



**AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE
DE SÃO PAULO**

**UMA NOVA ABORDAGEM AO FENÔMENO DA
VARIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA NA
TRANSIÇÃO DÚCTIL - FRÁGIL DE AÇOS
PARA VASOS DE PRESSÃO NUCLEARES**

CARLOS TASSO EIRA DE AQUINO

**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área de Tecnologia
Nuclear.**

**Orientador:
Dr. Arnaldo Homobono Paes de Andrade**

**São Paulo
1997**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**UMA NOVA ABORDAGEM AO FENÔMENO
DA VARIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA NA
TRANSIÇÃO DÚCTIL - FRÁGIL DE AÇOS
PARA VASOS DE PRESSÃO NUCLEARES**

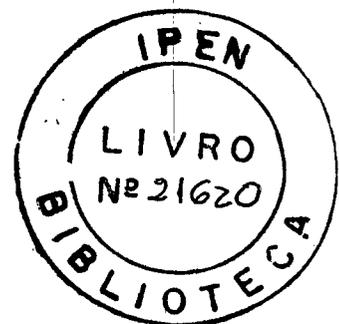
CARLOS TASSO EIRA DE AQUINO

Tese apresentada como parte dos requisitos para
obtenção do grau de Doutor em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear.

Orientador:
Dr. Arnaldo Homobono Paes de Andrade

SÃO PAULO

1997



Dedico este trabalho à minha esposa Adriana Stella, a meu filho Tasso Eduardo e a Deus, por me inspirarem e darem forças para trilhar com sucesso esta jornada.

“Quando o espírito se eleva, o corpo não se cansa”

“A vocação para o amor é a origem da vida”

Johannes Paulus II

A meus pais, meus avós e a todos os queridos membros da minha família e a de minha esposa, pelo apoio, exemplo, carinho e incentivo.

Meus sinceros agradecimentos devem ser expressos às pessoas e instituições listadas a seguir.

- Ao IPEN, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares;
- Ao CTMSP, Centro Tecnológico da Marinha em São Paulo e a seu diretor Almirante Aquino;
- Ao Prof. Dr. Arnaldo Homobono Paes de Andrade, meu orientador e incentivador de meu desenvolvimento na área da Mecânica da Fratura;
- Ao Prof. Dr. John D. Landes, da University of Tennessee, pela supervisão e pelos conhecimentos transmitidos por ocasião da pesquisa realizada no exterior;
- Ao CNPq, Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico, por ter permitido, através do patrocínio de uma bolsa sanduíche, o desenvolvimento de pesquisa de doutoramento no exterior;
- Ao Engenheiro Marcelo Fabian Liendo, meu grande amigo e colaborador, grande responsável pelo êxito da parte experimental deste trabalho;
- Ao Laboratório Nacional de Oak Ridge, ORNL, nos Estados Unidos da América, por ter-me permitido realizar sem ônus toda a parte experimental realizada no exterior;
- Aos Engenheiros Randy Nanstad e Donald E. McCabe, do ORNL, e a todos os demais membros de sua equipe, pelo apoio e supervisão na realização dos ensaios mecânicos e de fratura com o material brasileiro no exterior;
- Ao Prof. Dr. Octacilio Martins Filho, sua esposa, Siderleny, e todos os demais amigos de Knoxville, Tennessee, pelo suporte nos momentos difíceis de ausência do nosso país;
- Aos colegas do Centro Tecnológico da Marinha e do IPEN, pelas inúmeras sugestões, e em especial ao Engenheiro Marcos Augusto e à Física Léa Sarita Montagna, pela grande colaboração na preparação das fractografias incluídas neste trabalho;
- Aos Almirantes Othon, Oliveira, Serpa, Domingos e Arlindo, da Marinha do Brasil;
- À Comissão Naval Brasileira em Washington, pelo apoio durante minha estadia nos EUA;
- Ao colega Engenheiro Carlos Alexandre de Jesus Miranda, pela revisão ortográfica e pelas sugestões de melhorias e colaborações para o texto final deste trabalho de doutoramento.

**UMA NOVA ABORDAGEM AO FENÔMENO DA VARIAÇÃO DA TENACIDADE À
FRATURA NA TRANSIÇÃO DÚCTIL-FRÁGIL DE AÇOS
PARA VASOS DE PRESSÃO NUCLEARES**

Carlos Tasso Eira de Aquino

RESUMO

O objetivo deste trabalho é o de apresentar um modelo analítico-experimental, aplicável a aços ferríticos de utilização nuclear, que possibilita um entendimento melhor da variação da tenacidade à fratura na região de transição, em relação a mudanças na temperatura, geometria e tamanho de amostras do material constituindo um vaso de pressão de um reator nuclear. O modelo é baseado em um mecanismo de falha de elo-mais-fraco, assumindo-se que ele exista a uma certa distância da ponta da trinca. Um determinado valor de tensão, aqui chamado de tensão de clivagem, σ_c , deve ser atingido na localização do elo-mais-fraco para disparar o processo de falha. A tensão de clivagem é inicialmente considerada uma constante do material, não sendo o seu valor influenciado pela temperatura. Para tratar a dependência geométrica dos resultados, utiliza-se uma formulação de dois parâmetros, J e Q, para a caracterização do campo de tensões na ponta da trinca. Essa formulação é baseada em uma análise numérica de grandes deformações que permite a consideração de "blunting" na ponta da trinca. A proposta principal deste modelo é a de permitir que, conhecida a tenacidade à fratura na transição para uma determinada geometria e temperatura, a previsão da tenacidade do mesmo material empregado em uma nova temperatura e geometria seja feita, podendo esta nova geometria ser um componente ou até uma estrutura. Inicialmente são mostradas aplicações do modelo para geometrias com trincas passantes, para em seguida serem propostas alterações nesta abordagem de maneira a também acomodar aplicações a casos em que a trinca existente é superficial. Com a formulação utilizada no modelo, torna-se também possível a determinação do final da transição dúctil-frágil e consequente início da região de patamar superior, além da verificação da tensão de clivagem inicialmente adotada.

**FRACTURE TOUGHNESS VARIATION OF NUCLEAR PRESSURE VESSELS STEELS
IN THE DUCTILE-TO-BRITTLE TRANSITION REGION
A NEW APPROACH**

Carlos Tasso Eira de Aquino

ABSTRACT

The purpose of this work is to present a model, based on analytical and experimental procedures and applicable to nuclear ferritic steels, that will make possible a better understanding of the fracture toughness in the ductile-to-brittle transition region. The model uses a numerical characterization of the crack tip stress field modified by the J-Q constraint theory and a weak link assumption to predict behavior in the transition. It is able to predict the toughness scatterband for any defined geometry from the knowledge of a toughness scatterband measured on a test specimen geometry. In this work, both the application to two dimensional cracks as well as the approach needed to extend the model for the prediction of transition fracture behavior in 3-D surface flaws are discussed. Furthermore, it will be shown how one can determine the end of the transition region and assess the value of the cleavage stress initially assumed for the material, by using the model.

SUMÁRIO

	Página
1. INTRODUÇÃO	1
1.1. Considerações Gerais	1
1.2. Objetivos do Trabalho	4
1.3. A Mecânica da Fratura - Fundamentos Teóricos	5
1.3.1. Introdução	5
1.3.2. Comportamento de Fratura	8
1.3.2.1. Fratura Frágil	8
1.3.2.2. Fratura Dúctil	10
1.3.2.3. Observações	11
1.3.3. Comportamento de Deformação	11
1.3.3.1. Mecânica da Fratura Elástica Linear	11
1.3.3.2. Mecânica da Fratura Elasto-Plástica	14
1.3.4. A Região de Transição Dúctil-Frágil	16
1.3.4.1. Considerações Gerais	16
1.3.4.2. O Conceito de Clivagem	20
1.3.4.3. Valores Críticos de J para Fratura por Clivagem	21
1.3.4.4. Fractografia	23
1.3.5. Mecanismos de Iniciação da Clivagem	24
2 REVISÃO DA LITERATURA	25
2.1. Modelos Matemáticos de Tenacidade à Fratura por Clivagem	25
2.1.1. Introdução	25
2.1.2. Tensão de Fratura por Clivagem	25
2.1.3. Modelo RKR	26
2.1.4. Modelo de Curry e Knott	26
2.1.5. Modelos Estatísticos Formais e A Hipótese de Elo-Mais-Fraco	27

2.1.5.1.	Justificativa	27
2.1.5.2.	Distribuição de Poisson	29
2.1.5.3.	Distribuição de Weibull de 2 Parâmetros	30
2.1.5.4.	Distribuições de Weibull de 3 Parâmetros	32
2.1.5.5.	Distribuições de Weibull de 3 Parâmetros Modificada	33
2.2.	Modelos de Correção de Restrição Plástica	34
2.2.1.	Introdução	34
2.2.2.	Modelos Empíricos	35
2.2.3.	Modelos Analítico-Computacionais	37
2.3.	A Mecânica da Fratura de 2 Parâmetros	40
2.3.1.	Introdução	40
2.3.2.	Regime Elástico Linear	42
2.3.3.	Regime Elasto-Plástico	46
2.4.	O Campo de Tensões na Ponta de uma Trinca	47
2.4.1.	A Formulação de Irwin	47
2.4.2.	A Formulação de Rice e Johnson	48
3	PARTE ANALÍTICA: O MODELO <i>FRAMTiC</i> DE CARACTERIZAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA NA REGIÃO DE TRANSIÇÃO	50
3.1.	Introdução	50
3.2.	Denominação	51
3.3.	Bases do Modelo	52
3.3.	Descrição do Modelo	54
3.4.1.	Previsão da Tenacidade à Fratura para Trincas 2-D	54
3.4.2.	Previsão do Fim da Região de Transição	61
3.4.3.	Previsão da Tensão de Clivagem	64
3.5.	Extensão do Modelo para a Previsão da Tenacidade em Trincas 3-D	66
3.6.	Aplicação do Modelo para Obtenção da Tenacidade à Fratura em Estruturas Reais.	69

4	PARTE EXPERIMENTAL: ENSAIOS E FRACTOGRAFIAS	71
4.1.	Considerações Gerais	71
4.2.	Ensaio Realizados no Oak Ridge National Lab	71
4.2.1.	Objetivos	71
4.2.2.	Materiais Utilizados	73
4.2.2.1.	Propriedades	73
4.2.2.2.	Preparo dos Corpos de Prova	74
4.2.3.	Equipamentos Empregados	79
4.2.3.1.	Ensaio de Tração	79
4.2.3.2.	Ensaio de Impacto Charpy	80
4.2.3.3.	Ensaio de Tenacidade	80
4.2.4.	Descrição dos Testes	83
4.2.4.1.	Ensaio de Tração	83
4.2.4.2.	Ensaio de Impacto Charpy	84
4.2.4.3.	Ensaio de Tenacidade	84
4.3.	Fractografias Realizadas	88
4.3.1.	Objetivos	89
4.3.2.	Equipamentos Empregados	89
4.3.3.	Descrição dos Procedimentos Utilizados	91
5	APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS	92
5.1.	Resultados Experimentais Obtidos em Oak Ridge com Aço A508	
	Classe 3 fabricado no Brasil	92
5.1.1.	Ensaio de Tração	90
5.1.2.	Ensaio de Impacto tipo Charpy	91
5.1.3.	Ensaio de Tenacidade à Fratura	93
5.2.	Fractografias	100
5.3.	Exemplo de Previsão de Tenacidade em Trincas 2-D	105
5.3.1.	Utilizando dados Experimentais Disponíveis na Literatura	105
5.3.2.	Utilizando os Dados Experimentais do Aço A 508 Classe 3 Testado em Oak Ridge	112
5.4.	Exemplo de Previsão de Tenacidade em Trincas 3-D	116

5.5.	Exemplo de Previsão do Fim da Transição	119
5.6.	Exemplo de Previsão da Tensão de Clivagem	120
6	ANÁLISE DOS RESULTADOS	122
6.1.	Observações Iniciais	122
6.2.	Comparação de Resultados Experimentais com Aqueles Previstos pelo Modelo - Trincas 2-D	122
6.2.1.	Usando Valores de Tenacidade Inicial da Literatura	122
6.2.2.	Usando Valores de Tenacidade Inicial Obtidos em Oak Ridge	125
6.3.	Verificação da Hipótese de Elo-Mais-Fraco Adotada no Modelo	128
6.4.	Verificação da Hipótese da Distribuição de Weibull de J_c e r_{wl}	129
6.4.1.	Utilizando dados Experimentais Disponíveis na Literatura	129
6.4.2.	Utilizando os Dados Experimentais do Aço A 508 Classe 3 Testado em Oak Ridge	131
6.5.	Verificação da Independência dos Resultados de Tenacidade em Relação à Orientação dos Corpos de Prova.	134
7	CONCLUSÕES	135
	APÊNDICE 1 – DESCRIÇÃO DA OBTENÇÃO DE UMA DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL DE 2 PARÂMETROS	138
	APÊNDICE 2 – OBTENÇÃO DE K_0 EM UMA DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL DE 3 PARÂMETROS MODIFICADA	143
	APÊNDICE 3 – VALORES CORRIGIDOS DE A_0/W PARA CORPOS DE PROVA DE GEOMETRIA CHARPY, FABRICADOS COM AÇO A508 CLASSE 3 E ENSAIADOS EM OAK RIDGE	147
	APÊNDICE 4 – CÁLCULO DA TEMPERATURA DE REFERÊNCIA NA TRANSIÇÃO, T_0	151
	APÊNDICE 5 – GLOSSÁRIO	154
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	171

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações Gerais

No projeto de vasos de pressão de reatores nucleares, a partir daqui denominados VPRs, a Mecânica da Fratura vem desempenhando importante papel, pelo fato de estruturas com pequenos defeitos e trincas terem, muitas vezes, a possibilidade de falhar quando submetidas a tensões bem menores que aquelas que dominam o comportamento de estruturas sem defeitos, como o limite de escoamento, σ_{ys} , e a resistência máxima à tração ou limite de resistência, σ_{uts} .

Os aços ferríticos, que são utilizados no projeto e construção de VPRs de reatores refrigerados à água leve (PWR, BWR), apresentam um comportamento à fratura que se altera com a temperatura. Tal alteração de comportamento é representada por uma curva de transição (figura 1.1), onde 2 regiões aparecem bem definidas: uma região de comportamento dúctil do material, caracterizada pelas altas temperaturas e também conhecida como patamar superior, e outra que está associada a temperaturas bem baixas, onde o material apresenta comportamento frágil, também chamada de patamar inferior. Entre essas duas regiões encontra-se a transição dúctil-frágil, assim denominada pelo fato de ser esta a região onde, em um dado intervalo de temperatura, as mudanças se manifestam mais intensamente e por ter o material um comportamento misto de dúctil e frágil.

Testes de fratura realizados na região de transição, para este tipo de material, apresentam grande espalhamento em seus resultados (Anderson, 1991), que mostram uma grande dependência em relação à temperatura de realização desses testes e também em relação ao tamanho e geometria dos corpos de prova

utilizados. Assim, valores de tenacidade medidos experimentalmente em corpos de prova de uma única geometria a uma determinada temperatura, mesmo quando fabricados a partir da mesma corrida de aço (*heat*), não são consistentes e apresentam muita variação quantitativa. Adicionalmente, tais resultados não apresentam correlação com aqueles obtidos em ensaios realizados para a mesma corrida de aço em corpos de prova de diferentes tamanho e geometria (Landes, 1992).

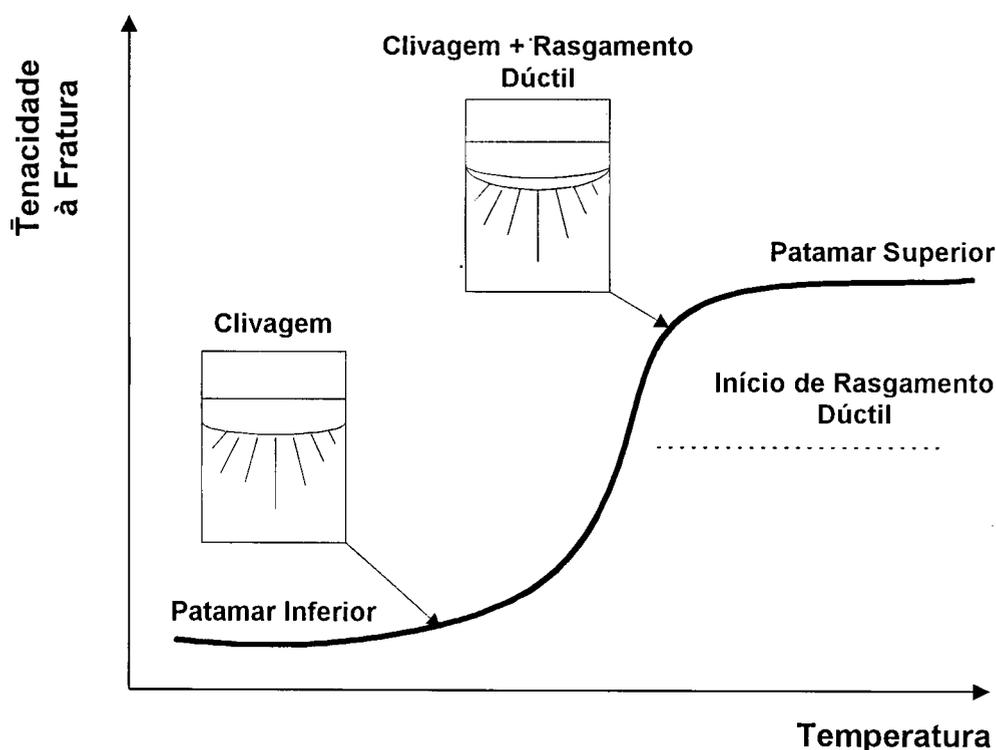


Figura 1.1 - Comportamento à Fratura de Aços Ferríticos

De forma a se prever, com precisão, o comportamento à fratura destes materiais para projeto de componentes e estruturas, o procedimento usual é o de limitar a sua utilização ao patamar superior, onde o comportamento dos mesmos é totalmente dúctil e o valor de tenacidade, além de independender dos fatores anteriormente citados, tem valor quase constante. Nessa região é mais fácil aceitar a existência de trincas no material, uma vez que normalmente a falha da estrutura ou componente não se dá por um evento instável de fratura frágil,

mas sim por colapso plástico da seção transversal, ou por um rasgamento dúctil, precedido de crescimento estável das trincas existentes (Landes, 1995c).

Para o projeto de VPRs deve ser considerada a possibilidade do aço ter um comportamento misto dúctil-frágil típico da região de transição, apesar da temperatura normal de operação dos reatores ser alta (próxima de 300°C) e característica de patamar superior. Esta possibilidade é causada pela combinação de efeitos resultantes da degradação do material, ocorrendo ao longo da vida útil do reator, e de acidentes que devem ser postulados na fase de projeto em atendimento às recomendações internacionais de segurança.

Do ponto de vista da degradação do material constituinte, é importante a consideração do envelhecimento térmico, causado pela ciclagem térmica decorrente da variação da temperatura de operação do reator ao longo de sua vida útil, e pelas fragilizações térmica e neutrônica (Serpan e Randall, 1986). Esses dois últimos fenômenos são resultantes das reações nucleares acontecendo no interior do reator durante sua operação, que alteram a estrutura cristalina do material, tornando-o mais frágil. Como consequência dessa degradação, a curva de transição do material sofre um deslocamento (*shift*), conforme mostrado na figura 1.2.

Dentre os acidentes deve-se ressaltar a perda de líquido refrigerante do circuito primário por uma ruptura brusca na tubulação ou LOCA (*Loss of Coolant Accident*). Nesta situação, o sistema de segurança da instalação está projetado para, automaticamente, injetar água à temperatura ambiente no reator de modo a causar o seu resfriamento, suprimindo as perdas de líquido refrigerante original. Isto leva o material constituinte a trabalhar a uma temperatura mais baixa que a temperatura normal de operação.

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

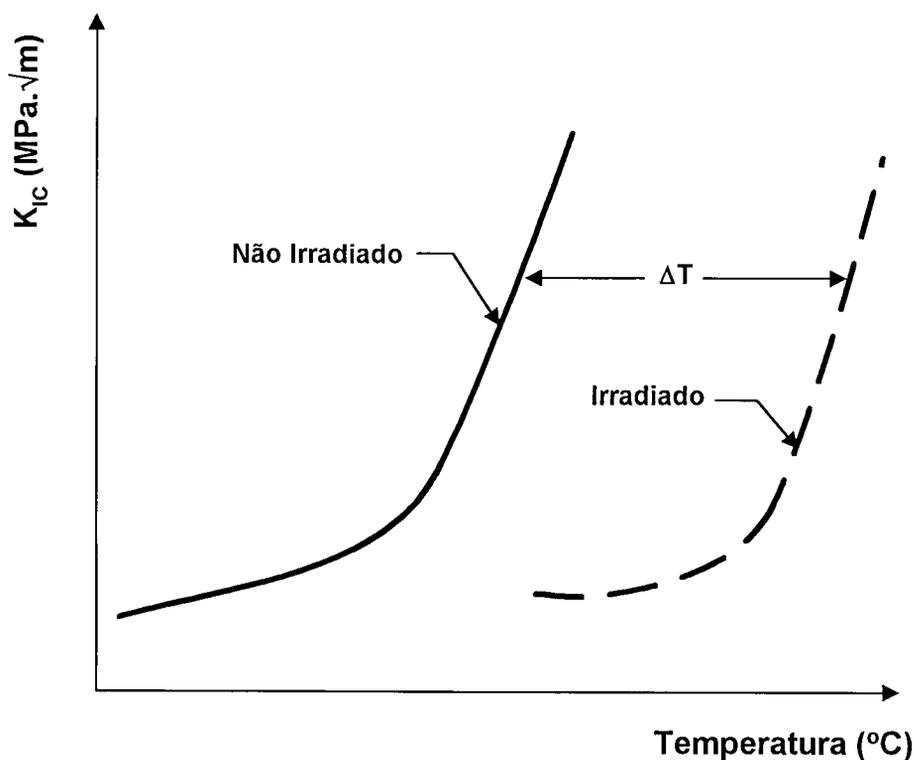


Figura 1.2 - Efeito da Irradiação na Tenacidade à Fratura de um Aço SA533B

1.2 Objetivos do Trabalho

O objetivo deste trabalho é o de abordar analítica e experimentalmente um modelo, aplicável a aços ferríticos, desenvolvido para permitir um entendimento melhor da variação da tenacidade à fratura na região de transição para componentes e corpos de prova contendo trincas 2-D, em relação a mudanças na temperatura, geometria e tamanho de corpos de prova, bem como propor uma solução aproximada para estender sua aplicação à trincas

superficiais. O modelo aqui tratado é baseado em uma caracterização J-Q do campo de tensões na ponta da trinca, conforme proposto por O'Dowd e Shih (1991, 1992 e 1993) associada a uma hipótese de elo-mais fraco (Landes e Shaffer, 1980). A formulação utilizada no modelo permite sua aplicação a outros materiais estruturais que apresentem transição dúctil-frágil.

