



Universidade Federal
do Rio de Janeiro

Escola Politécnica

PREDIÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA ATRAVÉS DA MASTER CURVE

Rafael Cony Taboadella Gomes

Projeto de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia de Materiais da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Engenheiro.

Orientador: Hector Guillermo Kotik

Coorientador: Juan Elías Perez Ipiña

Rio de Janeiro
Setembro de 2020

PREDIÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA ATRAVÉS DA MASTER CURVE

Rafael Cony Taboadella Gomes

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO PARA OBTENÇÃO DE GRAU DE ENGENHEIRO DE MATERIAIS.

Examinado por:

Dr-Ing. Hector Guillermo Kotik

Dr. Juan Elías Perez Ipiña

Ph.D. Celio Albano da Costa Neto

M.Sc. Daniel Correia Freire Ferreira

RIO DE JANEIRO – RJ, BRASIL

SETEMBRO de 2020

Gomes, Rafael Cony Taboadella

Predição da Tenacidade à Fratura Através da Master Curve/
Rafael Cony Taboadella Gomes – Rio de Janeiro: UFRJ/ ESCOLA
POLITÉCNICA, 2020.

XII, 60p.:il.; 29,7 cm

Orientadores: Hector Guillermo Kotik / Juan E. Perez Ipiña

Projeto de Graduação – UFRJ/Escola Politécnica/ Curso de
Engenharia de Materiais, 2020.

Referências Bibliográficas: p. 61 – 62.

1. Fratura 2. Transição Dúctil-Frágil 3. Master Curve I. Kotik, Hector Guillermo. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, UFRJ, Engenharia de Materiais. III. Predição da Tenacidade à Fratura através da Master Curve

Dedico ao universo por me transformar num amante das ciências exatas e aos meus pais, que me tornaram capaz de enfrentar todos os desafios da vida.

AGRADECIMENTOS

Agradeço meus pais, Paulo Roberto e Andrea Cony, por me tornarem botafoguense, por todo o suporte durante a minha vida, por sempre apoiarem minhas decisões e estarem ao meu lado em quaisquer situações. São a minha base e referência.

A todos os meus familiares, avó, tios, primos e parentes em geral. Em especial: Renato Cony, Natália Cony, Caroline Cony, Bruna Cony, André Cony, Aline Cony, Alice Cony, Leda Maria, Isa Rosa, Ciro Brollo e Nair Bastos.

A minha namorada, Clara Rocha, com quem compartilho os momentos mais especiais, e por ser quem sempre me ouve, me motiva e me faz feliz.

A todos os integrantes do LaMeF e do LaCom, que me acolheram tão bem para essa caminhada final. Em especial, ao professor e amigo Hector Kotik, por toda a paciência para sanar minhas dúvidas e me orientar, e ao professor Juan Ipiña por propor o tema desse trabalho e aceitar ser o coorientador.

Aos meus muitos amigos: obrigado por todas as resenhas, risadas, conversas e conselhos. Em especial: Víctor Hugo, Matheus Moraes e Gabriel Dezan que durante esses anos viraram noites estudando comigo e contribuíram demais para o meu conhecimento e êxito na conclusão do curso. Um agradecimento especial também para Gabriel Machado, por tudo que sua amizade representa para mim.

A todos que participaram, direta ou indiretamente, do time “MetalMat Fut” e do “Quiosque da MetalMat”.

Fica o registro da minha gratidão a todos vocês por tornarem isso possível.

Resumo do Projeto de Graduação apresentado à Escola Politécnica/ UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção de grau de Engenheiro de Materiais.

PREDIÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA ATRAVÉS DA MASTER CURVE

Rafael Cony Taboadella Gomes

Setembro de 2020

Orientador: Hector Guillermo Kotik

Co-orientador: Juan Elías Perez Ipiña

Curso: Engenharia de Materiais

A Master Curve é uma curva universal de aplicação na transição dúctil-frágil de aços ferríticos, perlíticos e bainíticos que permite estimar a tenacidade à fratura a partir de uma temperatura definida, T_0 . Os eixos do gráfico dessa curva são: tenacidade à fratura na ordenada e a diferença da temperatura de teste (T_i) para a temperatura de referência (T_0) na abscissa. O importante parâmetro, a T_0 , é sinalizado pela Master Curve como o ponto correspondente da abscissa quando $K_{Jc} = 100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$, para uma espessura de 25mm. Além disso, a curva adota os modelos matemáticos de Weibull de três parâmetros e a teoria de *Weakest Link* para fratura frágil para levar em conta a dispersão de resultados e o efeito de tamanho dos corpos de prova. O presente trabalho consiste na avaliação da faixa de intervalo de censura dos jogos da norma ASTM E1921-19b avaliando os mais de 700 testes realizados pelo Euro Data Set pela ESIS, pelos critérios de J_{max} , Δa_{max} e múltiplos sítios iniciadores de clivagem. A ASTM E1921-19b tem como objetivo a determinação de uma T_0 numa região de transição para aços ferríticos através da modelagem de uma Master Curve cuja equação foi determinada por dados experimentais e assim prever a região de transição do material. Os resultados encontrados indicam que a norma apresenta um caráter conservador já que ela exclui jogos validados pelos critérios adotados.

Palavras-Chave: Master Curve, Transição Dúctil-Frágil, Tenacidade à Fratura, Aços Ferríticos

Abstract of Undergraduate Project presented to POLI/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Materials Engineer.

PREDICTION OF FRACTURE TOUGHNESS THROUGH THE MASTER CURVE

Rafael Cony Taboadella Gomes

September of 2020

Advisor: Hector Guillermo Kotik

Co-advisor: Juan Elías Perez Ipiña

Course: Materials Engineering

The Master Curve is a universal transition curve that allows to estimate fracture toughness from a defined temperature, in the ductile to brittle transition (DBT) for ferritic, pearlitic and bainitic steels. The axes of the graph of this curve are defined by fracture toughness on vertical axis and the difference between the test temperature (T_i) and the reference temperature (T_o) on horizontal axis. An important definition is the Reference Temperature (T_o) that is signaled by Master Curve as the corresponding point of the abscissa when $K = 100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$, for specimen with thickness equal a 25mm, in addition, the curve adopt the Three Parameters Weibull distribution math model and on the weakest link theory for brittle fracture to describe the scatter from data and the size effect. The present work consists of the assessment of the range of censorship interval of the games of the standard ASTM E1921-19b evaluated the more than 700 tests performed by Euro Data Set by ESIS, by the criteria of J_{max} , Δa_{max} and multiple cleavage initiator sites. The dispersion of results by the effect of the size of the specimen based on the resolutions of the ASTM E1921-19b standard, which aims to determine a reference temperature (T_o) in a transition region for ferritic steels through the modeling of a Master Curve whose equation was provided by experimental data and thus predict the transition region of the material. The results found indicate that the standard has a conservative character since it excludes validated datas by the adopted criteria.

Keywords: Master Curve, ductile-brittle transition, fracture toughness, Ferritic Steels

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1 Mecânica da Fratura	5
2.1.1 Conceitos Gerais	5
2.1.2 Mecânica da Fratura Linear Elástica	5
2.1.3 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica	6
2.2 Distribuição de Weibull	11
2.2.1 Função de Probabilidade Acumulada	11
2.2.2 Densidade de Probabilidade	14
2.3 Weakest Link	15
2.4 A relação da Distribuição de Weibull com a Teoria de Weakest Link	16
2.5 A Master Curve ASTM E1921	16
2.6 Ligas para Indústria Nuclear	22
2.6.1 Fragilização por Irradiação	23
2.7 Materiais e Amostras	26
2.8 Obtenção dos Dados de Teste	28
2.8.1 Pré-trincamento	28
2.8.2 Medição de Carregamento e Deslocamento	29
2.8.3 Temperatura de Teste	29
2.8.4 Marcação de Crescimento Estável de Trinca	30
2.8.5 Determinação da Integral J	30
2.8.6 Testes de Tensão	31
2.8.7 Investigação por Fractografia	31
2.8.8 Detecção de Iniciadores de Clivagem	31
3. MATERIAIS E MÉTODOS	33
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	38
4.1 $T_i = -154\text{ °C}$	39
4.2 $T_i = -91\text{ °C}$	40
4.3 $T_i = -60\text{ °C}$	42
4.4 $T_i = -40\text{ °C}$	44
4.5 $T_i = -20\text{ °C}$	47
4.6 $T_i = 0\text{ °C}$	50
4.7 $T_i = +20\text{ °C}$	53
4.8 Discussões Gerais	56
5. CONCLUSÕES	59
6. SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	60
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	61
ANEXO A – PROPOSTA DE RETIFICAÇÃO DA NORMA	63
ANEXO B - DESCRIÇÃO DO EURO DATA SET	64

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química da liga DIN 22NiMoCr37 [12]	27
Tabela 2 - Valor de β . Adaptado de [7]	35
Tabela 3 – Resumo dos jogos e suas características	38
Tabela 4 – Euro Data Set. Adaptado de [12]	64

LISTA DE FIGURAS

Fig. 1 - Transição dúctil-frágil.....	2
Fig. 2 - Tipos de arranjo cristalinos e suas respectivas curvas de transição. Adaptado de [2].....	3
Fig. 3 - Abordagem da Mecânica da Fratura.....	5
Fig. 4 - CTOD. Adaptado de [1].	7
Fig. 5 - Um possível caminho de integração Γ [1].....	8
Fig. 6 - Densidade de energia de deformação: (a) material com comportamento elastoplástico e (b) material com comportamento linear elástico.....	8
Fig. 7 - A Curva de resistência J-R [6].....	10
Fig. 8 - Função Probabilidade Acumulada de Weibull.....	12
Fig. 9 - Comportamento da função de Weibull para $\beta=1$	13
Fig. 10 - Função de Weibull para $\beta =2$, $\beta =3$ e $\beta =4$	13
Fig. 11 - Gráfico ampliado da função de Weibull da Fig. 10.	14
Fig. 12 - Densidade de Probabilidade da função de Weibull para diferentes valores do parâmetro de escala. Adaptado de [20].....	15
Fig. 13 - (a) Compact Tension Specimen (C(T)). (b) Dimensões de um C(T) de 0,5T. Adaptado de [12].	20
Fig. 14 - DC(T). Adaptado de [7].....	21
Fig. 15 - SE(B). Adaptado de [7].....	21
Fig. 16 - Diagrama Fe-C. Adaptado de [2].	22
Fig. 17 - Comparação de curvas de materiais sem radiação e materiais que foram expostos a radiação. Adaptado de [14].	24
Fig. 18 - Deslocamento da MC para exposição de radiação de nêutrons [15].....	24
Fig. 19 - Vaso de pressão de reator no instante após a falha [16].....	26
Fig. 20 - Segmento de anel do material DIN 22NiMoCr37 fragmentado em partes [12].	27
Fig. 21 - Corpos de prova distribuídos em bloco, sub-blocos e posições. Adaptado de [12].....	28
Fig. 22 - Instrumentação Clip-gage de Fratura.....	29
Fig. 23 - Definindo a área plástica para cálculo de J_p [7].....	30
Fig. 24 - Sítio iniciador de clivagem. Adaptado de [12].	32
Fig. 25 - Múltiplos sítios iniciadores de clivagem. Adaptado de [12].	32
Fig. 26 - Disposição dos dados experimentais numa planilha. Teste feito em 1T C(T) numa temperatura de ensaio de -60°C , realizado no laboratório GKSS.....	33
Fig. 27 - Tabela com valores de J convertidos em K.....	34
Fig. 28 - Valores de Z-Score.	36
Fig. 29 - MC com as margens de tolerância e a margem de ajuste. Adaptado de [1].	36
Fig. 30 - Dispersão de resultados para os testes de -154°C . Adaptado de [12].	39
Fig. 31 - Dispersão de resultados para os testes de -91°C . Adaptado de [12]	40
Fig. 32 - (a) Master Curve para 0,5T em -91°C (b) Ampliação na região de dispersão	41
Fig. 33 - (a) Master Curve para 1T em -91°C (b) Ampliação na região de dispersão.	41
Fig. 34 - (a) Master Curve e Margens para 2T em -91°C (b) Ampliação na região de dispersão	42
Fig. 35 - (a) Master Curve para 4T em -91°C (b) Ampliação da região de dispersão.	42
Fig. 36 - Dispersão de resultados para os testes de -60°C . Adaptado de [12].	43
Fig. 37 - Dispersão de resultados para os testes de -40°C . Adaptado de [12].	44

Fig. 38 - (a) Master Curve para 0,5T em -40 °C (b) Ampliação da região de dispersão	45
Fig. 39 - (a) Master Curve para 1T em -40 °C (b) Ampliação na região de dispersão.	46
Fig. 40 - (a) Master Curve para 2T em -40 °C (b) Ampliação na região de dispersão.	46
Fig. 41 - Dispersão de resultados p/ os testes de -20°C. Adaptado de [12].	47
Fig. 42 - (a) Master Curve para 0,5T em -20 °C (b) Ampliação na região de dispersão	48
Fig. 43 - Master Curve para 1T em -20 °C (b) Ampliação na região de dispersão.....	49
Fig. 44 - (a) Master Curve para 2T em -20 °C (b) Ampliação na região de dispersão.	49
Fig. 45 - (a) Master Curve para 4T em -20 °C (b) Ampliação na região de dispersão.	50
Fig. 46 - Dispersão de resultados para os testes de 0°C. Adaptado de [12].	51
Fig. 47 - (a) Master Curve para 1T em 0 °C (b) Ampliação na região de dispersão	52
Fig. 48- (a) Master Curve para 2T em 0 °C (b) Ampliação na região de dispersão	52
Fig. 49- (a) Master Curve para 4T em 0 °C (b) Ampliação na região de dispersão	53
Fig. 50 - Dispersão dos Resultados para testes em +20°C. Adaptado de [12].	54
Fig. 51 - (a) Master para 2T em +20 °C (b) Ampliação na região de dispersão	55
Fig. 52 - (a) Master Curve para 4T em +20 °C (b) Ampliação na região de dispersão	55
Fig. 53 - Dispersão de T_i x T_o	57

LISTA DE ABREVIATURA, SIGLAS E SÍMBOLOS

Instituições

MetalMat – Departamento das Engenharias Metalúrgica e de Materiais

LaCom – Laboratório de Compósitos (Poli-COPPE/UFRJ)

LaMeF – Laboratório de Mecânica da Fratura (Poli-COPPE/UFRJ)

ASTM - *American Society for Testing and Materials*

API – *American Petroleum Institute*

ESIS – *European Structural Integrity Society*

Estrutura Cristalina

CFC – cúbica de face centrada

CCC – cúbica de corpo centrado

Distribuição de Weibull

α – Parâmetro de Escala

β – Inclinação

v – Parâmetro Limite

3P-W – Função de Weibull de 3 parâmetros

2P-W – Função de Weibull de 2 Parâmetros

Conceitos da Mecânica da Fratura

MFLE – Mecânica da Fratura Linear-elástica

MFEP – Mecânica da Fratura Elasto-plástica

CTOD – *Crack Tip Opening Displacement*

J – Conceito de integral J

K – Fator de Intensidade de Tensões

K_{IC} – Tenacidade à Fratura

K_{JC} – Valor de tenacidade à fratura convertido de J_c

DBT – *Ductile to Brittle Transition* (Transição Dúctil-Frágil)

DBTT - *Ductile to Brittle Transition Temperature*

Master Curve

MC – Master Curve

To – Temperatura de Referência

Ti – Temperatura de Teste

LB – Limite Inferior (*Lower Bound*)

Aços e Ligas

TSM – *Tempered Martensitic Steels* (Aços Martensíticos Revenidos)

Corpos de Prova

CP – Corpo de Prova

C(T) - *Compact Tension Specimen*

DC(T) – *Disk-shaped Compact Tension Specimen*

SE(B) – *Single-edge Notched Bend Specimen*

a_0 – Comprimento Inicial de Trinca

W – Largura

B - Espessura

1. Introdução

A mecânica da fratura é uma área de estudo voltada para a nucleação e propagação de trincas (também chamadas de fissuras) e outros defeitos em resposta a aplicação de uma tensão, combinada a tenacidade à fratura do material, esse crescimento de trincas de maneira instável, pode causar uma fratura ao material [1], [2]. A fratura consiste na separação de um corpo em duas ou mais partes e a aplicação de tensões, parte do estudo de fratura, pode ser por: tração, compressão, cisalhamento ou combinação entre os tipos. Essas tensões ainda podem ser por fadiga – quando expostos a carregamentos cíclicos. Fluência que é a deformação que ocorre durante um determinado tempo e geralmente sob temperaturas elevadas, e por corrosão sob tensão. Já a tenacidade é uma propriedade do material [2]. Considera-se a fratura de metais em dois tipos: dúctil e frágil e a diferenciação entre elas se dá por conta da deformação plástica [2].

A fratura dúctil é observada com a presença de uma deformação plástica apreciável, gerando deformação permanente no corpo e depois o rompimento, enquanto a fratura frágil ocorre sem nenhuma deformação plástica apreciável e através de uma rápida propagação de trinca. Numa análise microscópica, a diferenciação dos tipos de fratura também pode ser dada pelos mecanismos de fratura, muitos materiais fraturam de forma dúctil pelo mecanismo de nucleação, crescimento e coalescência de micro cavidades que são geralmente formadas a partir de partículas de intermetálicos, precipitados e contornos de grão. Já a fratura frágil ocorre pelo mecanismo de clivagem, que é a separação de planos atômicos ao longo de planos cristalinos [3].

A propagação instável de trinca e a tensão aplicada ao material estão relacionadas pela tenacidade à fratura, que é uma propriedade que mede a resistência do material ao crescimento de trinca quando há uma trinca presente [1].

Existem diversos tipos de ensaios padronizados para medir a tenacidade à fratura de um material, muitos desses métodos-padrão são desenvolvidos pela *American Society for Testing and Materials* (ASTM), como por exemplo as normas ASTM E399 e ASTM E1820 [4], [5]. Antes de categorizar a mecânica da fratura como uma disciplina científica eram realizados ensaios de impacto para determinar as características de fratura, como exemplo o ensaio de Charpy [2]. Ensaio por impacto, não possuem tanta relevância para projeto já que seus valores absolutos não possuem significados expressivos para análise quantitativa e são ensaios comparativos que indicam a presença de transição dúctil-frágil nos materiais [2]. Além disso, vale citar que

esse ensaio possui limitações tais como velocidade de aplicação de carga e a presença de entalhe nos corpos de prova a serem testados, ao invés de possuírem trinca.

A transição dúctil-frágil está relacionada com a dependência de energia de absorção em relação à temperatura e pode exemplificar graficamente qual o tipo de fratura que o metal pode vir a sofrer em determinada situação. O ensaio mais popular para caracterizar a transição dúctil-frágil é o ensaio de Charpy que é um teste de impacto que mede a energia absorvida na quebra de um corpo de prova entalhado, esse ensaio é capaz de determinar se um material apresenta transição dúctil-frágil com a diminuição da temperatura como na Figura 1, onde o patamar inferior caracteriza uma fratura frágil e o patamar superior é caracterizado pela fratura dúctil [2]. Mais que isso, a transição dúctil-frágil investiga a região na qual ocorre a mudança de um maior percentual de clivagem para um maior percentual de cisalhamento, em outras palavras, no patamar inferior só é observado fratura pelo fenômeno de clivagem, na transição se observa uma diminuição do percentual de clivagem e um aumento da porcentagem de cisalhamento, até o patamar superior onde não é mais observado nenhum tipo de clivagem, apenas cisalhamento [2].

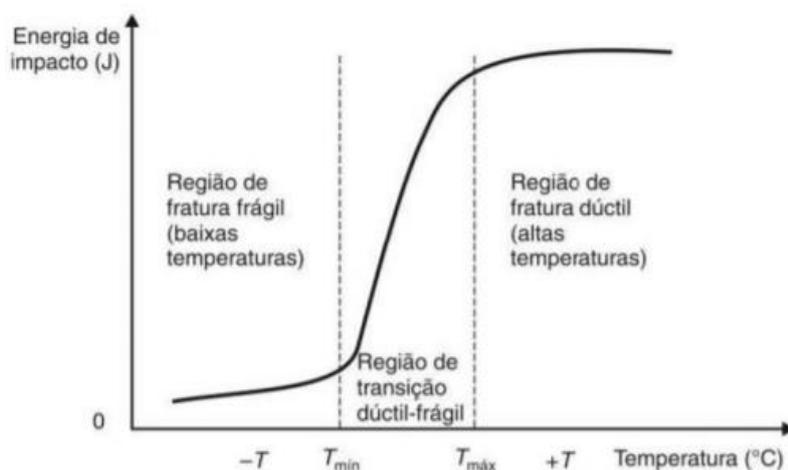


Fig. 1 - Transição dúctil-frágil.

Para muitas ligas e seus diferentes tipos de estrutura cristalina existe uma faixa de temperatura na qual ocorre essa transição, dificultando a análise de uma determinada temperatura onde ocorre a diferenciação do tipo de fratura [2]. Projetos de engenharia requerem atenção com falhas catastróficas causando prejuízos econômicos e a vida humana, portanto, recomenda-se fortemente trabalhar a temperaturas acima da faixa de temperatura de transição para que não ocorram fraturas do tipo frágil de maneira repentina e, conseqüentemente, causar danos permanentes na estrutura em análise. A análise da mecânica da fratura está presente em várias aplicações como na

indústria *offshore*, estruturas como pontes e viadutos e também está presente na indústria nuclear [6].

O tipo de arranjo cristalino dos metais também influencia sobre a transição dúctil-frágil. Pela Figura 2, podemos notar que materiais que se arranjam em uma estrutura cristalina CFC não apresentam esse tipo de transição, enquanto materiais arranjos da maneira cúbica de corpo centrado CCC tem forte tendência a apresentar essa região. É possível observar também que os materiais de alta resistência não apresentam esse comportamento apesar de apresentarem fratura frágil, de modo geral.

