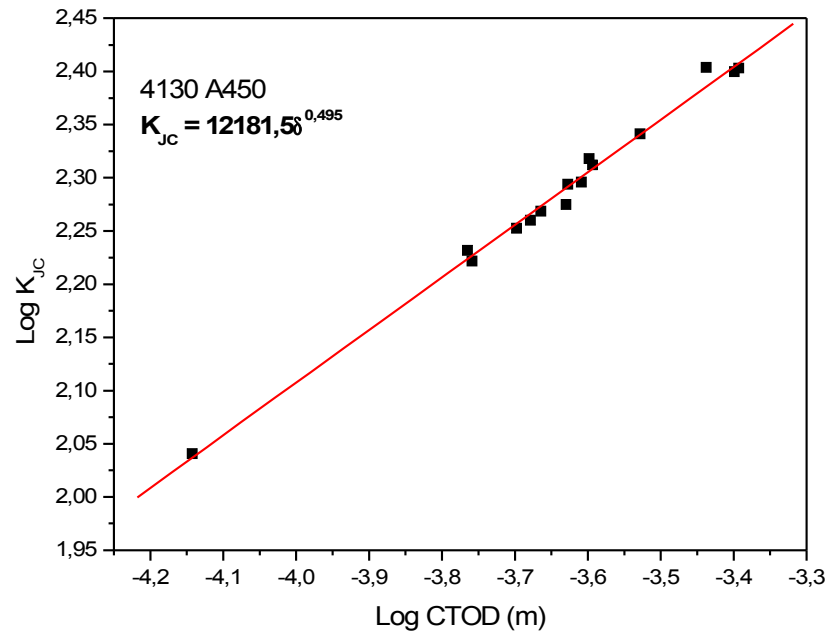


Figura 4.78 – Correlação entre o K_{JC} e CTOD para a condição 4130 A450 ensaiada - 65°C de acordo com a equação 4.10.



5. CONCLUSÕES

- As análises dos materiais no estado como fornecido evidenciaram que os aços ASTM A516 e API X70 apresentaram bandeamento associado a textura de laminação. O aço SAE 4130 não apresentou textura definida.
- O aço 4130 apresentou menor densidade de partículas de inclusões entre os três aços pesquisados. Este resultado pode ser atribuído ao processamento do material que, por ser uma liga aeronáutica, passou por rigoroso controle de impurezas.
- O aço API 5L X70 apresentou melhores propriedades mecânicas que o aço ASTM A516, tais como limite de resistência à tração e escoamento, e menor temperatura de transição. Tais vantagens poderiam ser justificadas devido à presença dos microligantes Ti, Nb e V e devido ao processo de laminação controlada que possibilitou a obtenção de microestruturas com granulação refinada.
- O aço API 5L X70 apresentou maior energia absorvida no ensaio Charpy quando comparado com o aço ASTM A516. No entanto os resultados mostraram acentuada dispersão de resultados para o aço API 5L X70. Esta dispersão está relacionada a delaminações que ocorre na superfície de fratura do material.
- Os corpos de prova Charpy pré-trincados apresentam vantagens com relação aos corpos de prova entalhados, propiciando menores dispersões de resultados, facilitando a determinação da temperatura de transição e podendo ser utilizado como uma estimativa para a previsão do comportamento do material em baixas temperaturas. A utilização de amostras com pré-trincas pode ser uma alternativa em situações onde ocorre delaminações.

-
- A recomendação da norma ASTM E1921-97 para a escolha da temperatura de ensaio deve ser revista considerando valores diferenciados da constante C em função do comportamento do material a ser ensaiado.
 - O aço 4130 A450, apresentou a melhor correlação entre resistência e tenacidade entre as microestruturas pesquisadas. Este comportamento deve estar associado a rota de tratamento térmico aplicada a esta condição. O tratamento de austêmpera possibilita a formação de bainita que, tradicionalmente, é conhecida por apresentar elevados valores de tenacidade.
 - Os resultados obtidos demonstraram a viabilidade de aplicação do método proposto pela ASTM para microestruturas multiconstituídas. No entanto a metodologia da Curva Mestra em materiais tratados termicamente deve ser conduzida de forma a se estabelecer parâmetros que considerem as modificações microestruturais sofridas pelo material.
 - A aplicação da metodologia para a condição ASTM A516 R350 com microestrutura martensítica revenida não apresentou confiabilidade nos resultados. Houve alta dispersão de resultados fazendo com que o coeficiente de Weibull estivesse muito abaixo do esperado. Este comportamento pode ser explicado pela reduzida condição de plasticidade a frente da trinca na região de ensaio para a microestrutura pesquisada.
 - As condições API X70 R16 e ASTM A516 R23 apresentaram o coeficiente m de Weibull acima do esperado. Este comportamento deve estar associado a temperatura de ensaio que teriam sido conduzidos dentro da região transição, mas em uma temperatura mais próxima da região de patamar inferior que proporciona menor dispersão de resultados.
 - Os valores de tenacidade baseados no CTOD podem ser relacionados aos valores obtidos para K de uma forma exponencial com coeficientes n em torno de 0,5.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudar a determinação da temperatura de referência da curva mestra utilizando a metodologia de ensaios em diversas temperaturas.
- Avaliar os parâmetros obtidos para o CTOD na região de transição utilizando modelamento por elementos finitos;
- Analisar a aplicação da metodologia proposta pela Curva Mestra em juntas soldadas