A proposta principal deste modelo é a de permitir que, conhecida a tenacidade à fratura na transição para uma determinada geometria e temperatura, a tenacidade à fratura possa ser prevista para uma nova temperatura e/ou geometria, podendo esta nova geometria ser a de um componente ou até mesmo de uma estrutura. Com a formulação utilizada no modelo, é também possível a definição do fim da região de transição e o consequente início do patamar superior, além da verificação do nível de tensão necessário para a ocorrência de uma fratura por clivagem..

1.3 A Mecânica da Fratura - Fundamentos Teóricos

1.3.1. Introdução

A Mecânica da Fratura é a ciência responsável pelo estudo dos efeitos decorrentes da existência de defeitos e trincas em materiais utilizados na fabricação de componentes e estruturas (Broeck, 1986 & EPRI, 1991). É uma ciência multidisciplinar sendo necessários, para o seu completo entendimento, conhecimentos nas áreas de Ciência dos Materiais, Resistência dos Materiais, Análise Estrutural, Metalurgia, dentre outras.

No área de Projetos de Estruturas Nucleares, ela é de capital importância, uma vez que a fabricação de componentes nucleares, e em particular do VPR, não está livre da presença de pequenos defeitos. Essas

imperfeições, muitas vezes microscópicas na fase de fabricação, podem crescer com a aplicação dos carregamentos presentes durante sua operação, levando a estrutura a uma situação de comprometimento de sua segurança operacional ou mesmo a uma falha estrutural. Para que isto seja evitado, principalmente por serem as estruturas nucleares aquelas em que a segurança e integridade estruturais são premissas básicas, faz-se necessário proceder a uma análise completa e profunda de como a presença destes defeitos pode afetar o desempenho estrutural, não só por ocasião da entrada em operação do componente, mas também ao longo de toda sua esperada vida útil.

Em decorrência desta última preocupação, hoje já existe a mentalidade de incluir corpos de prova de Mecânica da Fratura nos programas de vigilância ou *surveillance* (ASTM, 1996d & NRC, 1987) dos novos reatores entrando em operação no mundo, e sempre que possível, de adaptar as cápsulas de vigilância existentes nos reatores antigos para acomodar novos corpos de prova de Mecânica da Fratura (Landes, 1987). Uma alternativa também utilizada é a de se alterar as normas de ensaios de Mecânica da Fratura atualmente existentes, de modo a permitir o teste de corpos de prova de geometria Charpy pré-trincados (ASTM, 1996k), uma vez que eles estão quase sempre presentes nos reatores hoje em operação no mundo.

O chamado triângulo da Mecânica da Fratura, mostrado na figura 1.3, retrata de maneira clara como deve ser avaliada uma estrutura ou componente no tocante à fratura. Em um dos vértices encontram-se as tensões a que a estrutura ou componente estão submetidos, obtidas através da análise estrutural executada a partir dos carregamentos a serem aplicados à estrutura em todas as condições possíveis de operação e testes. No segundo vértice, aparecem as propriedades do material no tocante à fratura, que são obtidas experimentalmente. No último vértice do triângulo são considerados os defeitos existentes na estrutura ou aqueles sendo postulados para simulação de alguma situação que poderá vir a ocorrer durante a vida útil do componente. A partir do conhecimento destes três vértices é possível avaliar a resistência do material à

fratura e a força motriz de crescimento de trinca. Feita esta avaliação, torna-se então possível proceder a decisões sobre a situação do componente contendo o defeito, como por exemplo, se ele pode continuar em operação da maneira como se encontra e por quanto tempo, se necessita ser reparado antes de voltar a entrar em serviço, ou se deve ser retirado definitivamente de operação e/ou ser substituído.

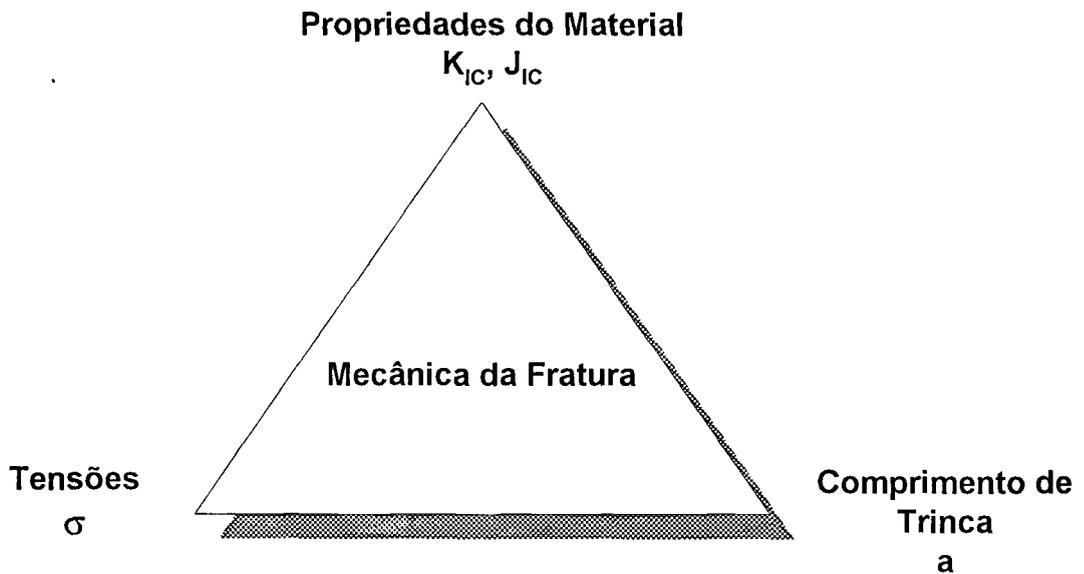


Figura 1.3 - Triângulo da Mecânica da Fratura

Para se visualizar uma aplicação prática da Mecânica da Fratura no projeto de reatores nucleares, é apresentado na figura 1.4 um esquema de um Plano de Integridade Estrutural de um VPR (NRC, 1981). Neste diagrama é possível perceber a integração dos 3 vértices do triângulo apresentado na figura 1.3.

De maneira a se aplicar corretamente a Mecânica da Fratura, com as equações e parâmetros adequados, faz-se necessário entender os tipos de comportamento de fratura e de comportamento de deformação dos materiais.

PLANO DE INTEGRIDADE ESTRUTURAL

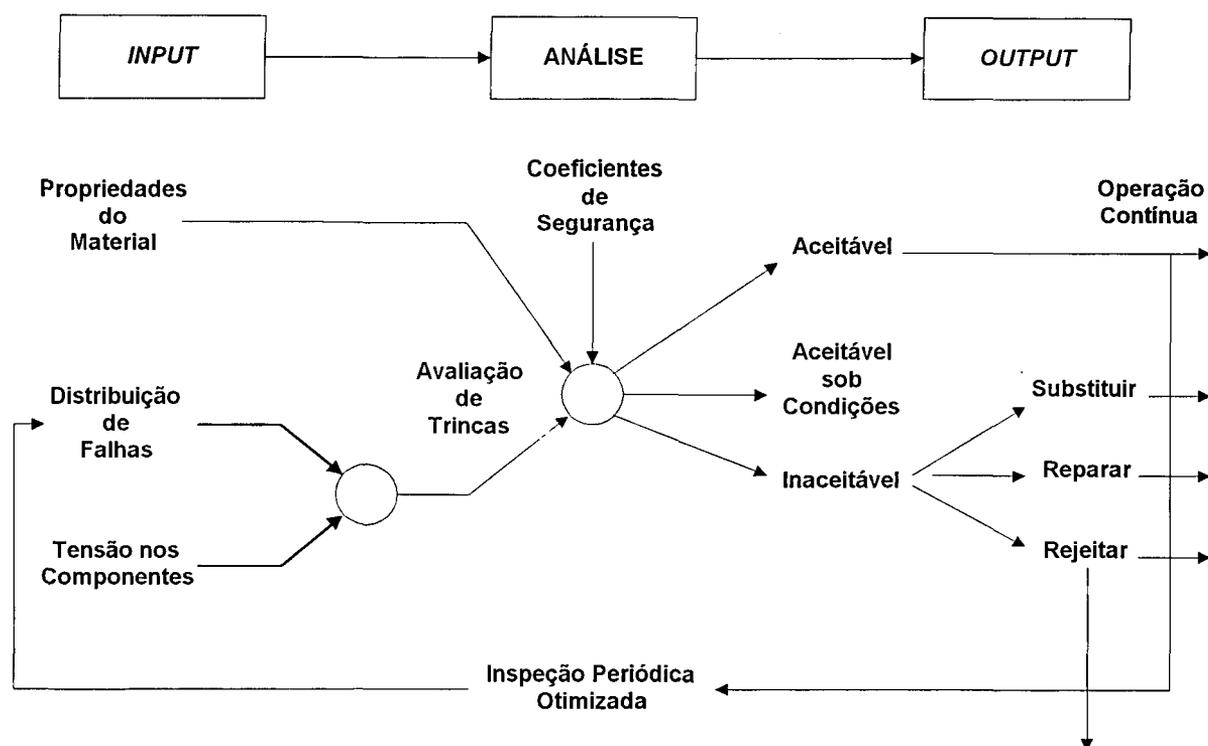


Figura 1.4 - Plano de Integridade Estrutural de um VPR

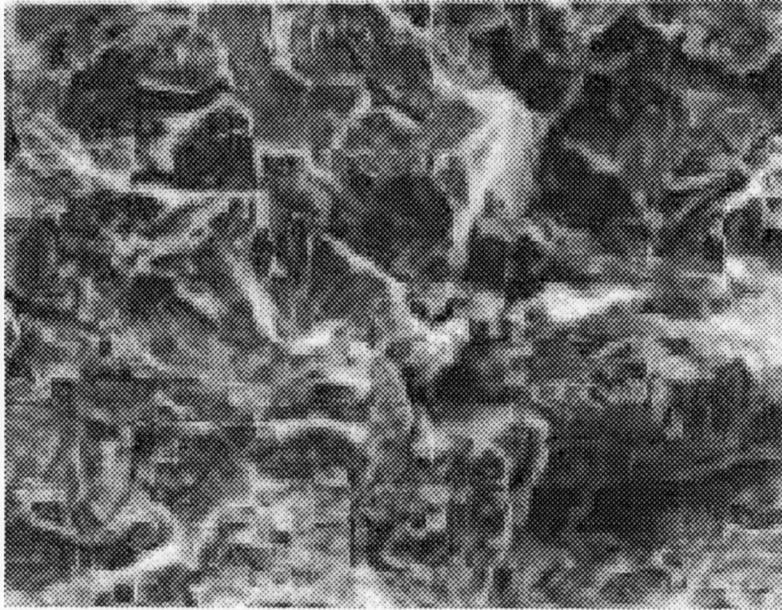
1.3.2 Comportamento de Fratura

O comportamento de fratura é aquele que está relacionado com a velocidade de propagação da trinca no material sendo estudado, por ocasião da aplicação de carregamentos (Anderson, 1991 & Landes, 1996). Pode ser classificado em frágil ou dúctil, conforme explicado a seguir.

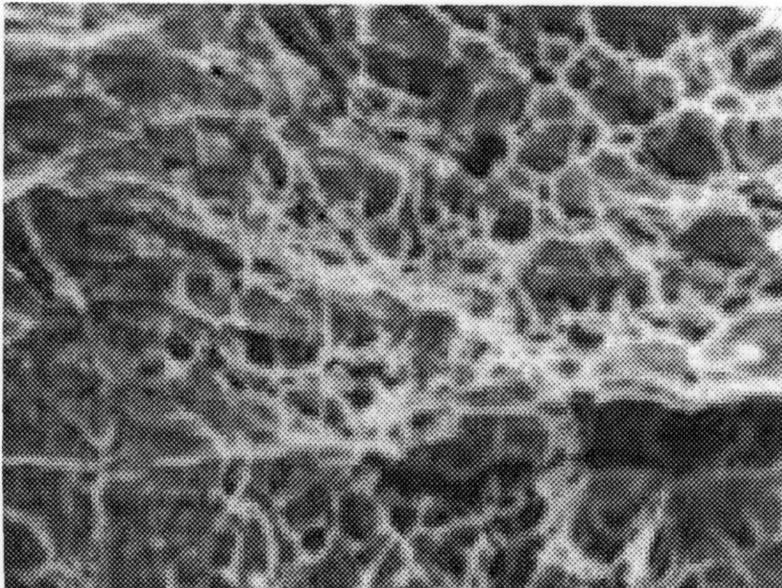
1.3.2.1 Fratura Frágil

A fratura frágil é aquela que ocorre por um processo de clivagem resultante de um evento instável e súbito, podendo ser definida por um único valor do parâmetro de fratura escolhido para caracterizar o processo, como por

exemplo K_{Ic} . A fratura frágil é controlada pelo campo de tensões na ponta da trinca. A figura 1.5 mostra uma fractografia da região à frente da trinca de um corpo de prova que rompeu por fratura frágil.



**Figura 1.5 - Fratura por Clivagem em um Aço SA508 Classe 3
(DeAquino e Liendo, 1995)**



**Figura 1.6 - Fratura Dúctil Ocorrendo em um Aço Carbono
(Anderson, 1991)**

1.3.2.2 Fratura Dúctil

A fratura dúctil, ilustrada na fractografia apresentada na figura 1.6, ocorre pela iniciação, crescimento e coalescência de vazios existentes no material na região dos defeitos, resultando em um processo estável, no qual não é possível sua caracterização por um único valor do parâmetro utilizado. Neste caso é necessário o conhecimento de uma curva de resistência do material para uma perfeita avaliação da fratura. Nesta curva, o parâmetro de fratura escolhido deve ser plotado em relação à variação do crescimento da trinca, também denominada de extensão dúctil da trinca. Um exemplo é a curva J-R mostrada na figura 1.7. Este processo de fratura é controlado pelas deformações na região da ponta da trinca.

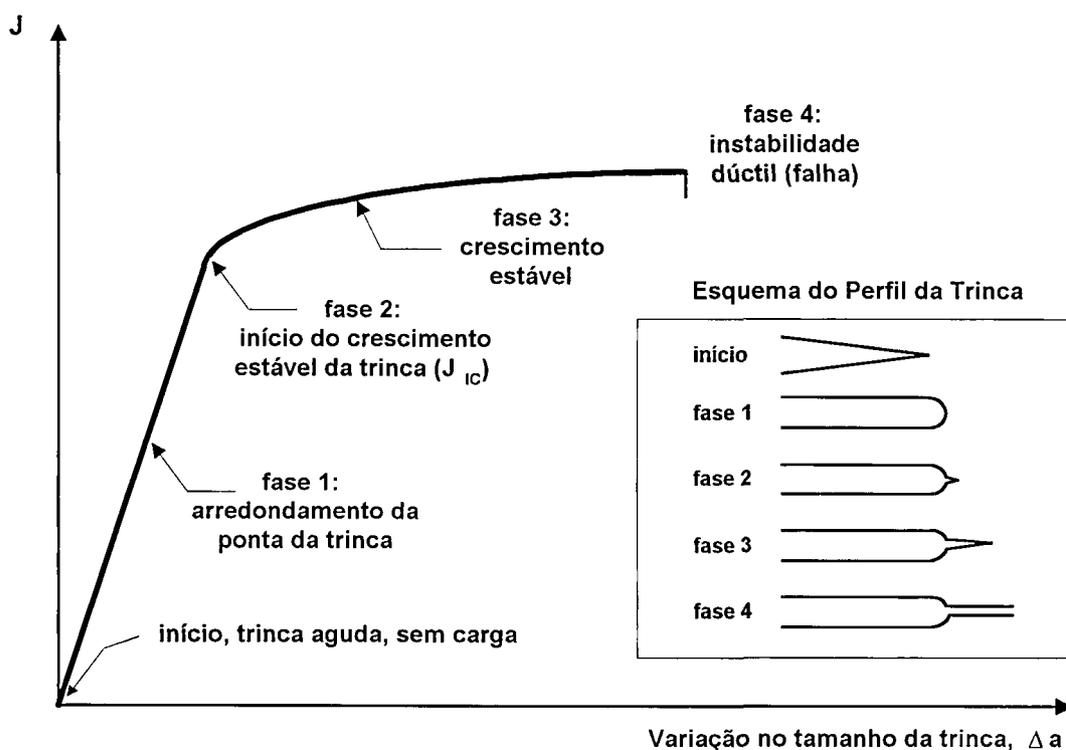


Figura 1.7 - Curva J-R

1.3.2.3 Observações

Como observação final no tocante ao comportamento à fratura, constata-se que toda fratura se inicia por um processo dúctil. No instante em que as condições da região da ponta da trinca atingem um certo nível de tensões, este processo é subitamente interrompido por um evento de fratura frágil. No patamar inferior, essa fase dúctil da fratura é tão rápida que dificilmente pode ser distinguida. Algumas técnicas de ensaio, como o ensaio Charpy instrumentado, permitem comprovar experimentalmente essa constatação.

1.3.3 Comportamento de Deformação

De forma a ser possível identificar a origem de um processo de fratura, torna-se necessário investigar também o seu comportamento quanto aos aspectos de deformação.

O comportamento de deformação é aquele que determina qual o parâmetro a ser usado para a verificação da possibilidade de falha da estrutura quanto à fratura. O comportamento de deformação independe do comportamento de fratura. Prova disto é que a fratura frágil pode tanto ocorrer em condições de deformação elástica linear quanto de elasto-plástica, que são os dois tipos de comportamento definidos a seguir (Anderson, 1991 & Landes, 1996).

1.3.3.1 Mecânica da Fratura Elástica Linear

Este regime de deformação, ilustrado na figura 1.8, é característico do patamar inferior, onde a plasticidade na região da ponta da trinca é tão pequena que pode ser desprezada. Nesta situação, a força motriz de crescimento da trinca é o fator de intensidade de tensões, K (Irwin, 1957), devendo ser

comparada com o valor de resistência do material à fratura, denominada de tenacidade à fratura, K_{IC} . Sempre que $K < K_{IC}$, não há crescimento instável de trinca e o componente tem garantida a sua integridade. Na situação em que $K \geq K_{IC}$, a trinca passa a crescer de maneira instável, levando o material a uma falha brusca por fratura frágil. O valor de K é calculado através de expressões que se reduzem genericamente à equação 1.1.

$$K = \lambda \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1.1)$$

onde a = comprimento da trinca
 σ = tensão atuando na estrutura
 λ = fator de correção geométrico

O valor de λ para diversas geometrias usuais podem ser encontrados em diversos trabalhos, dentre os quais aquele preparado por Wilson (1992).

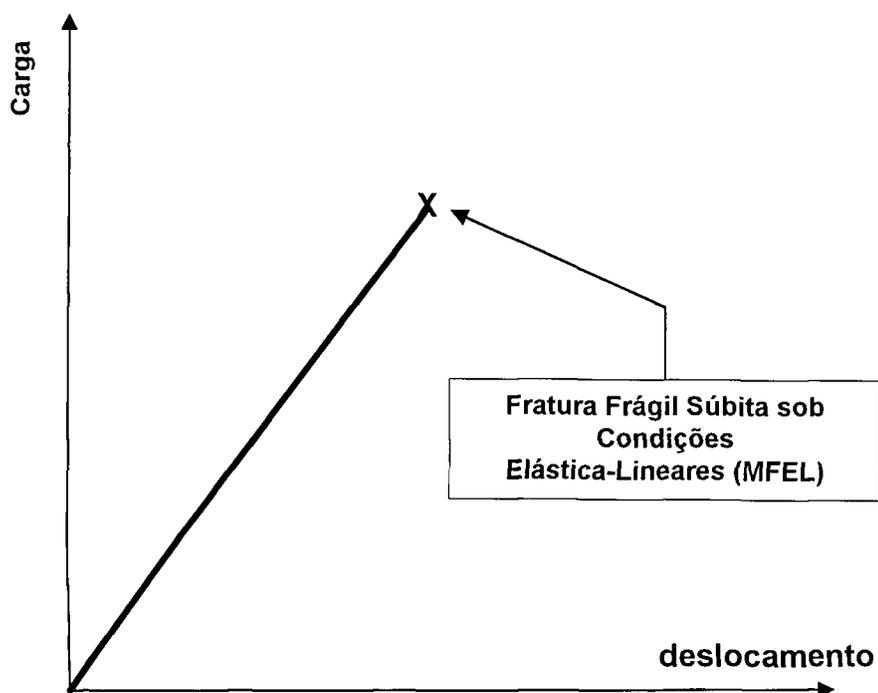
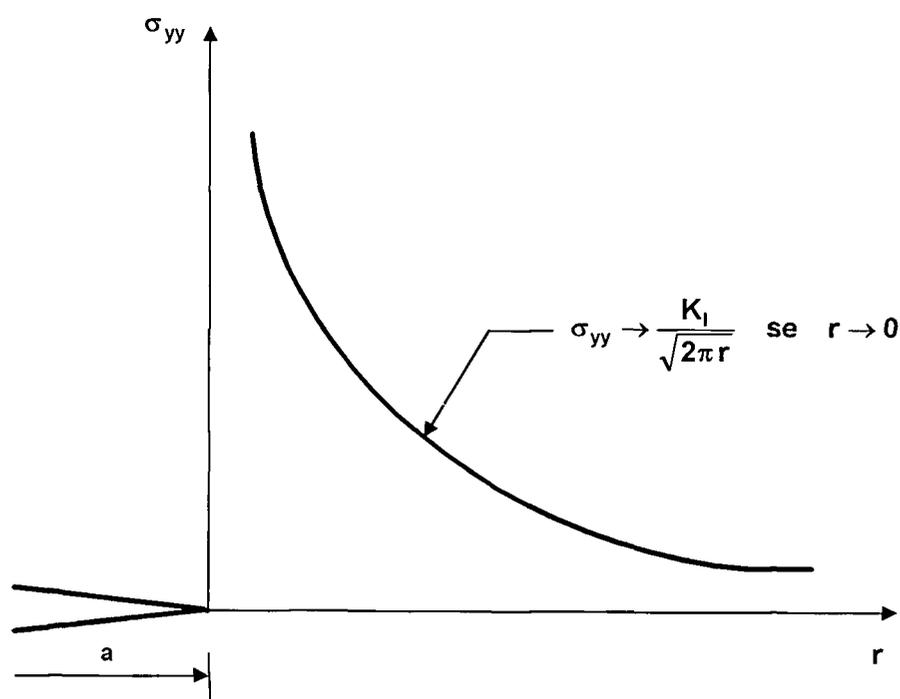


Figura 1.8 - Fratura em Condições Elástica-Lineares

O valor da tenacidade à fratura do material, K_{IC} , é obtido a partir de testes realizados em corpos de prova, conforme as regras definidas em normas internacionais, dentre as quais a E-399 (ASTM, 1996e). Este documento define as condições de estado plano de deformação necessárias para que o valor medido de K_{IC} independa da geometria e tamanho do corpo de prova adotado para testes, de modo que possa ser aplicado diretamente na estrutura ou componente.

O parâmetro K caracteriza a magnitude de um campo de tensões singular na região da ponta da trinca (figura 1.9) sob condições de carregamento predominantemente elásticas lineares (Paris e Sih, 1965). K perde a capacidade de caracterizar o campo de tensões nesta região após a ocorrência de uma certa quantidade de plastificação, o que faz com que as tensões não tendam mais a valores singulares em pontos muito próximos à ponta da trinca. Neste caso torna-se necessária a utilização de um parâmetro diferente que incorpore o efeito dessa plastificação (Landes, 1986).