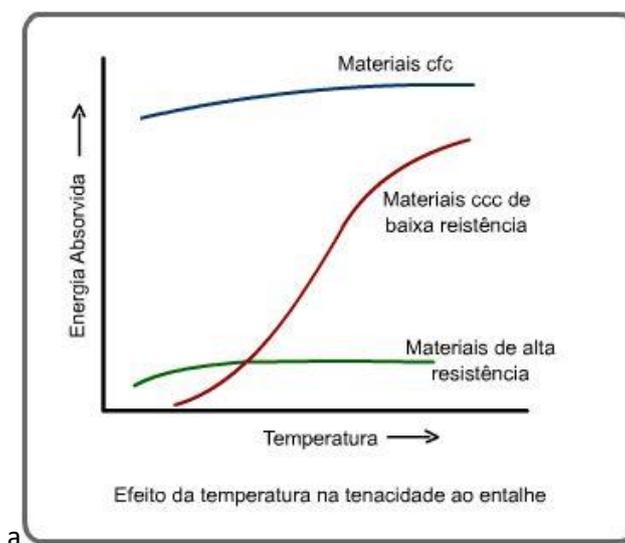


Fig. 2 - Tipos de arranjo cristalinos e suas respectivas curvas de transição. Adaptado de [2].

À medida que os estudos da mecânica da fratura foram avançando, novas técnicas de análise foram surgindo, principalmente, ensaios que pudessem prever a tenacidade à fratura ao invés de utilizar a energia de impacto (como feito no ensaio de Charpy) como parâmetro. A Master Curve (MC) é um outro método de análise da tenacidade à fratura na transição dúctil-frágil [7]. Sua eficiência é comprovada para os aços do tipo ferrítico, perlítico e bainítico, pois apresentam fases que possuem estrutura CCC, logo apresentam transição dúctil- frágil [7].

Segundo a metodologia proposta pela norma ASTM E1921-19b [7], para validar o uso da Master Curve, determina-se uma temperatura de referência (T_0) através de pelo menos seis testes válidos para início da fratura por clivagem no regime elástico ou elasto-plástico (K_{Jc}). Além disso, a modelagem matemática da MC leva em consideração o tamanho do corpo de prova, com os efeitos estatísticos aproveita-se da teoria do *Weakest Link*, adotando a distribuição de Weibull de três parâmetros para o tratamento dos dados. Todos esses fatores serão detalhados mais adiante no corpo deste trabalho para a construção e entendimento da Master Curve [7].

O objetivo deste trabalho se dá em cima da dispersão de resultados encontrados para a Temperatura de Referência (T_0) nos testes analisados, verificando o efeito do tamanho de corpo de prova a partir da dispersão dos dados experimentais obtidos para a tenacidade à fratura do material. Também foi possível verificar uma análise prévia dos mecanismos de falha dos jogos de testes, onde, no patamar inferior da curva de transição apresenta-se clivagem com múltiplos pontos de iniciação e, quando muda-se à região de transição existe um único sítio iniciador de clivagem e quanto ao patamar superior o fenômeno de clivagem é supresso. Por fim, utilizou-se o banco de dados do Euro Data Set - presente no Anexo B - para fazer uma inspeção se os testes invalidados pelo intervalo de temperatura, adotado como critério de invalidez dos testes pela norma, é condizente com os resultados apresentados pelos testes experimentais.

2. Revisão Bibliográfica

2.1 Mecânica da Fratura

2.1.1 Conceitos Gerais

A abordagem convencional da engenharia estuda a integridade de estruturas que apresentam trincas, envolvendo elementos de tensão máxima aplicada ao corpo e a tenacidade à fratura do material [1]. Entretanto, essa abordagem convencional, que abrange só esses dois conceitos, não é condizente com a engenharia vista na prática. Historicamente, estruturas como viadutos, pontes, vasos de pressão e tubos de aplicação *offshore* já entraram em colapso mesmo operando dentro da sua capacidade de tensão e carregamento. Evidenciando a necessidade de se investigar algum outro ponto importante para essas situações.

O ponto importante a ser levado em questão são as trincas presentes no material. Praticamente todas as estruturas possuem trincas ou defeitos que são inofensivas à integridade estrutural do material, entretanto, o crescimento dessas trincas de maneira não controlada é que pode colocar em risco o processo [1].

Portanto, a abordagem atual da mecânica da fratura se dá baseada nos seguintes elementos como mostra a Figura 3.

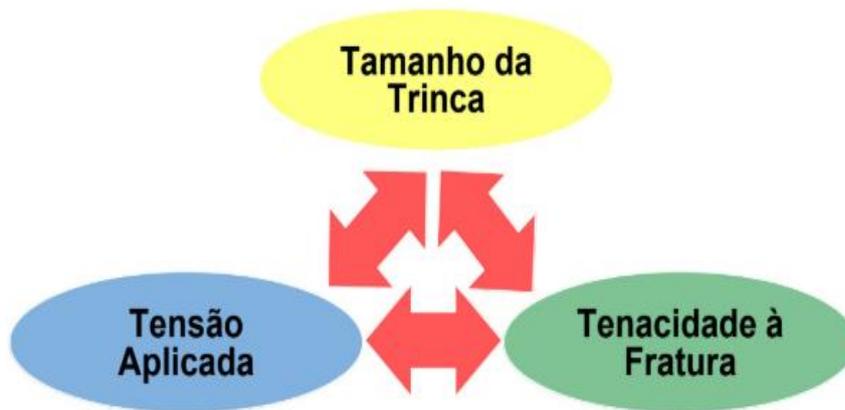


Fig. 3 - Abordagem da Mecânica da Fratura

2.1.2 Mecânica da Fratura Linear Elástica

As falhas na integridade estrutural podem apresentar dois tipos de mecanismos, fratura frágil ou colapso plástico. A MFLE é estudada e aplicada na tentativa de evitar que ocorra o mecanismo de fratura frágil, pois considera-se que nesse modelo a plasticidade na ponta da trinca apresenta pequena escala [1].

Na abordagem quantitativa existe um parâmetro que traduz o estado de tensões na ponta da trinca, esse parâmetro é o fator de intensidade de tensões (K) e pode ser expresso pela eq. 1 [1].

$$K_I = Y \cdot \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \quad (\text{eq. 1})$$

Onde:

Y é um fator geométrico;

σ é a tensão aplicada;

a é o comprimento de trinca.

Quando a tenacidade à fratura atinge seu valor crítico, a trinca se torna instável e começa a crescer rapidamente, se propagando de forma instável. Obtemos então, um novo parâmetro K_{IC} , denominado, tenacidade à fratura. Esse parâmetro é característico de cada material, que depende do modo de fratura e da temperatura do corpo [1].

Com isso, a fratura frágil ocorre quando a eq.2 é validada:

$$K_I \geq K_{IC} \quad (\text{eq. 2})$$

Uma avaliação de fratura frágil também foi proposta por Griffith (1921) e revisada em 1924, na qual, pode se afirmar que em materiais extremamente frágeis como o vidro, a taxa de liberação de energia elástica (G) – força motriz para o crescimento de trinca, é maior que a propriedade do material denominada resistência ao crescimento da trinca (R) ocorre fratura [1], [3] .

Apesar de apresentar um bom modelo e resolver alguns problemas de mecânica da fratura, a MFLE se limita a uma pequena plasticidade na ponta da trinca, portanto, é necessário, recorrermos a um outro tipo de abordagem [1].

2.1.3 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica

A abordagem pela MFLE é válida apenas quando a deformação plástica está confinada a uma pequena região da ponta da trinca. Quando essa região se torna significativa em relação às dimensões características do corpo analisado, a MFLE não deve ser mais usada. Usa-se, então, a mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP) que reconhece o comportamento não-linear do material. Nessa área de estudo o triângulo da Figura 3 pode ser investigado por dois modelos: CTOD e Integral J [1].

O CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) foi proposto como método para caracterizar o comportamento da fratura nas vizinhanças de uma trinca aguda, que poderia ser caracterizada pelo deslocamento entre as faces da trinca seguido de um

arredondamento de sua ponta, sem que a trinca se propagasse. Por apresentar deformação plástica apreciável, a ponta da trinca vai sofrendo um arredondamento e, como consequência, nota-se um crescimento na abertura da trinca [1].

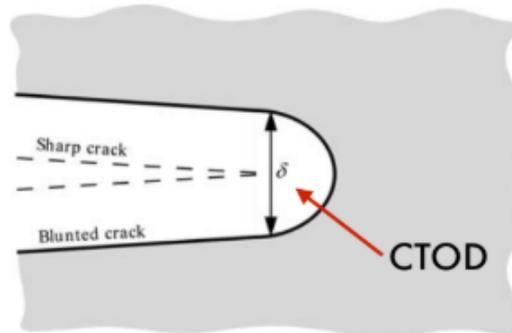


Fig. 4 - CTOD. Adaptado de [1].

O CTOD é capaz de descrever o comportamento de uma trinca quando é observada uma deformação plástica apreciável. Afirma-se que existe um valor crítico da abertura da ponta da trinca que depende do critério de falha adotado. Para uma extensão de plasticidade em maiores escalas, foi definida outra teoria que abrange a MFEP de maneira mais geral: a integral J [1], [5].

A Integral J, pode ser fisicamente interpretada como a taxa de liberação de energia potencial em relação à variação do tamanho de trinca. A integral J caracteriza a fratura nos materiais não-lineares descrevendo a deformação elasto-plástica como elástica não-linear (Figura 6). Além disso, Rice (1968) determinou uma integral de linha que é independente do caminho de integração adotado, como mostra a eq. 3:

$$J = \int_{\Gamma} \left(U dy - \vec{T} \frac{\partial \vec{u}}{\partial x} ds \right) \text{ (eq. 3)}$$

Onde:

J é qualquer caminho de integração definido no sentido anti-horário, da borda inferior à borda superior da trinca;

\vec{T} é o vetor de tração tal que, $T_i = \sigma_{ij} \cdot n_j$;

n_j é o vetor normal à curva Γ ;

\vec{u} é o vetor de deslocamento;

ds é o elemento de arco de Γ ;

U é a densidade de energia de deformação e é definido por:

$$U = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \text{ (eq. 4)}$$

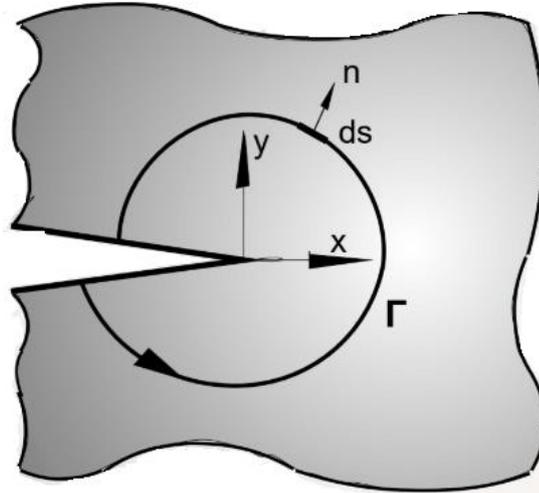


Fig. 5 - Um possível caminho de integração Γ [1]

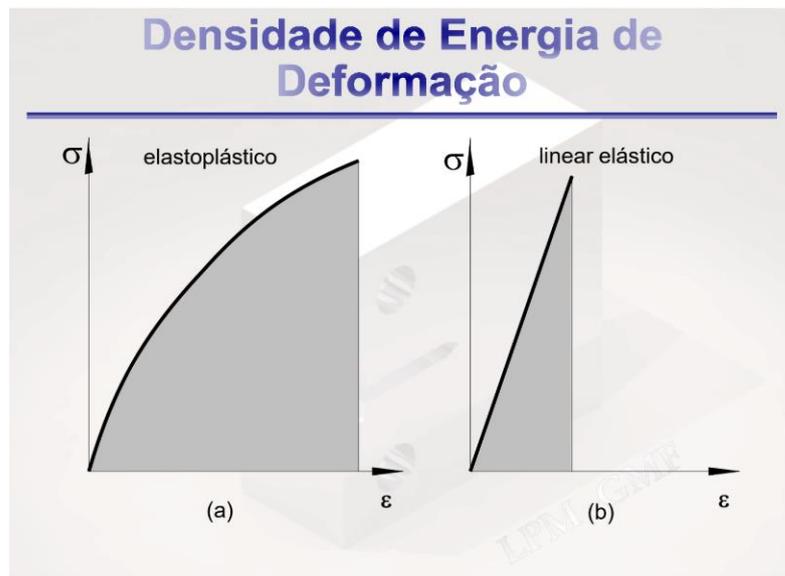


Fig. 6 - Densidade de energia de deformação: (a) material com comportamento elastoplástico e (b) material com comportamento linear elástico

De acordo com a definição, pode-se inferir que J é uma generalização da força motriz (G) da MFLE [1]. Portanto, para materiais com comportamento linear-elástico, se presume, sem perda de generalidade:

$$J = G \text{ (eq. 5)}$$

Essa equivalência nos permite escrever:

$$J = \frac{K^2}{E'} \text{ (eq. 6)}$$

Onde:

K = Fator de Intensidade de Tensões

$E' = E$ para o estado plano de tensão e $E' = E / (1 - \nu^2)$ para o estado plano de deformação.

Além disso,

E é o módulo de elasticidade;

ν é o coeficiente de Poisson.

Entretanto, a eq. 6 sugere J em função de um fator de intensidade de tensões. Posteriormente, Hutchinson, Rice e Rosengren relacionaram a tensão e deformação plástica, no que foi denominado Campo HRR [1] e está descrito pelas equações eq. 7a e eq. 7b.

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \sigma_{ij}(\theta, n) \text{ (eq. 7a)}$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \varepsilon_{ij}(\theta, n) \text{ (eq. 7b)}$$

Onde:

σ_0 é a tensão de referência;

α é uma constante adimensional;

r é o raio;

E é o módulo de elasticidade;

I_n é uma constante em função de n;

n é o expoente de encruamento.

Eles mostraram que, para permanecer independente do caminho, a tensão deve variar com o inverso do raio perto da ponta da trinca.

Assim, a Integral J pode ser considerada tanto como um parâmetro de variação de energia como pode caracterizar a amplitude da singularidade do campo HRR [1].

Como parâmetro de critério de fratura define-se J_{IC} como o valor de J relativo ao começo do crescimento estável de trinca [1]. Portanto, haverá crescimento de trinca se:

$$J \geq J_{IC} \text{ (eq. 8)}$$

Como citado anteriormente, quando o material possui comportamento linear elástico e pequena plasticidade na frente de trinca, e a MFLE é válida, a eq. 5 também é válida, entretanto, essas equações podem ser relacionadas quando ocorre o tamanho zona plástica ainda é apresentada em pequena escala, uma alternativa possível é a comparação do critério J com o CTOD [1]. Sendo relacionada por:

$$J = m \cdot \sigma_{ys} \cdot \delta \quad (\text{eq. 9})$$

Nessa equação verificada por Kirk (1993), σ_{ys} é a tensão de escoamento do material e m é um fator multiplicativo que leva em consideração os valores totais de J e CTOD, ou seja, considera-se a parcela plástica e elástica de ambas, além disso considera-se um possível encruamento sob o estado plano de tensões.

Um fenômeno observável para algumas circunstâncias é que os materiais dúcteis apresentam crescimento estável e lento de trinca, acompanhado de considerável deformação plástica, ou seja, existe uma resistência ao crescimento da trinca durante a extensão dela devido à dissipação de energia por deformação plástica em torno da ponta da trinca. Antes de atingir um crescimento constante, a zona plástica na ponta da trinca aumenta durante a extensão. Esse aumento da zona plástica requer um aumento das forças externas para que o crescimento de trinca continue. Esse fenômeno pode ser facilmente observado na curva de resistência J-R [6].

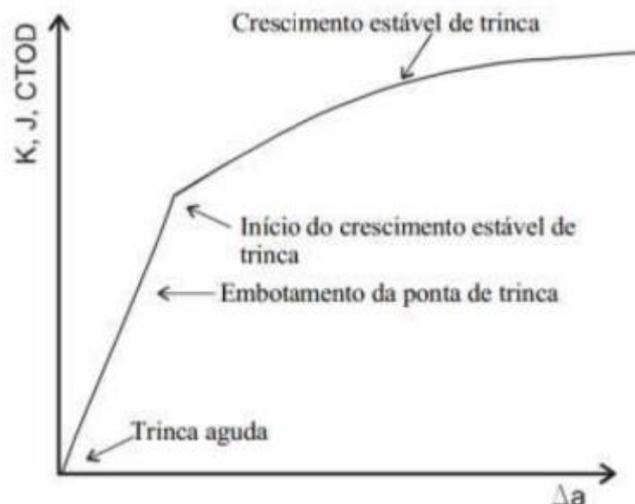


Fig. 7 - A Curva de resistência J-R [6]

A curva J-R pode ser utilizada para determinação de J_{IC} , que é o valor de J para o início da propagação estável da trinca indicado na Figura 7, entretanto utilizar J_{IC} como critério de projeto é uma maneira conservativa, já que desta maneira não se considera o aumento da resistência com o crescimento da trinca [6].

Por fim, nos materiais que apresentam transição dúctil-frágil, região essa com alguma plasticidade e que se encontram possíveis iniciadores de clivagem, adota-se um parâmetro elasto-plástico J_C – parâmetro J na clivagem, que governa a mecânica da fratura nessa região de transição [6].

2.2 Distribuição de Weibull

2.2.1 Função de Probabilidade Acumulada

Na matemática, a função de Weibull é um dos modelos mais conhecidos de distribuição contínua de probabilidade. Carrega esse nome em homenagem ao matemático Waloddi Weibull que detalhou o modelo em 1951, entretanto, suas aplicações já eram conhecidas desde 1933 por Rosin & Rammler na distribuição do tamanho de partículas [6].

A função de probabilidade acumulada de Weibull pode ser descrita pela eq. 10:

$$F(x) = \begin{cases} 0; & x \leq v \\ 1 - \exp\left\{-\left(\frac{x-v}{\alpha}\right)^\beta\right\}; & x > v \end{cases} \quad (\text{eq.10})$$

Onde:

β é a inclinação (ou parâmetro de forma)

v é o parâmetro limite

α é o parâmetro de escala

A função probabilidade acumulada de Weibull vai apresentar em seu gráfico um patamar inferior para quando $x \leq v$, entretanto, vai apresentar um crescimento quando o valor do parâmetro limite for superado, quando obtiver um valor da exponencial tão pequeno que seja desprezível, seja alcançado o patamar superior. Essa afirmação pode ser observada mediante a Figura 8.

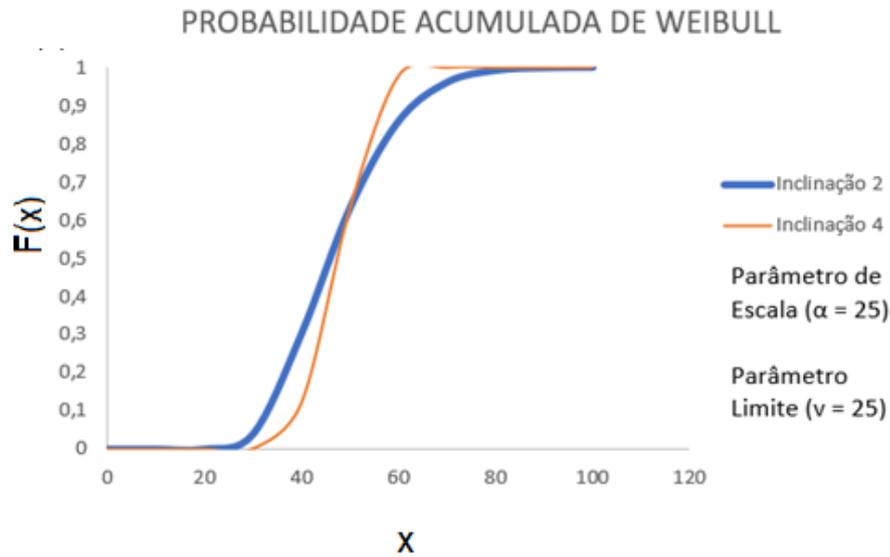


Fig. 8 - Função Probabilidade Acumulada de Weibull

Notavelmente, quando $\nu = 0$, o patamar inferior não estará presente, portanto, a função já vai apresentar crescimento a partir do primeiro instante. Quando a função de Weibull apresentar o parâmetro de limite nulo, chama-se de função de Weibull de dois parâmetros. Analogamente, quando $\nu \neq 0$, denomina-se como função Weibull de três parâmetros. Um exemplo encontra-se de maneira gráfica na Figura 8.

Para melhor compreensão do comportamento da função, se deve variar os parâmetros presentes e observar o comportamento da função. Portanto, supondo $\beta = 0$, o valor da função será constante e $F(x) = 0,632$. Pois, ao aplicar-se o valor estimado na eq. 10, obtém-se:

$$F(x) = 1 - \exp(-1) = 0,632$$

Para $\beta = 1$ na eq. 10 levará ao gráfico expressado será uma exponencial conforme a Figura 9.

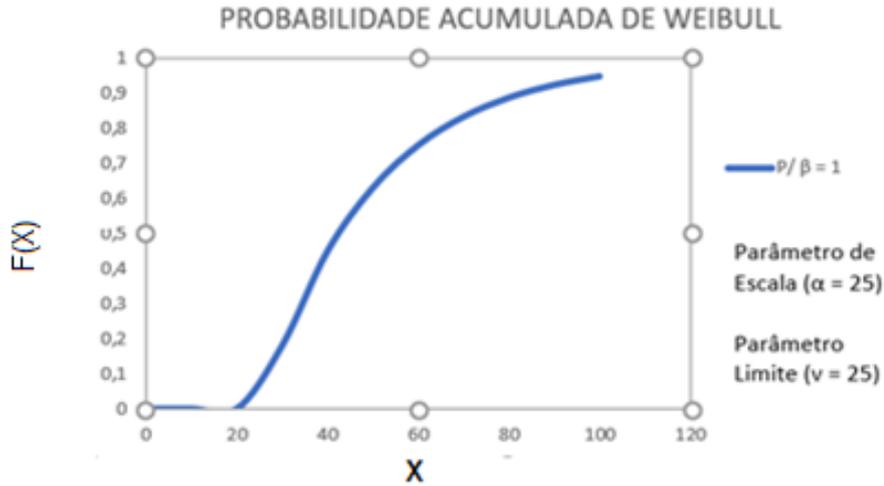


Fig. 9 - Comportamento da função de Weibull para $\beta=1$.

É de fácil observação que na Figura 8, mesmo variando-se o parâmetro de escala, a função apresenta um ponto de interseção. A fim de investigar essa interseção, variou-se o parâmetro de escala (β) mais uma vez, sem que houvesse alteração nos outros parâmetros. O resultado está exposto na Figura 10.