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABE, F.; KAYANO, H.; Effect of specimen size on ductile to brittle transition behavior of martensitic 9Cr steels after various heat treatments, *Journal of Nuclear Materials*, 232, p. 44-51, 1996.
- ANDERSON, T.L. ; STIENSTRA, D. ; DODDS, R.H. , JR. A Theoretical Framework for Addressing Fracture in the Ductile-Brittle Transition Region. In: *ASTM 24TH Symposium on Fracture Mechanics*, Gatlinburg, Tennessee, EUA, 1992.
- ANDERSON, T.L.; **Fracture mechanics fundamentals and applications, 2nd Edition Ed. CRC Press Whashington, 1994.**
- ASM HAND BOOK, Properties and Selection: Irons, steels and high performance alloys, ASM, 10th Edition, ASM, Ed. by American Society for metals, Materials Park, Ohio, p. 126-139, 1996.
- ASTM – American Society for Testing of Materials, A century of progress Early standards development and the origin of ASTM, in <http://www.astm.com/cgi-bin/SoftCart.exe/HISTORY/index.html?L+mystore+dcgt2881+1125424077> **2005.**
- ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS; *ANNUAL Book of ASTM Standards*, Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures. vol.03.01, 2006.
- ATKINS, M. Atlas of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels, American Society for Metals, ASM, p.44-58, 1980.

- BARSON, J.M; ROLFE,S.T.; ASTM STP 466,1970, P.281 in HERTZBERG, R.W., Transition Temperature Approach to Fracture Control - Deformation and fracture mechanics of engineering Materials, 3rd Edition, John Wiley & Sons, New York,1989
- BOWEN, P.; DRUCE, S.G.; KNOTT,J.F.; *Acta Metallurgica*, v. 35, 1987 in LEE et al, Effect of carbide distribution on the fracture toughness in the transition temperature region of an SA 508 steel, *Acta Materialia*, 50, p. 4755-4762, 2002.
- BRUMOVSKY, M. Results from the IEAP CRP on Máster Curve application to reactor pressure vessel material testing. Nuclear Research Institute REZ plc: Division of Integrity and Technical Engineering, Czech Republic, 7p., 1999
- CAMPOS, K. A. ; HOROVISTIZ, Ana Lúcia ; ROZA, J. E.; HEIN, L. R. O. . Quantitative fractography of profiles by digital image processing: analysis of a microalloyed steel at different microstructural conditions. *Acta Microscópica*, CIASEM, v. 9, n. Supl. A, p. 263-264, 2000.
- CHENG YAN, YIU-MING MAI, 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*, vol. 77, p 313-319, 2000.
- DAVIS, C. L., KING, J. E. Effect of cooling rate on intercritically reheated microstructure and toughness in high strength low alloy steel, *Materials Science and Technology*, v. 8, p.8-15, 1993.
- DeAQUINO, C. T. E., GUIMARAES, V. A., SANT'ANA, P. C., FERREIRA, I. Problemas Encontrados na Aplicação do Modelo FRAMTiC a um Aço Microligado ao Ti-Nb. In: *XV Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica*, 1999, Águas de Lindóia. Anais do XV Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica. CD,. 10p. 1999.
- DeAQUINO, C.T.E.; MIRANDA, C.A.J.; Avaliação experimental da integral J em aços de uso estrutural - Novos procedimentos e metodologias, *15th Brazilian Congress of Mechanical Engineering*, November, Águas de Lindóia, 10p, 1999.

- DOWLING, N.E.; Mechanical behavior of materials – Engineering methods for deformation, fracture, and fatigue, 2nd Edition, Prentice Hall, 1998.
- ECHEVERRIA, A.; RODRIGUEZ-IBADE, J. M.; Cleavage micromechanisms on microalloyed steels. Evolution with temperature of some critical parameters, *Scripta Materialia*, 50, p. 307-312, 2004.
- FERREIRA, I. Propriedades Mecânicas dos Materiais, Publicação interna da Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1997. 98p.
- FERREIRA, I. Tenacidade à fratura, em condições elasto-plásticas, das ligas de alumínio de alta resistência do tipo Al-6Zn-2Mg-XCu, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1987. 183p. Tese (Doutorado).
- FORTES, C.; ARAUJO, W.; Metalurgia da soldagem, Editado pela ESAB- BR <http://www.esab.com.br/literatura/apostilas/Apostila%20Metalurgia%20da%20Soldagem.pdf>, 2004.
- GUIMARÃES, V.A.; HEIN, L.R.O.; KURIKI, A.L.; Influence of microstructure in the impact behavior of precracked specimens in the brittle-ductile transition of high strength low alloy steels, *Proceedings o 3rd MRS Meeting*, p. 309, 2004.
- GUIMARAES, 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 Reserch*, Vol.4, no 3, p. 205-209, 2001.
- GUIMARAES, V. A., Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e no micromecanismo de fratura de um aço microligado com nióbio e titânio, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1997. 157p. Tese (Doutorado).
- HAUSILD, P.; BERDIN, C.; BOMPARD, P.; Prediction of cleavage fracture for a low-alloy steel in the ductile-to-brittle transition temperature range, *Materials Science and Engineering A*, 391, p. 188-197, 2005.