**Figura 1.9 - Campo de Tensões na Ponta da Trinca
(condições elásticas lineares)**

1.3.3.2 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica

A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica, cujo comportamento está ilustrado na figura 1.10, é aplicável para a análise de uma situação na qual a região plastificada, existente na ponta da trinca, já tem um tamanho considerável quando comparada com o ligamento remanescente. A integral J , conforme definida por Rice (1968), é o parâmetro mais utilizado para caracterização à fratura neste regime de deformação, sempre que as condições impostas pelo campo HRR de tensões e deformações forem atendidas (Hutchinson, 1968 & Rice e Rosengren, 1968). Neste regime o material apresenta grande ductilidade, característica de patamar superior onde as temperaturas estão normalmente acima da temperatura ambiente. A integral J é o equivalente, em energia, da força motriz da trinca, enquanto que um outro parâmetro, denominado J_{IC} , representa a resistência do material ao crescimento inicial da trinca.

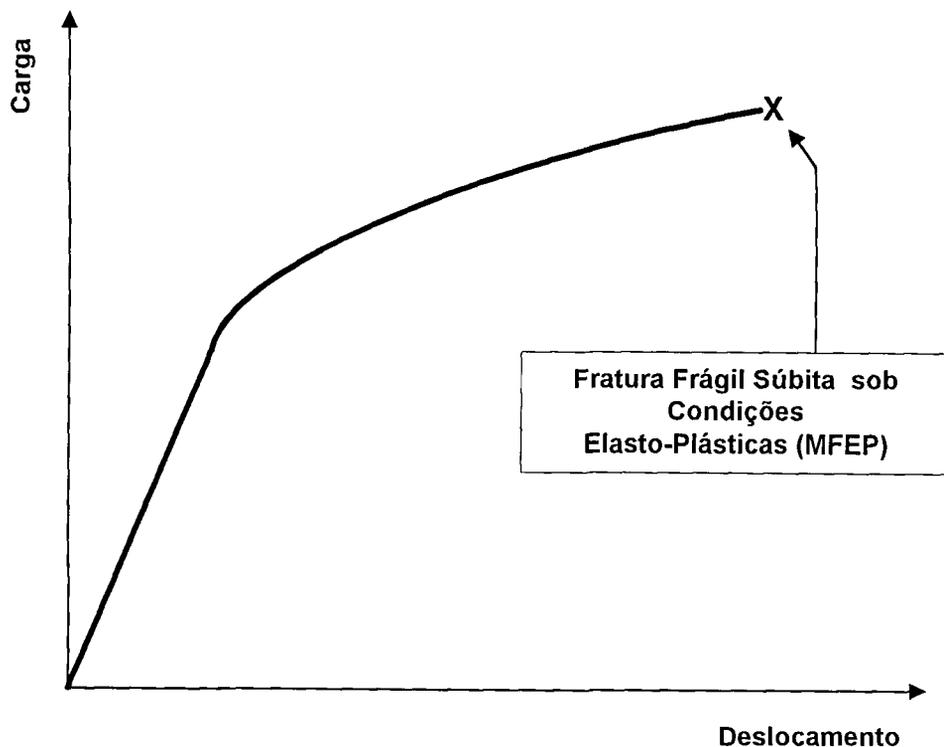


Figura 1.10 - Fratura em Condições Elasto-Plásticas

Da mesma forma que o parâmetro K_{IC} , tratado no caso elástico-linear, o valor de J_{IC} é também obtido experimentalmente, podendo para isso ser usada a norma E-813 (ASTM, 1996g).

O processo de fratura elasto-plástica difere do elástico-linear pelo fato do crescimento da trinca ser estável, fazendo com que o material permita este crescimento sem falhar bruscamente. Com a aplicação contínua das tensões, o crescimento da trinca poderá levar a uma falha de natureza dúctil: a fratura por rasgamento dúctil ou o colapso plástico da seção transversal por perda de capacidade de absorver os esforços na seção transversal remanescente. Para que se possa avaliar melhor o comportamento do material nesta condição, faz-se necessário proceder a uma outra série de testes para se levantar a variação de J com o crescimento de trinca, resultando a curva de resistência do material ou curva J-R. Esses testes podem usar como procedimento aquele determinado pela norma E-1152 (ASTM, 1996k) da ASTM, onde é também definido um valor máximo J_{max} , a partir do qual se considera que o material falhou por rasgamento dúctil.

Requisitos de tamanho são especificados nas normas da ASTM regulando testes de Mecânica da Fratura Elasto-Plástica, de forma a se garantir que sejam mantidas as condições geométricas do campo HRR, também conhecidas como condições de escoamento em pequena escala ou *small scale yielding* - SSY (Anderson e Stienstra, 1989 & Anderson e Dodds, 1991), fazendo com que os resultados obtidos experimentalmente não tenham qualquer dependência quer de tamanho, quer de geometria. As estruturas e componentes do VPR, em condições normais de operação, costumam atender essas condições.

1.3.4 A Região de Transição Dúctil-Frágil

1.3.4.1 Considerações Gerais

Nos itens anteriores, foram apresentadas situações em que a aplicação da Mecânica da Fratura, se não completamente estabelecida, já apresenta procedimentos bastante testados e bem definidos. Viu-se que, de uma forma geral e sob determinadas condições, é possível caracterizar a fratura através de um único parâmetro e transferir diretamente resultados de tenacidade obtidos em testes de laboratório, executados em corpos de prova de dimensões pequenas, para componentes e estruturas em tamanho real, tanto na região de patamar superior (região dúctil) quanto no patamar inferior (região frágil). Para tal é fundamental que sejam atendidos certos requisitos de tamanho e geometria para os corpos de prova sendo testados. Após a realização de diversos testes de laboratório pode-se também afirmar que, nestas regiões, os valores de tenacidade apresentam quase nenhum espalhamento em seus resultados.

A transição dúctil-frágil, região de interesse neste trabalho, caracteriza-se por uma mistura dos dois mecanismos de fratura. Inicialmente a região da ponta da trinca se deforma plasticamente causando um crescimento estável da trinca por uma determinada extensão até que, subitamente, esse processo é interrompido por um evento de clivagem com conseqüente falha do componente, por fratura em modo frágil.

Os parâmetros de fratura hoje disponíveis não podem ser utilizados neste regime: K por não ser aplicável na presença de plasticidade mensurável e J por não serem atendidos os requisitos do campo HRR e também devido ao fato das normas atualmente disponíveis não permitirem sua utilização para fratura por clivagem. De forma a contornar esta situação, a elaboração de novas normas para atender essa região tem sido estimulada pelos organismos normativos internacionais, muitas delas já estando em fase final de aprovação, como a

desenvolvida pelo consórcio ASTM-Oak Ridge National Laboratory (ASTM, 1996h & McCabe et al., 1993).

Um outro aspecto a ser analisado na região de transição é o do espalhamento dos valores de tenacidade medidos, mesmo quando obtidos a partir de ensaios realizados em corpos de prova de uma mesma geometria e tamanho, confeccionados a partir de uma mesma corrida de um aço ferrítico, como por exemplo o mostrado no estudo realizado por Wallin (1984) com o A508 Classe 3. Da observação dos resultados obtidos em um outro estudo semelhante (Landes, 1992), resumidos na tabela 1.1, pode-se perceber que, ao serem considerados os valores de tenacidade à fratura na transição (J_c) do aço alemão DIN 20MnMoNi55 a uma temperatura de -90°C , encontra-se uma variação de 16,9 a 357,4 KJ/m^2 , ou seja uma razão de mais de 1:20. Diante de tais evidências experimentais, assume-se que a solução para tratar os resultados obtidos nesta região de transição deve passar por uma abordagem estatística.

Além disso, após terem sido analisados diversos grupos de resultados de ensaios realizados em diferentes geometrias de corpos de prova, constatou-se que, na transição, a tenacidade torna-se extremamente dependente da geometria (Landes, 1985), bem como do tamanho do corpo de prova (Landes e McCabe, 1984 & Wallin, 1985), conforme mostrado esquematicamente nas figuras 1.11 e 1.12. Este fato torna impossível a aplicação direta do valor de tenacidade experimentalmente medido na análise de fratura de componentes e estruturas, a não ser que sejam testadas réplicas perfeitas, em tamanho e geometria, dos componentes e estruturas reais, o que é inviável na maioria das vezes.

Os motivos acima apresentados são suficientes para incentivar o desenvolvimento de um modelo analítico-experimental que permita que, a partir do conhecimento de resultados de tenacidade obtidos, na transição, em corpos de prova de determinado tamanho, geometria e temperatura, seja possível a

obtenção da tenacidade para uma situação completamente distinta, com nova geometria, tamanho e temperatura.

**Tabela 1.1 – Resultados Experimentais de J_c
(Landes, 1992)**

Aço 20MnMoNi55, W = 50 mm, B = 20mm		
CP n°.	Valor de J_c (KJ/m ²)	
	-90°C	-60°C
1	16,9	178,2
2	29,6	211,8
3	40,6	241,2
4	66,2	286,9
5	72,4	340,3
6	74,8	408,0
7	75,3	424,1
8	83,3	447,5
9	89,4	483,4
10	94,7	582,3
11	147,4	660,8
12	147,7	
13	148,7	
14	149,6	
15	172,8	
16	182,7	
17	215,0	
18	218,8	
19	232,8	
20	278,7	
21	288,4	
22	357,4	

No capítulo 3 deste trabalho serão apresentadas inicialmente as bases deste modelo para aplicações a trincas 2-D. No decorrer do capítulo serão também mostrados o uso do modelo para determinação do fim da região de transição, para a obtenção de um valor mais preciso da tensão de clivagem do material e, por fim, a nova abordagem sendo desenvolvida para a previsão de comportamento à fratura na transição de componentes com trincas 3-D.

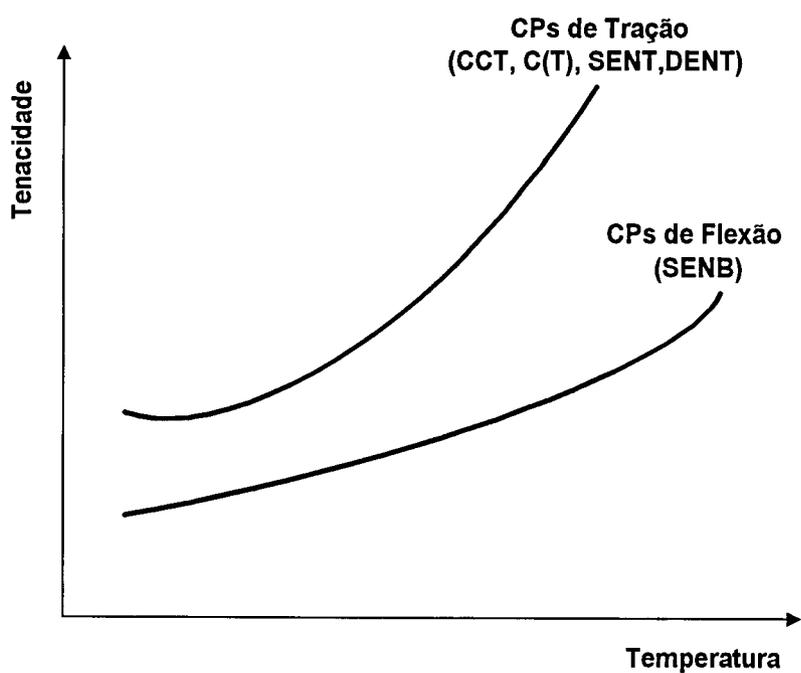


Figura 1.11 – Variação da Tenacidade com a Geometria do Corpo de Prova

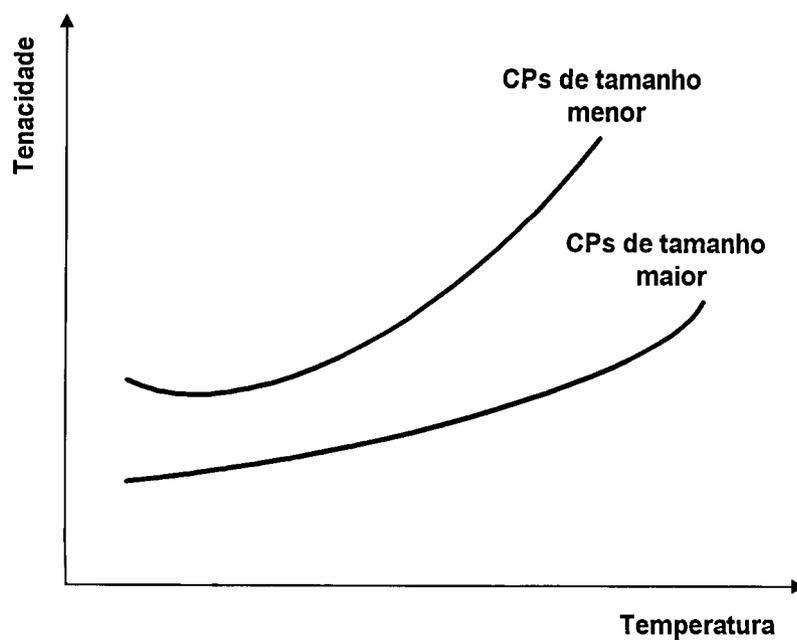


Figura 1.12 – Variação da Tenacidade com o Tamanho do Corpo de Prova

1.3.4.2 O Conceito de Clivagem

A fratura por clivagem pode ser definida como uma propagação rápida de uma trinca ao longo de um determinado plano cristalográfico (Anderson, 1991). A clivagem pode ocorrer em modo totalmente frágil como também pode ser precedida de deformação plástica e, em alguns casos, de rasgamento dúctil. Esta última modalidade de clivagem é mais frequentemente encontrada na região de transição dúctil-frágil.

Os planos preferenciais de clivagem são aqueles com menor densidade de empacotamento, pois assim um menor número de ligações tem que ser rompido, e o espaço entre planos é maior. No caso de materiais com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), a clivagem se dá nos planos $\{100\}$. O caminho da fratura é transgranular em materiais policristalinos. A propagação da trinca muda de direção cada vez que cruza um contorno de grão, pois a trinca procura o plano de clivagem orientado de forma mais favorável em cada grão. A orientação nominal da trinca de clivagem é perpendicular à tensão principal máxima.

A clivagem ocorre mais facilmente onde o escoamento plástico é restringido. Metais com estrutura cúbica de face centrada (CFC) não são usualmente suscetíveis à clivagem, porque neles ocorrem sistemas de escorregamento amplos para comportamento dúctil a todas temperaturas. A baixas temperaturas, metais com estrutura CCC falham por clivagem porque existe um número limitado de sistemas de escorregamento ativos. Metais com estrutura hexagonal compacta policristalina, que possuem somente 3 sistemas de escorregamento por grão, também são suscetíveis à fratura por clivagem.

A mais importante classe estrutural de materiais que é suscetível à clivagem é a dos aços ferríticos, como os aços utilizados para a fabricação de vasos de pressão de reatores nucleares tipo PWR, e que possuem uma estrutura cristalina tipo CCC.

1.3.4.3 Valores Críticos de J para Fratura por Clivagem

Conforme já dito anteriormente, a fratura frágil é normalmente caracterizada pelo parâmetro K. Seu valor limite K_{Ic} é obtido experimentalmente através de procedimento descrito na norma E399 (ASTM, 1996e). Se no entanto existir plasticidade considerável antes da falha frágil ocorrer, os testes realizados através da citada norma não são válidos, uma vez que o procedimento nela definido só é aplicável para uma situação que envolva nenhuma ou muito pouca plastificação. A alternativa é então valer-se de resultados de testes de J convertidos para equivalentes em K.

Apesar das normas E-813 (ASTM, 1996g), para cômputo de J_{Ic} , e E-1152 (ASTM, 1996k), para obtenção da curva J-R, terem sua aplicabilidade restringida à situações em que o crescimento da trinca é estável, não há, a princípio, nada que impeça J de ser aplicado a materiais que falhem por clivagem. As razões pelas quais o teste de J tem sido restrito à fratura dúctil são mais históricas e políticas do que técnicas (Landes, 1995a). Uma mudança de mentalidade propiciou a formação de um grupo de trabalho da ASTM, dentro do comitê E08 de Fadiga e Fratura, responsável pela elaboração de uma nova norma que venha a permitir, dentre vários tópicos de interesse, a extensão da aplicabilidade da integral J a casos de fratura por clivagem. Os dois produtos deste esforço foram as normas E1737 (ASTM, 1996j) e E1820 (ASTM, 1997).

Antes mesmo da ASTM ter publicado estes documentos, muitos pesquisadores já vinham medindo valores críticos de J de clivagem e convertendo esses valores para valores equivalentes de K, através da seguinte relação:

$$K_{Jc} = \sqrt{\frac{J_c E}{(1 - \nu^2)}} \quad (1.2)$$

onde: J_C = valor medido de J de clivagem

K_{J_C} = equivalente em K

E = módulo de Elasticidade

ν = coeficiente de Poisson

A limitação imposta para a utilização desses valores calculados de K_{J_C} é a de que eles só devem ser aplicados a estruturas que são carregadas elasticamente. Isto é justificado pelo fato da conversão para K_{J_C} só ser apropriada quando o valor de J crítico é uma medida de tenacidade à fratura do material, independente do tamanho. Para que isto seja garantido, o corpo de prova deve ser suficientemente grande, de modo que incrementos em seu tamanho não causem qualquer efeito em J crítico, já que este valor deve ser uma propriedade do material. Quantificar a tenacidade em termos de K_{J_C} permite ao projetista aplicar relações elásticas lineares entre tensão, tamanho do defeito e tenacidade. Uma abordagem elástica linear é muito mais simples e versátil que uma metodologia de projeto de fratura baseada na integral J.

A norma E 1820 (ASTM, 1997), aprovada pela ASTM em 1996 e publicada pela primeira vez em 1997, normaliza requisitos de tamanho para testes de J para clivagem, J_C , porém ainda não aceita K_{J_C} como um parâmetro de tenacidade válido. Este documento indica que o seguinte critério é suficiente para garantir uma clivagem controlada por J:

$$B, b_0 = \frac{200J_C}{\sigma_{ys}} \quad (1.3)$$

onde B = espessura do corpo de prova

b_0 = ligamento remanescente inicial

σ_{ys} = limite de escoamento do material

Este critério é 8 vezes mais severo que os requisitos de tamanho para J_{IC} definidos na norma E-813 (ASTM, 1996g). A existência de requisitos mais rígidos é necessária devido ao fato da clivagem ser mais sensível à perda de restrição plástica do que o rasgamento dúctil.

Os limites recomendados pela equação 1.3 são válidos somente para clivagem não precedida por considerável crescimento estável de trinca. Caso este requisito não seja atendido, deve-se utilizar a proposta de norma sendo desenvolvida pela ASTM para a região de transição (ASTM, 1996k).

1.3.4.4 Fractografia

A fractografia é uma importante ferramenta utilizada na caracterização de mecanismos de fratura, tendo sido usada como comprovação de diversas abordagens teóricas e analíticas desenvolvidas ultimamente. Ela pode ser de grande valia na identificação de processos de clivagem, auxiliando na determinação do ponto exato onde o processo tem início. Neste trabalho, esta propriedade é utilizada para a formulação de uma abordagem de verificação da tensão de clivagem do material sendo analisado e para a identificação do ponto de início do processo de clivagem.

A título de ilustração, na figura 1.5 é mostrada uma fractografia de um evento de clivagem ocorrendo em um aço de baixa liga (A508 classe 3), obtida através de microscopia eletrônica de varredura (SEM). A superfície multifacetada nela observada é típica da clivagem em um material policristalino sendo cada faceta correspondente a um único grão. Os "padrões de rio" em cada faceta também são típicos da fratura por clivagem. Essas marcas foram assim denominadas devido às múltiplas linhas que convergem para uma única linha, reproduzindo o aspecto do encontro de um rio com seus tributários.

1.3.5 Mecanismos de Iniciação da Clivagem

Como a clivagem implica o rompimento de ligações atômicas, a tensão local deve ser suficiente para vencer a resistência de coesão do material. Sabe-se que a resistência teórica à fratura de um sólido cristalino é de aproximadamente E/π (Broeck, 1986). Pode-se mostrar, no entanto, que o máximo valor de tensão obtido na frente da ponta da trinca é 3 a 4 vezes o limite de escoamento do material (Anderson, 1991). Para um aço com σ_{ys} de 400 MPa e módulo de elasticidade E igual a 210.000 MPa, a resistência de coesão teria que ser aproximadamente 50 vezes maior que a máxima tensão encontrada adiante da ponta da trinca. Assim, uma trinca microscópica não forneceria suficiente concentração de tensões para exceder a resistência das ligações atômicas existentes.

De modo a haver a iniciação da clivagem, deve existir uma descontinuidade à frente da trinca macroscópica que seja suficiente para exceder a resistência das ligações. Uma microtrinca aguda é uma forma de se conseguir concentração local de tensões suficiente. Cottrell (1958) postulou em seu trabalho que microtrincas são formadas na interseção de planos de escorregamento, por meio da interação de discordâncias. Um mecanismo mais comum de formação de microtrincas em aços envolve inclusões e partículas de segunda fase (McMahon e Cohen, 1965 & Knott, 1977).

Finalmente, vale ressaltar que em alguns casos, apesar da ocorrência de nucleação de clivagem, a fratura total do corpo de prova ou estrutura acaba não acontecendo. Isto se deve ao fato do material em volta da região de propagação da trinca ter poder de recuperação e impedir o crescimento do defeito que levaria a peça à falha, em um fenômeno chamado de *crack arrest* ou parada de trinca.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Modelos Matemáticos de Tenacidade à Fratura por Clivagem

2.1.1 Introdução

Ao longo dos anos, modelos matemáticos de clivagem vem sendo desenvolvidos, de maneira a tentar formalizar uma explicação para o mecanismo que causa este fenômeno e assim conseguir prever sua ocorrência, na tentativa de evitar quaisquer consequências deletérias dele decorrentes. Pesquisadores trabalhando nesta área se utilizaram de diferentes abordagens para o desenvolvimento de seus modelos. Aqueles considerados como mais importantes para este trabalho são apresentados a partir do item 2.1.3.

2.1.2 Tensão de Fratura por Clivagem

É o nível de tensão mínimo para o qual ocorre a fratura, sendo representada pela expressão (Anderson, 1991):

$$\sigma_c = \left(\frac{\pi \times E \times \gamma_p}{(1 - \nu^2) \times C_0} \right)^{1/2} \quad (2.1)$$

onde: γ_p = energia necessária para criar uma superfície unitária de fratura ($\gamma_p \gg \gamma_s$)

C_0 = diâmetro da partícula

γ_s = energia total de ligações rompidas por área unitária

ν = coeficiente de Poisson

2.1.3 Modelo RKR

Ritchie, Knott e Rice (1973) definiram que, para que ocorra fratura por clivagem, é necessário que o valor da tensão de fratura, σ_c , seja excedido ao longo de uma região, adiante da ponta da trinca, de comprimento x_c , conforme ilustrado na figura 2.1. Eles concluíram que essa distância seria correspondente a 2 diâmetros de grão para o material por eles testado. Investigações subsequentes revelaram, no entanto, que não existe relação consistente entre a distância crítica e o tamanho de grão.