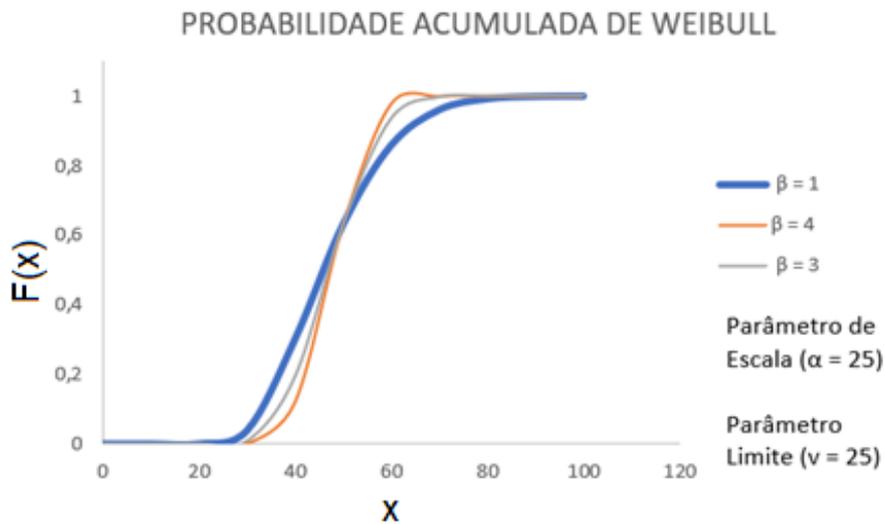


Fig. 10 - Função de Weibull para $\beta=2$, $\beta=3$ e $\beta=4$

Mais uma vez, houve o ponto de interseção entre todas as funções e mantém-se o ponto tanto para a Figura 8 quanto para a Figura 10. Portanto, deve existir um ponto tal que para qualquer β , a função nesse ponto apresentará o mesmo valor. Ou seja, para qualquer inclinação, a probabilidade acumulada será constante. Enunciando matematicamente: $\{\exists (a, F(a)) \in (x, F(x)); \forall \beta \rightarrow F(a) = k\}$, onde $k \in \mathbb{R}$.

Portanto, se o enunciado vale para todo β , sem perda de generalidade, vale para $\beta = 0$, entretanto, para esse valor já se sabe que $F(x) = 0,632$, logo $k = 0,632$.

Com isso,

$$0,632 = 1 - \exp\left\{-\left(\frac{x-v}{\alpha}\right)^\beta\right\}$$

Logo,

$$\left(\frac{x-v}{\alpha}\right)^\beta = 1$$

$$\therefore x = \alpha + v$$

Conclui-se, então, que para quaisquer valores de parâmetros, quando $x = \alpha + v$, $F(\alpha + v) = 0,632$

De maneira a facilitar o entendimento, ao mudarmos o referencial e adotarmos o eixo da abscissa como $x - v$, então, afirma-se que o ponto onde ocorre as interseções, corresponde-se ao parâmetro de escala, como mostra a Figura 11.

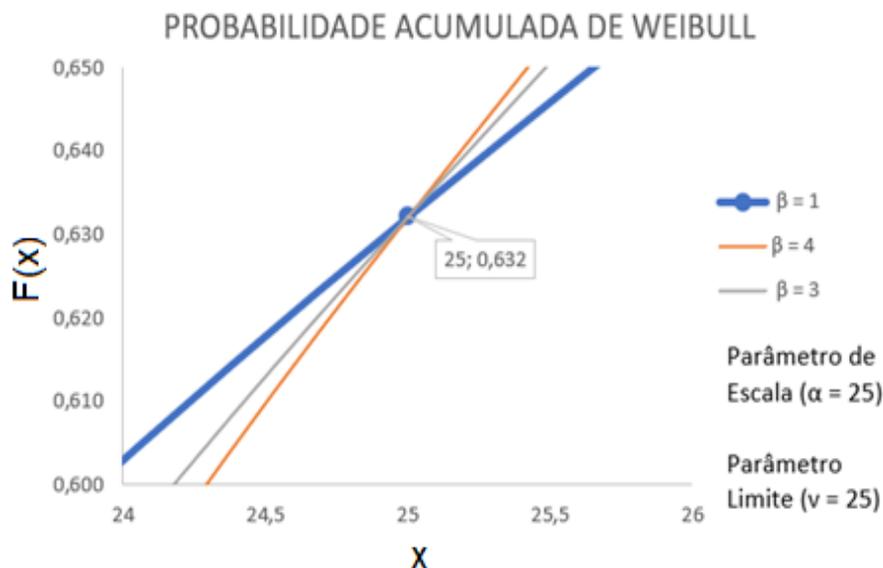


Fig. 11 - Gráfico ampliado da função de Weibull da Fig. 10.

2.2.2 Densidade de Probabilidade

Por definição, a função de densidade de probabilidade é a derivada da função de probabilidade acumulativa e seu comportamento pode ser observado na Figura 12. De posse que $f(x) = F'(x)$. Derivando-se a eq. 10 em relação a x , têm-se:

$$f(x) = \frac{dF}{dx} = \frac{\beta}{\alpha} \left(\frac{x-v}{\alpha}\right)^{\beta-1} * \exp\left(-\left(\frac{x-v}{\alpha}\right)^\beta\right) \quad (\text{eq. 11})$$

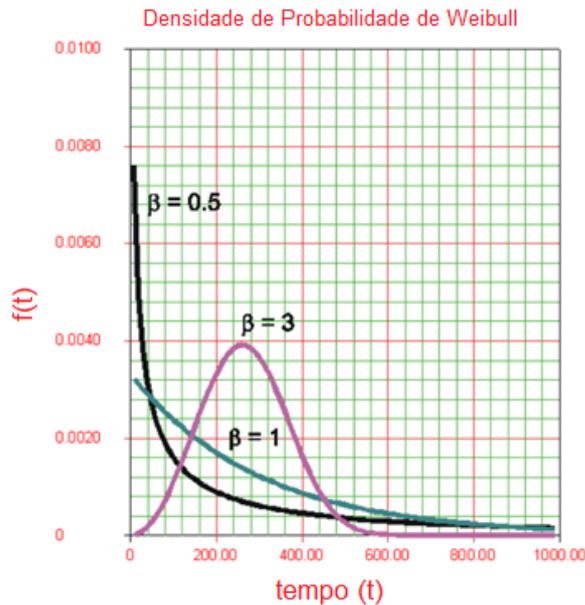


Fig. 12 - Densidade de Probabilidade da função de Weibull para diferentes valores do parâmetro de escala. Adaptado de [20].

Como pode-se observar, para $0 < \beta < 1$, a curva apresentada é um decaimento, para $\beta = 1$, a função densidade de probabilidade de três parâmetros se torna a exponencial para a função densidade de probabilidade de dois parâmetros. Para $\beta = 3$, a função apresenta comportamento similar ao comportamento de uma distribuição normal.

2.3 Weakest Link

A teoria do elo mais fraco (*Weakest Link*) aponta que existem pequenas zonas, chamadas de *weak links*, com uma tenacidade à fratura muito baixa, tal que essas regiões são possíveis locais iniciadores de clivagem, ou seja, haverá falha no material quando a tensão crítica for atingida por um *weak link* [6].

O carregamento crítico de fratura dependerá da localização do *weak link* no volume do material na frente da trinca e da tensão crítica de cada *weak link* [6], [8].

A dispersão que ocorre nessas regiões de *weak links*, pode explicar o efeito de tamanho de corpo de prova, já que o aumento do comprimento da frente da trinca aumenta o volume do material altamente tensionado na ponta da trinca, aumentando a probabilidade de a própria trinca encontrar um elo fraco e com isso é observada uma diminuição na dispersão dos resultados [6], [8].

2.4 A relação da distribuição de Weibull com a teoria do *weakest link*

Segundo a teoria estatística um evento de fratura frágil é um evento estatístico, dado que na frente da trinca pode haver a presença dos *weak links*, que são iniciadores de clivagem distribuídos aleatoriamente [6,14].

Para avaliar a tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil, na maioria das vezes são utilizados ensaios de J_c , pois os valores de K_c para esses testes são frequentemente invalidados devido as dimensões características dos corpos de prova. Como as avaliações de tenacidade à fratura são realizadas com parâmetros da MFLE, converte-se J_c a um valor equivalente K_{Jc} [6].

O tamanho das amostras e seus respectivos K_{Jc} na faixa de transição de fratura frágil para fratura dúctil são tratados com efeitos estatísticos pelo conceito do *Weakest Link* aplicando a distribuição de Weibull de três parâmetros já que com esse modelo matemático é possível introduzir um parâmetro limite necessário para conseguir descrever o comportamento do efeito do tamanho do corpo de prova e assim relacionar K_{Jc} com a probabilidade de falha acumulada (pf), onde pf é a probabilidade de falhar antes ou em K_{Jc} [6].

Portanto, esse método estatístico é usado na região de transição dúctil-frágil para prever a tenacidade à fratura e os limites de tolerância para um determinado tamanho de corpo de prova [6], [8].

2.5 A Master Curve da ASTM E1921

A master curve é uma curva universal de valores de transição de K_{Jc} em função da temperatura. A norma ASTM E1921 – 19b [7] detalha um método para determinação da temperatura de referência para aços ferríticos na região de transição e descreve que:

$$K_{Jc(MED)} = 30 + 70 \exp(T - T_0), \text{ MPa.m}^{0,5} \text{ (eq. 12)}$$

Onde,

T é a temperatura de teste [°C]

T_0 é a temperatura de referência [°C]

Um dos principais pontos da norma estudada é estimar a temperatura de referência (T_0). Essa temperatura é definida como a correspondente no gráfico para $K_{Jc(MED)} = 100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$ e uma espessura de 25mm.

Entretanto, existem alguns passos a serem analisados até se obter o parâmetro (T_0). O primeiro deles, é determinar a probabilidade de falha do material. A norma adota a teoria do *weakest link* aplicada a distribuição de Weibull de três parâmetros, onde adaptando a eq.10, obtém-se:

$$pf = 1 - \exp\left\{-\left[\frac{K_{Jc} - K_{min}}{K_0 - K_{min}}\right]^b\right\} \quad (\text{eq.13})$$

Portanto, percebe-se que b é a inclinação, K_{min} é o parâmetro limite e K_0 é o parâmetro de escala. Após sucessivos testes experimentais a norma [7] fixou valores de $b = 4$ e $K_{min} = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$, além disso, deve-se existir, no mínimo, seis amostras não censuradas entre as espécies submetidas a teste para que o parâmetro escalar possua validade [9], [10]. Logo,

$$pf = 1 - \exp\left\{-\left[\frac{K_{Jc} - 20}{K_0 - 20}\right]^4\right\} \quad (\text{eq.14})$$

É importante ressaltar nesse ponto que a norma trabalha sobre aços ferríticos com limite de escoamento entre 275 e 875 MPa. Esses aços devem apresentar distribuição de probabilidade cumulativa de tenacidade à fratura em valores próximos, independentemente do tamanho das amostras e das temperaturas de teste. O parâmetro de escala é o dado quando obtido com o método estatístico de probabilidade máxima. Com isso, quando $K_{Jc} = K_0$, implica em $pf = 0,632$.

A Master Curve, capaz de prever a região de todo patamar inferior através da teoria do *Weakest Link* aplicado a distribuição de Weibull de três parâmetros, está definida para valores com corpos de prova de espessura de 25mm (ou 1T), entretanto, a teoria do *Weakest Link* também consegue explicar o efeito de tamanho de corpo de prova, pois com o aumento da espessura do corpo de prova implica em aumento no comprimento da frente de trinca e conseqüentemente há um aumento do volume tensionado na frente da ponta da trinca, aumentando a probabilidade de encontrar um elo fraco [6]. Existe uma proposta de correção para os valores de K_{Jc} dado pela eq.15, no caso em que os corpos de prova apresentem diferentes tamanhos de espessura [7].

$$K_{Jc(x)} = 20 + [K_{Jc(0)} - 20] \left(\frac{B_0}{B_x}\right)^{1/4} \quad (\text{eq.15})$$

Onde,

$K_{Jc(x)}$ é o valor de K_{Jc} para a amostra de tamanho ajustado

$K_{Jc(0)}$ é o valor de K_{Jc} para a amostra de tamanho B_0

B_x é o tamanho da espessura da amostra sendo analisada

B_0 é 25mm (ou 1T)

A partir do momento em que os valores de K_{Jc} estão bem definidos (com as conversões, se necessário), a solução da eq. 16 por iteração definirá o valor da temperatura de referência provisória (T_{0Q}) [7]:

$$\sum_{i=1}^N \delta_i \frac{\exp[0,019(T_i - T_{0Q})]}{11 + 77\exp[0,019(T_i - T_{0Q})]} - \sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc(i)} - 20)^4 \cdot \exp[0,019(T_i - T_{0Q})]}{\{11 + 77\exp[0,019(T_i - T_{0Q})]\}^5} = 0$$

(eq. 16)

Onde,

N = número de amostras testadas

T_i = temperatura de teste correspondente a $K_{Jc(i)}$

$K_{Jc(i)}$ = Valor da tenacidade à fratura referente a uma amostra

$\delta_i = \begin{cases} 1; & \text{se o teste não foi censurado} \\ 0; & \text{se o teste foi censurado} \end{cases}$

Entretanto, no caso especial em que todos os testes foram conduzidos à mesma temperatura, a eq.16 pode ser substituída pelas eq.17, eq.18 e eq.19, apresentadas a seguir:

$$K_0 = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc(i)} - 20)^4}{r} \right]^{1/4} + 20, MPa \cdot m^{0,5} \quad (\text{eq. 17})$$

Onde,

r = número de amostras não censuradas

De posse do valor de K_0 , utiliza-se o mesmo na equação a seguir:

$$K_{Jc(\text{med})} = 20 + 0,91(K_0 - 20), MPa \cdot m^{0,5} \quad (\text{eq. 18})$$

Por fim, basta utilizar a seguinte equação:

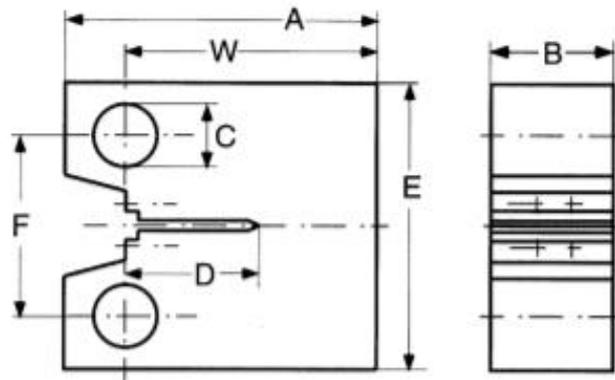
$$T_{0Q} = T - \left(\frac{1}{0,019} \right) \ln((K_{Jc(\text{med})} - 30)/70) \quad (\text{eq. 19})$$

Após calcular o valor da temperatura de referência provisória utilizando a eq. 16 ou a eq.19, é necessário avaliar se os testes foram conduzidos no procedimento correto segundo [7] e se os dados foram majoritariamente não censurados, para então tomar $T_{0Q} = T_0$, a partir disso retorna-se o valor encontrado na eq.12, para cada amostra e por fim, pode-se plotar a Master Curve.

A Master Curve definida no escopo da norma [7] define a temperatura de referência para aços ferríticos, esses aços são usados em vasos de pressão com aplicações como na API 579- ASM FFS1 [11]. Para o presente trabalho, avaliou-se os dados dos corpos de prova utilizados pelo Euro Data Set foram retirados de um vaso de pressão de um reator nuclear e encaminhados para validação dos teste em diferentes laboratórios que contribuíram para esse banco de dados como listado no Anexo B [12].

Vale ressaltar que a norma ASTM E1921-19b [7] prescreve a utilização de três tipos de copos de prova para a realização de seus testes experimentais, tais como o *Compact Tension* (C(T)) (Figura 13), o *Disk-Shaped Compact Tension* (DC(T)) (Figura 14) e o *Single-edge Notched Bend* (SE(B)) (Figura 15). Entretanto, é previsto que os valores gerados para obter a temperatura de referência (T_0) com diferentes tipos de corpos de prova, é equivalente à temperatura de referência obtida somente com um dos tipos, por isso, nos testes aplicados fabricou-se apenas CP do tipo C(T) [7]. Ainda assim, cabem os comentários de que a temperatura de referência encontrada para CP do tipo C(T) é em média 10 °C maior do que a T_0 encontrada no SE(B) e que é necessário especificar o tipo de corpo de prova usado em cada teste [7].

(a)



	W, mm	A, mm	B, mm	C, mm	D, mm	E, mm	F, mm
CT 1T	50 ± 0.1	62.5 ± 0.1	25 ± 0.1	12.5 H11	23.5 ± 0.1	60 ± 0.1	37.5 ± 0.1
CT 2T	100 ± 0.1	125 ± 0.2	50 ± 0.1	25 H11	51 ± 0.1	120 ± 0.2	75 ± 0.1
CT 4T	200 ± 0.2	250 ± 0.2	100 ± 0.1	50 H11	105 ± 0.1	240 ± 0.2	150 ± 0.1

(b)

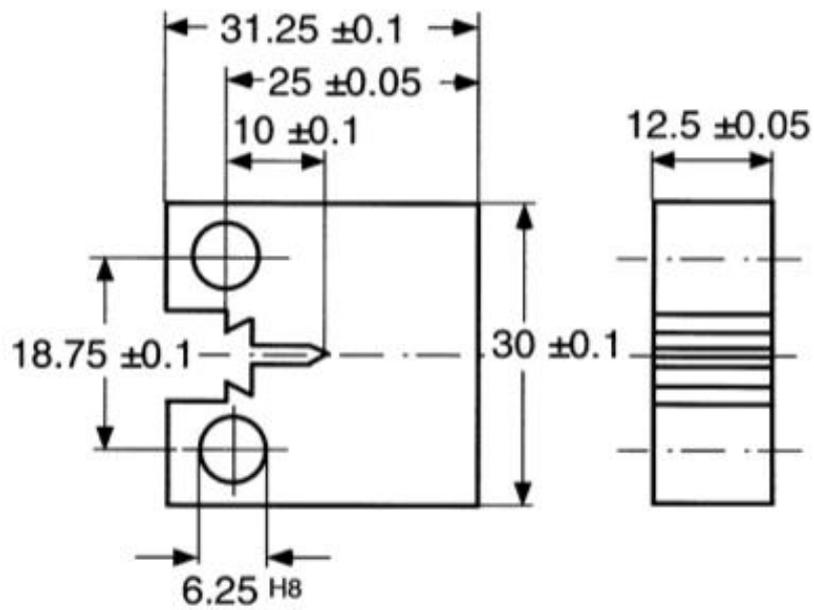


Fig. 13 - (a) Compact Tension Specimen (C(T)). (b) Dimensões de um C(T) de 0,5T. Adaptado de [12].

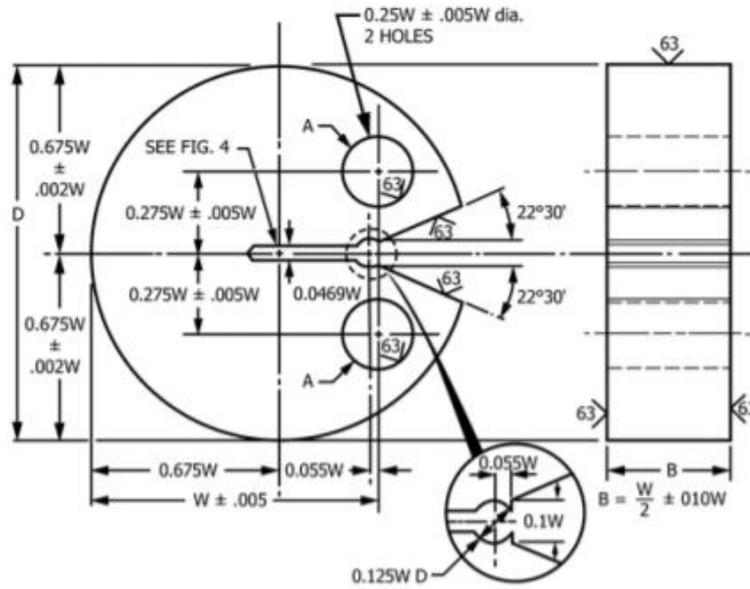


Fig. 14 - DC(T). Adaptado de [7]

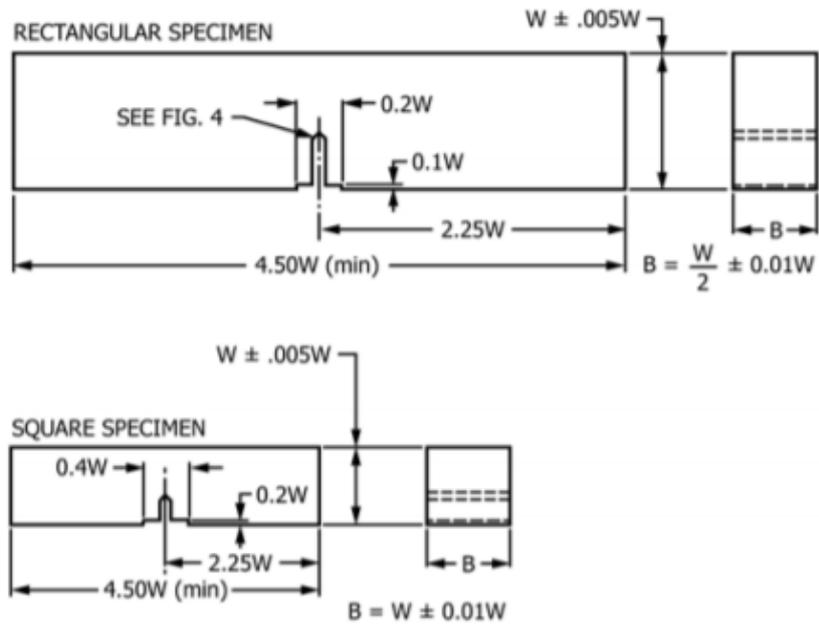


Fig. 15 - SE(B). Adaptado de [7]

2.6 Ligas para a Indústria Nuclear

Gerenciar os riscos contra acidentes em plantas de energia nuclear significa garantir a disponibilidade das funções de segurança necessárias ao longo da vida útil da instalação [13]. Com isso, os estudos atuais tentam otimizar a energia nuclear gerada e, assim reduzir desperdícios a ponto de evitar desastres ambientais e estruturais.