- HEERENS, J.; HELLMANN, D.; Development of the Euro fracture toughness dataset, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 69, p. 421-449, 2002
- HEERENS, J.; PFUFF, M.; HELLMANN, D.; ZERBST, U.; the lower bound toughness procedure applied to the Euro fracture toughness dataset, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 69, p. 483-495, 2002
- HEERENS, J.; READ, D.T.; CORNEC, A.; SCHWALBE, K.H. Interpretation of fracture toughness in the ductile-to-brittle transition region by fractographical observations. In: defect assessment in Components – Fundamentals and Applications. London, England: Mechanical Engineering Publications, 1991. ESIS/EGF9, p. 659-678
- HERTZBERG, R.W.(a), “Elements of dislocation theory” in Deformation and fracture mechanics of engineering Materials, 3rd Edition, John Wiley & Sons, New York, 1989
- HERTZBERG, R.W.(b), “Microstructural aspects of fracture toughness” in Deformation and fracture mechanics of engineering Materials, 3rd Edition, John Wiley & Sons, New York, 1989
- HERTZBERG, R.W.(c), “Transition temperature approach to fracture control” in Deformation and fracture mechanics of engineering Materials, 3rd Edition, John Wiley & Sons, New York, 1989
- HERTZBERG, R.W.(d), “Elements of Fracture Mechanics” in Deformation and fracture mechanics of engineering Materials, 3rd Edition, John Wiley & Sons, New York, 1989
- HIPPERT, E. Jr, RUGGIERI, C.; Avaliação de defeitos planares em dutos através de metodologia micromecânica, Boletim técnico Petrobrás, 46 (1/2): 1-20, jan./jun., 2003.
- HIPPERT, E. Jr., Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API X-70 e aplicação de curvas de resistência J- Δa para previsão de colapso em dutos Escola Politécnica da Universidade Estadual de São Paulo, 2004,. 142p. Tese (Doutorado)

- HUTCHINSON, J.W., Singular behavior at the end of the tensile crack in a hardening material, *Journal of Mechanics & Physics of Solids*, 16 (1). p. 13-31, 1968
- IPINA, J. E. P.; Mecânica de Fractura, 1ª Edição – Liberia y Editorial Alsina, 165p. 2004
- IRWIN, G. R. Analysis of stresses and strains near the end of a crack transversing a plate, Transactions, ASME, *Journal of Applied Mechanics*, v. 24, 1957.
- JACOBS, J. A., KILDUFF, T. F. – Engineering Materials and Technology, 3rd Edition, *Prentice Hall, Upper Saddle River, NJ*, 1996.
- JOYCE, J.A.; TREGONING, R.L. Development of the T_0 reference temperature from precracked Charpy specimens, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 68, p 861-894, 2001.
- KIM, S.; LEE, S. LEE, B.S.; Effects of grain size on fracture toughness in transition temperature region of Mn-Mo-Ni low-ally steels, *Materials Science and Engineering A*, vol. 359, p. 198-209, 2003.
- KIRK, M.; MITCHELL, M.; Potential roles for the master curve in regulatory application, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 78, p. 111-123, 2001.
- KLAUS, H., FRIEDRICH, H. Low Carbon Structural Steels - The key to economic constructions. *International Symposiuns on Low Carbon Steels for the 90's*, Ed by Asfahan, R. and Tither, G., The Minerals, Metals & Materials Society, Pittsburg, p.211-218, 1993.
- KÜHNE, K.; DÜNNEWALD, H.; DAHL, W.; Reasons for the appearance of separations in HSLA-steels. In *Proceedings of the 4th European Conference on Fracture*, Leoben – Austria, p. 328-334, 1982.
- KURISHITA et al; Speciment Size effects on ductile-brittle transition temperature in charpy impact testing, *Journal of Nuclear Materials* 329-323, p. 1107-1112, 2004

- LANDES, J.D.; SHAFFER, D.H. Statistical characterization of fracture in the transition region, in *Fracture Mechanics: 12th Conference*. Philadelphia, PA: American Society for Testing and materials, ASTM STP 700, p.368-382, 1980.
- LANDES, J.D. Predicting and Influencing Fracture Toughness of Steels in the Transition Region. *American Welding Institute: Louisville, Tennessee, EUA*,. (Document AWI CP-86-001) November, 1985.
- LANDES, J.D. The Effect of Size, Thickness and Geometry on Fracture Toughness in the Transition. *GKSS: Geesthacht, Alemanha*, (Report 92/E/43), 1992.
- LANDES, J.D. *Application of a J-Q Model for Fracture in the Ductile-Brittle Transition*, In: 27th NATIONAL SYMPOSIUM ON FRACTURE MECHANICS, Williamsburg, Va., EUA, June, 1995.
- LEE et al, Effect of carbide distribution on the fracture toughness in the transition temperature region of an SA 508 steel, *Acta Materialia*, 50, p. 4755-4762, 2002.
- MEKKAWY, M. F. et al. Effect of interrupted accelerated cooling on mechanical properties and structure of vanadium and titanium microalloyed steel bars, *Materials Science and Technology*, January, vol. 7, p. 28-36, 1991
- MERKLE, J.G., WALLIN,K. McCABE DE. Technical basis for na ASTM standard on determining the characterization temperature, T_0 , for ferritic steels in the transition range, *NUREG/CR-5504*, US Nuclear Regulatory Commission, Washington, DC, November, 1998
- MIRANDA, C.A.J., LANDES, J.D., Defining the confidence level in the reference temperature determination for a finite set of toughness, *Engineering Fracture mechanics*, vol. 68, pp. 1061-1076, (2001).
- MOSKOVIC, R.; Modelling of fracture toughness data in the ductile to brittle transition temperature region by statistical analysis, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 69, p. 511-530, 2002.
- NEALE, B.K.; An assessment of fracture toughness in the ductile to brittle transition regime using the Euro fracture toughness dataset, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 69, p. 497-509, 2002