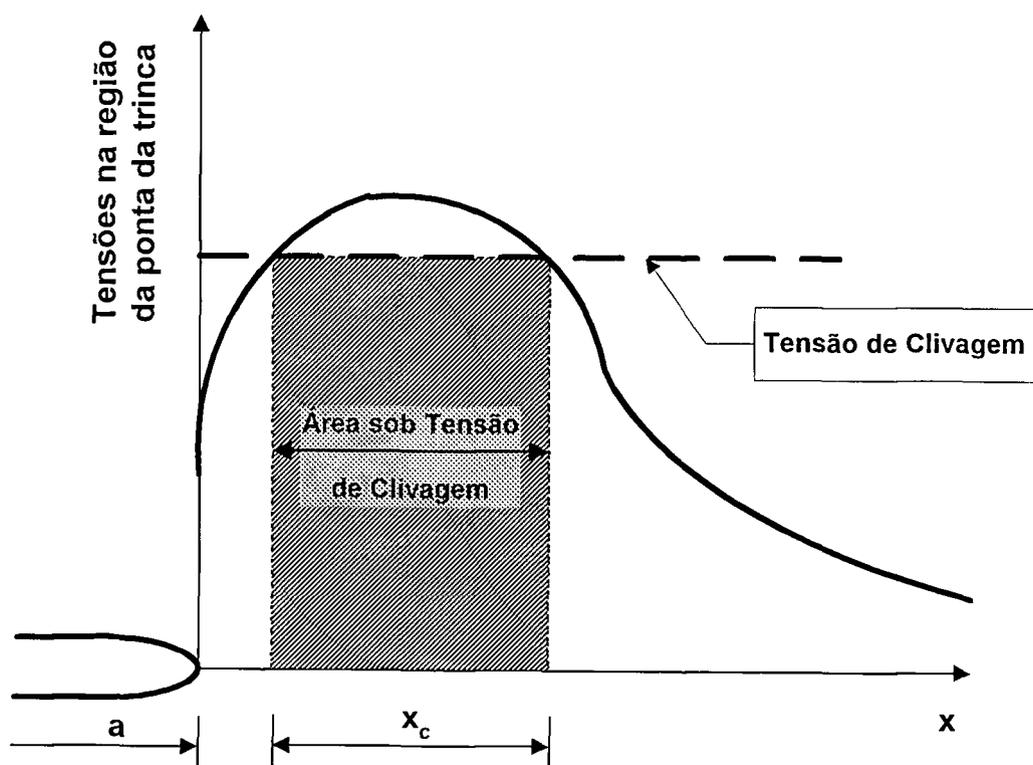


Figura 2.1 – Modelo RKR de Clivagem

2.1.4 Modelo de Curry e Knott (1979)

Os autores forneceram uma explicação estatística para a distância crítica x_c do modelo RKR. Um volume finito de material na região adiante da ponta da trinca, na qual a tensão exceda a tensão de fratura, deve ser amostrado

e nesse volume deve haver uma partícula que seja suficientemente grande para nuclear a clivagem, denominada partícula de “gatilho” ou *trigger particle*. Se essa combinação existir, então a fratura por clivagem pode ocorrer. O volume crítico, que pode ser facilmente relacionado com a distância x_C , depende do espaçamento médio entre os locais de nucleação de clivagem.

2.1.5 Modelos Estatísticos Formais e A Hipótese de Elo-Mais-Fraco

2.1.5.1 Justificativa

O argumento estatístico, inicialmente utilizado por Curry e Knott, disseminou-se de maneira mais formal a partir da constatação que, em se testando dois corpos de prova do mesmo material e geometria na região de transição, os resultados de tenacidade poderiam ser bastante diferentes. Uma forma de justificar esta variabilidade é assumir que a localização da partícula crítica de gatilho da fratura pode ser absolutamente aleatória.

Este argumento foi a base de desenvolvimento da hipótese do elo-mais-fraco. Esta hipótese assume que a falha por clivagem é controlada pela maior partícula de gatilho de fratura ou por aquela mais favoravelmente orientada, que seria o elo-mais-fraco existente à frente da ponta da trinca. Assim, conforme ilustrado na figura 2.2, um valor baixo de tenacidade corresponde a um elo-mais-fraco localizado próximo à ponta da trinca, enquanto que, para que se obtenha um valor alto de J de clivagem, o elo-mais-fraco deve estar numa posição distante da ponta da trinca.

Tal abordagem emprega normalmente distribuições estatísticas dos tipos Poisson e Weibull, podendo-se citar como trabalhos importantes nesta área

aqueles desenvolvidos por Landes e Shaffer (1980) e por Anderson e Stienstra (1989).

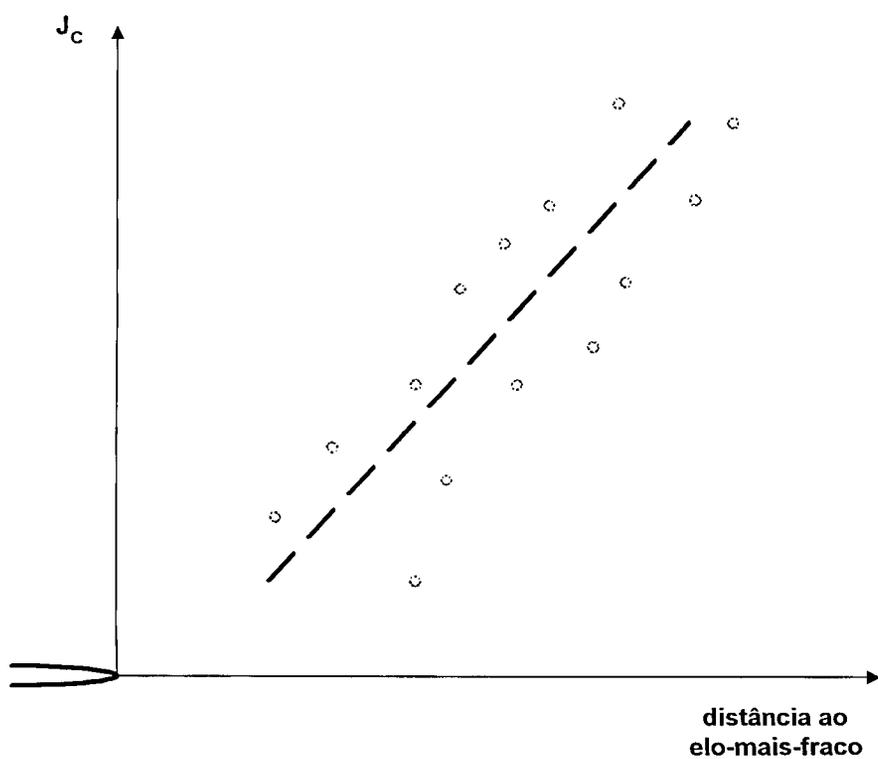
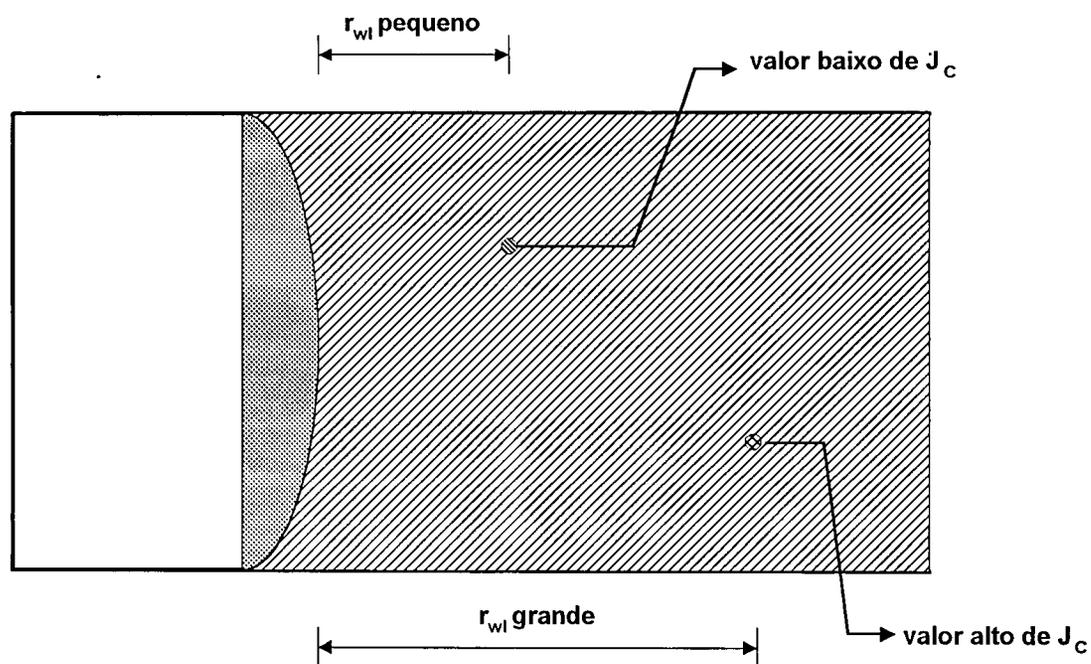


Figura 2.2 – Tenacidade x distância ao elo-mais-fraco

2.1.5.2 Distribuição de Poisson

De acordo com a hipótese do elo-mais-fraco, a fratura pode ocorrer quando pelo menos uma partícula crítica de gatilho de fratura é atingida pelo nível necessário de tensão. Para um dado volume V de material, a probabilidade de sobrevivência à fratura do volume considerado, isto é, a probabilidade de não se encontrar partículas críticas em V é dada pela expressão:

$$1 - P = e^{(-\rho V)} \quad (2.2)$$

onde: ρ = número de partículas críticas / unidade de volume
 P = probabilidade de se ter uma ou mais partículas críticas.
 V = volume amostrado

A equação 2.2 é uma distribuição de Poisson e define que a probabilidade de falha é uma função da densidade de partículas críticas em um volume amostrado. Sua aplicabilidade é restrita a casos em que o evento sendo amostrado ocorre com pouca frequência. Como a fração do volume relativa às partículas de gatilho de fratura é normalmente bem pequena, esta distribuição estatística pode ser considerada adequada.

Como o tamanho crítico de partícula depende da tensão atuante, que é variável adiante da ponta da trinca, ρ deve variar com a posição. Portanto, para problemas reais de trinca, a probabilidade de falha deve ser integrada ao longo de elementos de volume individuais, existentes na região adiante da ponta da trinca, conforme mostrado na equação 2.3:

$$P = 1 - \exp \left[- \int_V \rho dV \right] \quad (2.3)$$

2.1.5.3 Distribuição de Weibull de 2 Parâmetros (Landes e Shaffer)

Este tipo de distribuição estatística, desenvolvida e publicada pelo pesquisador sueco do mesmo nome (Weibull, 1951), tornou-se, a partir da década de 80, a base para a maioria dos trabalhos formulados com o intuito de explicar a natureza estatística do fenômeno da clivagem.

Landes e Shaffer (1980) introduziram uma metodologia com base estatística para a avaliação da variação de dados de J_C e por conseguinte do fenômeno de clivagem de materiais na região de transição dúctil-frágil. Esta metodologia é baseada em um distribuição de Weibull em sua forma original de 2 parâmetros. De acordo com este trabalho, sempre que a falha for controlada por um mecanismo de elo-mais-fraco, os valores críticos de J seguem uma distribuição característica da forma:

$$P = 1 - \exp\left[-\left(\frac{J}{\Theta}\right)^b\right] \quad (2.4)$$

onde: P = probabilidade que um corpo de prova amostrado, selecionado de uma população, apresente tenacidade à fratura J_C menor ou igual à J .

b = declividade de Weibull

Θ = parâmetro de escala de tenacidade.

Em seus estudos, Landes e Shaffer consideraram o parâmetro de forma de Weibull, também denominado declividade, como sendo igual a 2.0 para valores de J_C . O parâmetro de escala Θ corresponde ao valor de J_C com probabilidade de 63,2% de ocorrência. Se Θ for conhecido, a distribuição da tenacidade à fratura pode ser obtida a partir da equação 2.4. Essa expressão também pode ser definida em termos de K , através da conversão dos valores de

J_C em K_{J_C} , com b assumindo o valor de 4 e Θ correspondendo ao valor de K_{J_C} com 63,2% de probabilidade de ocorrência.

Existem dois problemas principais com o modelo de elo-mais-fraco definido pela equação 2.4. Primeiro, essa equação prevê um valor nulo como tenacidade mínima na distribuição, valor este que a intuição sugere ser incorreto. Uma trinca não pode se propagar em um material, a não ser que exista energia suficiente disponível para romper ligações e realizar trabalho plástico. É possível ser feita uma estimativa de um valor limiar, em termos da taxa de liberação de energia, a partir do qual pode ocorrer a propagação da trinca, de acordo com a equação 2.5 mostrada a seguir:

$$G_{C(\min)} = 2 \times \gamma_p \phi \quad (2.5)$$

onde ϕ = fator de desorientação do grão.

$G_{C(\min)}$ = taxa de energia mínima para ocorrer fratura

γ_p = trabalho plástico necessário para criar uma superfície unitária de fratura.

Se a força motriz global for menor que $G_{C(\min)}$, a trinca não se propaga. O valor mínimo da tenacidade também pode ter como limite inferior K_{Ia} , a tenacidade de parada de trinca, uma vez que para valores de $K < K_{Ia}$ a trinca para de crescer. Da observação experimental pode-se também afirmar que a equação 2.4 tende a superestimar o espalhamento dos dados, apresentando-o como mais severo do que aquele obtido de testes em corpos de prova.

Os passos a serem seguidos para a obtenção dos parâmetros deste tipo de distribuição de Weibull, para um conjunto de valores de J_C , são mostrados no Apêndice 1.

2.1.5.4 Weibull de 3 Parâmetros (Landes e McCabe)

Devido aos problemas detectados na distribuição de 2 parâmetros, Landes e McCabe (1984) introduziram uma modelagem do fenômeno da clivagem através de uma distribuição de Weibull de 3 parâmetros, onde a probabilidade F da equação 2.4 é redefinida pela seguinte expressão:

$$F = 1 - \exp \left[- \left(\frac{J - J_{\min}}{\Theta_j} \right)^b \right] \quad (2.6)$$

onde b = declividade de Weibull

$$\Theta_j = \Theta - J_{\min} \quad (2.7)$$

Θ = fator de escala de tenacidade.

J_{\min} = valor limiar de tenacidade em termos de J .

De maneira análoga, e mais frequentemente adotada na literatura, pode-se encontrar a equação acima representada em termos de K_{Jc} , conforme mostrado na equação 2.8 a seguir:

$$F = 1 - \exp \left[- \left(\frac{K - K_{\min}}{\Theta_K} \right)^b \right] \quad (2.8)$$

onde: b = declividade de Weibull

$$\Theta_K = \Theta - K_{\min} \quad (2.9)$$

K_{\min} = valor limiar de tenacidade em termos de K .

Com esta distribuição estatística, o valor da tenacidade J (ou K) se aproxima de J_{\min} (ou K_{\min}), quando a probabilidade de falha F se aproxima de zero.

2.1.5.5 Weibull de 3 Parâmetros Modificada (McCabe e Wallin)

A partir de um grande número de dados experimentais, compilados por Wallin (1984, 1985, 1989, 1991a), após a realização de uma série de testes em aços ferríticos utilizados no projeto de VPRs de reatores PWR, detectou-se a existência de valores aproximadamente constantes para K_{\min} e para a declividade b na expressão da distribuição de Weibull de 3 parâmetros. Dessa forma, foi obtida uma nova distribuição estatística, mostrada na equação 2.10, que, no entanto, só é válida quando expressa em termos de K_{Jc} .

$$P = 1 - \exp \left[- \left(\frac{K - 20}{K_o - 20} \right)^4 \right] \quad (2.10)$$

onde: K_o é o fator de escala de Weibull.

As conclusões acima apresentadas foram observadas inicialmente quando um grupo grande de corpos de prova é testado. A partir de uma análise de sensibilidade e simulações do tipo Monte Carlo, Wallin constatou que tais valores constantes poderiam ser adotados sempre que fosse testado um mínimo de 6 corpos de prova replicantes. Isto é em parte justificado pelo fato de que como 2 dos parâmetros da distribuição já são previamente conhecidos, a única incógnita, K_o , requer poucos corpos de prova para ser determinada com razoável precisão.

Esta versão modificada da distribuição de Weibull de 3 parâmetros tornou-se a base para o desenvolvimento de um procedimento normalizado da ASTM para a caracterização da tenacidade à fratura na região de transição. A prática de teste normalizada, proposta por McCabe et al. (1993), recomenda que a análise dos dados seja feita usando-se cálculos elasto-plásticos de J_c , obtidos a partir da utilização da metodologia da norma ASTM E1152 (ASTM, 1996h), que

são convertidos para fatores de intensidade de tensão K_{Jc} antes de se proceder à análise estatística.

Essa norma está atualmente em sua versão provisória de número 15, estando prevista a sua aprovação pela ASTM ainda no ano de 1997.

No Apêndice 2 são apresentados os passos que devem ser seguidos para a obtenção do parâmetro K_{Jc} a partir do conhecimento de uma população de resultados experimentais de J_c

2.2 Modelos de Correção de Restrição Plástica

2.2.1 Introdução

A perda de restrição plástica foi introduzida como uma teoria alternativa para explicar o grande espalhamento de dados na parte da região de transição de tenacidade crescente. O argumento utilizado para tal é que existe muito pouco espalhamento de dados sob controle total de restrição, ocorrendo a temperaturas de patamar inferior. Porém, ao se entrar na região de transição, aqueles corpos de prova que estariam na região de alta tenacidade do espalhamento normal de dados, perdem restrição por terem mais deformação plástica e, em consequência disso, passam a apresentar tenacidade exageradamente mais alta. Com a perda de restrição, valores de tenacidade, que são medidos experimentalmente, tornam-se valores aparentes de tenacidade, que somente são aplicáveis à geometria e ao tamanho particulares dos corpos de prova em que foram medidos.

Um outro problema a ser considerado é o chamado efeito de geometria, onde diferentes corpos de prova de um mesmo material são sujeitos a perdas diferenciadas de restrição sob mesmas condições de carregamento e temperatura.

A aplicação de uma correção na restrição permite que seja obtida uma distribuição efetiva de valores de tenacidade, que é característica do material, e portanto pode ser aplicada a qualquer geometria. A seguir, são apresentados os modelos de correção mais usuais, 2 dos quais são de origem empírica e 3 são resultantes de análise por elementos finitos (analítico-computacionais).

2.2.2 Modelos Empíricos

O modelo $\beta_C\text{-}\beta_{1c}$, definido por Irwin (1960) e adaptado a testes de J por Merkle (1985), é o mais antigo dos modelos de correção de restrição, sendo bastante utilizado até hoje. A relação $\beta_C\text{-}\beta_{1c}$ foi desenvolvida para aplicação em materiais de alta resistência. O modelo é utilizado para que se obtenha um valor de K_{Ic} correspondente a valores de tenacidade medidos em situações em que não há restrição suficiente para que seja caracterizado um estado de deformação plana.

Para aplicação desta metodologia os seguintes passos devem ser seguidos:

- I. Obtém-se experimentalmente o valor de tenacidade J_C e calcula-se seu equivalente em K através da expressão a seguir:

$$K_{JC} = \sqrt{J_C \cdot E} \quad (2.11)$$

- II. Calculam-se os coeficientes β_c e β_{Ic} de ajuste de restrição, o primeiro correspondendo ao valor medido experimentalmente de tenacidade e o segundo relativo ao estado plano de deformação.

$$\beta_C = \frac{1}{B} \left[\frac{K_{JC}}{\sigma_{ys}} \right]^2 \quad (2.12)$$

onde B = espessura do corpo de prova

σ_{ys} = limite de escoamento do material

$$\beta_C = \beta_{Ic} + 1.4 \beta_{Ic}^3 \quad (2.13)$$

- III. Computa-se o valor de K_{Ic} correspondente ao J_C medido experimentalmente através da seguinte expressão:

$$K_{Ic} = K_{JC} \sqrt{\frac{\beta_{Ic}}{\beta_C}} \quad (2.14)$$

Desta forma é possível denominar J_C e seu equivalente K_{JC} de tenacidade aparente, enquanto K_{Ic} é a tenacidade efetiva do material, aquela que é independente da geometria.

Irwin recomendou que a equação 2.13 fosse usada somente para valores de $\beta_c \leq \pi$. Para valores maiores que esse, as previsões de deformação plana tornam-se conservadoras no que diz respeito a dados experimentais válidos de K_{Ic} .

Um outro modelo de correção de restrição de natureza empírica foi desenvolvido por Hagawara (1983), baseado em dados experimentais de testes realizados em aços estruturais, que de maneira similar ao de Irwin, apresenta uma correlação empírica que permite obter valores de tenacidade K_{IC} a partir de K_{Jc} medido em corpos de prova pequenos, da forma mostrada a seguir:

$$K_{IC} = \frac{K_{Jc}}{\left[1 + \frac{2.3}{\sqrt{B}} \left(\frac{K_{Jc}}{\sigma_{ys}} \right) \right]} \quad (2.15)$$

Os modelos de natureza empírica não foram utilizados neste trabalho, por terem sua aplicação restringida aos casos particulares para os quais foram desenvolvidos, ou seja, a aços de alta resistência (β_c - β_{ic}) e a aços estruturais simples como o A36 (Hagawara). Qualquer tentativa de estender sua aplicação para outras situações, como a dos aços ferríticos aqui tratados, poderia resultar em consequências imprevisíveis.

2.2.3 Modelos Analítico-Computacionais

Hancock e seus co-autores (1991) apresentaram um modelo de restrição em regime elástico linear no qual é considerado um termo adicional da expressão do campo de tensões na ponta de uma trinca, proporcional a um parâmetro denominado T. Este termo é o responsável pela variação da tenacidade à fratura do material quando consideradas certas situações características da perda de restrição, como trincas rasas ou carregamentos de tração. Uma explicação mais detalhada deste modelo será apresentada por ocasião do tratamento da Mecânica da Fratura de dois parâmetros em regime elástico linear, item 2.3.2 deste trabalho. A grande limitação deste modelo, para sua aplicação na abordagem sendo apresentada neste trabalho, é a sua

aplicação restrita a condições elásticas lineares na região da ponta da trinca. Como na região de transição a fratura é precedida de plastificação significativa, a correção de restrição deve ser efetuada através de uma metodologia aplicável em condições elasto-plásticas.

O modelo de restrição proposto por O'Dowd e Shih (1991, 1992, 1993) para regime elasto-plástico focaliza sua atenção no segundo termo da "assíntota de mais alta ordem" que matematicamente define o campo elasto-plástico de tensões na ponta de uma trinca. O segundo termo da expansão mostrada na equação 2.16 define essencialmente o erro na singularidade HRR, que é o primeiro termo da expansão. O parâmetro Q é diretamente proporcional a esse erro, sendo uma medida de perda de restrição quando as dimensões planares dos corpos de prova tornam-se muito pequenas quando comparadas com a espessura.

$$\sigma_{ij} = (\sigma_{ij})_{HRR} + Q \cdot \sigma_{ys} \quad (2.16)$$

onde σ_{ij} = campo elasto-plástico de tensões na ponta da trinca

$(\sigma_{ij})_{HRR}$ = campo de tensões singular HRR

σ_{ys} = limite de escoamento do material

Q = fator de correção de restrição

Uma melhor explicação deste modelo, que foi o adotado neste trabalho, está associada à apresentação da Mecânica da Fratura de 2 parâmetros para regime elasto-plástico no item 2.3.3 deste trabalho.