No início da década de 1970, nos primeiros estudos para reatores nucleares, utilizava-se aços austeníticos inoxidáveis. Para maior compreensão do que são esses aços empregados: aços são ligas de ferro e carbono, cujo diagrama de fases está descrito pela Figura 16, possuem diferentes fases conforme a sua composição química, técnica de fabricação e podem possuir diferentes propriedades físico-químicas [2], em caso de adição de outros elementos, a fim, de mudar sua composição química. Os aços inoxidáveis austeníticos recebem esse nome devido a maior fase presente do aço ser a austenita, além disso, essa liga apresenta um teor considerável de cromo e níquel, conferindo-lhe a propriedade inoxidável. Esses aços possuem boa resistência a fluência, alta resistência a corrosão e são facilmente manipulados, além de serem soldáveis, entretanto, sofrem uma grande distorção da sua forma pelo inchaço de vazios desenvolvidos por irradiação [14]–[16].

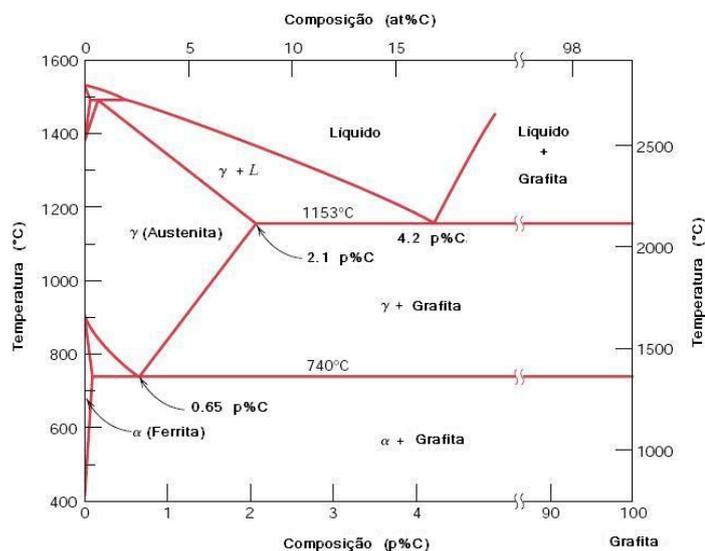


Fig. 16 - Diagrama Fe-C. Adaptado de [2].

Com o passar dos anos, inovações foram necessárias para aprimorar as técnicas, com isso, o reator pode operar em uma temperatura maior, com mais irradiação presente e com menos riscos. Para isso, observou-se que os aços ferríticos e martensíticos apresentam um melhor desempenho pois esses aços apresentam um

coeficiente de condutividade térmica maior que os aços austeníticos, além disso, possuem um coeficiente de expansão térmica menor.

Estudos recentes mostram que para uma ênfase (*in-core*) como nos revestimentos, invólucros e dutos do reator, deve-se usar aços ferríticos/austeníticos com alto teor de cromo (9 a 12% w.t.) devido à resistência ao inchaço de vazios que esses aços com alto teor de cromo podem oferecer. Entretanto, para aplicações de segunda ênfase (*out-core*) como vasos de pressão e tubos, que vão operar numa temperatura baixa, pode-se usar ligas ferríticas e austeníticas com baixo teor de cromo [14]. Outro estudo mostra que os aços martensíticos revenidos apresentam as melhores soluções para as estruturas *out-core* [15].

É sabido que a irradiação presente (medida em dpa – decaimentos por átomo) pode afetar as propriedades mecânicas das ligas: como fluência, vida útil em fadiga, fragilização e inchaço por vazios. A exposição do material do reator a radiação de nêutrons pode causar um aumento no limite de escoamento e na tensão última de resistência, assim como, pode aumentar a dureza do material, entretanto, pode reduzir a ductilidade de vasos de pressão [14]–[16]. Portanto, deve-se levar em consideração essas alterações para cada situação, determinando a melhor escolha do aço a ser usado em cada componente.

2.6.1 Fragilização por Irradiação

Um dos maiores desafios para a aplicação dos aços temperados martensíticos (*Tempered Martensitic Steels* - TMS) está relacionado a transição dúctil-frágil dos metais e ligas ordenados em estruturas CCC [15]. Apesar desses aços apresentarem uma temperatura de transição dúctil-frágil (*Ductile-to-Brittle Transition Temperatura* – DBTT) baixa, em torno de -50°C , a presença da irradiação de nêutrons eleva essa temperatura para valores maiores, restringindo o uso do TMS. Nesse ponto vale ressaltar que a DBTT é a temperatura na qual o material perde a capacidade de absorção de energia de impacto sem que haja fratura (geralmente adotado como 40 J para testes de Charpy) [15]. Nesse ponto, o material está na transição.

A presença de irradiação por nêutrons leva à formação de clusters de vazios. Tais clusters dificultam a movimentação de discordâncias e elevam o limite elástico do material. Esses fenômenos induzem a clivagem mesmo que em temperaturas maiores, e acarreta em uma brusca queda de K_{IC} . Com isso, conclui-se que a zona plástica é

afetada pela irradiação [15]. Em outras palavras, na curva transição dúctil-frágil, significa que a irradiação é capaz de reduzir a energia do patamar superior além de deslocar a curva de transição para temperaturas mais elevadas, conforme mostra a Figura 17.

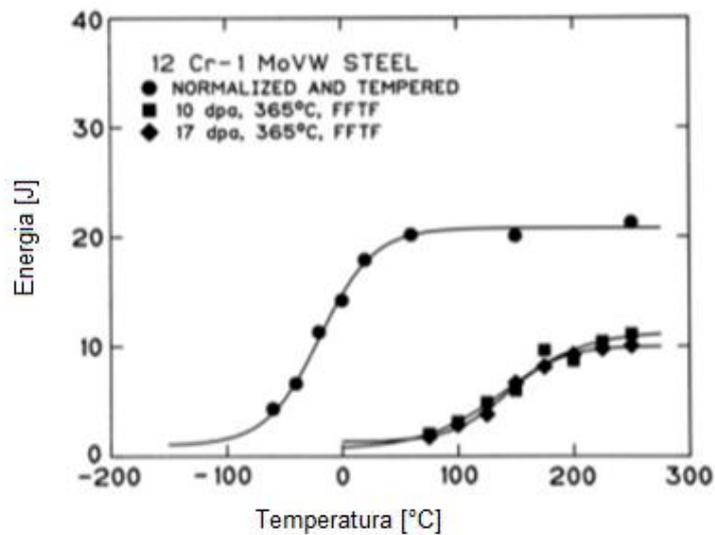


Fig. 17 - Comparação de curvas de materiais sem radiação e materiais que foram expostos a radiação. Adaptado de [14].

Para observar a fragilização por irradiação, deve-se notar a diferença da transição dúctil-frágil, mais que isso, a temperatura de referência associada à Master Curve aumenta, o que significa que com o deslocamento da curva de transição e da temperatura de referência para valores mais elevados, o aço pode apresentar comportamento frágil em temperaturas típicas de operação, como mostra a Figura 18.

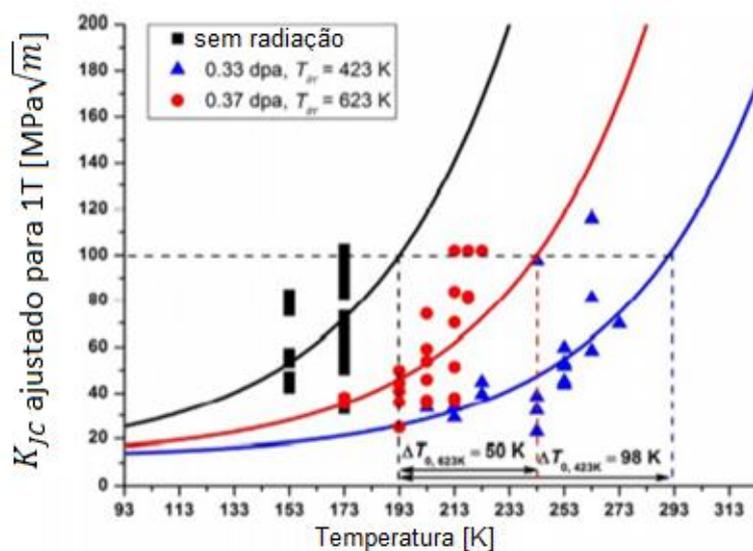


Fig. 18 - Deslocamento da MC para exposição de radiação de nêutrons [15]

Modelos empíricos mostram que a diferença da temperatura de referência de materiais que não sofreram nenhuma exposição de radiação para os materiais que sofreram radiação é dada pela seguinte relação [16]:

$$\Delta T_0 = C_f \cdot \Delta \sigma_{fl} \text{ (eq. 20)}$$

Onde,

$\Delta \sigma_{fl}$ é a tensão média de fluxo; que é valor instantâneo da tensão necessária para continuar a deformar plasticamente o material, a fim de manter o fluxo de metal. Mais que isso, é o valor médio entre a força de escoamento e a resistência final do metal em função da deformação;

C_f é um valor referente a um teste de Charpy;

ΔT_0 é a diferença de temperatura de referência entre os materiais que não sofreram radiação para aqueles que sofreram.

Um exemplo visto na prática da falha de um vaso de pressão pode ser encontrado na Figura 19.



Fig. 19 - Vaso de pressão de reator no instante após a falha [16]

2.7 O material utilizado para análise

Os dados obtidos foram provenientes de diferentes laboratórios da Bélgica, França, Finlândia, Alemanha, Itália e Reino Unido e foi coordenado pelo GKSS Research Centre, na Alemanha [12]. A descrição das atividades de cada laboratório estão disponíveis do Anexo B deste texto.

O material usado no projeto foi um grande segmento de anel forjado, temperado e revenido de um aço ferrítico do tipo DIN 22NiMoCr37. Esse material é similar ao aço do tipo A508 Cl.3 e é amplamente usado em plantas da indústria nuclear [12]. A composição química do material pode ser encontrada na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química da liga DIN 22NiMoCr37 [12]

C	Si	P	S	Cr	Mn	Ni	Cu	Mo
0,21	0,24	0,003	0,004	0,003	0,82	0,79	0,049	0,56

Esse material foi originalmente desenvolvido para um vaso de pressão de uma planta nuclear, posteriormente sofreu tratamentos térmicos e foram confeccionados corpos de prova do modelo *Compact Tension* (C(T)) (Figura 13) em tamanhos diferentes. O tamanho dos corpos de prova é dado em nT, onde n é o múltiplo de uma polegada. Os corpos de prova confeccionados foram de 0,5T, 1T, 2T e 4T [7], [12]. Além disso, foi garantido que a razão entre largura (W) e espessura (B) fosse igual a 2 ($W/B = 2$), para esse tipo de corpo de prova.

Outro fator importante a ser levado em conta é a homogeneidade do material que foi investigada no estágio inicial do projeto da Euro Data Set [7], [12]. Para isso, a peça original foi dividida em 25 partes menores, também chamadas de blocos, como mostra a Figura 20 [12].

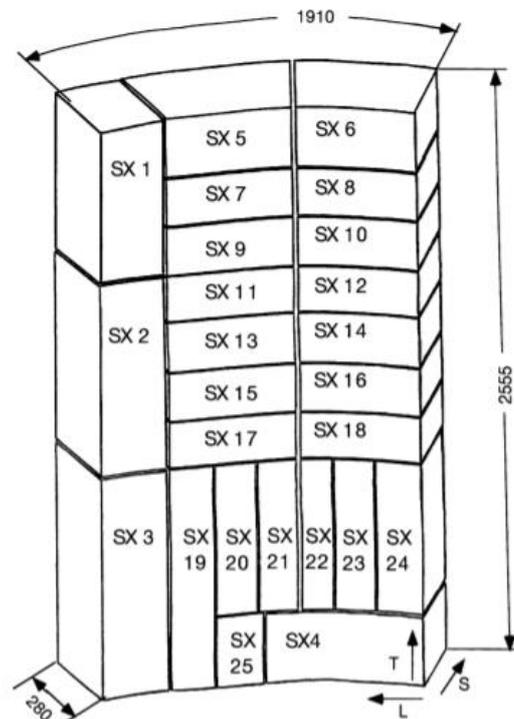


Fig. 20 - Segmento de anel do material DIN 22NiMoCr37 fragmentado em partes [12].

Todos os corpos de prova foram retirados de uma dessas 25 partes e foram sinalizados em blocos, sub-blocos e posição. Todos os corpos foram feitos em um só laboratório e distribuídos entre os outros, para que o padrão de confecção fosse mantido. Exemplificando, SX18.4.1 indica que o corpo de prova pertence ao bloco SX18,

sub-bloco 4 e posição 1. Entretanto, o corpo SX23.6 pertence ao bloco SX23 e a posição 6, não havendo sub-bloco para esse espécime [12]. A disposição de alguns corpos de prova e suas respectivas confecções podem ser vistas na Figura 21.

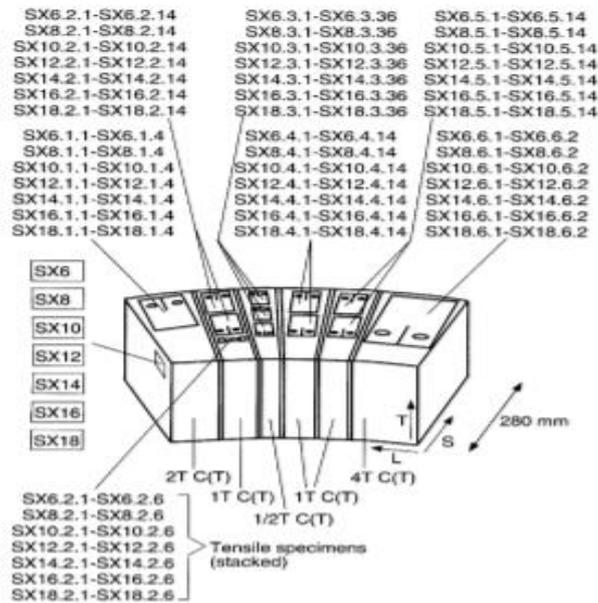


Fig. 21 - Corpos de prova distribuídos em bloco, sub-blocos e posições. Adaptado de [12].

2.8 Obtenção dos dados de Teste

Todos os laboratórios operaram seus testes de acordo com a ESIS P2-92 [12]. Como será detalhado nas seguintes seções do texto.

2.8.1 Pré-trincamento

O pré-trincamento foi realizado a temperatura ambiente, e o objetivo consistiu em usar um valor de K_{max} muito menor do que o valor do limite inferior (LB). Portanto, adotou-se as seguintes medidas:

- I. $\frac{K_{min}}{K_{max}} = 0,1$
- II. Os 0,6 mm finais do pré-trincamento assumiram:
 - a. $K_{max} < 12 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0,5}$ para $T_i = -154^\circ\text{C}$;
 - b. $K_{max} < 15 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0,5}$ para $T_i = -91^\circ\text{C}$;
 - c. $K_{max} < 16 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0,5}$ para as outras temperaturas de teste
- III. A razão do comprimento de trinca inicial e da largura estivesse no intervalo $0,52 \leq a_o/W \leq 0,6$.

2.8.2 Medição de Carregamento e Deslocamento

Os corpos de prova foram colocados numa máquina de teste, de tal forma que fosse garantido o alinhamento do mesmo com o eixo de carregamento. Foram utilizadas como a velocidade do travessão 0,5 mm/min para os corpos de prova de 0,5T C(T) e 1T C(T), enquanto para os corpos 2T C(T) e 4T C(T) utilizou-se um valor de 1,0 mm/min [12]. A instrumentação para medir a abertura de trinca foi um *clip-gage* (Figura 22) com o auxílio de *knife edge* para os corpos de prova de 1T, 2T e 4T, todos do tipo C(T), já para os de 0,5T C(T) utilizou-se o *clipe-gage* com *integrated knife edge*.

Dessa maneira, foram obtidos dois tipos de curva de carregamento *versus* deslocamento:

Tipo A: no caso de fratura instável, o valor registrado de carregamento e deslocamento é determinado no início da instabilidade

Tipo B: no caso de propagação estável da trinca, o carregamento e o deslocamento são continuamente medidos até ocorrer um caimento até 80% do carregamento máximo, após esse registro, o corpo sofre descarregamento.

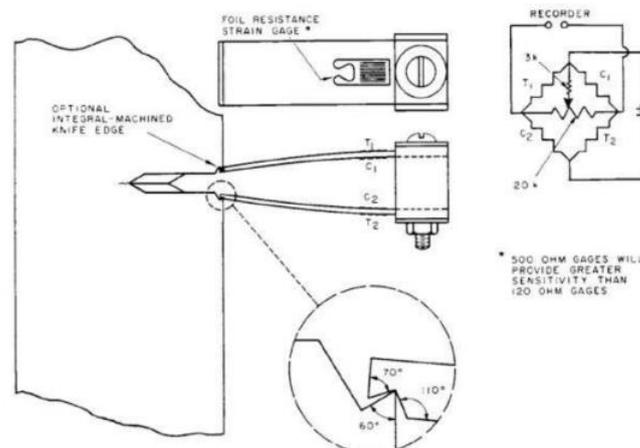


Fig. 22 - Instrumentação Clip-gage de Fratura.

2.8.3 Temperatura de Teste

Os corpos de prova submetidos a testes com temperaturas positivas foram expostos por pelo menos 30 minutos a um ambiente com a temperatura de teste requerida a fim de obter uma completa homogeneização da temperatura em toda a superfície do corpo de prova.

A maioria dos testes com temperaturas negativas foram feitos colocando os corpos de prova em uma câmara e resfriou-se a mesma com nitrogênio líquido. Em determinado laboratório, banhou-se os corpos de prova em acetona e resfriou-se a acetona com uma bobina de cobre alimentada com nitrogênio líquido para se obter a temperatura de -91 °C. Ainda no mesmo laboratório, para o teste de -60 °C resfriou-se a acetona com dióxido de carbono sólido na forma granulada [12].

Todos os testes foram controlados por termopares de NiCr-Ni que garantiram uma variação máxima de $\pm 2^\circ\text{C}$.

2.8.4 Marcação de Crescimento Estável de Trinca

Corpos de prova avaliados como Tipo B da Seção 3.2.2 foram submetidos a fadiga em temperatura ambiente para marcar o final do crescimento estável de trinca até que ocorresse a fratura dos corpos de prova, que posteriormente tiveram suas metades avaliadas a temperatura ambiente [12].

Já os corpos de prova avaliados como Tipo A, o crescimento estável de trinca foi marcado na transição do comportamento dúctil para a fratura obtida por clivagem. Esse fenômeno pode ser facilmente identificado na superfície de fratura [12].

2.8.5 Determinação da Integral J

O cálculo da integral J utilizada pelo Euro Data Set foi a ESIS P2-92 [12]. Deve-se calcular a Integral J como a contribuição do J plástico com o J elástico [7]. Ou seja,

$$J_c = J_e + J_p \text{ (eq.21)}$$

Onde, J_p é definido pela área plástica do gráfico Carregamento x Deslocamento. Podendo ser observada na Figura 23.

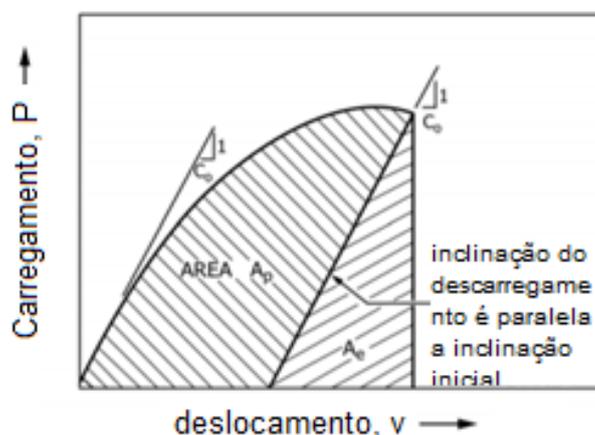


Fig. 23 - Definindo a área plástica para cálculo de J_p [7].

Para corpos de prova do tipo C(T)

$$J_e = \frac{(1-\nu^2).K_e^2}{E} \quad (\text{eq.22})$$

Onde,

K_e é um parâmetro geométrico definido por $K_e = \left[\frac{P}{(BB_NW)^{0.5}} \right] f \left(\frac{a_0}{W} \right)$.

E é o módulo de Elasticidade

ν é o Coeficiente de Poisson

J_e é o parâmetro relacionado a Integral J

E assim,

$$K_{JC} = \sqrt{J_c \frac{E}{1-\nu^2}} \quad (\text{eq.23})$$

Onde,

J_c é o parâmetro relacionado a Integral J

E é o módulo de Elasticidade

ν é o coeficiente de Poisson

2.8.6 Testes de Tração

Em um laboratório foram feitos testes de tração com velocidade de 0,5 mm/min a fim de se registrar a dispersão do limite de escoamento e da tensão última do material [12].

2.8.7 Investigação por Fractografia

Logo após a fratura do material, esse material foi aquecido para evitar a corrosão e depois foi investigado por imagem após tratamento da superfície para identificar o tipo de fratura presente.

2.8.8 Detecção de Iniciadores de Clivagem

Todos os laboratórios reportaram o número de iniciadores de clivagem para quase todos os testes, excetuando os testes conduzidos a -154 °C como mostra a Figura 24. Já para o teste a -154 °C não foi observado apenas um sítio iniciador de clivagem, mas múltiplos pontos como indica a Figura 25. Essa parte do teste foi realizada por um profissional capacitado que utilizou apenas seus conhecimentos em fratura, sem o auxílio de instrumentos ópticos para alguns corpos de prova ou utilizando um

estereoscópio de baixa ampliação [12]. Entretanto, não foram encontradas discrepâncias entre as amostras.

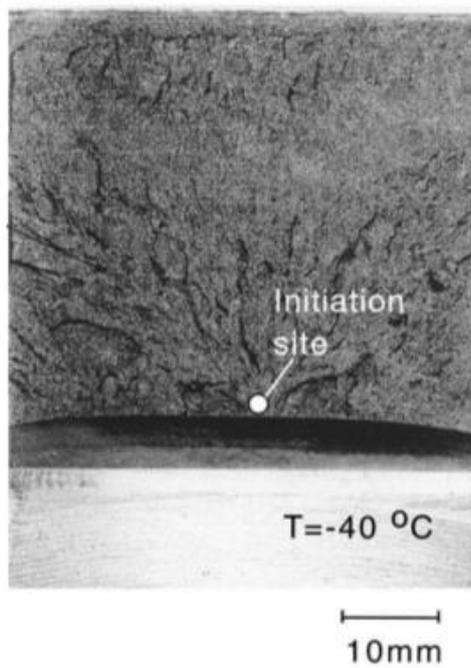


Fig. 24 - Sítio iniciador de clivagem. Adaptado de [12].