- PELLINI, W.S.; PUZAK,P.; NRL report 5920, US. Naval Research Laboratory, 1963 in HERTZBERG, R.W., Deformation and fracture mechanics of engineering Materials, 3rd Edition, John Wiley & Sons, New York,1989.
- PINTO, T. B. *Propriedades mecânicas de um aço baixo carbono microligado com titânio e nióbio em algumas condições microestruturais*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1996, 87 p. Dissertação (Mestrado).
- RABELLO, E.G.; CRUZ, J.R.B.; GODEFROID, L.B.; Determinação da temperatura de referência (T₀) de um aço DIN15Mo3 normalizado e tratado termicamente, simulando uma ZTA, *Anais do XVI Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica – COBEM*, 9p., 2001
- RICE, J.R., ROSENGREN, C.F., Plane strain deformation near a crack tip in a power law hardening material, *Journal of Mechanics & Physics of Solids*, 16 (1). p. 1-12, 1968
- ROLFE, S. T., BARSON, J. M. Fracture and fatigue control in structures - applications of fracture mechanics, ed. by N. M. NEWMARK and W. J. HALL, Prentice-Hall, New Jersey, p. 516-557, 1971.
- ROSINSKI, S.T.; SERVER, W.L.; Application of the master curve in the ASME code, *International Journal of Pressure vessels and Piping*, vol. 77, pp. 591-598, 2000.
- RUGGIERI,C.; DODDS JR.,R.H.; WALLIN,K.; Constraint effects on reference temperatura, T₀, for ferritic steels in the transition region. *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 60, n. 1, pp19-36, 1998
- RUSS, J.C. “Image Measurements” in The Image Processing Handbook, 3rd Edition, CRC Press, North Carolina, p. 509-569,1998**
- SAKUMA, Y. MATLOCK D. K. KRAUSS, G. Effect of molybdenum on microstructure and mechanical properties of intercritically annealed and isothermally transformed low carbon steel, *Materials Science and Technology*, vol. 9, p. 718-724, 1993

- SIEURIN, H.; SANDSTROM, R.; Fracture toughness of a welded duplex stainless steel, *Engineering Fracture Mechanics*, v 73, p. 377-390, 2006
- SERPAN, C.Z.; RANDALL, P.N. Irradiation Effects in Reactor Pressure Vessel Steels: A Nuclear Regulatory Commission Perspective. In: *Fracture Mechanics 25th. Volume*. Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, ASTM STP 1220 p. 5-12, 1995.
- SHANMUGAM.P.; PATHAK,S.D.; Some studies on the impact behavior of banded microalloyed steel, *Engineering Fracture Mechanics*, vol.53, n.6, p. 991-1005, 1996.
- SHEN, D.D.; SONG, S.H.; YUAN, Z.X.; WENG, L.Q.; Effect of solute grain boundary segregation and hardness on the ductile-to-brittle transition for a Cr-Mo low-alloy steel, *Materials Science and Engineering A*, 394, p. 53-59, 2005.
- SILVA, R.V., Avaliação da tenacidade à fratura de soldas de alta resistência e baixa liga pelo método da integral $-J$, Dissertação de mestrado, Universidade de São Paulo – São Carlos, 1998.
- VAREDA, L. V. Avaliação das propriedades mecânicas de fadiga de baixo ciclo e alto ciclo e tenacidade à fratura de um aço inoxidável austenítico do sistema Cr-Mn-N, São Carlos: Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade Estadual de São Paulo, 233p. Tese (Doutorado), 1997
- WALLIN, K.; Master curve analysis of the “Euro” fracture toughness dataset, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 69, p. 451-481, 2002.
- WALLIN, K.; Quantifying T_{stress} controlled constraint by the master curve transition temperature T_0 , *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 68, pp 303-328, 2001.
- WALLIN, K.; PLANMAN,T.; VALO,M.; RINTAMAA,R. Applicability of miniature size bend specimens to determine the master curve reference temperature T_0 , *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 68, pp 1265-1296, 2001.

- WALLIN, K., Validity of small specimen fracture toughness estimates neglecting constraint effects. In Kirk, M, Bakker A., editors. Constraint effects in fracture theory and applications, vol.2. ASTM STP 1244, p.519-537, 1995.
- WALLIN, K. Methodology for selecting charpy toughness criteria for thin high strength steels, Jernkontorets forskning report from working group 4013/89, 1990
- WALLIN, K. The Size Effects in K_{IC} Results. *Engineering Fracture Mechanics*, vol.22, No.1, p.149-163, 1985.
- WALLIN, K. The Scatter in K_{IC} Results. *Engineering Fracture Mechanics*, vol.19, No.6, p.1085-1093, 1984.
- WEELS, A. A. Unstable crack propagation in metals - Cleavage and fast fracture, *Cranfield Crack Propagation Symposium*, 1, p.210 -218, 1961.
- WEIBULL, W., , A Statistical Distribution Function of Wide Applicability, *Journal of Applied Mechanics*, 1951.
- ZHANG, X.Z.; KNOTT, J.F. The statistical modeling of brittle fracture in homogeneous and heterogeneous steel microstructures, *Acta Metallurgica*, 48 p. 2135-2146, 2000.
- ZHAO, J. Continuous Cooling Transformation in Steels, *Materials Science and Technology*, vol. 8, November, p. 997-1003, 1992.