Anderson e Dodds (1991) apresentaram um modelo de correção de perda de restrição em regime elasto-plástico, utilizando uma análise bi-

dimensional por elementos finitos com deformação plana controlada para determinar requisitos de dimensões planares para restrição total.

Para aplicação deste modelo, devem ser seguidos os passos descritos abaixo:

1. Obtém-se experimentalmente o valor da tenacidade J_C .
2. Calcula-se $\frac{a \cdot \sigma_{ys}}{J_C}$ a partir do J_C medido experimentalmente e assim, usando-se o gráfico mostrado na figura 2.3, pode-se obter J_C/J_{SSY} e por conseguinte o valor de J_{SSY} correspondente.
3. J_{SSY} é a tenacidade ajustada para dados obtidos em corpos de prova, para que a tenacidade seja independente do tamanho e da geometria. Assim J_C é a tenacidade aparente e J_{SSY} , a tenacidade efetiva de acordo com Anderson e Dodds (1991).

Para as condições elasto-plásticas existentes na região da ponta da trinca na transição dúctil-frágil, este modelo poderia ter sido adotado para a correção de restrição na metodologia apresentada no presente trabalho. A opção pela abordagem de O'Dowd e Shih se deu pela maior familiaridade com aquele modelo por parte do grupo de pesquisa do Prof. Dr. John D. Landes, da qual fez parte o autor desta tese. Deve ficar claro, no entanto, que a aplicação do modelo de Anderson e Dodds é viável.

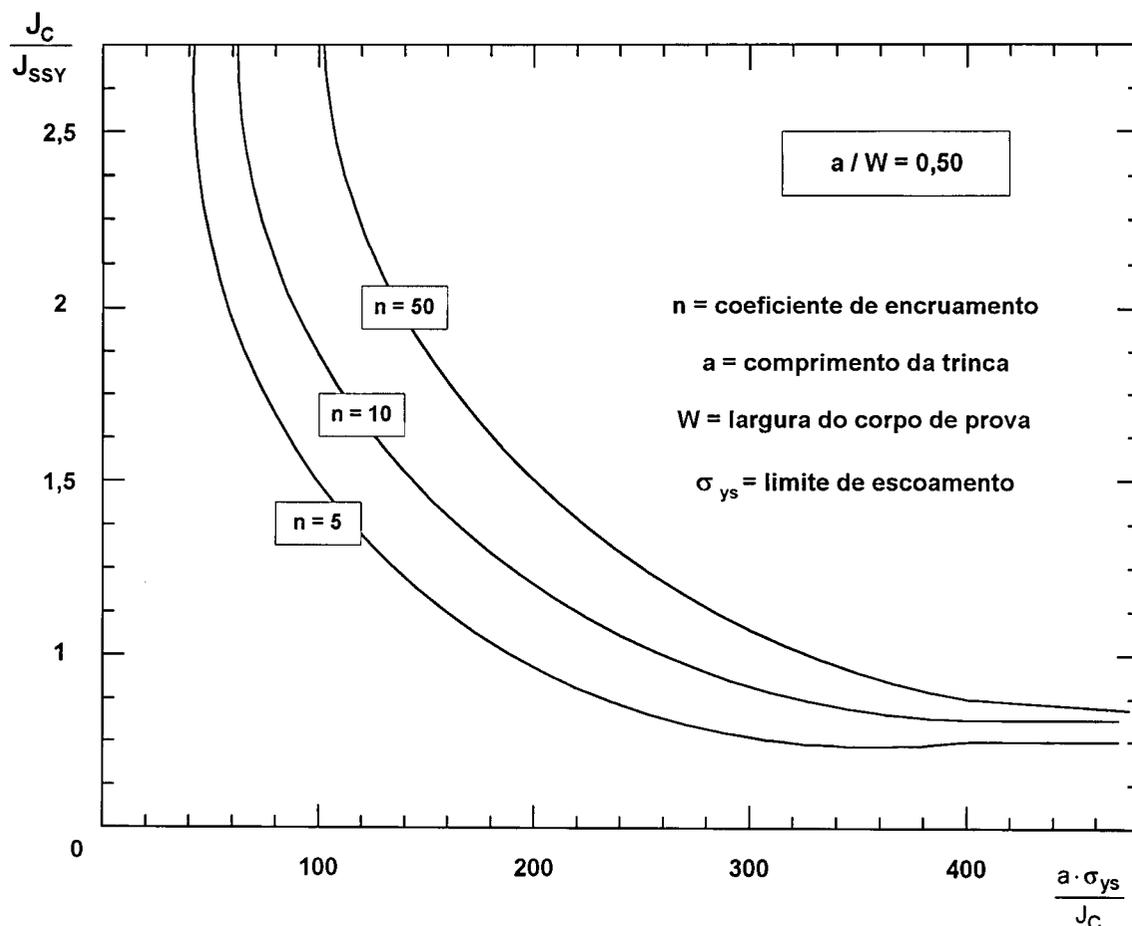


Figura 2.3 – Obtenção da tenacidade efetiva J_{SSY}

2.3. A Mecânica da Fratura de 2 Parâmetros

2.3.1 Introdução

A aplicação da Mecânica da Fratura baseada em um único parâmetro requer, em alguns casos, o teste ou análise de corpos de prova muito grandes ou mesmo de estruturas em tamanho real de forma a que seja obtido um valor de tenacidade à fratura, caracterizada em termos de K_{IC} , J_C ou J_{IC} , que seja independente da geometria. Para que esta abordagem seja sempre válida, as zonas plásticas na fratura devem ter um tamanho menor do que uma certa fração das dimensões críticas do corpo de prova como a , $W-a$, B , etc. Testes em corpos

de prova de tamanho grande tornam-se impraticáveis dadas as limitações de custo e equipamento para a realização dos mesmos. A solução encontrada de utilizar corpos de prova de tamanho pequeno em testes de laboratório introduz uma significativa complicação na interpretação dos valores medidos de tenacidade. O aumento do carregamento pode levar os pequenos corpos de prova, dependendo da temperatura de teste, a exibirem severas deformações não-lineares, que invalidam as hipótese de aplicação da Mecânica da Fratura de um único parâmetro. Além disso, conforme já discutido no capítulo 1, os valores medidos experimentalmente na região de transição dúctil frágil apresentam grande espalhamento, que é muito mais acentuado em corpos de prova de tamanho pequeno do que nos de grandes dimensões. A explicação dada para este fenômeno é uma associação dos seguintes efeitos:

- I. extensa deformação plástica nos corpos de prova;
- II. crescimento dúctil de trinca precedendo a clivagem;
- III. variabilidade inevitável da tenacidade do material em escala microscópica.

Os primeiros dois efeitos acima citados podem ser identificados como determinísticos e são tratados com a utilização de uma análise mecânica do campo de tensões na ponta da trinca, baseada em dois parâmetros. O último efeito, associado a uma não-homogeneidade do material é tipicamente aleatória devendo para tal ser tratada por métodos estatísticos, já discutidos no item 2.1.5 deste trabalho.

Assim, tratar-se-á aqui da evidência, de aceitação entre os pesquisadores da área de Mecânica da Fratura, que um único parâmetro de fratura, seja ele J , CTOD ou K , não é suficiente para caracterizar de maneira única o comportamento na região da ponta da trinca para todas as geometrias de corpo de prova, modos de carregamento (tração x flexão) e níveis de

carregamento, sempre que o material estiver sujeito à perda considerável de restrição. A introdução de um segundo ou mesmo de outros parâmetros tem a função de identificar o nível de triaxialidade do campo de tensões na ponta da trinca associado à perda de restrição. Para o escopo deste trabalho limitar-se-á ao emprego de uma teoria de dois parâmetros.

Numerosos estudos teóricos e numéricos, baseadas em abordagens puramente mecânicas ou, algumas vezes, de micromecanismos, vêm procurando quantificar o efeito da geometria nos campos de tensão e de deformação da região da ponta de trincas. O trabalho aqui desenvolvido baseia-se em uma teoria de 2 parâmetros para regime elasto-plástico baseada nos trabalhos de O'Dowd e Shih (1991, 1992, 1993) já mencionada no item 2.2.3.2. Nos itens que se seguem serão abordadas de forma objetiva as formulações e justificativas da teoria de dois parâmetros para ambos os regimes elástico linear e elasto-plástico, com a apresentação detalhada dos estudos considerados mais importantes para este trabalho.

2.3.2 Regime Elástico Linear

Em condições elásticas lineares de carregamento, o campo de tensões na ponta de uma trinca, pode ser dado pela equação:

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{ij}(\theta) + \otimes \quad (2.17)$$

onde σ_{ij} = campo elástico de tensões na ponta da trinca
 K = fator de intensidade de tensões
 r = distância da ponta da trinca ao ponto considerado
 $f_{ij}(\theta)$ = fator de correção angular

- ⊗ corresponde aos termos de ordem mais alta de uma expansão em série da expressão do campo de tensões.

Irwin (1957), em seus trabalhos relativos ao estudo do campo de tensões na ponta de uma trinca, demonstrou que o termo $\frac{K}{\sqrt{r}}$ é dominante, e que os termos da série de ordens superiores à primeira podem ser ignorados, sem perda considerável de precisão. Assim, a componente na direção y (figura 2.4) do campo de tensões na ponta de uma trinca pode ser definido por:

$$\sigma_{yy} = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \quad (2.18)$$

onde:

a = comprimento da trinca

r = distância do ponto considerado à ponta da trinca

A expressão 2.18 é aplicável sempre que $r \ll a$, não valendo portanto para diversas geometrias encontradas na prática, como por exemplo as trincas rasas (*shallow cracks*), onde, pelo fato de a ser da mesma ordem de grandeza de r , torna-se necessário considerar mais termos da expansão em série.

Assume-se que os termos de ordem mais alta que a primeira, na equação 2.17, podem ser expressos em termos da expansão em série de potência mostrada a seguir:

$$\otimes = a_0 + a_1\sqrt{r} + a_2 r + a_3 \sqrt[3]{r^2} + \dots \quad (2.19)$$

Chamando-se o primeiro termo desta série de T e substituindo-se na expressão 2.17, a seguinte equação é obtida:

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{ij}(\theta) + T \delta_{ij} \delta_{1j} + \oplus \quad (2.20)$$

onde $\delta_{1i}\delta_{1j} =$ produto de deltas de Kronecker

\oplus corresponde aos demais termos de ordem mais alta

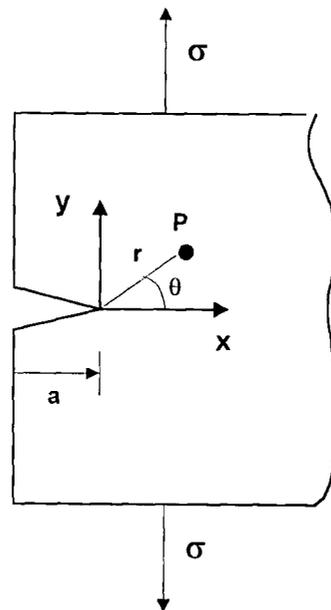


Figura 2.4 – Definição das direções de tensões em um corpo de prova

Esta expressão é a base dos estudos realizados por Hancock et al.(1991) para sugerir que T é o parâmetro controlador da restrição em uma situação envolvendo regime elástico linear. Tal idéia surgiu a partir de experimentos realizados em placas muito grandes no National Institute of Standards and Technology, NIST. Nestes testes constatou-se que, com o crescimento de trincas nestas placas, o K_{IC} do material aparentemente crescia, o que foi então justificado pelo surgimento de valores negativos de T com a redução de restrição da placa, ocasionada pelo crescimento da trinca e consequente redução da área resistente.

Assim, pode-se associar a Mecânica da Fratura de dois parâmetros em regime elástico linear à teoria K-T de Hancock, sendo que as componentes de tensão na ponta da trinca são definidas pelas equações 2.21 a 2.23. O valor de T pode variar de 0 ou um valor positivo, para uma situação em que alta restrição está presente como é o caso de trincas profundas ou carregamentos de flexão, a valores negativos correspondentes a baixa restrição, como aquela ocorrendo em trincas rasas ou carregamentos de tração.

$$\sigma_{xx} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{xx}(\theta) + T \quad (2.21)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{yy}(\theta) \quad (2.22)$$

$$\sigma_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{xy}(\theta) \quad (2.23)$$

onde $f_{xx}(\theta)$, $f_{yy}(\theta)$ e $f_{xy}(\theta)$ são, respectivamente, o fator de correção angular para os componentes de tensão normal nas direções x e y e da tensão de cisalhamento no plano xy.

2.3.3 Regime Elasto-Plástico

Em regime elasto-plástico também são válidas as observações tratadas nos itens 2.3.1 e 2.3.2 relativas à falta de uma correspondência única entre a tenacidade à fratura e a caracterização dos campos de tensões e deformações na ponta de uma trinca quando um certo nível mínimo de restrição não está presente. A forma de tratar o problema para esta condição de carregamento é muito similar àquela já apresentada para o regime elástico linear, tendo sido originalmente introduzida por O'Dowd e Shih (1991) e denominada de teoria J-Q.

Nesta abordagem, o campo de tensões na ponta da trinca é dado pela expressão:

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{J}{\alpha \varepsilon_{ys} \sigma_{ys} I_n r} \right)^{1/n+1} \cdot \bar{\sigma}_{ij}(\theta) + Q \sigma_{ys} \delta_{ij} \quad (2.24)$$

onde σ_{ij} = campo elástico-plástico de tensões na ponta da trinca.

J = força motriz da trinca

α = constante de Ramberg-Osgood (1943)

n = expoente de Ramberg-Osgood

σ_{ys} = limite de escoamento do material

ε_{ys} = deformação associada ao limite de escoamento

r = distância da ponta da trinca ao ponto considerado

Q = fator de correção de restrição

θ = ângulo definido na figura 2.4

$\bar{\sigma}_{ij}(\theta)$ = função adimensional de n e de θ

I_n = constante de integração

δ_{ij} = delta de Kronecker

Na equação 2.24, o primeiro termo à direita da igualdade corresponde ao campo de tensões sob condições HRR de pequenas deformações, conforme definido por Hutchinson (1968) e Rice e Rosengren (1968) e representa a intensidade do campo. O segundo termo, que é função de Q , é o responsável pela caracterização do nível de restrição existente. O valor de Q pode variar de 0, normalmente ocorrendo em geometrias tipo C(T) e SENB, a valores máximos negativos de $-1,5$, em geometrias sujeitas a carregamentos de tração, como a CCT, e para trincas rasas. O'Dowd e Shih em seus trabalhos também apresentam a possibilidade de expressar o campo de tensões para o caso em que ocorrem deformações finitas, utilizando para isso uma formulação de Rice e Johnson, definida no item 2.4.2 deste trabalho, no lugar do primeiro termo da equação 2.25.

2.4 O Campo de Tensões na Ponta de uma Trinca

2.4.1 A Formulação de Irwin

O enfoque adotado por Irwin (1957) para a definição do campo de tensões na ponta de uma trinca, inicialmente usado para a Mecânica da Fratura Elástica Linear e estendido para o campo de tensões HRR (Rice & Rosengren, 1968 e Hutchinson, 1968) da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica, é baseado na hipótese de pequenas deformações (*small strain*). Nesta abordagem as tensões atingem uma singularidade proporcional à $1/\sqrt{r}$, conforme são consideradas posições mais próximas da ponta da trinca (figura 2.5). Assume-se que a trinca mantém um formato agudo mesmo após a aplicação do carregamento, não sendo considerada qualquer plastificação na região de sua ponta.

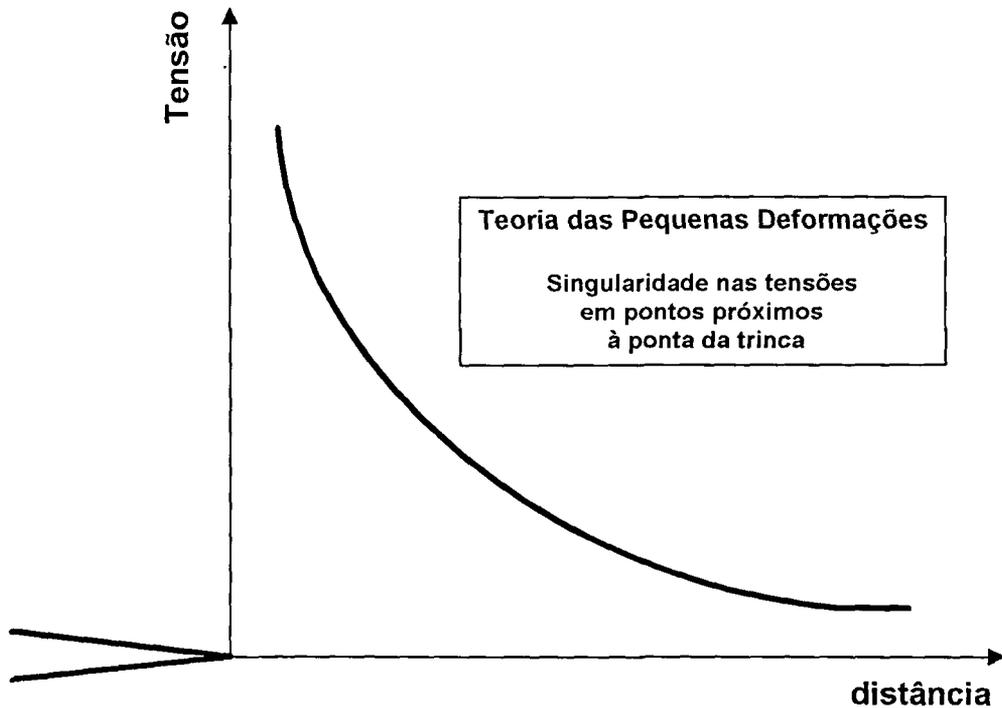


Figura 2.5 - Campo de Tensões na Ponta da Trinca Baseado na Teoria das Pequenas Deformações

2.4.2 A Formulação de Rice e Johnson

Rice e Johnson (1970) propuseram uma abordagem diferente para o mesmo problema, desta vez baseada em uma hipótese de deformações finitas (*finite strain*), quando se considera que a ponta da trinca se plastifica, assumindo um formato arredondado (*blunting*). Para esta situação as tensões apresentam um valor finito, mesmo quando se consideram posições infinitamente próximas à ponta da trinca. Pode-se observar, na figura 2.6, que o campo de tensões na face interna da ponta da trinca apresenta uma componente na direção y igual à resistência ao escoamento do material, e ao se afastar por uma distância pequena assume um valor máximo de 3 a 5 vezes este valor, para então decrescer à medida que a distância à ponta da trinca vai crescendo. Comparações com experimentos realizados comprovaram que esta abordagem encontra-se muito próxima da realidade.

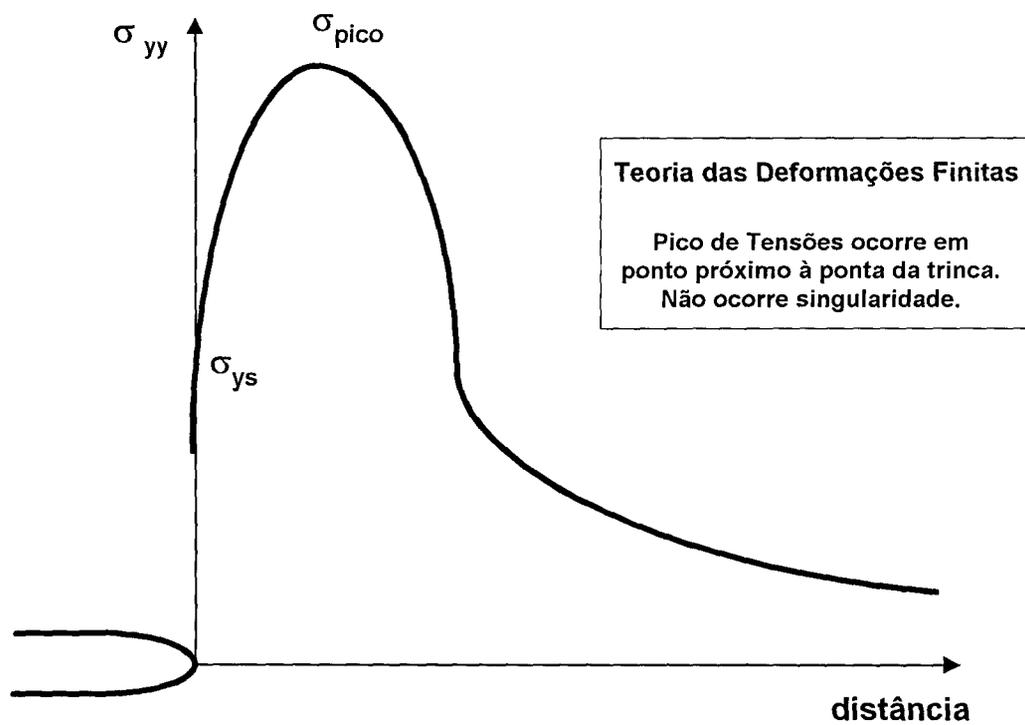


Figura 2.6 - Campo de Tensões na Região da Ponta da Trinca Baseado na Teoria das Deformações Finitas

3 PARTE ANALÍTICA:

O MODELO *FRAMTiC* DE CARACTERIZAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA NA REGIÃO DE TRANSIÇÃO

3.1 Introdução

O modelo, escopo deste trabalho, foi desenvolvido para a aplicação a aços ferríticos usados no projeto de reatores nucleares, podendo ter sua utilização estendida a outros materiais estruturais que apresentem comportamento à fratura caracterizado pela presença de uma transição dúctil-frágil.

Por ocasião da discussão feita no capítulo 1, item 1.3.4.1, foi possível identificar dois grandes problemas na avaliação da tenacidade à fratura nesta região:

- I. o grande espalhamento de dados obtidos experimentalmente;
- II. a dependência dos resultados em relação à geometria e tamanho das amostras testadas.

O modelo aqui apresentado concentra-se na remoção desses obstáculos, de maneira a permitir o conhecimento da tenacidade para qualquer situação desejada a partir do conhecimento de resultados obtidos em teste para uma situação particular.

Para o problema do espalhamento de dados, bem como para o da dependência dos mesmos em relação ao tamanho dos corpos de prova utilizados em testes, a utilização de abordagem estatística, usando uma variação da distribuição de probabilidade proposta por Weibull (McCabe et al., 1993) e baseada na hipótese de elo mais fraco de Landes e Shaffer (1980), ajuda a melhorar a caracterização à fratura.

A abordagem que tem sido atualmente utilizada para o problema da dependência geométrica é a da metodologia de caracterização do campo de tensões na ponta da trinca e da resistência do material à fratura através de dois parâmetros, onde o primeiro é responsável pela caracterização primária da tenacidade e o segundo, pela caracterização da restrição plástica (*constraint*). Os modelos atuais desenvolvidos usando 2 parâmetros incluem modelos K-T para comportamento elástico-linear, como o de Hancock et al. (1991), e J-Q, aplicáveis a comportamento elasto-plástico, como aqueles apresentados por O'Dowd e Shih (1991, 1992) e Anderson e Dodds (1991). Estes modelos têm sido largamente utilizados para justificar as diferenças encontradas nos resultados obtidos para geometrias diferentes (Anderson et al., 1992), porém raramente para prever o comportamento de uma geometria a partir da outra (Landes, 1994a).