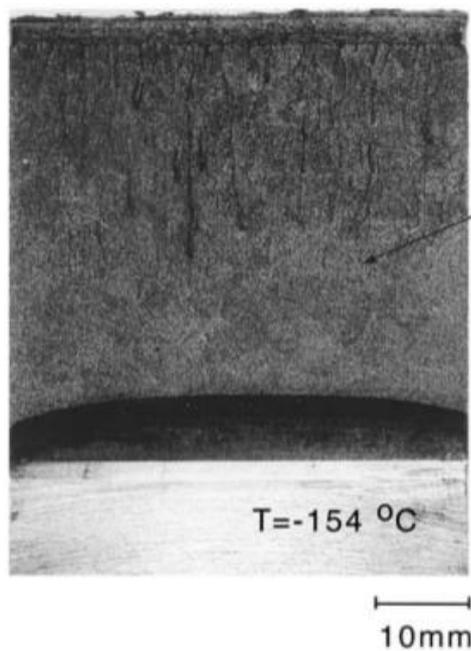


Fig. 25 - Múltiplos sítios iniciadores de clivagem. Adaptado de [12].

3. Materiais e Métodos

Após a obtenção dos dados pelos procedimentos dispostos anteriormente, organizou-se os valores da Integral J em uma planilha do Microsoft Excel® que está disponibilizada em <ftp://ftp.gkss.de/pub/eurodataset>. Conforme mostra a Figura 26.

specimen No.	participat	specimen width	test tempera- ture	initial crack length	ductile crack extension	unstable fracture	fracture resistance	energy total	number of initiation sites	pre- cracking final Kmax
		W, mm	centigrade	ao, mm	da, mm		Jo, N/mm	U, Nmm		MPam**0.5
SX2.7.3.1	GKSS	25	-60	14,59	0	X	128,7	7551	1	16
SX2.7.3.3	GKSS	25	-60	14,53	0	X	176	10383	1	16
SX2.7.4.1	GKSS	25	-60	14,76	0	X	131,7	7615	1	16
SX2.7.4.3	GKSS	25	-60	14,48	0	X	150,4	8912	1	16
SX9.5.1.1	GKSS	25	-60	14,61	0	X	133,7	7836	1	16
SX9.5.1.2	GKSS	25	-60	14,41	0	X	78,7	4692	1	16
SX9.5.1.3	GKSS	25	-60	14,45	0,7	-	678,2	40285	-	16
SX9.5.2.1	GKSS	25	-60	14,37	0	X	46,1	2755	1	16
SX9.5.2.2	GKSS	25	-60	14,42	0,29	X	369,1	21977	1	16
SX9.5.2.3	GKSS	25	-60	14,49	0,18	X	275,9	16336	1	16
SX9.5.3.1	GKSS	25	-60	14,59	0,75	X	687,7	40374	1	16
SX9.5.3.2	GKSS	25	-60	14,04	0	X	140,7	8644	1	16
SX9.5.3.3	GKSS	25	-60	14,49	0	X	89,1	5278	1	16
SX9.5.4.1	GKSS	25	-60	14,8	0	X	87,8	5058	1	16
SX9.5.4.2	GKSS	25	-60	14,68	0,13	X	219,5	12780	1	16
SX9.5.4.3	GKSS	25	-60	14,47	0,41	X	427,1	25325	1	16
SX10.1.1.1	GKSS	25	-60	14,55	0	X	197,6	11636	1	16
SX10.1.1.2	GKSS	25	-60	14,46	0	X	64,1	3804	1	16
SX10.1.1.3	GKSS	25	-60	14,55	0,11	X	234,5	13808	1	16
SX10.1.2.1	GKSS	25	-60	14,77	0	X	133,7	7728	1	16
SX10.1.2.2	GKSS	25	-60	14,35	0	X	38,4	2302	1	16
SX10.1.2.3	GKSS	25	-60	14,56	0	X	116,3	6845	1	16
SX10.1.3.1	GKSS	25	-60	14,49	0	X	166,1	9837	1	16
SX10.1.3.2	GKSS	25	-60	14,43	0	X	217,1	12914	1	16
SX10.1.3.3	GKSS	25	-60	14,39	0	X	129	7699	1	16
SX10.1.4.1	GKSS	25	-60	14,49	0,28	X	373,6	22112	1	16
SX10.1.4.2	GKSS	25	-60	14,43	0	X	164,6	9795	1	16
SX10.1.4.3	GKSS	25	-60	14,85	0	X	77,7	4456	1	16
SX10.1.4.5	GKSS	25	-60	14,64	0	X	200,2	11700	1	16
SX10.1.4.6	GKSS	25	-60	14,25	0	X	63,6	3842	1	16
SX10.1.4.7	GKSS	25	-60	14,44	0	X	55	3273	1	16

Fig. 26 - Disposição dos dados experimentais numa planilha. Teste feito em 1T C(T) numa temperatura de ensaio de -60°C, realizado no laboratório GKSS.

Para começar a análise, o professor e coorientador do trabalho Juan Elías Perez Ipiña disponibilizou uma nova planilha no Microsoft Excel® onde converteu-se o J_C de cada teste em K_{Jc} equivalente utilizando a eq. 23 e a eq. 15 (se for necessário o ajuste por tamanho). No presente trabalho foi realizada a verificação da conversão estando de acordo com a nova planilha que dispõe um novo layout com informações úteis para o prosseguimento da análise como mostra a Figura 27.

TRANSICION				
euro -20°C				
Parametro:	K			
Tipo ensayo:	CT			
Fluencia (Mpa):	475			
Temperatura:	-20			
Espesor (mm):	100			
Ancho (mm):				
Datos clivaje:	15			
Datos Total:	15			
K(Mpa.m ^{0.5})	a0(mm)	da(mm)	Inestable	
155,08	113,67	0	1	-20
329,85	112,96	0	1	-20
255,03	112,18	0	1	-20
249,17	110,04	0	1	-20
229,63	113,1	0	1	-20
235,72	112,21	0,11	1	-20
229,63	112,21	0,11	1	-20
255,03	110,84	0,11	1	-20
283,42	111,83	0,14	1	-20
336,19	111,89	0,16	1	-20
145,96	111,52	0,09	1	-20
332,39	112,52	0,16	1	-20
169,26	112,36	0,1	1	-20
238,74	112,39	0,11	1	-20
266,57	111,64	0,12	1	-20

Fig. 27 - Tabela com valores de J convertidos em K

Em posse dos valores de K_{Jc} utilizou-se as eq.17, eq.18 e eq.19 para chegar ao valor na temperatura de referência, de posse de T_0 , utilizou se a eq. 12 para plotar a MC desse teste.

Além disso, outros parâmetros são importantes de contarem no gráfico, como as margens de tolerância para 5% e 95%, o limite inferior de tolerância e a dispersão dos valores de K_{Jc} . Além de demarcar por retângulos azuis com transparência os dados inválidos pelo intervalo que a norma adota como critério, que serão identificados nos gráficos como “Região fora do critério”.

Portanto, a equação necessária para plotar as margens de tolerância é definida em [7] e dada por:

$$K_{Jc(0,xx)} = 20 + \left[\ln \left(\frac{1}{1 - 0,xx} \right) \right]^{1/4} \{ 11 + 77 \exp[0,019(T - T_0)] \} \quad (eq. 24)$$

Onde 0,xx representa a porcentagem de ajuste da margem.

Já para a margem de ajuste do limite inferior – *Lower Bound* (LB) – que representa um valor mínimo aceitável para a população de K_{Jc} [6], ela é utilizada pois é necessário se introduzir o cálculo do erro da temperatura de referência, então, ajusta-se essa curva na margem de tolerância de 5% [7]. Da seguinte maneira:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\beta^2}{r} + \sigma_{exp}^2} \quad (eq. 25)$$

Onde,

β = fator de incerteza do tamanho da amostra;

r = número total de testes não censurados;

σ_{exp} = contribuição experimental de incerteza. Valor fixado em $\sigma_{exp} = 4 \text{ } ^\circ\text{C}$.

Para calcular a eq.25, é necessário calcular o valor de β que é um valor tabelado de acordo com $K_{JC}^{eq} (med)$ [7]. Conforme:

$$K_{JC}^{eq} (med) = \left[\frac{1}{r} \sum_{i=1}^r 30 + 70 \exp(0,019(T_i - T_o)) \right] \quad (eq. 26)$$

Tabela 2 - Valor de β . Adaptado de [7]

$K_{JC}^{eq} (1T \text{ equivalent})$	β ($^\circ\text{C}$)
83+	18
66 a 83	18,8
58 a 65	20,1

Disposto do valor de β pela Tabela 2, utiliza-se a eq. 25 para encontrar o valor estimado de σ , e com isso:

$$T_{omar} = T_o + \sigma \cdot Z_y \quad (eq.27)$$

Onde,

σ = Desvio Padrão (calculado pela eq.25)

T_{omar} = A margem de ajuste de T_o

Z_y = Z-score especificada em uma confiabilidade de $y\%$

O Valor de Z_y pode ser encontrado em livros de estatística e está disposto na Figura 28:

NÍVEL DE CONFIABILIDADE	VALOR DE Z_y
80%	1.28
85%	1.44
90%	1.64
95%	1.96
98%	2.33
99%	2.58

Fig. 28 - Valores de Z-Score.

Para todos os ensaios realizados, utilizamos um nível de confiança de 85% adotando o valor $Z_y = 1,44$.

De posse do valor de T_{omar} , utiliza-se esse valor no lugar de T_o na eq.24 para $0,xx = 0,05$. Sendo assim, pode-se plotar a Master Curve com suas devidas margens, dispersão e restrição como na Figura 29.

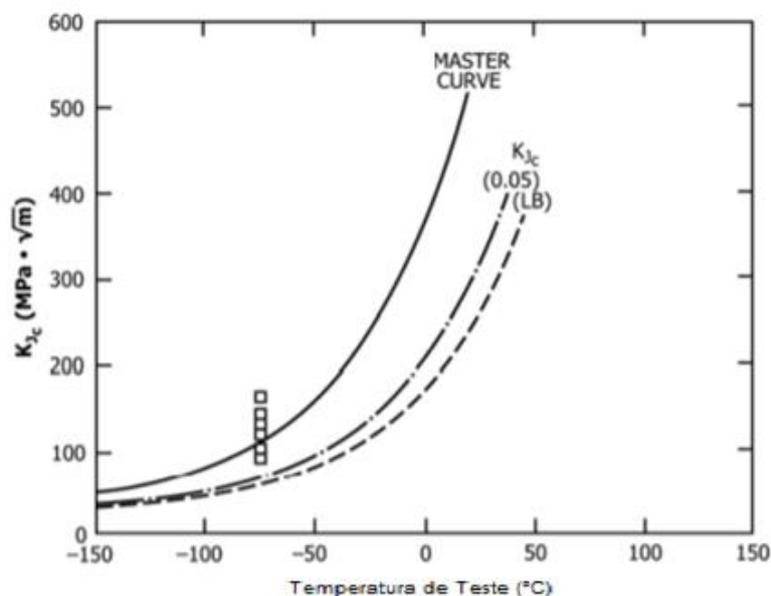


Fig. 29 - MC com as margens de tolerância e a margem de ajuste. Adaptado de [1].

Esse tipo de gráfico foi gerado a partir de mais de 700 ensaios realizados para corpos de prova de tamanhos 0,5T, 1T, 2T e 4T em temperaturas de -154°C, -91°C, -60°C, -40°C, -20°C, 0°C, +20°C. Gerando um total de 22 gráficos com formato análogo ao apresentado na figura, entretanto, cada um com suas respectivas características, que serão apresentados na Seção 4. É necessário acrescentar que devido ao limite de

recursos só foram possíveis realizar quatro jogos para corpos de prova com tamanho de 4T apresentando em torno de 15 testes em cada [12].

Já para os gráficos de múltiplas-temperaturas, um procedimento análogo ao descrito anteriormente foi adotado, entretanto, inicialmente T_0 deve ser calculado pela eq.16 e a MC gerada pela eq.12. Todo o processo de inserção das margens, dispersão e intervalo de transição são análogos.

4. Resultados e Discussões

A discussão desse trabalho se dá em torno dos parâmetros necessários para a avaliação completa da Master Curve, ou seja, uma análise da dispersão de resultados apresentados pelos testes do Euro Data Set e o efeito do tamanho de corpo de prova, além disso, se os testes obedecem a função de Weibull para três parâmetros, a teoria de *Weakest Link* e também a validade do intervalo adotado na norma para a diferença de temperatura de teste e temperatura de referência, acompanhados de uma análise de J_{max} e Δa_{max} , além de jogos que apresentaram múltiplos iniciadores de fratura, fratura frágil e fratura dúctil.

Cabe ressaltar que os modelos matemáticos propostos pela norma conforme explicitado nas seções anteriores não foram alterados, utilizou-se exatamente o descrito pelo texto para uma justa avaliação dos resultados apresentados.

Nesta seção a análise será separada de acordo com a temperatura de teste e depois uma análise completa, global e sucinta será apresentada na seção de Conclusões. Entretanto para facilitar a compreensão do leitor, a Tabela 3 apresenta um resumo de todos os jogos de testes avaliados com as informações necessárias que estão minuciosamente descritas para cada temperatura de teste. Neste ponto, vale ressaltar que jogos com a linha em verde apresentaram todos os testes aprovados, jogos com as linhas em amarelo, apresentaram um valor arbitrário de no máximo dois testes reprovados e jogos com a linha em vermelho apresentaram três ou mais testes reprovados.

Tabela 3 – Resumo dos jogos e suas características

Ti [°C]	To [°C]	B [nT]	$(\Delta a)_{max}$ [mm]	J_{max} [N/mm]	Total de CPs do Jogo	Frat. Frágil	Não Frat. Frágil	Múltiplos Pontos	To (med-válidos) – To (jogo) [°C]
-154	-42	0,5	0	0	31	31	0	31	-47
-154	-55	1	0	0	34	34	0	34	-34
-154	-62	2	0	0	30	30	0	30	-27
-91	-90	0,5	0	0	31	31	0	0	1
-91	-96	1	0	0	34	34	0	0	7
-91	-97	2	0	0	30	30	0	0	8
-91	-97	4	0	0	15	15	0	0	8
-60	-81	0,5	0	2	31	31	0	0	-8
-60	-86	1	0	0	34	34	0	0	-3
-60	-109	2	0	0	30	30	0	0	20
-40	-119	0,5	12	24	30	25	5	0	30
-40	-90	1	0	2	32	32	0	0	1
-40	-85	2	0	0	30	30	0	0	-4
-20	-125	0,5	27	29	31	10	21	0	36
-20	-101	1	4	19	30	30	0	0	12
-20	-86	2	0	1	30	30	0	0	-3

-20	-81	4	0	0	15	15	0	0	-8
0	-136	1	29	30	30	7	23	0	47
0	-109	2	11	14	30	30	0	0	20
0	-90	4	2	0	16	16	0	0	1
20	-135	2	30	30	30	9	21	0	46
20	-129	4	13	13	15	12	3	0	40

4.1 $T_i = -154\text{ }^\circ\text{C}$

Para essa temperatura de teste, três tamanhos de corpos distintos foram avaliados, são eles 0,5T, 1T e 2T [12]. Os testes foram realizados pelo Euro Data Set de acordo com o exposto na seção 3 e a primeira análise feita foi a da homogeneidade do material utilizado, sendo aceita para o prosseguimento dos testes experimentais. Em seguida, avaliou-se a dispersão dos dados em função dos valores da integral J e nesses jogos foi possível observar uma grande dispersão de resultados como mostra a Figura 30.

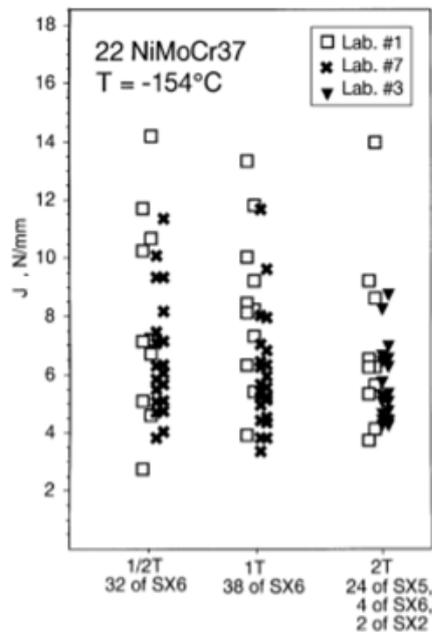


Fig. 30 - Dispersão de resultados para os testes de $-154\text{ }^\circ\text{C}$. Adaptado de [12].

Avaliando a Figura 30 é possível inferir que a dispersão de dados é muito parecida independentemente do tamanho do corpo de prova, o que não é esperado pela teoria de *Weakest Link*. Uma investigação mais profunda nos permite afirmar que os jogos de dados nessa temperatura de teste apesar de não apresentar nenhum teste com falha por $J > J_{max}$ e $\Delta a > \Delta a_{max}$, apresentam fratura por mais de um iniciador de fratura, ou seja, numa análise da superfície de falha após ruptura do corpo de prova foram encontrados múltiplos pontos de iniciação de fratura [12], [17].

Na tentativa de fazer a análise da Master Curve de cada um desses jogos de acordo com o procedimento descrito nas Seções 2 e 3 e com as eq. 17 e eq. 18 chega-se aos seguintes valores para $K_{JC(MED)}$ de $38 \text{ MPa}\sqrt{m}$, $40 \text{ MPa}\sqrt{m}$ e $42 \text{ MPa}\sqrt{m}$, respectivamente para os corpos de prova de 0,5T, 1T e 2T. Entretanto, segundo a norma quando um jogo de dados apresenta $K_{JC(MED)} < 58 \text{ MPa}\sqrt{m}$, a temperatura de referência não pode ser obtida a partir desse conjunto de dados [7]. Portanto, não foi possível plotar as Master Curves desses jogos.

É possível inferir que para todos os tamanhos de corpo de prova os jogos encontram-se no patamar inferior da curva de transição dúctil-frágil, e não na região de transição (região de interesse do presente trabalho), devido aos múltiplos pontos iniciadores de clivagem registrados. Além disso, os jogos seriam censurados pela norma por não apresentarem a condição de: $-50 \text{ }^\circ\text{C} < T_i - T_o < 50 \text{ }^\circ\text{C}$ como bem mostra a Tabela 3.

4.2 $T_i = -91 \text{ }^\circ\text{C}$

Nessa temperatura de teste, todos os tamanhos de corpos distintos confeccionados pelos laboratórios do Euro Data Set foram avaliados, são eles: 0,5T, 1T, 2T e 4T [12]. Como necessário para prosseguimento experimental dos testes, a primeira análise feita pelo Euro Data Set foi a da homogeneidade do material utilizado, sendo aceita para as etapas seguintes. Após isso, avaliou-se a dispersão dos dados em função dos valores de J para a fratura conforme mostra a Figura 34.

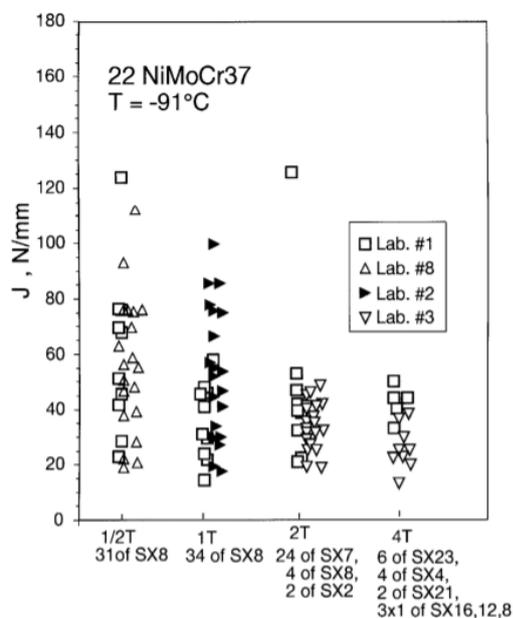


Fig. 31 - Dispersão de resultados para os testes de -91°C . Adaptado de [12]

É possível observar que à medida que os corpos de prova aumentam de tamanho, diminui-se a dispersão de resultados, exatamente como prevê a teoria do *Weakest Link*. Após ruptura dos corpos de prova referentes aos testes, a análise da superfície de fratura indicou clivagem com apenas um ponto de iniciação [12], [17]. Além disso, em todos os jogos de dados, todos os testes foram validados sem censuras, pois $J < J_{max}$ e $\Delta a < \Delta a_{max}$.

Após os cálculos expostos pelo Tratamento de Dados (Seção 3) chegou-se às seguintes Temperaturas de Referência (T_0) para os jogos: -90°C , -96°C , -97°C e -97°C para os corpos de prova de tamanho 0,5T, 1T, 2T e 4T, respectivamente. O Gráfico plotado para cada uma das Master Curves está exposto nas Figuras 35, 36, 37 e 38.