ANEXO 1

RESULTADOS DOS ENSAIOS DE MECÂNICA DA FRATURA

API X70 CF

E, MPa	P, MN	ao	(ao/w)	f(ao/w)	Ke	Je, MN/m	n (eta)	Ap, Nxm	BN, m	bo=w-a, m	Jp, MN/m	Jc, MN/m
207320	0,02750	0,01206	0,47480	8,95513	121,682	0,071419	2,27415	14,73	0,0127	0,01334	0,197726	0,269145
207320	0,02599	0,01148	0,45196	8,38597	107,706	0,055956	2,28607	6,1395	0,0127	0,01392	0,079393	0,135348
207320	0,02229	0,01219	0,47992	9,09120	100,127	0,048358	2,27148	2,7231	0,0127	0,01321	0,036869	0,085228
207320	0,02425	0,01144	0,45039	8,34883	100,044	0,048278	2,28689	3,7355	0,0127	0,01396	0,048184	0,096462
207320	0,02486	0,01199	0,47204	8,88323	109,146	0,057462	2,27559	9,9911	0,0127	0,01341	0,133498	0,19096
207320	0,02646	0,01183	0,46574	8,72230	114,064	0,062757	2,27888	22,965	0,0127	0,01357	0,303672	0,366428

- E = Módulo de Elasticidade
- P = Carga máxima obtida no ensaio
- ao = Tamanho inicial da trinca
- f(ao/w) = Fator de forma
- Ke = Fator de intensificação de tensão $[ke=(P/B.W^{0,5}) * f(a/W)]$
- Je = Componente elástica de J: $[Je=(K^2)/E]$
- n (eta) = Fator de rotação do corpo de prova: $[n=2+0,522 * (bo/W)]$
- Ap= Área abaixo da curva de carga x deslocamento do extensômetro
- BN= Espessura líquida do corpo de prova
- bo = Ligamento não trincado
- Jp = Componente plástica de J: $[Jp=(n * Ap)/(Bn.bo)]$
- Jc = Valor de J: $[Jc= Je + Jp]$

API X70 CF

			E (GPa)=	207,32	Bx(mm)=	12,7	b0(mm)=	12,7	N =	6		
		Tensao=	-95	r=	4	sys(MPa)=	464,86	Kjc(lim) (MPa)	201,9868			
CDP	r	Jc (J/m2)	E	Kjc	Soma	y1	x1	Kjc	Pf	LN(Kjc-20)	LN(LN(1/1-PF)))	
8	1	0,0852	4	85227,5	2,07E+11	132,9262	44032718	132,9262	0,109375	4,726734	-2,155616006	
11	2	0,0964	4	96461,9	2,07E+11	141,416	58843787	141,416	0,265625	4,799223	-1,175270415	
7	3	0,1353	4	135348,1	2,07E+11	167,5123	1,28E+08	167,5123	0,421875	4,993912	-0,601543551	
12	4	0,1909	4	190959,7	2,07E+11	198,9718	2,78E+08	198,9718	0,578125	5,187228	-0,147287035	
6	5	0,2691	4	269145	2,07E+11	201,9868	2,97E+08	236,2184	0,734375	5,376289	0,281917795	
13	6	0,3664	4	366428,4	2,07E+11	201,9868	2,97E+08	275,6228	0,890625	5,543703	0,794336831	
						KJmed=	186,2715					
						Soma	1,1E+09					
						K0=	202,2353					
						KJc(1T)=	159,8171					
						T-T0=	32,50692					
						T0=	-127,507					

E = Módulo de Elasticidade

Bx = Espessura líquida do corpo de prova

bo = Ligamento não trincado

Tensao = Temperatura de realização dos ensaios

r = Número de ensaios válidos

sys(MPa) = Tensão de escoamento

Jc = Valor de J: [Jc= Je + Jp]

Kjc = Valor de K calculado a partir de J de acordo com a equação 2.32

Kjc(lim) = Valor máximo de K utilizado na validação do ensaio de acordo com a equação 2.32

Ko = Valor de K calculado de acordo com a equação 2.33

KJc(1T) = Valor de K convertido para e espessura de uma polegada de acordo com a equação 2.36

T0 = Temperatura de referência

API X70 R16

E, MPa	P, MN	ao	(a/w)	f(a/w)	Ke	Je, MN/m	n	Ap	Bn	bo=w-a	Jp, MN/m	J, MN/m
117210	0,017892	0,01181	0,464961	8,702519	76,92715	0,050489	2,279291	2,232	0,0127	0,01359	0,029476	0,079965
117210	0,016545	0,01198	0,471654	8,873035	72,5296	0,044881	2,275797	1,323	0,0127	0,01342	0,017666	0,062547
117210	0,018812	0,01216	0,47874	9,059506	84,20191	0,060489	2,272098	3,747	0,0127	0,01324	0,050631	0,111121
117210	0,018254	0,01213	0,477559	9,02799	81,42082	0,05656	2,272714	2,828	0,0127	0,01327	0,038137	0,094697
117210	0,017241	0,01192	0,469291	8,812248	75,06228	0,048071	2,27703	1,858	0,0127	0,01348	0,024713	0,072783
117210	0,021586	0,01174	0,462205	8,633818	92,07762	0,072334	2,280729	7,6923	0,0127	0,01366	0,101129	0,173463
117210	0,022946	0,01149	0,452362	8,3953	95,17437	0,077281	2,285867	8,3875	0,0127	0,01391	0,108531	0,185812
117210	0,019995	0,01175	0,462598	8,643579	85,38932	0,062207	2,280524	4,1734	0,0127	0,01365	0,054902	0,117109
117210	0,016697	0,0118	0,464567	8,692651	71,7064	0,043868	2,279496	1,4738	0,0127	0,0136	0,019451	0,063319
117210	0,018748	0,01234	0,485827	9,252417	85,69948	0,06266	2,268398	4,9	0,0127	0,01306	0,067014	0,129675
117210	0,01903	0,01233	0,485433	9,241524	86,88987	0,064413	2,268604	5,1758	0,0127	0,01307	0,070739	0,135152
117210	0,020819	0,01169	0,460236	8,585269	88,30648	0,06653	2,281757	6,0849	0,0127	0,01371	0,079741	0,146271
117210	0,018831	0,01181	0,464961	8,702519	80,96547	0,055929	2,279291	2,8477	0,0127	0,01359	0,037607	0,093536
117210	0,017391	0,01179	0,464173	8,682802	74,6055	0,047487	2,279702	2,1802	0,0127	0,01361	0,028755	0,076242