3.2 Denominação

O modelo apresentado neste trabalho recebeu a denominação de **FRAMTiC**, **FRA**cture mechanics **M**odel for the prediction of the transition Toughness in **C**leavage. Deste ponto em diante da apresentação do trabalho, sempre que for feita menção ao modelo será usado o seu acrônimo.

3.3 Bases do Modelo

O FRAMTiC baseia-se nas observações de Heerens et al.(1991), que a tensão de clivagem de um dado material é independente da geometria e tamanho da amostra e da temperatura, mas que a tenacidade, obtida na região de transição dúctil-frágil, ainda assim exibe um grande espalhamento em seus resultados. Esta tenacidade é dependente da distância que um elo-mais-fraco dominante (figura 3.1), responsável pelo disparo do processo de fratura por clivagem, se encontra em relação à ponta da trinca. Como esta distância varia de um corpo de prova para outro, os resultados de dois testes de tenacidade na transição podem ser bem diferentes, mesmo quando realizados para a mesma corrida, mesma orientação e mesma temperatura de um dado material.

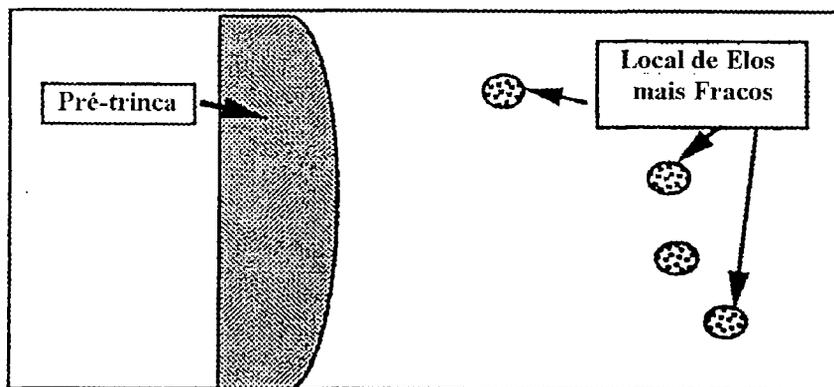


Figura 3.1 – Posição de Elos-Mais-Fracos na Frente da Trinca

No FRAMTiC, considera-se que a distância do elo-mais-fraco à ponta da trinca, aqui denominada r_{wf} , é ao mesmo tempo uma variável e uma propriedade do material, sendo responsável pelo espalhamento dos dados de tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil. A definição da posição do elo-mais fraco que dará início ao processo de fratura está associada à interseção da curva representativa do campo de tensões na região da ponta da trinca com a reta definindo a tensão de clivagem, conforme mostrado na figura 3.2. Pode-se perceber o paralelo entre esta abordagem e aquela proposta por Ritchie, Knott e

Rice, em seu modelo RKR descrito no item 2.1.3 deste trabalho, onde a falha por clivagem está associada a ocorrência de uma tensão maior que a tensão de clivagem em uma região adiante da ponta da trinca.

A abordagem de Heerens não incorpora o efeito da restrição plástica na ponta da trinca na modelagem das condições que causam a fratura por clivagem. Para resolver este problema, no FRAMTiC o campo de tensões na região da ponta da trinca é modificado pelo nível de restrição plástica característica de cada geometria, conforme definido pelo parâmetro Q , desenvolvido por O'Dowd e Shih (1991, 1992, 1993).

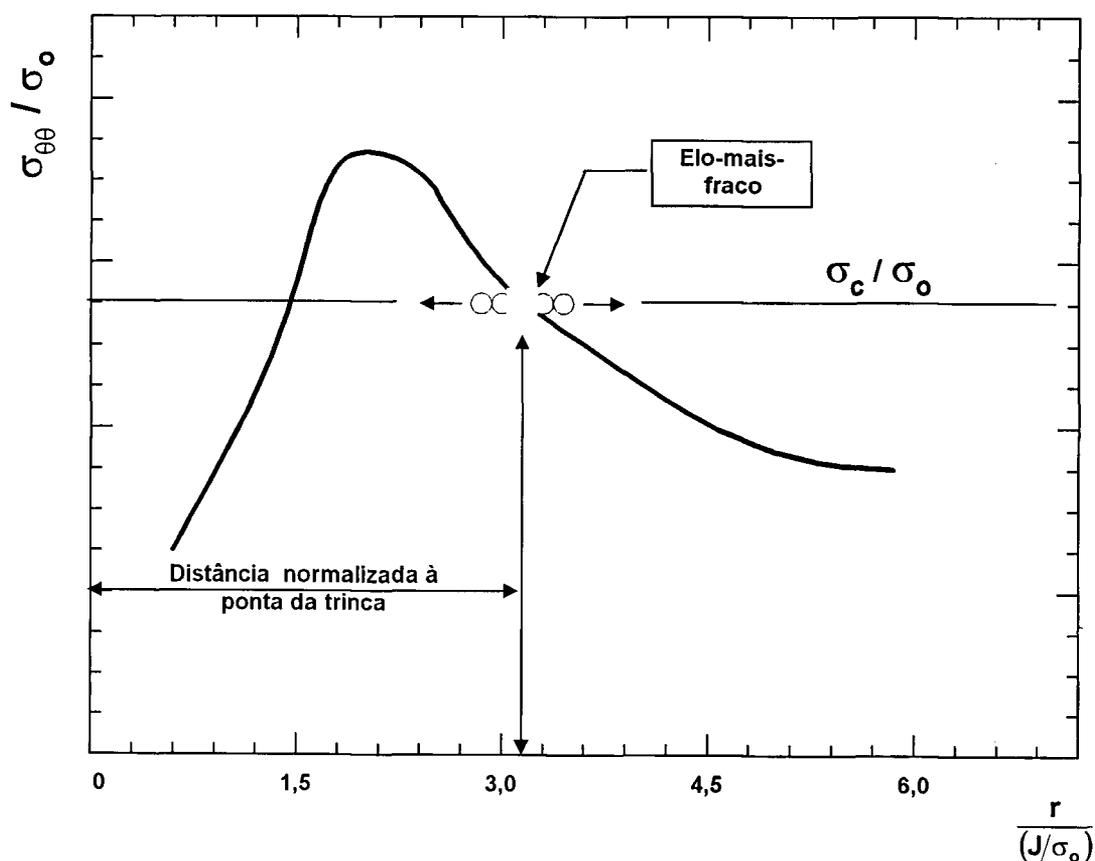


Figura 3.2– Definição do Elo-Mais-Fraco, no FRAMTiC

O modelo FRAMTiC também se propõe a prever o comportamento de uma mesma geometria a diferentes temperaturas, a determinar o fim da região

de transição dúctil-frágil e a verificar o valor de tensão de clivagem do material sendo utilizado, assumido a partir de valores obtidos por Heerens et al. (1991).

3.4 Descrição do Modelo

O modelo é descrito a seguir para as aplicações atualmente disponíveis:

- I. Previsão da tenacidade para uma nova situação de geometria, temperatura ou combinação, sempre considerando-se trincas passantes (2-D).
- II. Previsão do fim da região de transição
- III. Previsão da tensão de clivagem

3.4.1 Previsão da Tenacidade à Fratura para Trincas 2-D

A seguir são apresentadas as etapas necessárias para, com a utilização do FRAMTiC, fazer-se a previsão da tenacidade à fratura para geometrias com trincas passantes, a partir do conhecimento de valores de tenacidade obtidos experimentalmente para uma determinada geometria e tamanho de corpo de prova a uma temperatura conhecida. Podemos dividir esta descrição em três fases bem delimitadas:

- A. O levantamento de propriedades do material, na condição inicial, necessárias para a aplicação do FRAMTiC;
 - tipo e dimensões do corpo de prova
 - tensão de clivagem assumida do material, σ_c

- temperatura de teste
- valores de tenacidade, J_c , medidos experimentalmente.
- limite de escoamento, σ_{ys}
- limite de resistência, σ_{uts}

- B. A definição da banda de espalhamento dos valores de r_w calculados a partir dos valores de tenacidade medidos experimentalmente;
- C. A previsão dos valores de tenacidade para a nova situação desejada.

Após concluído o levantamento de propriedades do material, conforme definido na fase A, passa-se então à segunda fase de aplicação do FRAMTiC, fase B, quando os seguintes passos devem ser seguidos

- I. O campo de tensões na ponta da trinca tem um padrão característico que pode ser desenvolvido numericamente por uma análise de deformações finitas, conforme a proposta por Rice e Johnson (1970). Para utilização do FRAMTiC, considerar-se-á um valor normalizado para a distância da ponta da trinca até o ponto a ser analisado. O parâmetro normalizado que fornece esta distância é $r/(J/\sigma_o)$, onde r é a distância real até a ponta da trinca, J é o valor medido de tenacidade à fratura por clivagem e σ_o é igual ao limite de escoamento, ou, caso se deseje, à tensão de escoamento ou *flow stress*, que é a média entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração do material. O objetivo desta normalização é o de se obter um padrão de campo de tensões na região da ponta da

trinca que seja único, independente do nível de carregamento (figura 3.3).

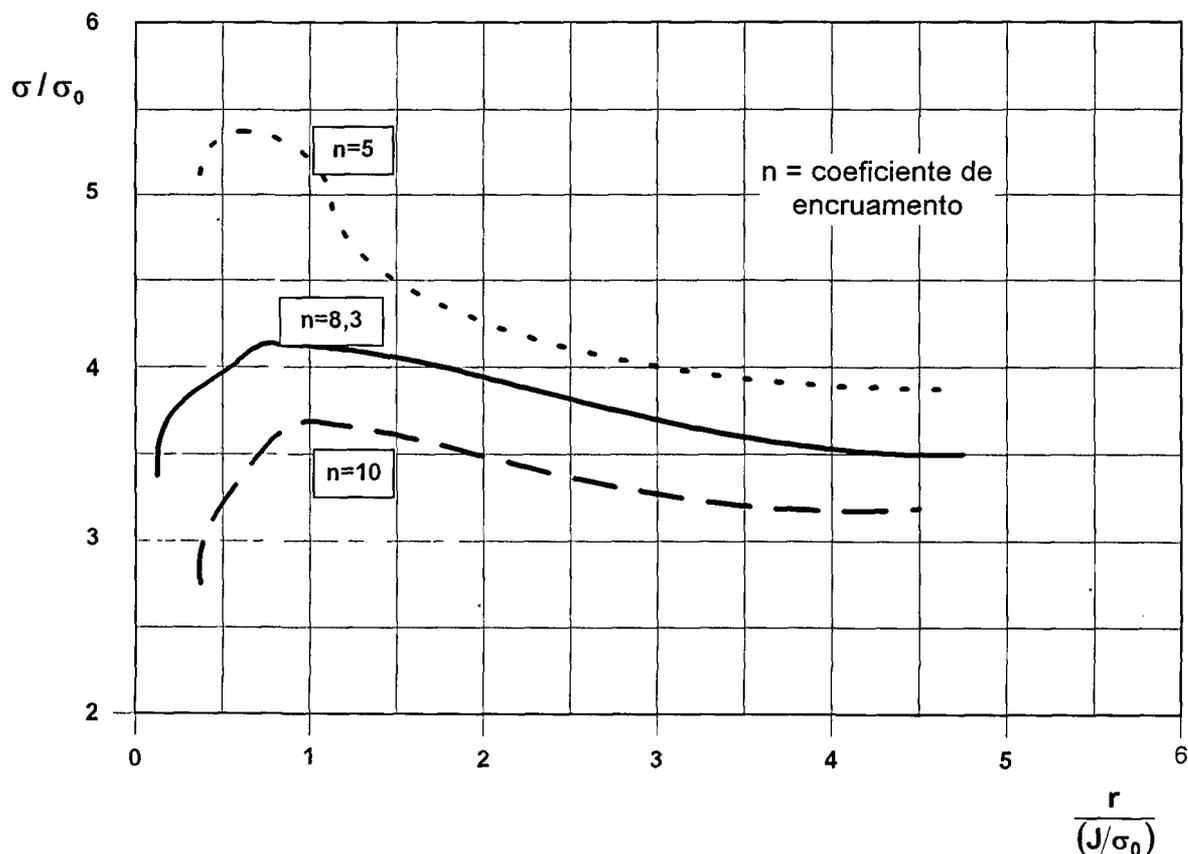


Figura 3.3 – Campo de Tensões para Cômputo de r_{wI}

- II. O passo seguinte é alterar a curva de tensões de forma a incorporar o efeito de restrição plástica. Para isso é utilizada a abordagem de O'Dowd e Shih (1993), com uma variante que considera que o campo de tensões na ponta da trinca é caracterizado por um estado de deformações finitas segundo definido por Rice e Johnson (1970), cujo valor é dado pela equação 3.1:

$$Q = \left(\frac{\sigma_{\theta\theta}}{\sigma_o} \right)_{\text{total}} - \left(\frac{\sigma_{\theta\theta}}{\sigma_o} \right)_{\text{FSY}} \quad (3.1)$$

onde:

- $\left(\frac{\sigma_{\theta\theta}}{\sigma_o}\right)_{total}$ é a tensão total na ponta da trinca considerando a restrição plástica, normalizada pelo limite ou pela tensão de escoamento;
- $\left(\frac{\sigma_{\theta\theta}}{\sigma_o}\right)_{FSY}$ é a tensão na ponta da trinca de acordo com Rice e Johnson (Rice e Johnson, 1970), também normalizada. Aqui o termo FSY significa *Finite Strain Yielding*.

Com o aumento do carregamento, J também aumenta, e a restrição tende a diminuir, causando o decréscimo de Q e, por consequência, do pico do campo de tensões total. O valor de Q também depende da geometria e do modo de carregamento do componente, fazendo com que o nível da distribuição da tensão total na região da ponta da trinca dependa dessa geometria tanto quanto da condição de carregamento e da temperatura.

De modo a se computar numericamente o valor de Q, deve-se utilizar curvas como a mostrada na figura 3.4, extraída da referência de O'Dowd e Shih (1993), para a geometria correspondente à do corpo de prova usado para obter os dados de tenacidade experimentalmente. Assim, conhecido um valor de tenacidade J_c , o ligamento remanescente b (ou o comprimento da trinca a) e a tensão de escoamento σ_o , medida na temperatura de realização dos testes, pode-se calcular o Q correspondente.

III. Passa-se então para a obtenção do campo de tensões totais para a geometria original, já incorporando a restrição plástica, através do deslocamento de cada ponto da curva de um valor igual a Q . Como a curva original a ser deslocada é um ajuste de pontos discretos, esse procedimento pode gerar uma incerteza adicional dos resultados. Uma solução alternativa é deslocar a reta de clivagem de um valor igual a $-Q$, mantendo-se a curva do campo de tensões em sua posição original.

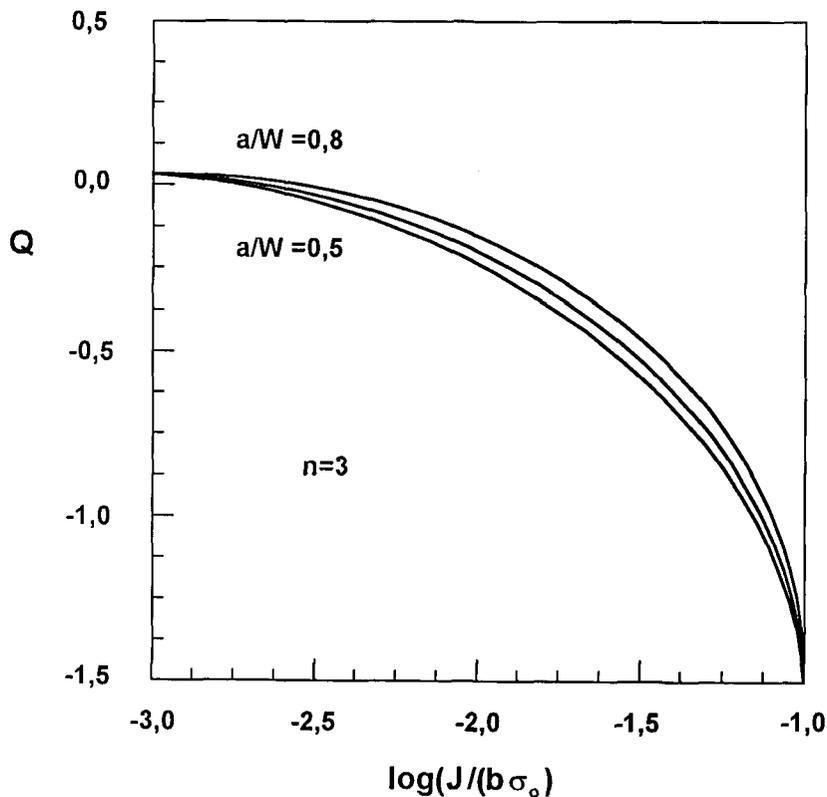


Figura 3.4 – Curva Utilizada para a Obtenção de Q
(O'Dowd e Shih, 1993)

IV. A distância do elo-mais-fraco à ponta da trinca deve corresponder ao encontro da curva representando a distribuição de tensões na região da ponta da trinca com a

reta definindo a tensão de clivagem, conforme mostrado na figura 3.2. Para que se possa ter uma curva única, representativa do campo de tensões, independente da intensidade de J_c , deve-se usar a curva normalizada no primeiro passo desta fase. Assim, para se obter r_{wl} , normaliza-se também a tensão de clivagem, σ_c , pelo mesmo fator σ_o , e obtém-se a interseção conforme definido acima. Para se computar o efeito de restrição plástica deve-se deslocar o valor da curva de tensões obtida anteriormente de +Q. Pode-se ver facilmente que o mesmo r_{wl} é obtido se a reta de clivagem for deslocada de -Q e a curva de tensões for mantida na posição original. Esta segunda opção apresenta a vantagem de trazer uma menor possibilidade de erro no processo, uma vez que só um valor é deslocado, visto que a reta de clivagem tem ordenada y constante. O ponto de interseção da reta e da curva corresponde a um ponto de abscissa $r_{wl}/(J/\sigma_{ys})$. Como J e σ_o são conhecidos da primeira fase, o cálculo de r_{wl} é automático.

- V. O processo de cômputo de r_{wl} deve ser repetido para todos os valores de J_c obtidos experimentalmente, sendo sugerido que eles sejam ordenados do menor para o maior, para aplicação posterior de um cálculo de probabilidades relacionado à distribuição de Weibull. Uma alternativa simplificada é a de computar r_{wl} somente para os valores correspondentes mínimo, máximo e mediano da distribuição de J medida experimentalmente. Assim, encerra-se a fase de definição da banda de espalhamento de r_{wl} , considerada a propriedade do material como hipótese básica do FRAMTiC.

A terceira fase de aplicação do FRAMTiC, fase C, é a de previsão do intervalo de J_c para uma nova situação, que pode ser uma nova temperatura, uma nova geometria, um novo tamanho, ou uma combinação dessas situações. Para tal os seguintes passos devem ser seguidos:

- I. Conhecido o valor de σ_0 para a nova situação e sabendo-se que σ_c permanece inalterado, obtém-se a nova reta de clivagem normalizada.
- II. Tal reta deve ser deslocada de Q . É importante observar a natureza iterativa deste processo, pois para a obtenção de Q para a situação em que se deseja fazer previsões de tenacidade, é necessário conhecer o valor de J_c . Assim, o procedimento a ser seguido é o de se estimar um valor inicial para Q e proceder-se a quantas iterações do modelo forem necessárias até que o valor obtido de Q na iteração $(i+1)$ seja suficientemente próximo do resultado obtido na i -ésima iteração. Neste ponto, o valor computado de J_c , usando o procedimento descrito nos passos a seguir será próximo o bastante do seu valor correto.
- III. O ponto de interseção da curva de tensões na região da ponta da trinca, que também é a mesma da condição inicial, com a nova reta de clivagem deslocada para acomodar a nova restrição plástica é novamente $r_{wl}/(J/\sigma_0)$. Como r_{wl} é uma característica do material, conforme determinado na primeira fase e σ_0 é também conhecida, o valor de J_c para a nova situação pode ser obtido.
- IV. O processo deve ser repetido do menor para o maior valor de r_{wl} calculado, até que se tenha o intervalo completo de valores de tenacidade J_c , para a nova situação. Aqui,

também é aplicável, para fins de simplificação, o cômputo dos valores máximo, mínimo e mediano de J_c .

- V. A partir da utilização de um grupo inicial de dados de J de clivagem que respeite uma distribuição estatística de Weibull, o intervalo de espalhamento dos valores de J previstos por este modelo deve também ser uma distribuição de Weibull, com declividade aproximadamente igual à do grupo original de dados, assim justificando a utilização de métodos estatísticos, baseados na hipótese de elo-mais-fraco na formulação do método (Wallin, 1989 e 1991a)

O processo até aqui descrito é válido de maneira geral para componentes e corpos de prova com trincas passantes, onde o valor de J pode ser considerado constante ao longo da espessura, devendo, no entanto, ter algumas de suas características alteradas de modo a poder prever resultados em geometrias com trincas 3-D.

3.4.2 Previsão do Fim da Região de Transição

De modo a demonstrar essa aplicação do modelo, é necessário revisar os conceitos referentes à definição do campo de tensões na ponta da trinca, conforme observado por Rice e Johnson (1970) e que estão apresentados no item 2.4.2. deste trabalho.

Em seu trabalho publicado em 1970, além de perceberem que as tensões apresentam um valor finito, mesmo quando se consideram posições infinitamente próximas à ponta da trinca, Rice e Johnson também observaram que, para uma temperatura constante, o valor máximo da tensão nesta região

permanece inalterado quando se incrementa o carregamento aplicado, K ou J , e tem sua região de atuação alargada, conforme pode ser visto na figura 3.5. Adicionalmente foi notado que quando o material é também submetido a um aumento de temperatura este valor máximo sofre um decréscimo em sua magnitude (figura 3.6).

Baseado nessas conclusões, e com o conhecimento da curva de variação do limite de escoamento do material com a temperatura, pode-se aplicar o modelo FRAMTiC para a previsão do fim da transição. Como já foi explicado, a fratura por clivagem é diagnosticada por ocasião em que a reta de clivagem corta a curva de tensões, conforme ilustrado na figura 3.2, caracterizando-se aí a existência do elo-mais-fraco, responsável pelo disparo do processo de clivagem. De acordo com Rice e Johnson, com o aumento de temperatura essa curva de tensões tende a se espriar e diminuir o seu valor máximo. Se a temperatura continuar a ser incrementada, com conseqüente diminuição da restrição plástica, chegar-se-á a uma situação em que a reta de clivagem estará acima do ponto máximo da curva de tensão, não mais a cortando em qualquer ponto (figura 3.7). Isto tem como significado físico que o elo-mais-fraco não é mais atingido por um nível de tensão crítico e, por conseguinte, que a fratura por clivagem não mais ocorre. A fratura dúctil é característica do patamar superior e portanto está assim definido o fim da região de transição.

Devido ao espalhamento de resultados de testes, característico da região de transição, é necessário que se utilize uma estratégia para a definição do fim da transição. Como o FRAMTiC tem uma base estatística, parece razoável definir como fim da transição a temperatura na qual a mediana dos valores da banda de espalhamento de J_c não produz mais fratura por clivagem.