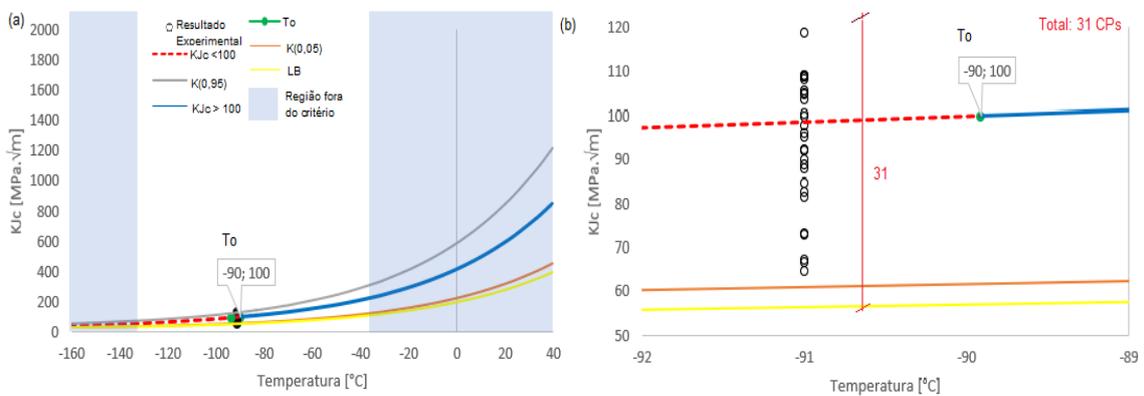


Fig. 32 - (a) Master Curve para 0,5T em -91°C (b) Ampliação na região de dispersão

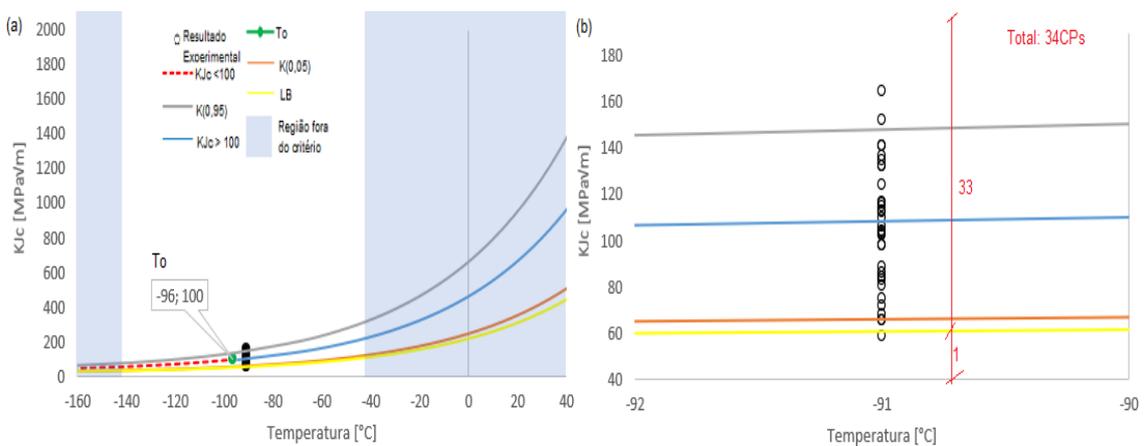


Fig. 33 - (a) Master Curve para 1T em -91°C (b) Ampliação na região de dispersão

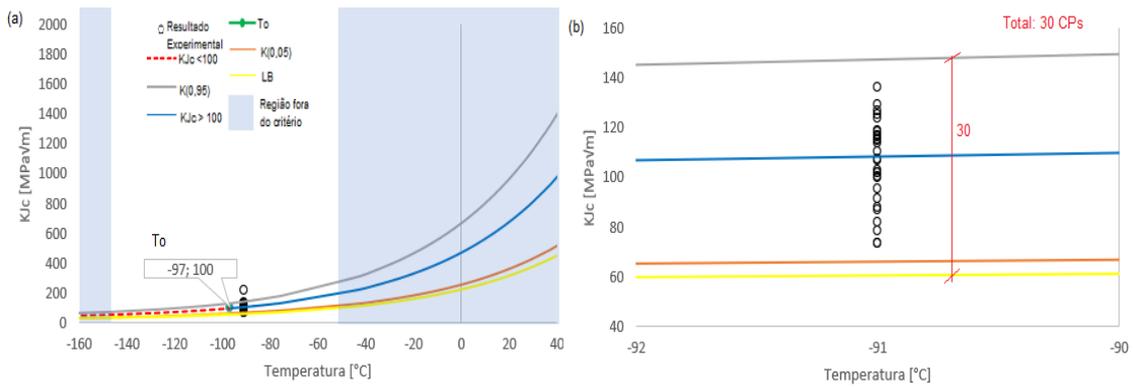


Fig. 34 - (a) Master Curve e Margens para 2T em -91 °C (b) Ampliação na região de dispersão

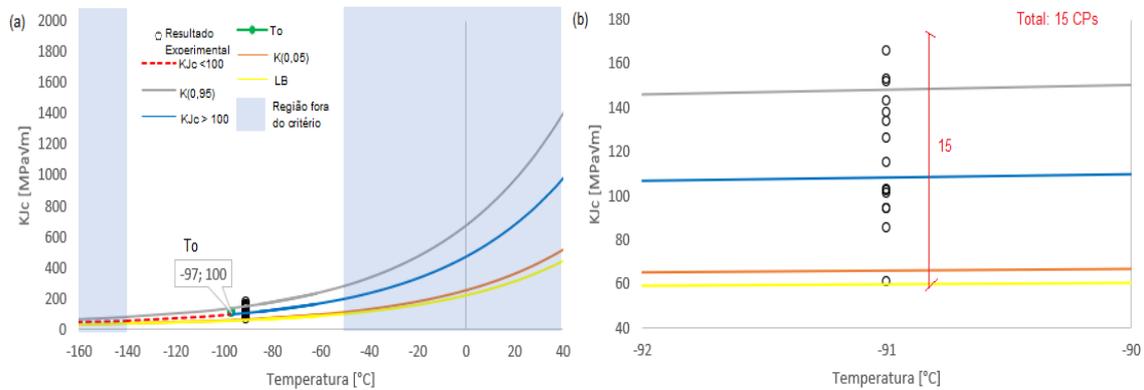


Fig. 35 - (a) Master Curve para 4T em -91 °C (b) Ampliação da região de dispersão

Pelas Figuras 35, 36, 37 e 38 é possível inferir que os jogos são válidos, pois a dispersão dos dados experimentais está majoritariamente acima da LB, além disso, os jogos plotados foram todos validados pela norma [7] pelo critério de $-50\text{ °C} < T_i - T_o < 50\text{ °C}$. O que leva a crer que os testes realizados a temperatura de -91 °C estão na região de transição, independentemente do tamanho do corpo de prova.

4.3 $T_i = -60\text{ °C}$

Nessa temperatura de teste, três tamanhos de corpos distintos foram avaliados pelo Euro Data Set são eles: 0,5T, 1T e 2T [12]. Como necessário para prosseguimento experimental dos testes, a primeira análise feita pelos laboratórios do Euro Data Set foi a da homogeneidade do material utilizado, nesse ponto os resultados foram questionados pelos responsáveis do programa devido à dispersão dos dados em função dos valores da integral J, como pode ser visto na Figura 39.

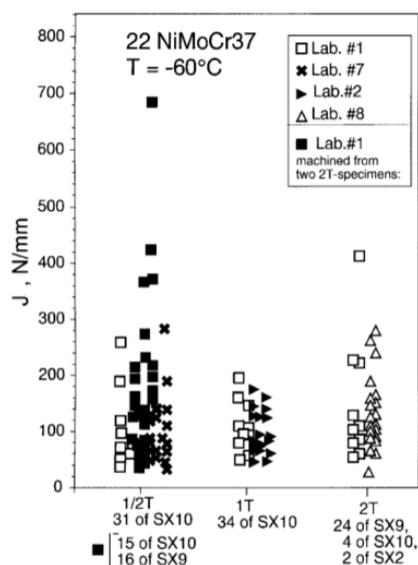


Fig. 36 - Dispersão de resultados para os testes de -60°C . Adaptado de [12].

Como prevê a teoria de *Weakest Link*: conforme aumenta-se o tamanho da espessura do corpo de prova, restringe-se a faixa de dispersão dos dados, isso é observado de 0,5T para 1T, entretanto na dispersão para o jogo de testes de 2T notou-se um aumento da dispersão de resultados, com isso a dispersão dos corpos de prova de espessura 2T ficou praticamente similar a dispersão do jogo de 0,5T, necessitando de uma inspeção maior. Uma maior investigação desse jogo de 2T foi feita por [12] numa análise experimental onde os corpos de prova originais de tamanho 2T (espessura) foram usinados para o tamanho de 0,5T. Esse novo jogo de testes apresentou uma dispersão de resultados muito maior comparado ao jogo de testes de 0,5T original [12]. Esse indicativo mostra que os dados foram afetados por variações presentes no material, variação que foi confirmada por análise metalográfica cautelosa após a suspeita.

Essa não-homogeneidade do material reflete nos dados obtidos:

Para o jogo de 0,5T: todos os testes foram aprovados tanto em valor de J_{max} e Δa_{max} , obtendo $T_0 = -81^{\circ}\text{C}$.

Para o jogo de 1T: todos os testes foram aprovados em Δa_{max} e dois testes foram reprovados em J_{max} , entretanto essa é uma margem aceitável em critério arbitrário para validar o jogo de testes, ainda assim obteve-se uma temperatura de referência $T_0 = -86^{\circ}\text{C}$.

Para o jogo de 2T: todos os testes foram aprovados tanto em valor de J_{max} e Δa_{max} , entretanto obteve-se $T_o = -110\text{ }^\circ\text{C}$, portanto esta esse jogo seria censurado pela norma [7] pois não apresenta validade em $-50\text{ }^\circ\text{C} < T_i - T_o < 50\text{ }^\circ\text{C}$

Apesar dos jogos não sofrerem censuras para o procedimento experimental, sugere-se uma investigação com material homogêneo para essa temperatura de teste para uma análise mais cautelosa e completa da Master Curve, suas margens de tolerância (5 e 95%) e da *Lower Bound* (LB), para apresentar uma dispersão experimental condizente com a proposta.

4.4 $T_i = -40\text{ }^\circ\text{C}$

Nessa temperatura de teste o Euro Data Set realizou ensaios com corpos de prova de tamanhos 0,5T, 1T e 2T [12]. Avaliando-se, primeiramente, a homogeneidade do material pela dispersão dos resultados como mostra a Figura 37.

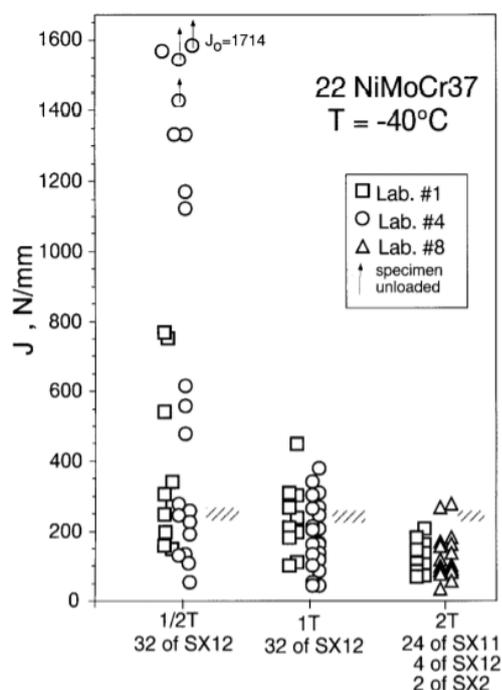


Fig. 37 - Dispersão de resultados para os testes de $-40\text{ }^\circ\text{C}$. Adaptado de [12].

Pela Figura 37, os corpos de prova maiores apresentam uma menor dispersão de resultados do que os corpos de prova com tamanho menor, o que está de acordo com a teoria de *Weakest Link*, além disso, nenhuma variação da dispersão como nos testes de $-60\text{ }^\circ\text{C}$ foi averiguada, o que nos remete a inferir que o material apresenta a homogeneidade assegurada como previsto em [12].

Conforme feito para as outras temperaturas de teste (T_i), a avaliação de outros parâmetros também se faz necessária, portanto:

Para 0,5T: num total de 30 testes realizados pelo Euro Data Set, 12 tiveram $\Delta a > \Delta a_{max}$ e 24 dos 30 apresentaram $J > J_{max}$, o que já seria suficiente para não validar esse jogo de testes. O critério estabelecido de maneira arbitrária para validação do jogo foi o seguinte: no máximo dois jogos podem apresentar $\Delta a > \Delta a_{max}$ ou $J > J_{max}$. Cabe ressaltar que essa escolha de no máximo dois jogos, foi feita por representarem um baixo percentual em relação ao total de testes realizados. Além disso, a temperatura de referência obtida foi $T_o = -119\text{ }^\circ\text{C}$, portanto, $T_i - T_o = 79\text{ }^\circ\text{C}$, que está fora do intervalo ($-50\text{ }^\circ\text{C}, 50\text{ }^\circ\text{C}$) como requer a norma sobre censura dos jogos. Destaca-se que apesar de apresentar um único ponto iniciador de clivagem, 25 dos 30 testes não fraturaram (Teste Tipo B) enquanto os outros 5 apresentaram fratura frágil. A Master Curve para esse jogo assim como suas margens e limite podem ser observadas na Figura 38.

Para 1T: num total de 32 testes realizados pelo Euro Data Set, nenhum apresentou $\Delta a > \Delta a_{max}$ e apenas dois testes apresentaram $J > J_{max}$, o que confere validade ao jogo de testes pelo critério arbitrário adotado. Além disso, todos os testes apresentaram fratura frágil por um ponto iniciador de clivagem e a temperatura de referência encontrada foi de $T_o = -90\text{ }^\circ\text{C}$, que se encontra fora do intervalo $-50\text{ }^\circ\text{C} < T_i - T_o < 50\text{ }^\circ\text{C}$. A Master Curve para esse jogo assim como suas margens e limite podem ser observadas na Figura 39.

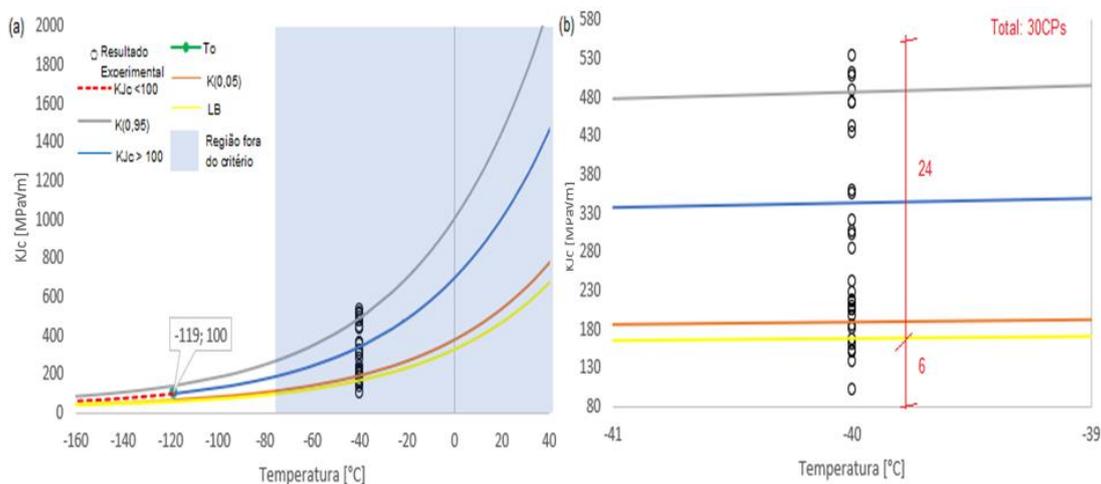


Fig. 38 - (a) Master Curve para 0,5T em -40 °C (b) Ampliação da região de dispersão

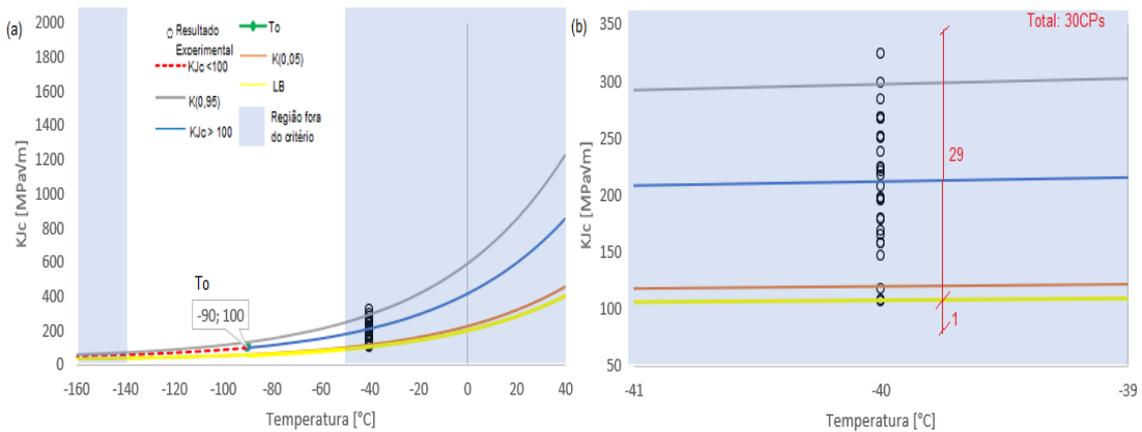


Fig. 39 - (a) Master Curve para 1T em -40 °C (b) Ampliação na região de dispersão

Para 2T: dos 30 testes realizados pelo Euro Data Set, nenhum deles apresentou $\Delta a > \Delta a_{max}$ e $J > J_{max}$, o que confere validade ao jogo de testes pelo critério arbitrário adotado. Além disso, os 30 testes apresentaram clivagem por um único ponto de iniciação e a temperatura de referência encontrada foi $T_0 = -85$ °C, tendo validade também pelo critério de intervalo da norma para a diferença de temperatura de teste com a temperatura de referência. A Master Curve para esse jogo de testes, assim como suas margens de tolerância ($K_{0,05}$ e $K_{0,95}$, que podem ser encontrados como $K(0,05)$ e $K(0,95)$ também) e a margem de ajuste (LB), podem ser observadas pela Figura 40.

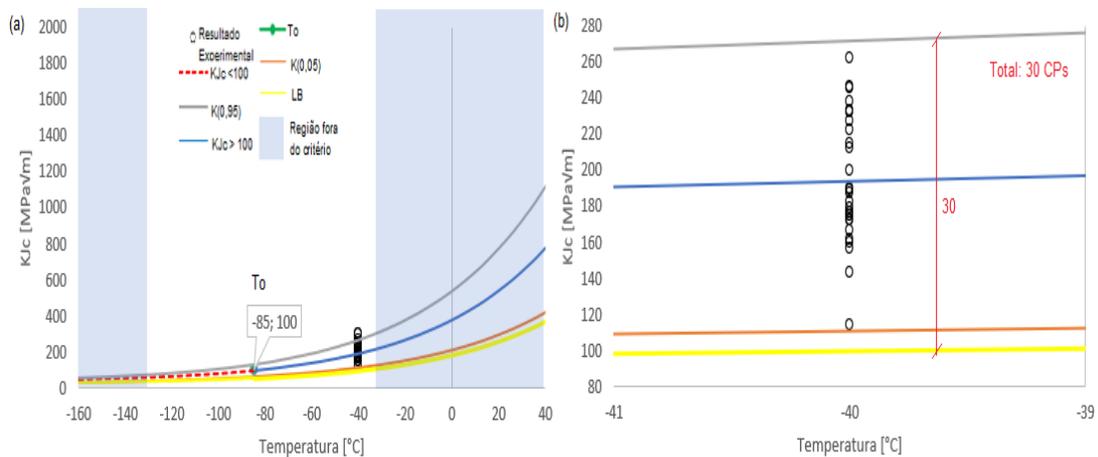


Fig. 40 - (a) Master Curve para 2T em -40 °C (b) Ampliação na região de dispersão

Para uma última análise dentro desta presente seção pôde-se observar que a dispersão dos resultados experimentais da Figura 38 possui seis testes abaixo da LB o que compromete a validade do teste mais uma vez por apresentar muitos testes abaixo desse limite mínimo. Enquanto nas Figuras 39 e 40 não foi observado essa dispersão.

4.5 $T_i = -20\text{ }^\circ\text{C}$

Nessa temperatura de teste foram realizados os procedimentos experimentais nos quatro diferentes tamanhos de corpo de prova previstos pelo Euro Data Set, que são 0,5T, 1T, 2T e 4T [12]. Em seguida analisou a dispersão de resultados dos testes de tenacidade à fratura em função de J para verificar a homogeneidade do material e dar prosseguimento a análise dos dados, a distribuição dos resultados encontra-se na Figura 41.

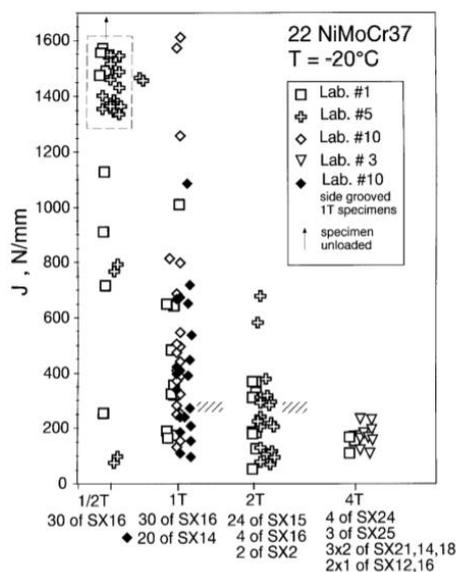


Fig. 41 - Dispersão de resultados p/ os testes de -20°C . Adaptado de [12].

Seguindo o padrão de análise adotado nos itens anteriores, fica nítido que para essa temperatura de teste, os dados também obedecem a teoria de *Weakest Link* e o efeito do tamanho do corpo de prova, pois quanto maior o corpo de prova, menor deve ser a dispersão de resultados para os valores de J para fratura encontrados. É importante notar que apesar de apresentar grande dispersão, os corpos de prova de tamanho 0,5T apresentam boa parte da sua população de testes aglutinados numa parte superior do gráfico apresentado na Figura 41, mas apesar disso, 10 testes de 31 possíveis não foram censurados e foi possível fazer a construção da Master Curve, já que pela definição se considera inválido um jogo de dados para a construção da Master Curve se apenas 6 jogos ou menos não forem censurados [7].

Através de uma análise criteriosa da validade dos testes pelos parâmetros de tenacidade a fratura, crescimento estável de trinca e fratura frágil para cada jogo será apresentado seu detalhamento a seguir:

Para 0,5T: para um total de 31 testes realizados pelo Euro Data Set, 27 apresentaram $\Delta a > \Delta a_{max}$ e 29 desses testes apresentaram $J > J_{max}$. Por outro lado, apenas 10 desses (aqueles que não foram censurados como mencionado dois parágrafos acima) tiveram clivagem e os outros 21 sofreram fratura não-frágil. Utilizando as equações apropriadas, chegou-se a uma temperatura de referência $T_0 = -125\text{ °C}$, e com isso, $T_i - T_0 = -20 - (-125) = 105 > 50\text{ °C}$, o que diz que essa T_0 encontrada está fora do intervalo adotado pela norma como critério de censura [7]. A master curve, suas margens de ajuste e tolerância, bem como a sua dispersão experimental para esse jogo podem ser observadas na Figura 42.