API X70 R23

E, MPa	P, MN	ao	(a/w)	f(a/w)	Ke	Je, MN/m	n	Ap	Bn	bo=w-a	Jp, MN/m	J, MN/m
117210	0,017892	0,01181	0,464961	8,702519	76,92715	0,050489	2,279291	2,232	0,0127	0,01359	0,029476	0,079965
117210	0,016545	0,01198	0,471654	8,873035	72,5296	0,044881	2,275797	1,323	0,0127	0,01342	0,017666	0,062547
117210	0,018812	0,01216	0,47874	9,059506	84,20191	0,060489	2,272098	3,747	0,0127	0,01324	0,050631	0,111121
117210	0,018254	0,01213	0,477559	9,02799	81,42082	0,05656	2,272714	2,828	0,0127	0,01327	0,038137	0,094697
117210	0,017241	0,01192	0,469291	8,812248	75,06228	0,048071	2,27703	1,858	0,0127	0,01348	0,024713	0,072783
117210	0,021586	0,01174	0,462205	8,633818	92,07762	0,072334	2,280729	7,6923	0,0127	0,01366	0,101129	0,173463
117210	0,022946	0,01149	0,452362	8,3953	95,17437	0,077281	2,285867	8,3875	0,0127	0,01391	0,108531	0,185812
117210	0,019995	0,01175	0,462598	8,643579	85,38932	0,062207	2,280524	4,1734	0,0127	0,01365	0,054902	0,117109
117210	0,016697	0,0118	0,464567	8,692651	71,7064	0,043868	2,279496	1,4738	0,0127	0,0136	0,019451	0,063319
117210	0,018748	0,01234	0,485827	9,252417	85,69948	0,06266	2,268398	4,9	0,0127	0,01306	0,067014	0,129675
117210	0,01903	0,01233	0,485433	9,241524	86,88987	0,064413	2,268604	5,1758	0,0127	0,01307	0,070739	0,135152
117210	0,020819	0,01169	0,460236	8,585269	88,30648	0,06653	2,281757	6,0849	0,0127	0,01371	0,079741	0,146271
117210	0,018831	0,01181	0,464961	8,702519	80,96547	0,055929	2,279291	2,8477	0,0127	0,01359	0,037607	0,093536
117210	0,017391	0,01179	0,464173	8,682802	74,6055	0,047487	2,279702	2,1802	0,0127	0,01361	0,028755	0,076242

ASTM A516CF

E, MPa	P, MN	ao	(a/w)	f(a/w)	Ke	Je, MN/m	n	Ap	Bn	bo=w-a	Jp, MN/m	J, MN/m
211510	0,01824	0,01142	0,449606	8,330356	75,0683	0,026643	2,287306	3,4586	0,0127	0,01398	0,044557	0,0712
211510	0,017538	0,0114	0,448819	8,311943	72,01983	0,024523	2,287717	1,5927	0,0127	0,014	0,020493	0,045016
211510	0,017885	0,01184	0,466142	8,732228	77,16151	0,028149	2,278674	4,9704	0,0127	0,01356	0,065767	0,093917
211510	0,018817	0,01184	0,466142	8,732228	81,17941	0,031157	2,278674	6,201	0,0127	0,01356	0,08205	0,113208
211510	0,017894	0,01214	0,477953	9,038476	79,90462	0,030187	2,272509	5,8053	0,0127	0,01326	0,07834	0,108526
211510	0,019572	0,01163	0,457874	8,527577	82,45795	0,032147	2,28299	14,8951	0,0127	0,01377	0,194451	0,226597
211510	0,01862	0,01165	0,458661	8,54674	78,62607	0,029228	2,282579	7,4629	0,0127	0,01375	0,09755	0,126778
211510	0,018806	0,01188	0,467717	8,772092	81,50545	0,031408	2,277852	3,7981	0,0127	0,01352	0,050386	0,081794