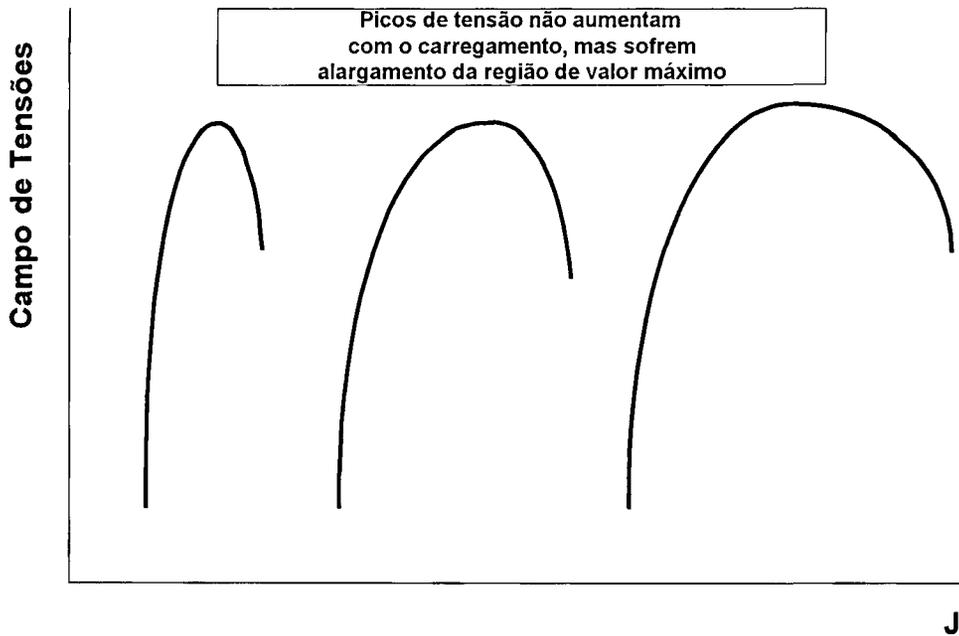


Figura 3.5 – Variação da Tensão com o Carregamento (deformações finitas)

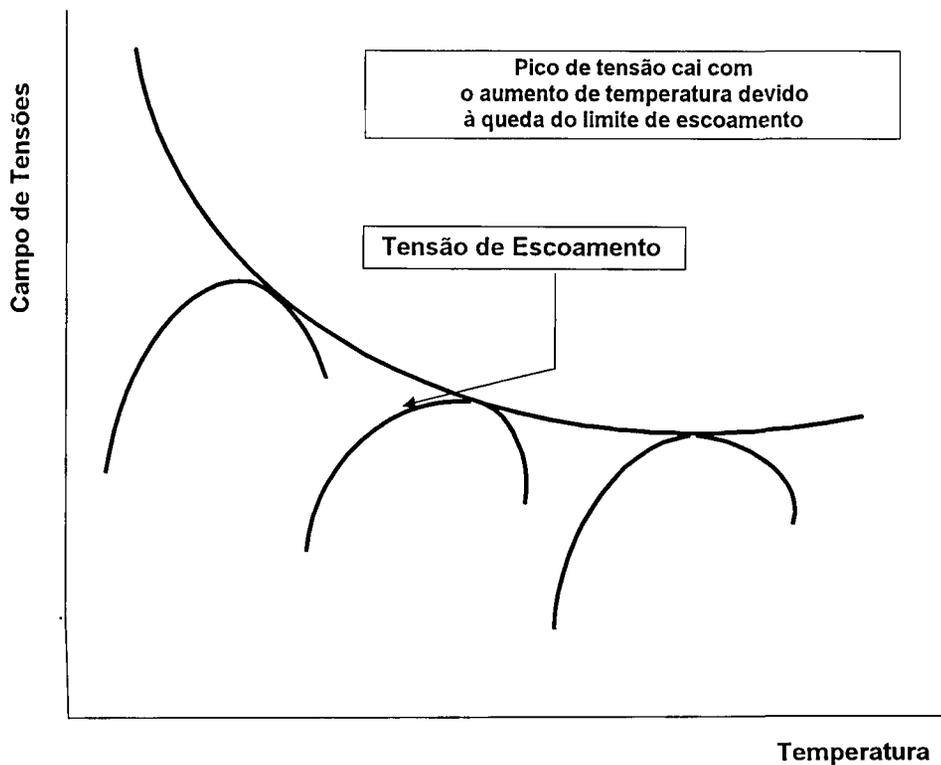


Figura 3.6 – Variação da Tensão com a Temperatura (deformações finitas)

Isto dito de uma forma mais explicada significa que, quando é feita a previsão para uma nova temperatura para um grupo de valores de J_c determinado experimentalmente a uma certa temperatura, se a mediana desses valores iniciais gerar um Q que desloca a reta de clivagem de modo que ela seja superior ao valor máximo do padrão de tensões, então a região de transição acabou, mesmo que para outros valores inferiores à mediana a clivagem ainda ocorra (ver figura 3.7). Nesta figura r_0 é um valor de referência de r .

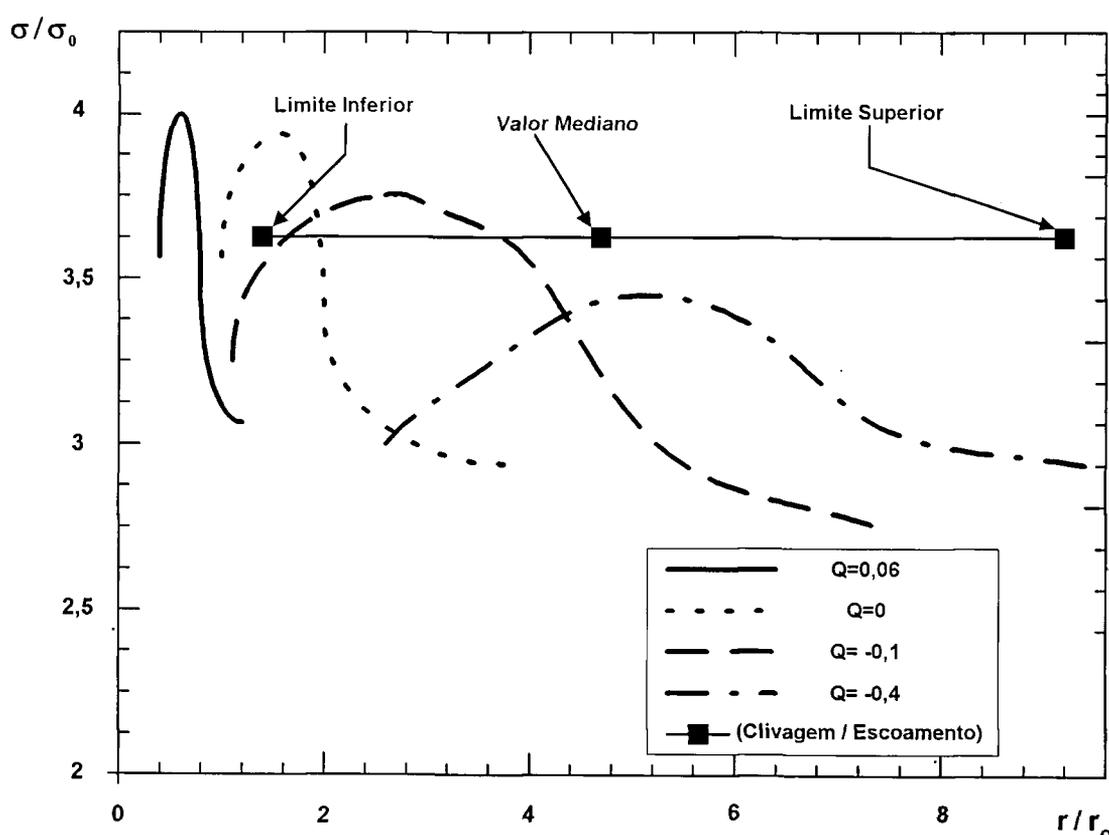


Figura 3.7 – Fim da Fratura por Clivagem

3.4.3 Previsão da Tensão de Clivagem σ_c

O FRAMTiC também pode ser utilizado para a verificação da tensão de clivagem inicialmente assumida para o material testado. Em um exemplo apresentado no capítulo 5, utilizando o material alemão 20MnMoNi55, pode-se

perceber que a tensão de clivagem inicialmente assumida para a utilização do FRAMTiC é de 1750 MPa. Tal valor foi extraído de trabalho baseado nas observações experimentais de Heerens et al. (1991), no qual os autores plotam valores desta tensão obtidos de maneira indireta através de correlações empíricas definidas por Schwalbe (1977), a partir de ensaios realizados em alguns materiais ferríticos de aplicação nuclear. Como esses valores situam-se num intervalo variando de 1500 a 2000 MPa, considerou-se razoável adotar um valor médio nas previsões realizadas com o FRAMTiC. Este valor também foi o adotado no exemplo de previsão de geometria com trinca 2-D a partir de resultados de testes em material brasileiro A508 Classe 3, que pode ser considerado um aço similar ao alemão.

No entanto, devido a diferenças encontradas no controle de qualidade na fabricação de aços ferríticos, um mesmo material como o ASTM A 508 ou o 20MnMoNi55, oriundo de diferentes corridas e/ou fabricantes, pode apresentar uma variação razoável no valor da tensão de clivagem.

De modo a verificar o valor inicialmente assumido para a tensão de clivagem, desenvolveu-se um procedimento baseado no FRAMTiC para a sua obtenção, de uma forma indireta, baseada em grande parte em resultados experimentais, que é explicada a seguir:

- I. O objetivo da primeira fase de aplicação do FRAMTiC é o de se encontrar o valor da distância da ponta da trinca ao elo-mais-fraco responsável pelo disparo da fratura por clivagem, r_{wl} . Para isso ser realizado, conforme já explicado no item 3.4.1, considera-se como conhecidos na condição inicial:

- I.1 Os limites de escoamento e de resistência do material na temperatura inicial;

- I.2 O módulo de elasticidade do material na temperatura inicial;
 - I.3 A curva de Q para geometria inicial;
 - I.4 O valor da tensão de clivagem assumida;
 - I.5 O valor da tenacidade de clivagem J_C para a situação inicial.
- II. Se ao invés de calcular-se r_{wi} , usando a metodologia descrita para a primeira fase do FRAMTiC, for possível, através da observação de fractografias realizadas em microscópio eletrônico de varredura, medir essa distância diretamente no corpo de prova ensaiado para a obtenção da tenacidade, então pode-se assumir que a única incógnita do problema torna-se a tensão de clivagem. Assim, procedendo-se a uma utilização no sentido inverso da fase B do FRAMTiC, é possível calcular a tensão de clivagem do material sendo testado e compará-la com o valor inicialmente assumido.

No capítulo 5 é apresentado um exemplo numérico contendo o cálculo da tensão de clivagem a partir de fractografias realizadas em alguns corpos de prova de material A 508 Classe 3 brasileiro testados no Oak Ridge National Lab, durante o programa de doutoramento "sanduiche" do autor, patrocinado pelo CNPq.

3.5 Extensão do Modelo para a Previsão da Tenacidade em Trincas 3-D

Uma alteração do modelo FRAMTiC é proposta, de modo a permitir sua aplicação para geometrias com trincas superficiais (figura 3.8), que é o tipo de defeito mais usualmente encontrado em componentes e estruturas reais.

As seguintes diferenças devem ser ressaltadas por ocasião do estudo das trincas superficiais, quando comparadas às trincas passantes consideradas até aqui.

A. Trincas 2-D :

Assume-se que o campo de tensões na ponta da trinca e o nível de restrição plástica não variam significativamente ao longo da espessura;

B. Trincas 3-D:

O parâmetro de fratura e o nível de restrição plástica são função da posição na espessura e na frente da trinca.

A principal conclusão, em relação às características das trincas 3-D, é que a posição do elo-mais-fraco pode ocorrer a qualquer distância e ângulo ao longo da frente da trinca. Isto também pode ocorrer em trincas 2-D, mas como naquele caso a tenacidade é considerada constante ao longo da espessura, este evento não é importante.

Devido a este fato, uma abordagem exata a ser implementada no modelo de modo a poder aplicá-lo a trincas 3-D, exigiria a utilização de uma distribuição estatística bidimensional, tratando r_{wl} em uma direção e a posição do elo-mais-fraco ao longo da frente da trinca na outra, tornando o enfoque extremamente complexo.

Uma abordagem mais simples, que decidiu-se adotar para o modelo, utiliza a formulação Sharobeam e Landes (1994) de um J equivalente para trincas 3-D, considerado constante ao longo da espessura, obtido a partir de princípios de separação de carga (Sharobeam e Landes, 1991). Este J equivalente não é função da posição, mas sim um valor médio válido para toda a frente da trinca. A

partir deste valor único de J , o valor de J_{\max} , ocorrendo na posição central da trinca, pode ser computado numericamente.

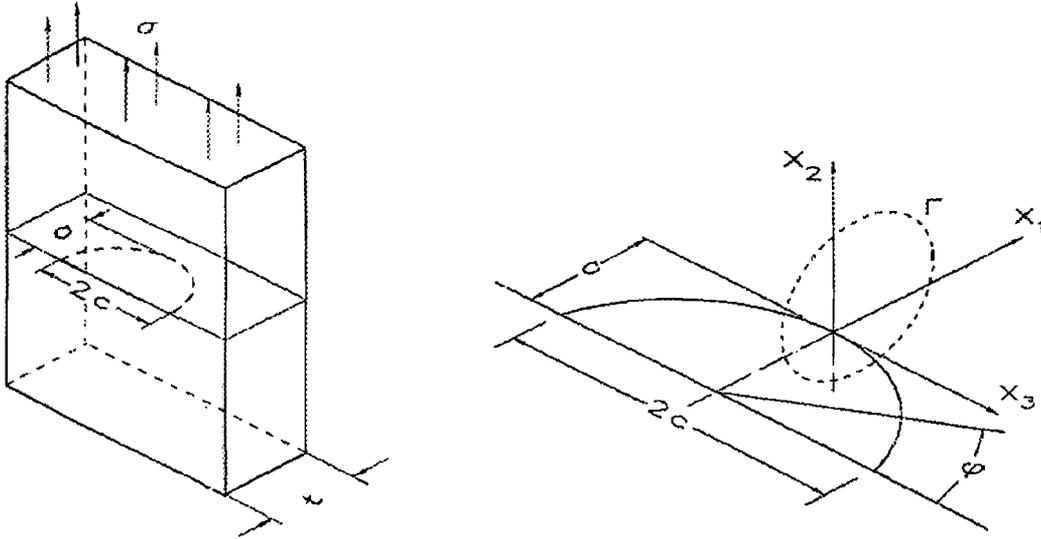


Figura 3.8 – Geometria e Frente de uma Trinca Superficial

O segundo problema a ser resolvido para as trincas superficiais é o da variação de Q como função da posição na frente da trinca. Dodds et al. (1992) concluíram que, para uma trinca superficial, Q é quase constante dentro de um arco de círculo de $\pm 45^\circ$ computado a partir do ponto mais fundo da trinca (figura 3.9), onde também atinge o seu valor máximo.

Assim, é razoável assumir que o J máximo obtido a partir do J equivalente combinado com o valor máximo de Q controlem a distribuição do campo de tensões e possam ser usados para prever o ponto de fratura para aplicação do modelo à trincas superficiais. Esta é a base da aplicação do modelo a trincas 3-D.

Se a posição do elo-mais fraco está
neste intervalo, pode-se assumir:
J equivalente
Q constante

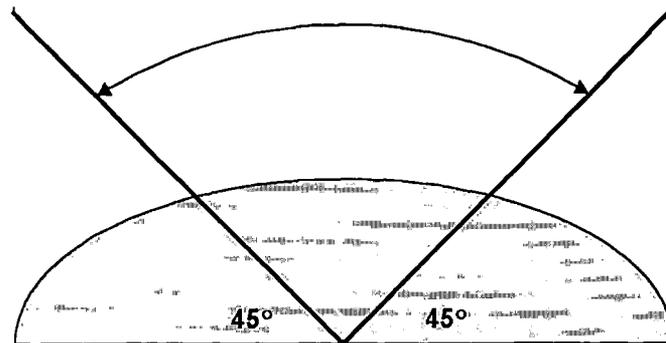


Figura 3.9 – Parâmetro Q para uma Trinca Superficial.

3.5 Aplicação do FRAMTiC para Obtenção da Tenacidade à Fratura em Estruturas Reais.

A aplicação do FRAMTiC à componentes e estruturas reais é possível a partir do conhecimento da curva de Q para esta geometria particular.

A sugestão apresentada neste trabalho é a de que uma análise de elementos finitos deve ser realizada, utilizando-se por exemplo o programa Abaqus (HKS, 1997). Uma trinca deve ser postulada ou medida no componente e o valor da tensão e da integral J em pontos localizados na frente da trinca devem ser levantados. Os valores de tensão obtidos, que devem ser em número razoável, são então comparados com valores obtidos em corpos de prova, sujeitos ao mesmo nível de J, que atendam as condições do campo HRR. A diferença entre a tensão calculada na geometria particular, para cada ponto, e o valor de tensão calculada para o corpo de prova é função de Q e do limite de escoamento do material, segundo O'Dowd e Shih (1993).

Se uma análise da variação de Q na frente da trinca for realizada, similar àquela realizada por Dodds et al. (1992) para trincas superficiais, então é possível que uma curva de Q , restrita à região de maior interesse, possa ser levantada para a geometria escolhida, permitindo assim a aplicação do modelo FRAMTiC na previsão do comportamento de tenacidade em componentes ou estruturas reais.

4 PARTE EXPERIMENTAL: ENSAIOS E FRACTOGRAFIAS

4.1 Considerações Gerais

Como parte das atividades desenvolvidas pelo autor, por ocasião de seu programa de doutorado “sanduiche” realizado no exterior, foram executados experimentos em material brasileiro A 508 Classe 3 de classificação nuclear. Os testes foram realizados nas instalações do Oak Ridge National Laboratory, em Oak Ridge, Tennessee, EUA, no período de novembro de 1994 a julho de 1995. Durante esse período, o autor contou com a supervisão do Engenheiro Donald E. McCabe, do Grupo de Mecânica da Fratura daquela instituição.

4.2 Ensaios Realizados no Oak Ridge National Laboratory

4.2.1 Objetivos

Os ensaios foram realizados com o intuito de demonstrar a aplicabilidade das técnicas sendo desenvolvidas neste programa de doutorado a material de uso corrente em projeto nacional, especificamente o aço ferrítico A 508 classe 3.

Para tal finalidade foi definida a realização dos seguintes ensaios:

- I. Ensaios de tração, visando verificar as principais propriedades mecânicas do material sendo testado, e

comparar com os valores normalmente encontrados na literatura para o mesmo material;

- II. Ensaio de impacto do tipo Charpy, com o intuito de levantar a curva de transição do material (em termos de energia absorvida);
- III. Ensaio de obtenção da tenacidade à fratura na transição, com a aplicação da nova metodologia sendo desenvolvida pela ASTM para caracterização à fratura na região de transição dúctil-frágil (ASTM,1996k). Os resultados obtidos neste teste são utilizados para a verificação de algumas características do modelo sendo proposto como tese de doutoramento.

Deve-se ressaltar que o material brasileiro na forma de corpos de prova tipo Charpy, com pré-trinca de fadiga, foi o primeiro nesta particular geometria a ser testado, em Oak Ridge, usando a norma em preparação pela ASTM para caracterização da tenacidade à fratura na região de transição. Da observação desses resultados, o grupo liderado pelo Eng. Don McCabe, responsável técnico pela elaboração da citada norma, pode colher informações adicionais importantes, que são mencionadas no capítulo 7.

Diante da disponibilidade de corpos de prova preparados em 3 orientações diferentes, decidiu-se pela verificação da existência ou não da dependência da tenacidade à fratura na clivagem, em relação à orientação das amostras testadas. Os resultados obtidos com esta análise são apresentados no capítulo 6.

4.2.2 Materiais

4.2.2.1 Propriedades

O material utilizado nos testes foi o aço ferrítico ASTM - A508 Classe 3, de classificação nuclear, fabricado no Brasil, utilizado com regularidade para a fabricação de vasos de pressão de plantas nucleares do tipo LWR – *Light Water Reactor*.

A composição química em peso do material testado está apresentada na tabela 4.1, enquanto que suas principais propriedades mecânicas, fornecidas pelo fabricante, a Eletrometal, são mostradas na tabela 4.2.

Tabela 4.1 – Composição Química do Aço ASTM A508 Classe 3 Fabricado no Brasil

C	Mn	Mo	Ni	Cr	P	S	Cu
0.18	1.32	0.49	0.73	0.01	0.006	0.001	0.02
Ti	Nb	Si	Sn	Al	Co		
0.001	0.01	0.23	0.0023	0.020	0.02		

Tabela 4.2 – Principais Propriedades Mecânicas do Material à Temperatura Ambiente (orientação L)

Limite de Escoamento, σ_{ys} (MPa)	451	Limite de Resistência à Tração, σ_{uts} (MPa)	575
Redução em Área (%)	75,5	Ductilidade (Alongamento) (%)	30,4

4.2.2.2 Preparo dos Corpos de prova

Foram definidas 3 geometrias distintas de corpos de prova, de maneira a atender às necessidades dos 3 testes realizados em Oak Ridge: o de tração, o de impacto tipo Charpy, e o de tenacidade à fratura.

O preparo dos corpos de prova foi feito no IPT, Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo. Um bloco de 120 mm x 176 mm x 130 mm, previamente retirado de uma placa forjada de dimensões 2000 mm x 1000 mm x 130 mm, foi utilizado para a confecção dessas amostras, conforme mostrado na figura 4.1.

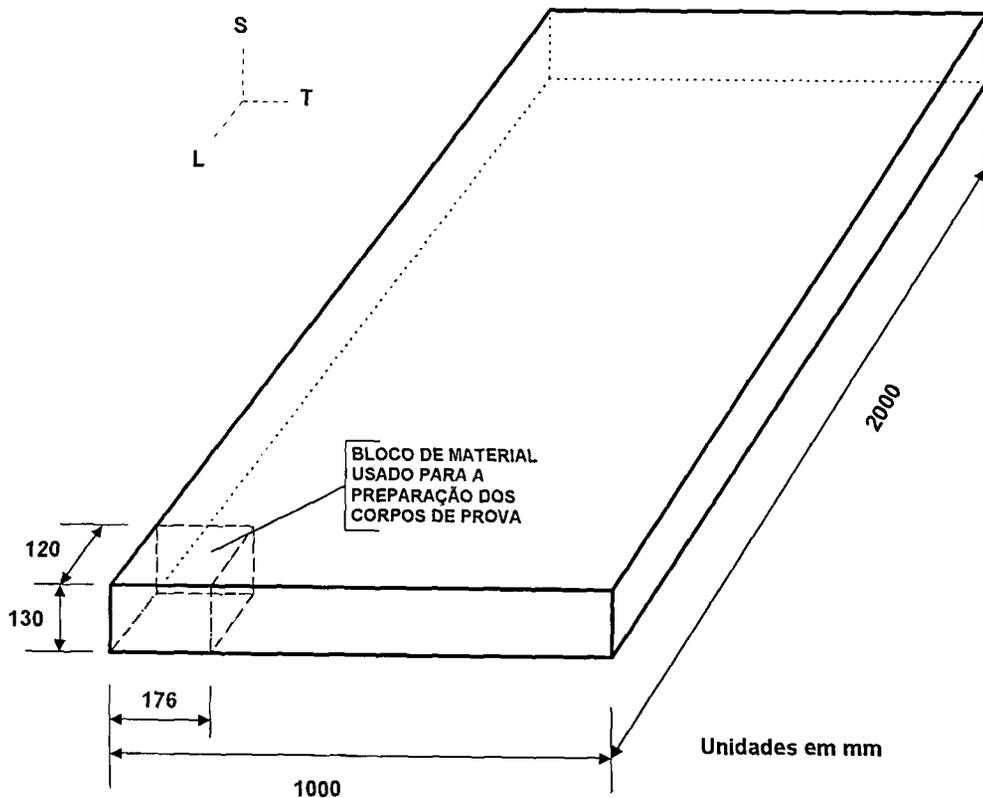


Figura 4.1 – Material Utilizado para Preparo das Amostras

Um plano de corte foi definido, dividindo-se este bloco em quatro partes. As três primeiras fatias, mostradas na figura 4.2, foram relacionadas à preparação dos corpos de prova de geometria Charpy, a serem utilizados nos testes de impacto e de tenacidade.