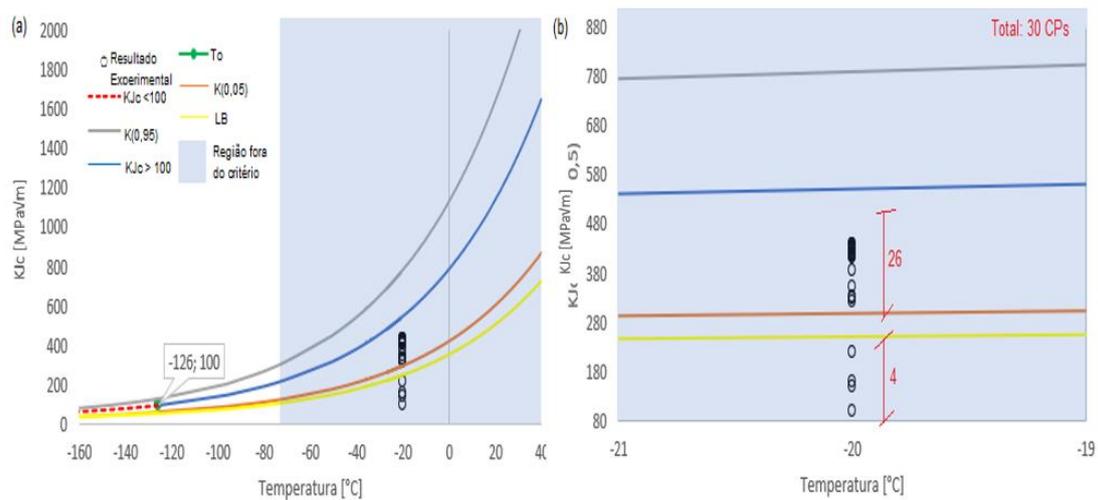


Fig. 42 - (a) Master Curve para 0,5T em -20 °C (b) Ampliação na região de dispersão

Para 1T: nos 30 testes realizados pelo Euro Data Set para esse jogo notou-se a presença de clivagem em todos eles com um site de iniciação para a que ocorresse a fratura frágil. Entretanto, a validade desse teste não foi conferida pois 19 testes apresentaram $J > J_{max}$ e 4 testes apresentaram $\Delta a > \Delta a_{max}$. A temperatura de referência obtida foi $T_0 = -101\text{ °C}$, portanto, pelo critério da norma adotado, esse ensaio encontra-se fora do intervalo de validação adotado como critério pela norma [7]. A Master Curve completa desse jogo está na Figura 43.

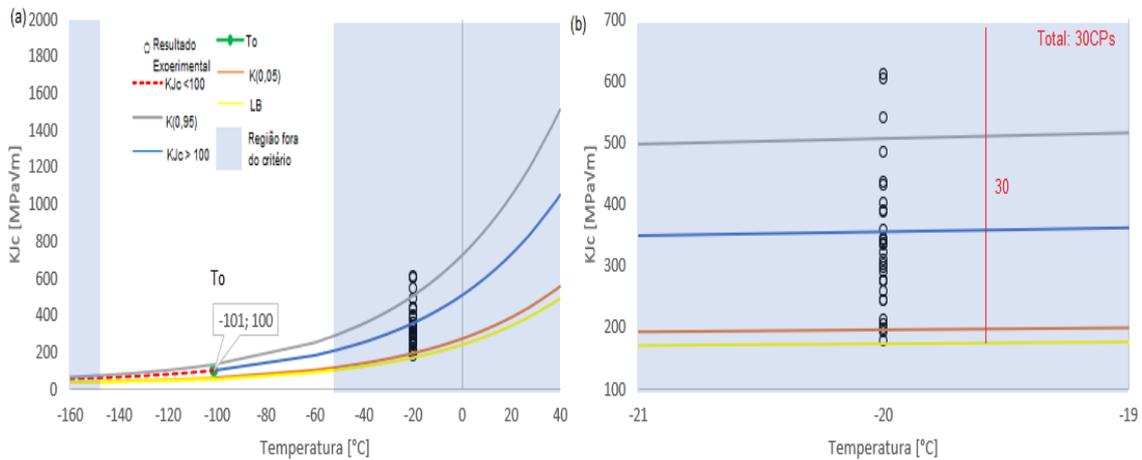


Fig. 43 - Master Curve para 1T em -20 °C (b) Ampliação na região de dispersão

Para 2T: 30 corpos de provas foram submetidos aos testes do Euro Data Set para averiguar a validade deles. Apenas um teste foi reprovado por apresentar $J > J_{max}$ e nenhum teste foi reprovado por apresentar crescimento estável de trinca maior que o crescimento estável de trinca máximo, o que confere validade ao jogo de testes pelo critério arbitrário adotado no escopo do texto. Os 30 testes realizados apresentaram clivagem com um único sítio iniciador. Entretanto, a temperatura de referência obtida foi $T_0 = -86$ °C, logo, $T_i - T_0 = -20 - (-86) = +66 > 50$ °C, portanto a priori deveria apresentar dados censurados pelo critério de intervalo adotado pela norma [7]. A Master Curve desse jogo de ensaios pode ser analisada na Figura 44.

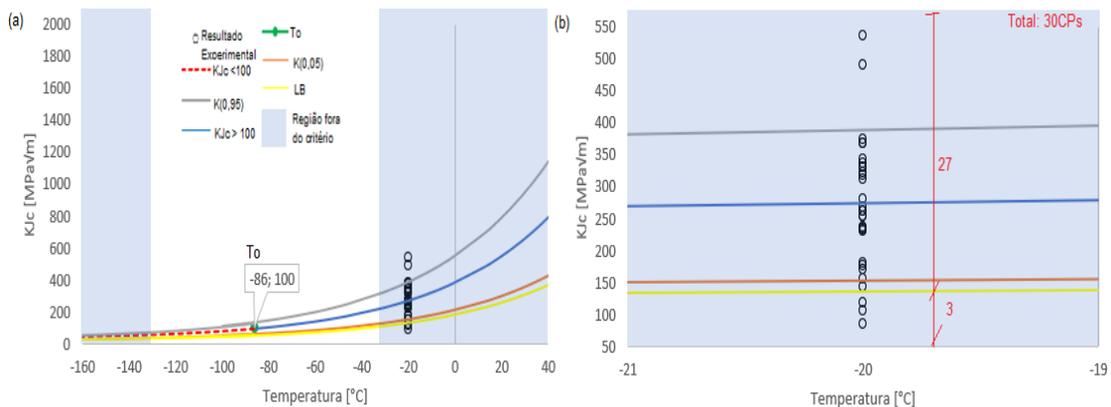


Fig. 44 - (a) Master Curve para 2T em -20 °C (b) Ampliação na região de dispersão

Para 4T: 15 corpos de prova foram confeccionados para a realização dos testes do Euro Data Set, onde nenhum teste apresentou $J > J_{max}$ e $\Delta a > \Delta a_{max}$ e, portanto, o jogo foi validado. Ocorreu clivagem com um sítio iniciador em todos os jogos. T_0 obtida foi conferida na ordem de -81 °C, e portanto pela norma, esse jogo deveria apresentar

dados censurados, pois $T_i - T_o > 50 \text{ }^\circ\text{C}$, mesmo apresentando validade em sob os critérios de J_{max} e Δa_{max} , portanto esse intervalo de censura adotado como critério deve ser questionado, pois outros indicadores ainda o apontam como válido. A Master Curve desse jogo assim como sua margem e seus limites podem ser conferidas na Figura 45.

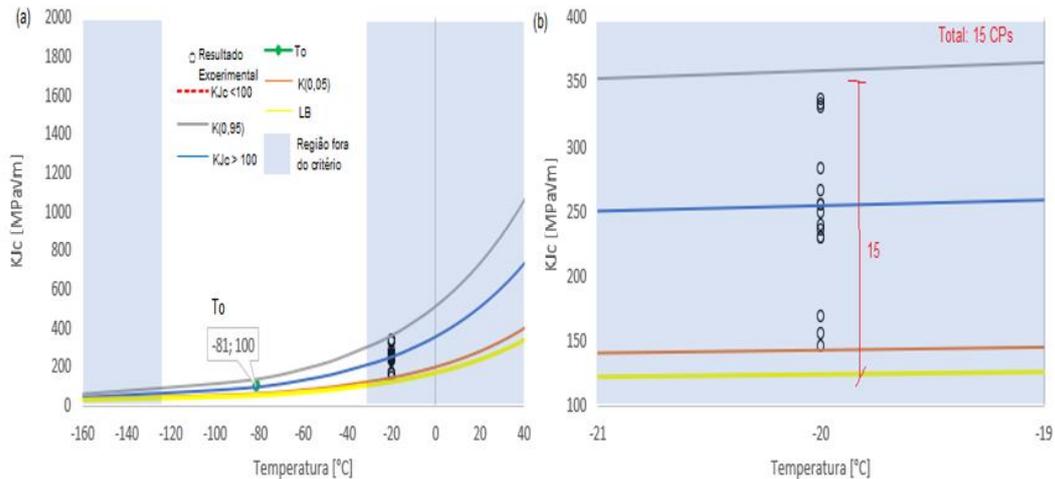


Fig. 45 - (a) Master Curve para 4T em -20 °C (b) Ampliação na região de dispersão

Um último adendo referente aos jogos presentes nessa temperatura é que a dispersão dos resultados experimentais se encontra majoritariamente acima do limite inferior (LB).

4.6 $T_i = 0 \text{ }^\circ\text{C}$

Foram usados os dados da Euro Data Set dos quatro tamanhos de corpos de prova (0,5T, 1T, 2T e 4T) para essa temperatura. Como de praxe, o primeiro critério avaliado foi a dispersão dos resultados em relação a J para verificar a homogeneidade do material conforme mostra a Figura 46.

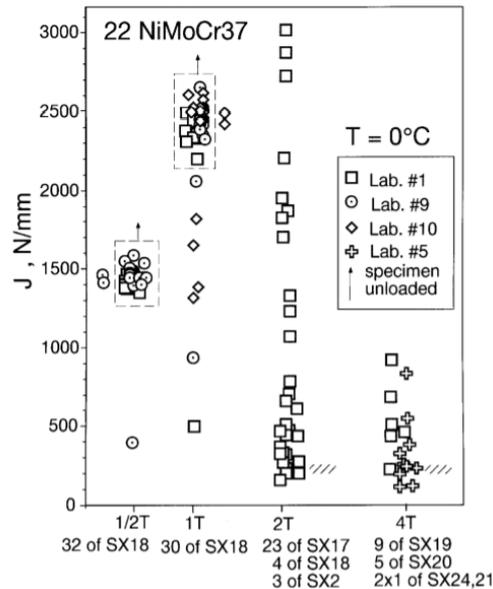


Fig. 46 - Dispersão de resultados para os testes de 0°C. Adaptado de [12].

Note que pela Figura 46, os resultados obtidos obedecem ao modelo de *Weakest Link* para os corpos de prova de tamanho 1T, 2T e 4T, com a dispersão diminuindo conforme o aumento da espessura. Ainda assim, pode-se notar uma grande aglutinação para os dados no jogo de 0,5T indicando que esse jogo está caracterizado majoritariamente por rasgamento dúctil.

Para 0,5T: apenas 3 testes dos 30 empregados pelo Euro Data Set sofreram clivagem [17], e por definição, 6 ou mais corpos de prova devem ter sofrido clivagem para o jogo possuir validade [7]. Portanto, nenhum critério a mais foi analisado pois esse jogo já foi descartado.

Para 1T: apenas 7 dos 30 testes realizados pelo Euro Data Set sofreram clivagem [17], entretanto, esse valor ainda é suficiente para determinação da temperatura de referência na Master Curve, que foi obtida no valor de $T_0 = -136$ °C e claramente, não está dentro do intervalo adotado como critério da norma [7]. Continuando a investigação dos critérios, pôde se observar que todos os testes apresentaram a quebra do critério arbitrário adotado porque todos registraram $J > J_{max}$ e 29 testes apresentaram $\Delta a > \Delta a_{max}$, conferindo invalidez ao jogo segundo o escopo do texto. Ainda assim, a Master Curve desse jogo pode ser observada na Figura 47.

Para 2T: todos os 30 corpos de prova testados pelo Euro Data Set sofreram fratura frágil com um sítio iniciador [17]. Além disso, pôde se observar que 14 testes apresentaram quebra do critério arbitrário por $J > J_{max}$ e 11 testes apresentaram $\Delta a > \Delta a_{max}$, conferindo invalidez ao teste segundo o escopo do texto. Ainda assim, foi

possível se obter uma temperatura de referência para esse jogo ($T_0 = -109^{\circ}\text{C}$) que não está no intervalo estabelecido para a ASTM E1921-19b [7]. Sua Master Curve encontra-se na Figura 48.

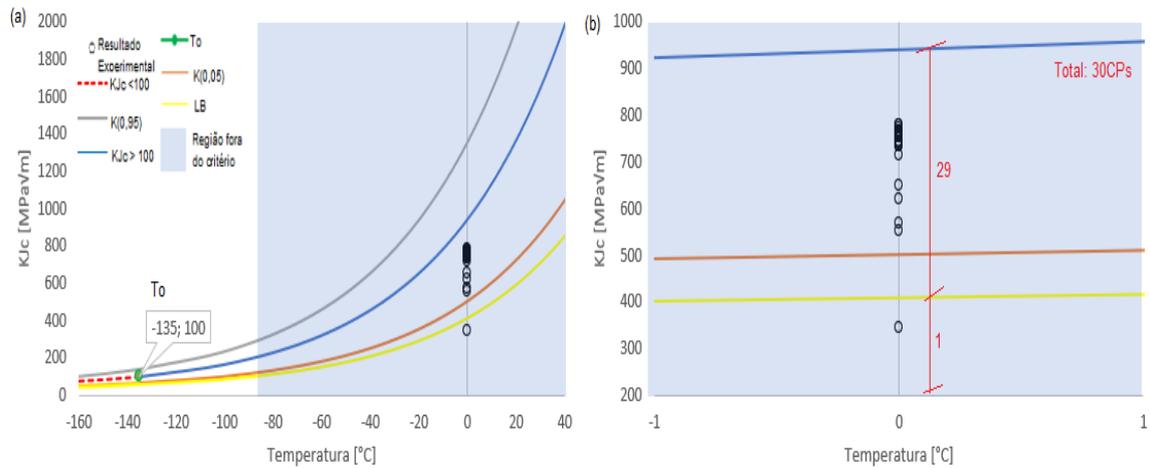


Fig. 47 - (a) Master Curve para 1T em 0°C (b) Ampliação na região de dispersão

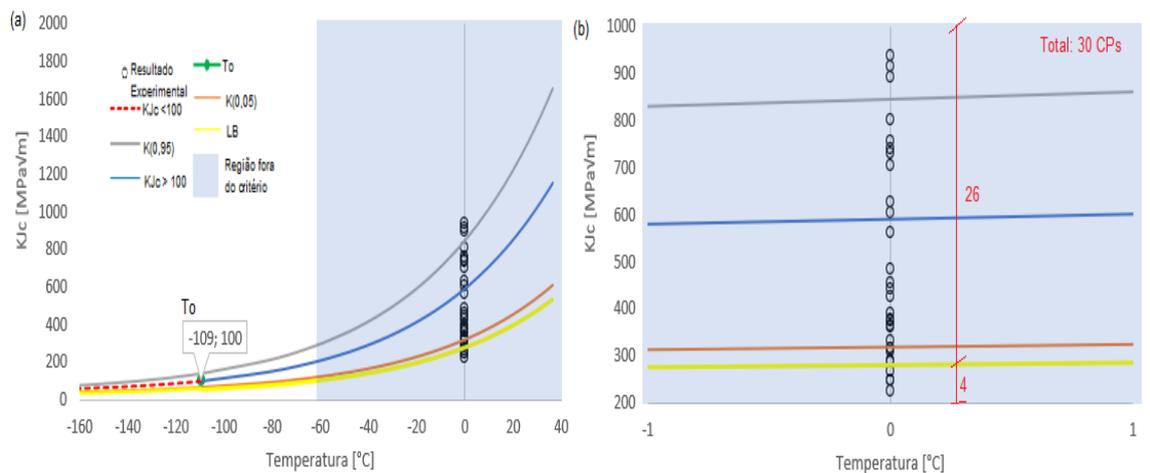


Fig. 48- (a) Master Curve para 2T em 0°C (b) Ampliação na região de dispersão

Para 4T: Todos os 16 corpos de prova testados pelo Euro Data Set apresentaram fratura frágil com sítio iniciador [17]. Além disso, apenas 2 testes apresentaram $\Delta a > \Delta a_{max}$ e nenhum teste apresentou $J > J_{max}$, portanto, como apenas dois testes foram invalidados em todos os critérios, esse jogo é dado como válido pelo critério arbitrário estabelecido. A temperatura de referência obtida foi $T_0 = -90^{\circ}\text{C}$ e, portanto, está fora da região de validação de dados da norma, ainda que obedeça aos outros critérios citados. Sua Master Curve, bem como suas margens e limite inferior encontra-se presente na Figura 49.

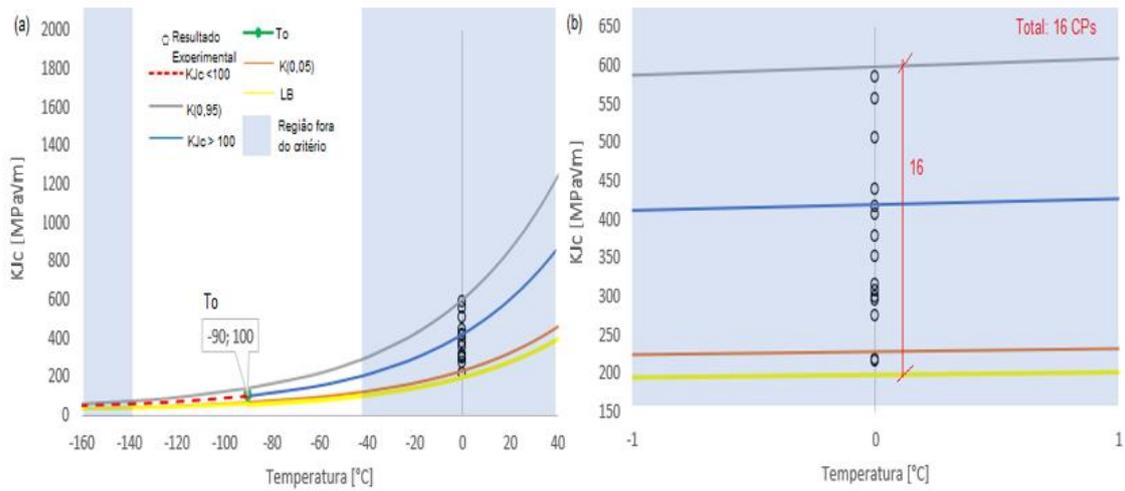


Fig. 49– (a) Master Curve para 4T em 0 °C (b) Ampliação na região de dispersão

É possível observar poucos testes abaixo do limite inferior LB em relação a sua dispersão experimental para alguns jogos nessa temperatura de teste, entretanto, a maioria dos testes encontra-se acima da LB.

4.7 $T_i = +20^{\circ}\text{C}$

Nessa temperatura de teste, a base de dados do Euro Data Set tinha apenas testes com corpos de prova dos tamanhos 1T, 2T e 4T [12]. Testes de 0,5T não foram mais necessários já que a temperaturas menores que essa os testes para esse tamanho de corpo de prova não conferiam mais validade. Por mais que poucos testes apresentem fratura frágil, ainda assim foi possível verificar que o material apresenta homogeneidade, pois corpos de prova com falha plástica apresentam valores de tenacidade à fratura próximos como indicado na Figura 50.

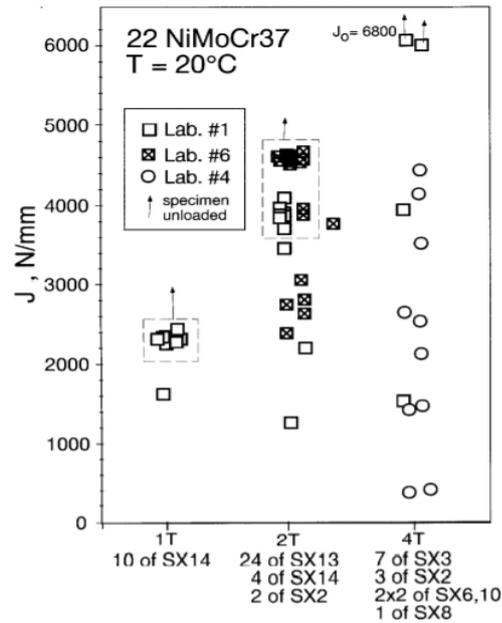


Fig. 50 - Dispersão dos Resultados para testes em +20°C. Adaptado de [12].

Como feito até aqui, os outros critérios também foram avaliados para cada jogo de testes e os resultados obtidos estão detalhados a seguir:

Para 1T: apenas 10 corpos de prova foram confeccionados pelo Euro Data Set e apenas um deles apresentou clivagem, portanto, como apenas esse único teste não sofreu censura, esse jogo de dados foi descartado, sem necessidade de avaliação dos outros parâmetros.

Para 2T: 30 corpos de prova foram confeccionados para realização dos testes de fratura pelo Euro Data Set. Nesses corpos de prova, todos apresentaram $J > J_{max}$ e $\Delta a > \Delta a_{max}$ e foram invalidados. Entretanto, 9 testes sofreram clivagem e portanto foi possível se obter uma temperatura de referência da ordem de $T_0 = -135^\circ\text{C}$ (fora da faixa de validação [7]) para esse jogo, os outros 21 testes sofreram fratura dúctil e como a temperatura é relativamente alta para esse tipo de ensaio, uma análise da superfície de falha sugere que ocorreu rasgamento dúctil [12], [17]. A Master Curve completa desse jogo está descrita na Figura 51.