ASTM A516 R23

E, MPa	P, MN	ao	(a/w)	f(a/w)	Ke	Je, MN/m	n	Ap	Bn	bo=w-a	Jp, MN/m	J, MN/m
119800	0,019021	0,01177	0,463386	8,663155	81,41234	0,055325	2,280113	3,3581	0,0254	0,01363	0,022117	0,077442
119800	0,021537	0,01156	0,455118	8,461035	90,02955	0,067657	2,284428	11,6844	0,0254	0,01384	0,07593	0,143587
119800	0,019796	0,0114	0,448819	8,311943	81,29224	0,055162	2,287717	4,2678	0,0254	0,014	0,027456	0,082619
119800	0,018985	0,01149	0,452362	8,3953	78,74547	0,05176	2,285867	5,30399	0,0254	0,01391	0,034316	0,086076
119800	0,022707	0,01194	0,470079	8,832436	99,08803	0,081957	2,276619	16,9424	0,0254	0,01346	0,11282	0,194777
119800	0,020443	0,01187	0,467323	8,762099	88,49969	0,065377	2,278057	10,3906	0,0254	0,01353	0,068877	0,134254
119800	0,018381	0,01193	0,469685	8,822333	80,11961	0,053582	2,276824	3,0765	0,0254	0,01347	0,020473	0,074055
119800	0,020483	0,01169	0,460236	8,585269	86,88134	0,063008	2,281757	5,5098	0,0254	0,01371	0,036102	0,09911
119800	0,019779	0,01168	0,459843	8,575612	83,80199	0,058621	2,281962	5,3089	0,0254	0,01372	0,034764	0,093384
119800	0,022723	0,01169	0,460236	8,585269	96,38222	0,077542	2,281757	11,1349	0,0254	0,01371	0,07296	0,150502
119800	0,019755	0,01149	0,452362	8,3953	81,93876	0,056043	2,285867	6,6979	0,0254	0,01391	0,043334	0,099377
119800	0,021	0,01169	0,460236	8,585269	89,07354	0,066228	2,281757	10,2917	0,0254	0,01371	0,067435	0,133663
119800	0,020526	0,01182	0,465354	8,712404	88,35283	0,06516	2,279085	6,4527	0,0254	0,01358	0,042635	0,107796

ASTM A516 R23

				E (GPa)=	119,8	Bx(mm)=	12,7	b0(mm)=	12,7									
				Tensao=	-50	r=	13	sys(MPa)=	535,38									
						N=	13	Kjc(lim) =	164,7786									
CDP	J (MPa.m)	r	Jc (J/m2)	E		Kjc	Soma	y1	x1	Kjc	Pf	LN(kjc-20)	LN(LN(1/1-PF)))					
9	0,074055	13	74055,41	1,2E+11	94,19044	2386825	2386825	-1,21643	4,306635	94,19044	0,052239	4,306635	-2,925223234					
3	0,077442	13	77441,99	1,2E+11	96,32004	2672903	2672903	-1,10323	4,334936	96,32004	0,126866	4,334936	-1,99756029					
5	0,082619	13	82618,63	1,2E+11	99,48725	3144986	3144986	-0,94059	4,375597	99,48725	0,201493	4,375597	-1,491606142					
6	0,086076	13	86075,7	1,2E+11	101,5474	3483925	3483925	-0,83824	4,401184	101,5474	0,276119	4,401184	-1,129704207					
11	0,093384	13	93384,45	1,2E+11	105,7708	4263696	4263696	-0,63626	4,451678	105,7708	0,350746	4,451678	-0,839487848					
10	0,09911	13	99110,3	1,2E+11	108,9652	4935253	4935253	-0,48999	4,488245	108,9652	0,425373	4,488245	-0,59052854					
13	0,099377	13	99377,07	1,2E+11	109,1117	4967853	4967853	-0,48341	4,489891	109,1117	0,5	4,489891	-0,366512921					
15	0,107796	13	107795,7	1,2E+11	113,6394	6057091	6057091	-0,28517	4,539452	113,6394	0,574627	4,539452	-0,156901171					
14	0,133663	13	133662,8	1,2E+11	126,5417	10150974	10150974	0,231174	4,668537	126,5417	0,649254	4,668537	0,046589839					
8	0,134254	13	134254,2	1,2E+11	126,8213	10257959	10257959	0,241658	4,671158	126,8213	0,723881	4,671158	0,252253233					
4	0,143587	13	143587,2	1,2E+11	131,1554	12026848	12026848	0,400746	4,71093	131,1554	0,798507	4,71093	0,47125468					
12	0,150502	13	150501,9	1,2E+11	134,2763	13435506	13435506	0,511505	4,738619	134,2763	0,873134	4,738619	0,724949317					
7	0,194777	13	194777	1,2E+11	152,7556	24470388	24470388	1,111068	4,88851	152,7556	0,947761	4,88851	1,082459075					
					KJcmed=	111,7499												
					Soma	1,02E+08												
					K0=	120,5588												
					KJc(1T)=	97,15216												
					T-T0=	-2,18601												
					T0=	-47,814												

ASTM A516 R350

E, MPa	P, MN	ao	(a/w)	f(a/w)	Ke	Je, MN/m	n	Ap	Bn	bo=w-a	Jp, MN/m	J, MN/m
205500	0,025891	0,0122	0,480315	9,101806	116,4281	0,065964	2,271276	2,4913	0,0127	0,0132	0,033753	0,099717
205500	0,029966	0,01195	0,470472	8,842558	130,9144	0,083399	2,276413	3,1121	0,0127	0,01345	0,041474	0,124874
205500	0,02798	0,01176	0,462992	8,653359	119,6211	0,069631	2,280318	24,3312	0,0127	0,01364	0,320288	0,389919
205500	0,030703	0,01202	0,473228	8,913935	135,2166	0,088971	2,274975	18,2171	0,0127	0,01338	0,243891	0,332862
205500	0,034226	0,0117	0,46063	8,594945	145,3377	0,102789	2,281551	13,5583	0,0127	0,0137	0,177792	0,28058
205500	0,022214	0,01145	0,450787	8,358093	91,73047	0,040946	2,286689	0,582	0,0127	0,01395	0,007512	0,048458
205500	0,021416	0,01391	0,547638	11,2725	119,2721	0,069226	2,236133	2,9907	0,0127	0,01149	0,04583	0,115055
205500	0,026559	0,01253	0,493307	9,463445	124,1789	0,075038	2,264494	1,7646	0,0127	0,01287	0,024448	0,099486
205500	0,026503	0,01169	0,460236	8,585269	112,4148	0,061494	2,281757	17,086	0,0127	0,01371	0,223907	0,285402
205500	0,034865	0,01153	0,453937	8,432765	145,2597	0,102678	2,285045	14,1549	0,0127	0,01387	0,183621	0,286299
205500	0,032656	0,01152	0,453543	8,423375	135,9015	0,089875	2,28525	25,2749	0,0127	0,01388	0,327665	0,41754