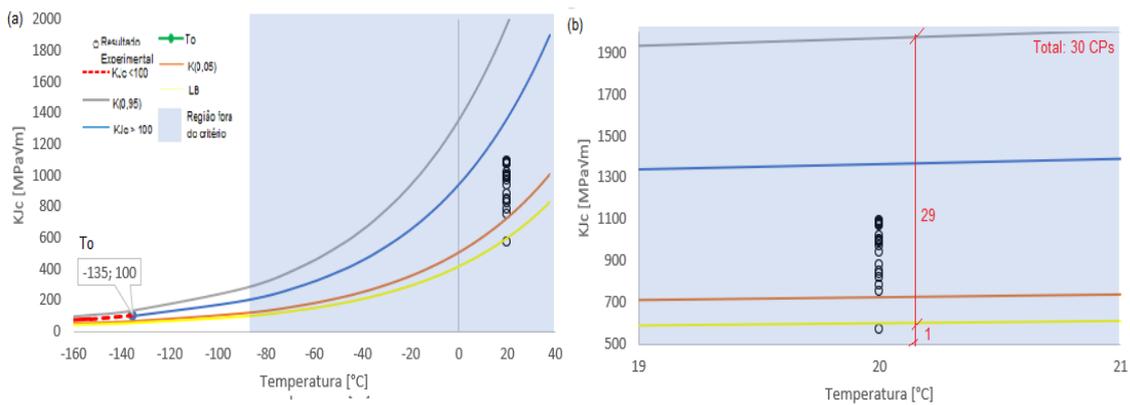


Fig. 51 - (a) Master para 2T em +20 °C (b) Ampliação na região de dispersão

Para 4T: 15 corpos de prova foram confeccionados para realização dos testes de fratura pelo Euro Data Set. Desses 15, 13 deles apresentaram $J > J_{max}$ e $\Delta a > \Delta a_{max}$ e conseqüentemente, foram invalidados. Entretanto, 12 testes sofreram clivagem e portanto foi possível se obter uma temperatura de referência da ordem de $T_0 = -129$ °C (fora do intervalo de critério da norma [7]) para esse jogo, os outros 9 testes sofreram fratura não-frágil e como a temperatura é relativamente alta para esse tipo de ensaio, uma análise da superfície de falha sugere que ocorreu rasgamento dúctil [12], [17]. A Master Curve completa desse jogo está descrita na Figura 52.

Ainda assim, note que a dispersão experimental se mantém majoritariamente acima da LB para os jogos analisados nessa temperatura de teste.

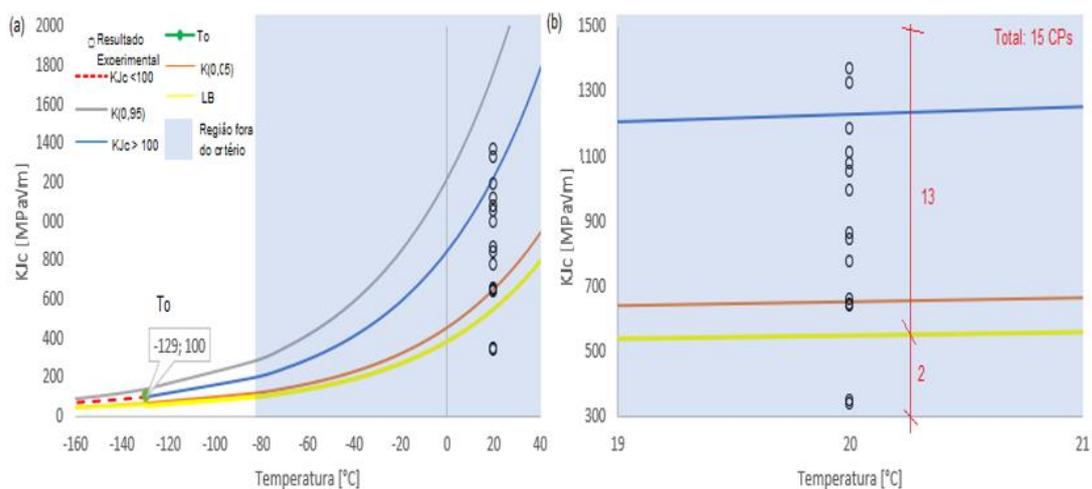


Fig. 52 - (a) Master Curve para 4T em +20 °C (b) Ampliação na região de dispersão

4.8 Discussões Gerais

Uma primeira avaliação importante a ser realizada são as informações dos jogos realizados a uma temperatura de teste de $-154\text{ }^{\circ}\text{C}$, todos esses jogos apresentaram fratura frágil com múltiplos pontos de iniciação. Apenas nessa temperatura ocorreu esse tipo de fratura e todos os jogos foram descartados. Resultados prévios remetem que os jogos nessa temperatura de teste não apresentam um comportamento que possa ser modelado matematicamente pela função de Weibull de três parâmetros (3P – W) [8], [9], e conseqüentemente, infere-se que esses jogos estão no patamar inferior da curva de transição dúctil-frágil. Acredita-se que testes com múltiplos iniciadores de clivagem não estão na região de transição e sim, no patamar inferior [12].

Outra verificação imediata se deu sobre os jogos realizados a uma temperatura de teste de $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$. Já que foi indicado pela dispersão de resultados e notado por testes de dureza e de análise metalográfica que há variação na microestrutura do material, não podendo ser caracterizado como homogêneo [12]. Esses corpos de prova desses jogos foram confeccionados a partir dos blocos SX9 e SX10, observando a Figura 21 é possível notar que os blocos SX9 e SX10 sofreram um maior impacto físico-químico durante a operação das rotas nucleares em que esse segmento de anel estava presente.

Pela Tabela 3 e pela Seção 4.2, infere-se que os jogos realizados a uma temperatura de teste de $-91\text{ }^{\circ}\text{C}$ foram todos aprovados e apresentaram uma temperatura de referência muito próxima da temperatura de teste, o que significa que os jogos realizados a essa temperatura estão na região de transição dúctil-frágil.

Se fizermos uma avaliação da temperatura de referência média apenas para os jogos aprovados, ou seja, aqueles cujas linhas estão em verde ou amarelo (Tabela 3), obtemos um valor de $T_{0(\text{med})\text{validos}} = -89\text{ }^{\circ}\text{C}$, valor totalmente condizente com a literatura, já que em [18] encontra-se $T_{0(\text{med})\text{validos}} = -90\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Considerando uma boa aproximação a temperatura de referência média dos jogos válidos, observou-se que esses jogos válidos estão num intervalo de $-10\text{ }^{\circ}\text{C} < T_{0(\text{med})\text{validos}} - T_{0\text{jogo}} < 10\text{ }^{\circ}\text{C}$, enquanto que jogos inválidos apresentaram uma maior dispersão. Ao se notar a última coluna da Tabela 3, pode-se afirmar que todos os jogos avaliados se apresentam no intervalo $-50\text{ }^{\circ}\text{C} < T_{0(\text{med})\text{validos}} - T_{0\text{jogo}} < 50\text{ }^{\circ}\text{C}$, entretanto, apenas os jogos válidos estão num intervalo de $-10\text{ }^{\circ}\text{C} < T_{0(\text{med})\text{validos}} - T_{0\text{jogo}} < 10\text{ }^{\circ}\text{C}$.

A avaliação desse novo intervalo em relação ao definido por [7] é devida à restrição que a norma faz em relação a jogos que são aprovados em critérios de J e de crescimento estável de trinca e ainda assim são descartados por estarem censurados. Como exemplo, o jogo de -20°C com corpos de prova de espessura 4T, pelo critério, têm-se $T_i - T_o = +61$ °C, o que o definiria como censurado, entretanto, esse jogo não apresenta nenhuma invalidez por J_{max} , crescimento estável de trinca ou múltiplos iniciadores de fratura, portanto deveria ser validado. Pelo intervalo apresentado, ele seria aceito, dado que $-89 - (-81) = -8$ °C, indicando presença no intervalo desejado.

Para uma maior compreensão da distribuição dos dados válidos podemos analisar a Figura 56. Neste gráfico, temos na ordenada a temperatura de teste e na abscissa a temperatura de referência. Os jogos válidos pelos critérios adotados até aqui estão concentrados numa única região determinada por um retângulo na cor azul com certa transparência.

Validade dos Dados

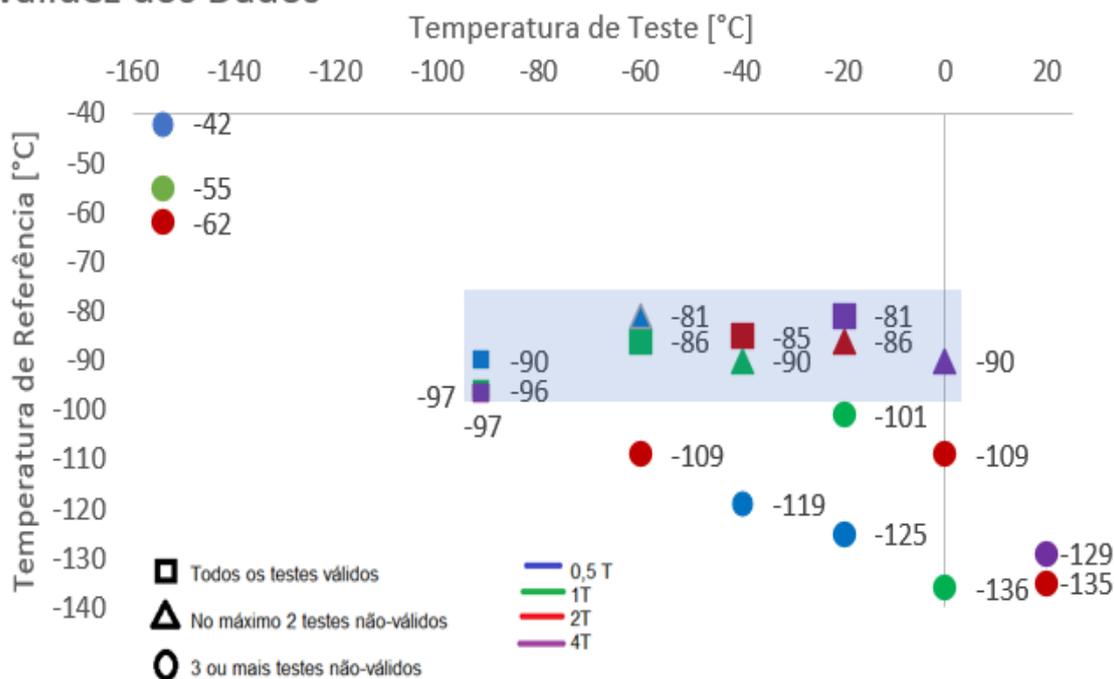


Fig. 53 - Dispersão de T_i x T_o

Os jogos que apresentam validade estão numa faixa de temperatura entre -91°C e 0 °C. Nesse ponto vale ressaltar que nem todos os jogos de cada temperatura foram aceitos. Portanto, foi possível verificar que a espessura do corpo de prova também possui influência na determinação da validade dos testes estando de acordo com a literatura [8], [12], [17]. Pela Tabela 3 e Figura 53 é possível observar que quanto maior

a espessura do corpo de prova, é possível estar na região de transição para temperaturas relativamente maiores.

Ainda de acordo com os dados expostos na Tabela 3 e Figura 53 determinou-se um intervalo de $-97\text{ °C} \leq T_0 \leq -81\text{ °C}$, intervalo também condizente com o encontrado na literatura que diz ser possível encontrar resultados para esses testes da Euro data Set em torno de $-97\text{ °C} \leq T_0 \leq -85\text{ °C}$ [18].

Por fim, uma ressalva importante é que para todos os testes conduzidos a 20 °C , praticamente a temperatura ambiente, registra-se a presença de fratura dúctil [12], ou seja, que nessa temperatura, já se encontra no patamar superior da curva de transição dúctil-frágil.

5. Conclusões

- A norma é conservadora por apresentar uma faixa de intervalo estreita que censura jogos que foram aprovados por J_{max} , Δa_{max} e que não possuem múltiplos iniciadores de clivagem.
- Todos os jogos válidos foram apresentados dentro do intervalo: $-10\text{ °C} < T_{0(med)_{v\u00e1lidos}} - T_{0_{jogo}} < 10\text{ °C}$, sugerindo que esse intervalo seria uma possível região de transição dúctil-frágil.
- A Figura 53 é capaz de revelar que todos os jogos com validade estão dentro de uma mesma região, demarcada com um retângulo azul com certa transparência.

6. Sugestão Para Trabalhos Futuros

- Uma primeira sugestão é a realização de novos testes com corpos de prova nos quatro tamanhos utilizados a uma temperatura de teste a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$, entretanto, com os corpos de prova sendo confeccionados a partir de outros blocos do anel de segmento do vaso de pressão de uso nuclear. Preferencialmente, blocos que apresentem uma variação desprezível microestrutural e sejam considerados homogêneos.
- O intervalo $-10\text{ }^{\circ}\text{C} < T_{0(\text{med})\text{validos}} - T_{0\text{jogo}} < 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ é pode ser uma boa estimativa da validez dos resultados, entretanto, uma outra investigação em outros conjuntos de dados deve ser realizada sob a óptica dos parâmetros analisados para lhe conferir maior precisão
- Determinar o valor preciso de β na 3P-W da dispersão desses jogos

7. Referências Bibliográficas

- [1] T. L. Anderson, *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, Fourth Edition*. 2017.
- [2] W. D. Callister and D. G. Rethwisch, *Materials Science and Engineering 9th Edition*. 2014.
- [3] M. Janssen, J. Zuidema, R.J.H. Wanhill, *Fracture Mechanics*, Second Edi. The Netherlands: VSSD, 2002.
- [4] ASTM E399, "Standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness K_{1C} of metallic material," *ASTM Int.*, 2013, doi: 10.1520/E0399-12E03.2.
- [5] ASTM, "E1820: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness," *Astm*, 2015, doi: 10.1520/E1820-15A.
- [6] J. E. P. Ipiña, "Transição Dúctil-Frágil: Análise Estatística de Resultados, Avaliação de um Valor Mínimo e Estudo do Limite com Upper Shelf," 2011.
- [7] ASTM-E1921, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T₀, for Ferritic Steels in the Transition Range," *Annu. B. ASTM Stand.*, vol. 03.01, pp. 1–39, 2000, doi: 10.1520/E1921-19B.2.
- [8] J. D. Landes, J. Heerens, K. -H Schwalbe, and B. Petrovski, "SIZE, THICKNESS AND GEOMETRY EFFECTS ON TRANSITION FRACTURE," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 1993, doi: 10.1111/j.1460-2695.1993.tb00729.x.
- [9] K. Wallin, "Master curve method: A new concept for brittle fracture," *Int. J. Mater. Prod. Technol.*, 1999, doi: 10.1504/IJMPT.1999.036276.
- [10] K. Wallin, P. Nevasmaa, A. Laukkanen, and T. Planman, "Master Curve analysis of inhomogeneous ferritic steels," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 71, no. 16–17, pp. 2329–2346, 2004, doi: 10.1016/j.engfracmech.2004.01.010.
- [11] ASME International & American Petroleum Institute, "API 579-1/ASME FFS-1 - Fitness-For-Service," 2007.
- [12] J. Heerens and D. Hellmann, "Development of the Euro fracture toughness dataset," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 69, no. 4, pp. 421–449, 2002, doi: 10.1016/S0013-7944(01)00067-4.
- [13] J. R. Lee, S. J. Park, M. K. Seo, Y. K. Baik, and S. K. Lee, "A study on

- physicochemical properties of epoxy coating system for nuclear power plants,” *Nucl. Eng. Des.*, vol. 236, no. 9, pp. 931–937, 2006, doi: 10.1016/j.nucengdes.2005.09.017.
- [14] R. L. Klueh and A. T. Nelson, “Ferritic/martensitic steels for next-generation reactors,” *J. Nucl. Mater.*, 2007, doi: 10.1016/j.jnucmat.2007.05.005.
- [15] P. Spätig, J. C. Chen, and G. Robert Odette, *Ferritic and tempered martensitic steels*. 2019.
- [16] R. H. Sterne and L. E. Steele, “Steels for commercial nuclear power reactor pressure vessels,” *Nuclear Engineering and Design*. 1969, doi: 10.1016/0029-5493(69)90066-1.
- [17] J. E. P. Ipiña and C. Berejnoi, “Size effects in the transition region and the beginning of the upper shelf for ferritic steels,” *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 33, no. 3, pp. 195–202, 2010, doi: 10.1111/j.1460-2695.2009.01432.x.
- [18] K. Wallin, “Master curve analysis of the ‘Euro’ fracture toughness dataset,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 69, no. 4, pp. 451–481, 2002, doi: 10.1016/S0013-7944(01)00071-6.
- [19] D. E. McCabe, J. G. Merkle, and K. Wallin, *An Introduction to the Development and Use of the Master Curve Method*. 2005.
- [20] WEIBULL. <<https://www.weibull.com/hotwire/issue14/relbasics14.htm>> Acesso em: 12/05/2020

Anexo A – Proposta de Retificação Editorial da Norma

Durante os estudos realizados para esse trabalho, alguns erros na norma ASTM E1921-19b foram encontrados, futuramente uma carta com as propostas de mudança será enviada ao comitê da ASTM para retificação.

- 1) Na página 23, seção X1.2, do texto original, está sugerida a seguinte equação:

$$K_{JC (med)} = 0.91 + (K_o - 20); \text{MPa}\sqrt{m}$$

Entretanto, a equação original é dada por:

$$K_{JC (med)} = 20 + 0.91 * (K_o - 20); \text{MPa}\sqrt{m} \text{ [18], [19]}$$

Esse erro pode ser confirmado pelo próprio exemplo da página 23, já que o documento adota $K_o = 123.4 \text{ MPa}\sqrt{m}$, se a equação errada obtivesse o valor correto se deveria encontrar um valor de $K_{JC (med)} = 104.31 \text{ MPa}\sqrt{m}$, entretanto, o valor encontrado é de $K_{JC (med)} = 114.1 \text{ MPa}\sqrt{m}$, que é exatamente o valor obtido se utilizado a equação correta proposta.

- 2) Já na página 27, seção X4.2.4, há uma equação que sabemos previamente por [19] que deve ser dada por:

$$K_{JC(0.xx)} = 20 + \left[\ln \left(\frac{1}{1 - 0.xx} \right) \right]^{0.25} * \{11 + 77 \exp[0,019(T - T_o)]\}$$

Onde 0,xx é a representação da porcentagem da margem de ajuste em xx%.

Então, se a margem é ajustada em 10%, têm-se 0.10. No texto original da norma, foi proposto um ajuste de 5%, então, deveria se encontrar a equação na seguinte forma:

$$K_{JC(0,05)} = 20 + \left[\ln \left(\frac{1}{1 - 0.05} \right) \right]^{0.25} * \{11 + 77 \exp[0,019(T - T_o)]\}$$

Entretanto o observado foi:

$$K_{JC(05)} = 20 + \left[\ln \left(\frac{1}{1 - 0.5} \right) \right]^{0.25} * \{11 + 77 \exp[0,019(T + 68.1)]\}$$

Possivelmente, os erros encontrados foram erros de digitação na versão original da norma, entretanto, recomenda-se a alteração para que não haja ambiguidade e nem dúvidas ao leitor que irá estudar e/ou realizar os testes sob orientação da norma.

Anexo B – Descrição do Euro Data Set

Tabela 4 – Euro Data Set. Adaptado de [12].

Número do Laboratório	Nome do Laboratório	Temperatura de teste (°C)	Tamanho (nT)	Número de Testes	Indicação no bloco
1	GKSS Research Centre, Inst. Of Mat. Research, Max-Planck Strasse, D21502 Geesthacht, Alemanha	-154	0,5	11	SX6
		-154	1T	12	SX6
		-154	2T	10	SX5,6,2
		-91	0,5	10	SX8
		-91	1	10	SX8
		-91	2	10	SX8,2
		-91	4	5	SX8,12,16,21
		-60	0,5	10	SX10
		-60	1	10	SX10
		-60	2	10	SX9,10,2
		-60	0,5	31	SX9,10
		-40	0,5	10	SX12
		-40	1	10	SX12
		-40	2	10	SX12,11,2
		-20	0,5	10	SX16
		-20	1	10	SX16
		-20	2	10	SX15,16,2
		-20	4	5	SX25,21
		0	0,5	10	SX18
		0	1	10	SX18
		0	2	30	SX18,17,2
0	4	6	SX20,24		
20	1	10	SX14		
20	2	10	SX14,13,2		
20	4	10	SX10,6,8		
2	The Welding Institute, Abington Hall, Abington	-91	1	24	SX8

	Cambridge CD1 6AL, Reino Unido	-60	1	24	SX10
3	Nuclear Electric, Berkeley Laboratories, Berkeley, Glou. GL. 139PB, Reino Unido	-154	2	20	SX5
		-91	2	20	SX7
		-91	4	10	SX23,4
		-20	4	10	SX24,18,14,16,12
4	BAM Berlin, Unter den Eichen 87, D12205, Berlin, Alemanha	-40	0,5	22	SX12
		-40	1	22	SX12
		20	4	10	SX2,3
5	CISE, Segrate Milano, Via Reggion Emilia 39, P.O. Box 12081, 20134, Milan, Itália	20	0,5	21	SX16
		20	2	20	SX15
		0	4	10	SX19,21
		20	2	20	SX13
6	CEREM/SRMA, CEA-Saclay, F 1191 Gif Sur Yvette Cedex, França	20	2	20	SX13
7	Siemens AG, Power Generation Group, Freyeslebenstr.1, D91058, Erlagen, Alemanha	-154	0,5	21	SX6
		-154	1	27	SX6
		-60	0,5	21	SX10
8	Technische Hochschule, Aachen, Inst. f. Eisenhüttenkunde, Intzestrassen 1, D52072 Aachen, Alemanha	-91	0,5	21	SX8
		-60	2	20	SX9
		-40	2	20	SX11
9	SCK CEN, Boeretang 200, B2400 Mol., Bélgica	0	0,5	22	SX8
		0	1	11	SX10,8
10	VIT, Metals Lab. Kemistintie 3, 02150 Espoo, Finlândia	-20	1	20	SX16
		-20	1TSG	20	SX14
		0	1	20	SX8

Outros laboratórios também foram consultados para os procedimentos [4], mas não receberam amostras para testes, são eles:

N°11: Magnox Electric, Berkeley Centre, Glou. GL139PB, United Kingdom

N°12: AEA Technology, Risely Lab. RD3/122, Warrington WA3 6AT, United Kingdom

N°13 Univ. do Porto, Dep. de. Engen. IDMEC, Rua dos Bragas, 4099 Porto, Portugal

N°14 Imperial College, Dep. of Mech. Engineering, Exhibition Road, London SW7 2BX, United Kingdom

N°15 Fraunhofer Institut fur Werkstoffmechanik, W € ohlerstrasse 11, D79108 Freiburg, Germany