4130 CF

E, MPa	P, MN	Ao, m	(ao/w)	f(ao/w)	Ke	Je, MN/m	n (eta)	Ap, Nxm	BN, m	bo=w-a, m	Jp, MN/m	J, MN/m
191960	0,026363	0,012096	0,47622	8,992487	117,1247	0,071464	2,273413	12,54385	0,0127	0,013304	0,168781	0,240245
191960	0,023905	0,011724	0,461575	8,618235	101,7872	0,053973	2,281058	4,21026	0,0127	0,013676	0,055295	0,109267
191960	0,025815	0,011736	0,462047	8,629918	110,0677	0,063112	2,280811	9,3018	0,0127	0,013664	0,122257	0,185369
191960	0,0257	0,011895	0,468307	8,787116	111,5715	0,064848	2,277544	5,98962	0,0127	0,013505	0,079537	0,144385
191960	0,026083	0,011564	0,455276	8,464816	109,0812	0,061985	2,284346	12,98476	0,0127	0,013836	0,168804	0,230789
191960	0,024386	0,012148	0,478268	9,046879	108,999	0,061892	2,272344	6,93786	0,0127	0,013252	0,093673	0,155565
191960	0,022483	0,01236	0,486614	9,274265	103,0201	0,055288	2,267987	6,45893	0,0127	0,01304	0,088454	0,143743
191960	0,02647	0,011594	0,456457	8,493254	111,0745	0,064271	2,28373	13,38544	0,0127	0,013806	0,174343	0,238615
191960	0,02054	0,012678	0,499134	9,633385	97,76179	0,049788	2,261452	1,60821	0,0127	0,012722	0,02251	0,072298
191960	0,022817	0,012588	0,495591	9,529448	107,4252	0,060118	2,263302	7,26642	0,0127	0,012812	0,101075	0,161192
191960	0,024182	0,011606	0,456929	8,504671	101,6085	0,053784	2,283483	5,38151	0,0127	0,013794	0,070147	0,12393
191960	0,024355	0,012276	0,483307	9,183066	110,4993	0,063608	2,269714	18,98191	0,0127	0,013124	0,258488	0,322096
191960	0,02485	0,011818	0,465276	8,710425	106,9415	0,059577	2,279126	7,53236	0,0127	0,013582	0,099525	0,159102
191960	0,022811	0,012856	0,506142	9,844585	110,9471	0,064124	2,257794	18,80211	0,0127	0,012544	0,266472	0,330596

4130 A450

E, MPa	P, MN	ao	(ao/w)	f(ao/w)	Ke	Je, MN/m	n (eta)	Ap, Nxm	BN, m	bo=w-a, m	Jp, MN/m	J, MN/m
206970	0,022002	0,012186	0,479764	9,086965	98,77755	0,047142	2,271563	19,43579	0,0127	0,013214	0,263081	0,310223
206970	0,019873	0,012326	0,485276	9,237173	90,69494	0,039743	2,268686	19,36908	0,0127	0,013074	0,26465	0,304392
206970	0,019462	0,012264	0,482835	9,170157	88,17658	0,037566	2,26996	12,18965	0,0127	0,013136	0,16586	0,203427
206970	0,020895	0,011814	0,465118	8,706471	89,88117	0,039033	2,279208	14,65701	0,0127	0,013586	0,193613	0,232646
206970	0,02066	0,011602	0,456772	8,500862	86,76869	0,036376	2,283565	13,24603	0,0127	0,013798	0,172615	0,208992
206970	0,019992	0,01204	0,474016	8,934499	88,24962	0,037629	2,274564	20,2697	0,0127	0,01336	0,271729	0,309357
206970	0,019299	0,011956	0,470709	8,84864	84,37009	0,034393	2,27629	9,90353	0,0127	0,013444	0,132034	0,166427
206970	0,018753	0,012212	0,480787	9,114559	84,44758	0,034456	2,271029	7,82304	0,0127	0,013188	0,106076	0,140532
206970	0,019071	0,011806	0,464803	8,698569	81,95865	0,032455	2,279373	10,52024	0,0127	0,013594	0,138896	0,171351
206970	0,01955	0,012076	0,475433	8,971707	86,65586	0,036282	2,273824	11,22526	0,0127	0,013324	0,150839	0,187121
206970	0,016653	0,012378	0,487323	9,294001	76,46517	0,02825	2,267617	2,1931	0,0127	0,013022	0,030071	0,058321
206970	0,020399	0,0118	0,464567	8,692651	87,60774	0,037083	2,279496	11,512	0,0127	0,0136	0,151931	0,189014
206970	0,01833	0,012208	0,48063	9,110304	82,50387	0,032888	2,271111	9,39247	0,0127	0,013192	0,127322	0,16021
206970	0,019813	0,011826	0,465591	8,718344	85,34065	0,035189	2,278962	9,04831	0,0127	0,013574	0,119617	0,154806
206970	0,017635	0,012314	0,484803	9,22414	80,36852	0,031208	2,268933	7,54283	0,0127	0,013086	0,102978	0,134186