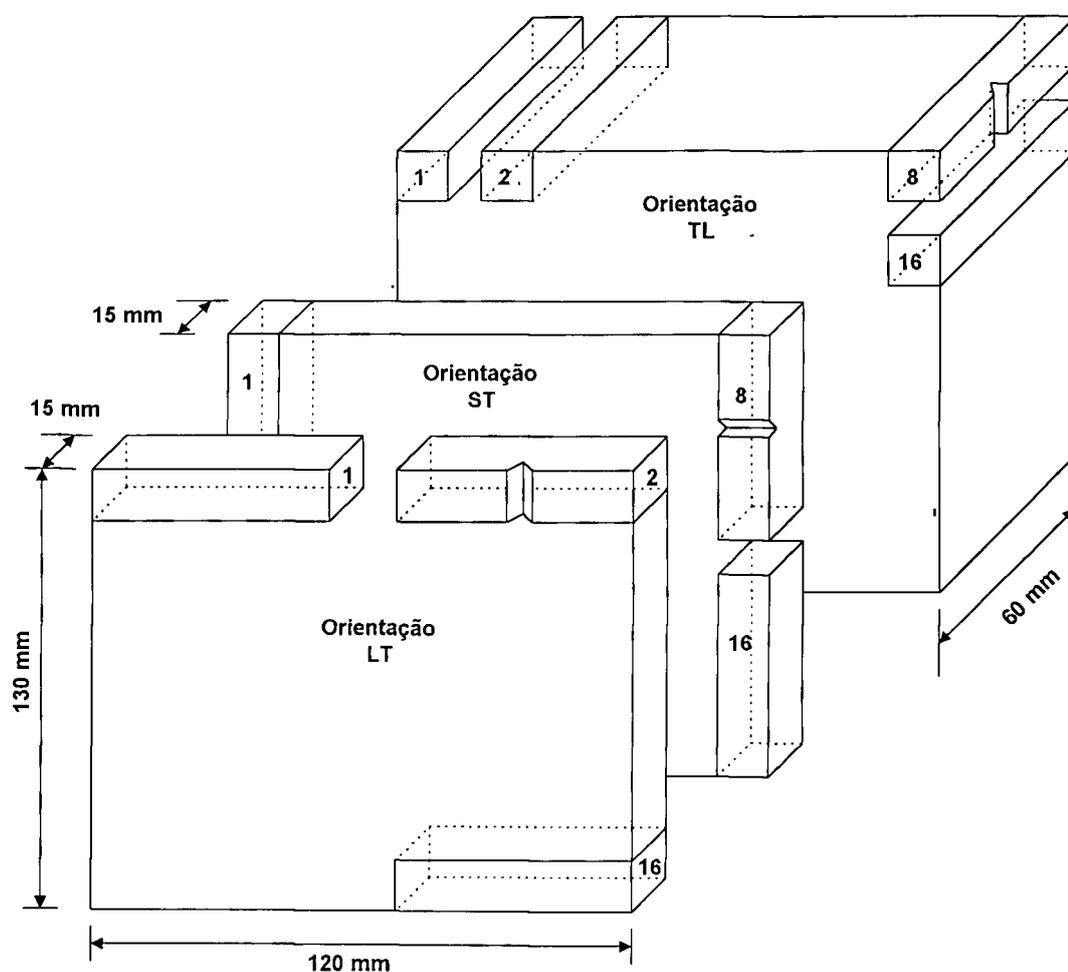


Figura 4.2 – Plano de Corte – Parte I

A fatia remanescente do bloco destinou-se à preparação dos corpos de prova para ensaios de tração, usando a parte mais externa da fatia, e daqueles de geometria SENB a serem utilizados nos ensaios de tenacidade, feitos com o material restante. Para facilitar a visualização, a figura 4.3 apresenta, em dois desenhos separados, a definição de cada um dos dois tipos de corpos de prova preparados com a quarta fatia. Na definição do plano de corte houve a preocupação de sempre se obter corpos de prova em 3 orientações diferentes:

L-T, T-L e S-T, de modo a permitir a realização de uma meta adicional do trabalho: a de verificar o comportamento dos valores obtidos de tenacidade em relação à orientação dos grãos do material.

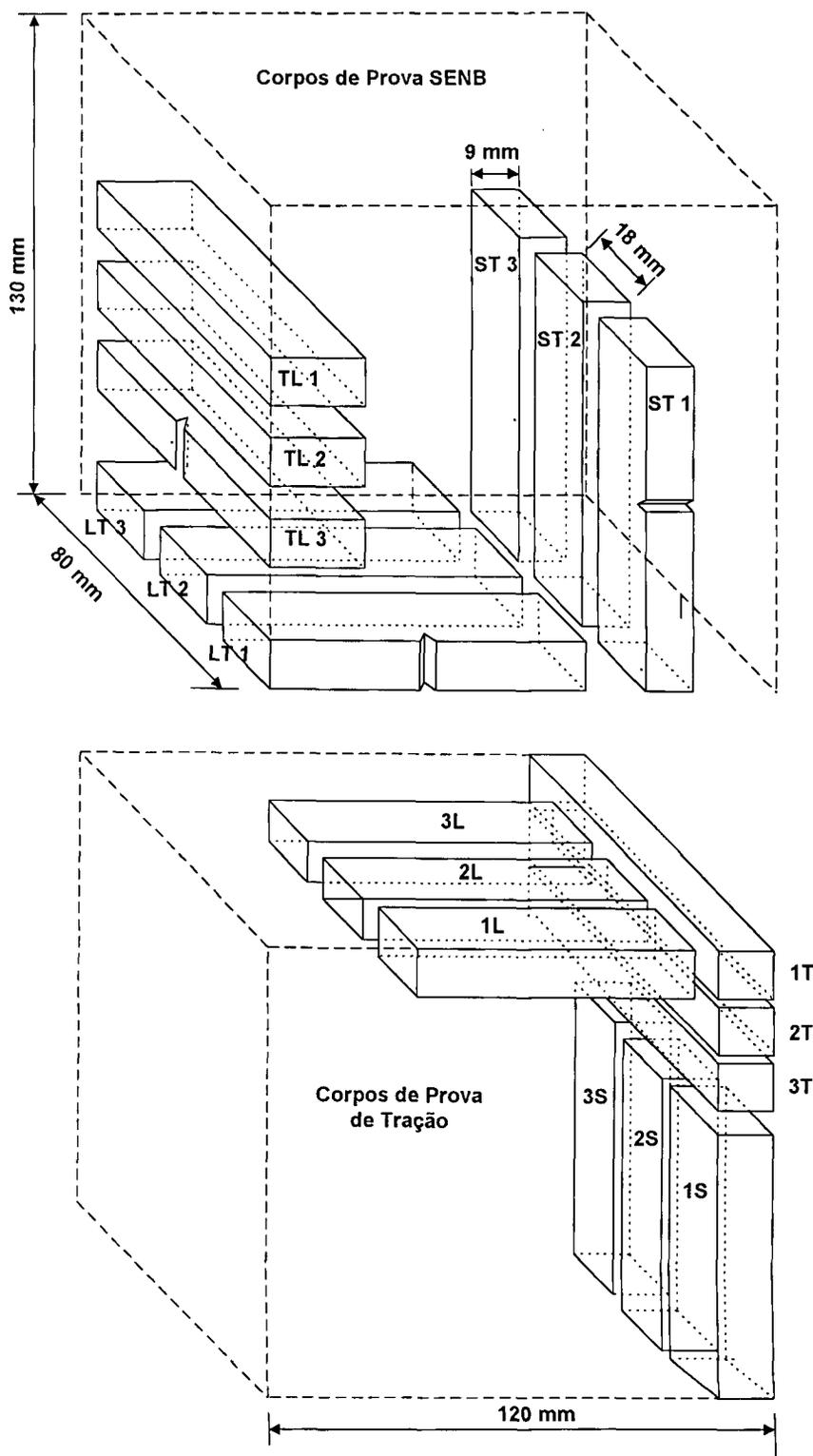


Figura 4.3 – Plano de Corte – Parte II

A denominação utilizada na orientação dos corpos de prova está de acordo com a norma E616 (ASTM, 1996f).

Para os testes de tração foram preparados 9 corpos de prova, sendo 3 em cada uma das orientações previamente definidas. A figura 4.4 a seguir apresenta um dimensional desses corpos de prova, conforme utilizados nos testes em Oak Ridge. A geometria utilizada atendeu à norma E8-M (ASTM, 1996b).

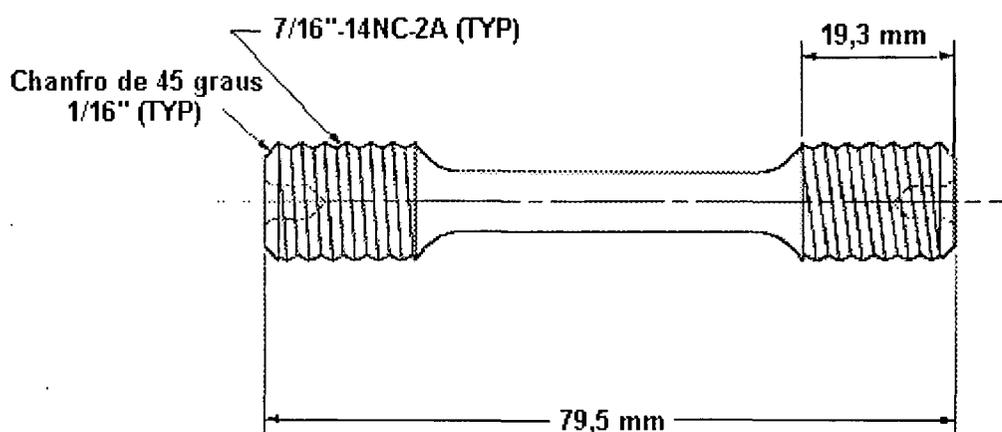


Figura 4.4 – Corpos de Prova de Tração Testados em Oak Ridge

Para os ensaios de impacto, necessários para o levantamento da curva de transição do material, e também para alguns testes de obtenção da tenacidade à fratura nesta região, foram preparados 48 corpos de prova de geometria Charpy com entalhe em V. As dimensões dessas amostras padronizadas na norma E23 (ASTM, 1996c) estão apresentadas na figura 4.5.

Complementando o conjunto de corpos de prova utilizados para os ensaios de tenacidade à fratura, foram preparados 9 corpos de prova de flexão do

tipo SENB, 3 para cada orientação, definidos de acordo com a norma E 813 (ASTM, 1996g), conforme apresentado na figura 4.6.

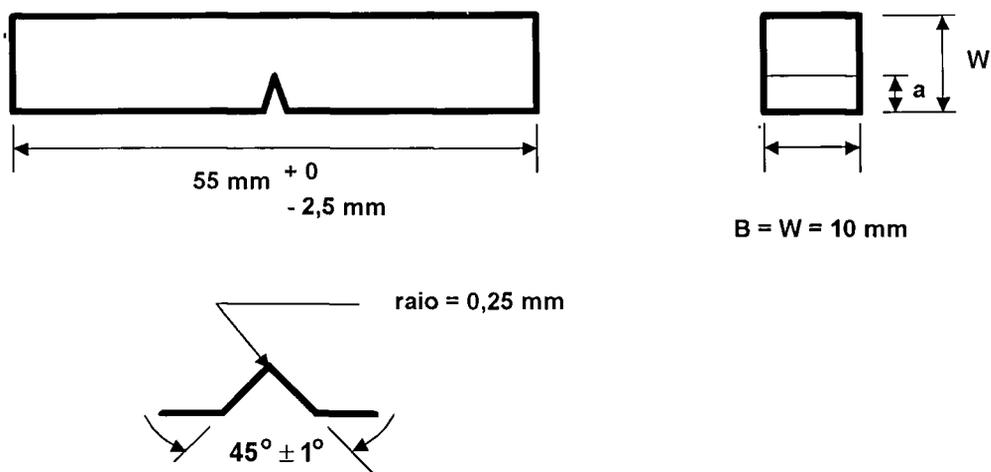


Figura 4.5 – Corpo de Prova de Impacto Charpy (ASTM, 1996c)

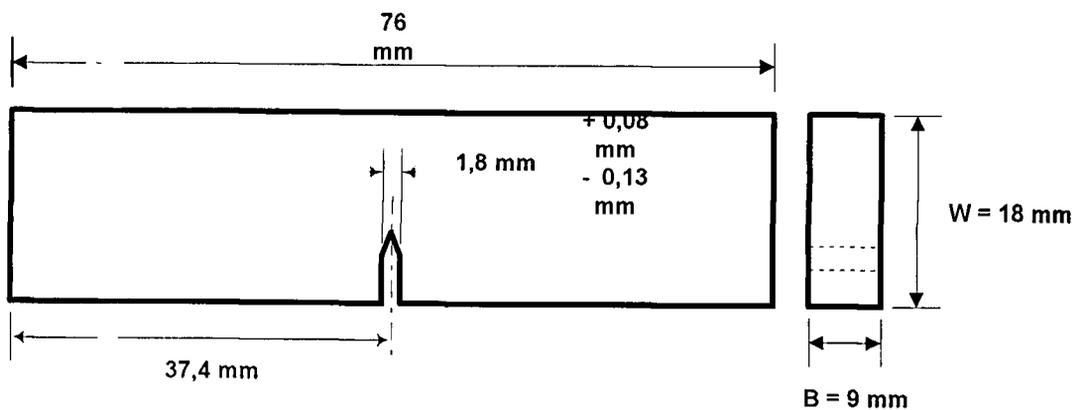


Figura 4.6 – Corpo de Prova SENB para Teste de Tenacidade à Fratura

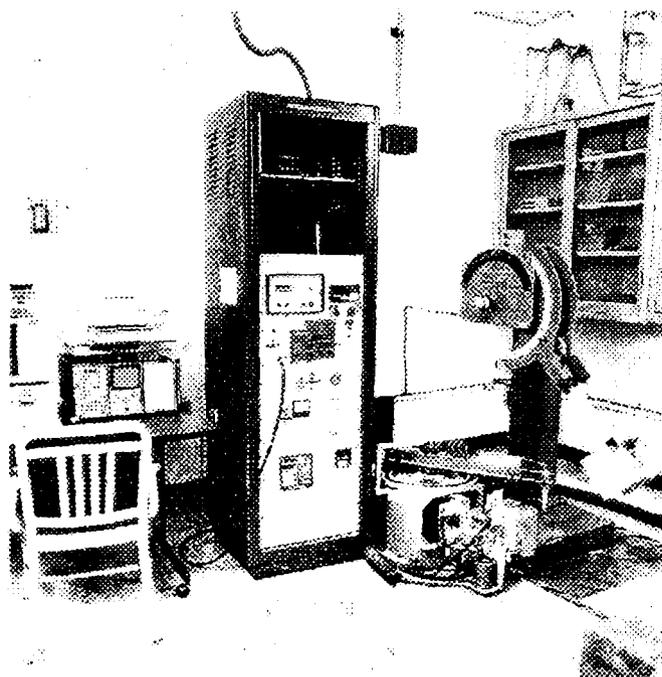
4.2.3 Equipamentos Empregados

4.2.3.1 Ensaio de Tração

Os testes foram realizados em uma máquina de ensaios universal hidráulica marca MTS, com capacidade de carga máxima de 10 toneladas, atuando em ciclo fechado. Nessa máquina, a pressão hidráulica é aplicada ao sistema através de uma servoválvula. Esta servo-válvula pode ser controlada por uma célula de carga, por um extensômetro, controlando os deslocamentos ocorrendo no corpo de prova, ou por um LVDT, *linear variable differential transformer*, que por sua vez monitora os deslocamentos do pistão ou *stroke*.

4.2.3.2 Ensaio de Impacto Charpy

Para os ensaios de impacto tipo Charpy foi utilizado um martelo de impacto tipo instrumentado de referência (ASTM, 1996i), marca Tinus Olsen, com capacidade de carga de 330 J, ilustrado na figura 4.7. O martelo atendia às especificações da norma E23 (ASTM, 1996c), no tocante à forma e dimensões, possuindo uma ponte de Wheatstone responsável pela monitoração da carga de impacto com respeito ao tempo. Um sistema de aquisição de dados, acoplado ao martelo e do qual fazia parte um micro PC 486 da marca Dell e *software* desenvolvido *in-house*, permitiu a obtenção da energia de impacto obtida em cada teste.



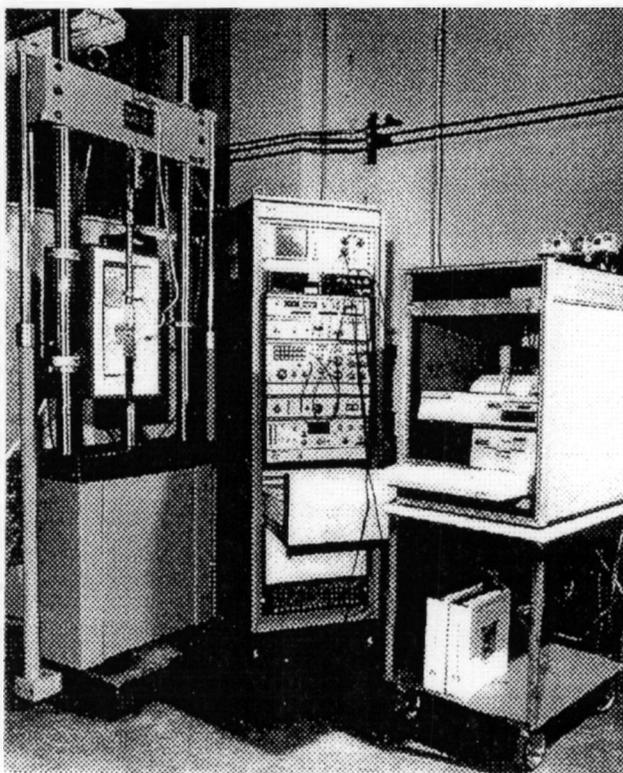
**Figura 4.7 – Equipamento de Ensaio de Impacto Charpy
(Oak Ridge National Laboratory)**

4.2.3.3 Ensaio de Tenacidade

Para a execução dos ensaios de tenacidade foi necessária uma série de equipamentos, para as suas diversas fases, conforme detalhado a seguir:

- I. A fase inicial, ou de preparo dos corpos de prova para os testes, foi aquela na qual todos os corpos de prova foram submetidos a um procedimento para gerar uma pré-trinca de fadiga. O equipamento utilizado foi um vibróforo, que aplicava carregamentos cíclicos vibratórios monitorados, de frequência elevada de ordem de kHz, levando o corpo de prova a fissurar e defletir até que fosse atingido um nível de deflexão relacionado ao tamanho de trinca desejado, quando então a máquina automaticamente se desligava.

- II. A fase principal, a do teste de tenacidade em si, foi realizada em uma máquina de ensaios universal hidráulica marca MTS, mostrada na figura 4.8, com capacidade de carga máxima de 10 toneladas atuando em ciclo fechado, usada também para testes de tração.



**Figura 4.8 – Equipamento de Ensaios de Tenacidade à Fratura
(Oak Ridge National Laboratory)**

Como os ensaios foram realizados a temperaturas bem abaixo da ambiente, foi necessário desenvolver uma espécie de câmara fria, dentro da qual se mantinha a amostra à temperatura desejada para o teste. Com esta finalidade foi adaptada uma caixa de isopor com tampa, na qual foram feitos furos de modo a permitir a passagem do pistão da máquina MTS. Um orifício adicional menor foi incluído na parte superior da caixa, de maneira a permitir

a entrada do tubo trazendo o nitrogênio líquido necessário para manter a câmara a baixas temperaturas. A vedação do sistema foi também realizada de forma artesanal, com o auxílio de estopa e fita adesiva. Por último, a tampa da caixa de isopor foi colada ao resto da mesma com fitas adesivas, formando assim uma câmara fria improvisada, que apresentou desempenho acima do esperado nos testes realizados.

Um sistema de aquisição de dados acoplado à máquina de teste, do qual faziam parte um microcomputador 486 DX2 66 da marca Dell e *software* desenvolvido *in-house*, completou o equipamento utilizado nesta fase. Este sistema foi o responsável pela obtenção dos dados, transformando-os de analógicos em digitais e permitindo a análise dos mesmos, bem como o preparo de relatórios e gráficos.

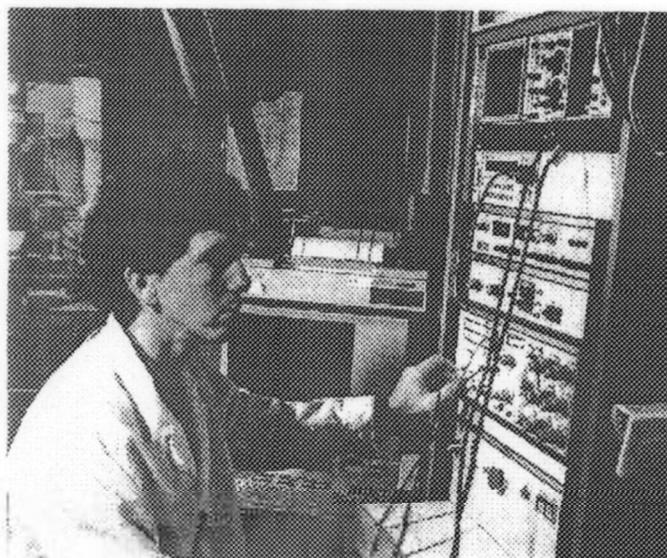


Figura 4.9 – Sistema de Aquisição de Dados Utilizado em Ensaios de Tenacidade (Oak Ridge National Laboratory)

- III. A última fase, a da verificação do a/W inicial para possíveis correções na análise dos resultados experimentais, foi realizada usando-se uma mesa de coordenadas com precisão de 0,01 mm e lentes de aumento, após o corpo de prova testado ter sido exposto a um processo de *heat-tinting* e quebrado, com o auxílio de nitrogênio líquido.

4.2.4 Descrição dos Testes

4.2.4.1 Ensaio de Tração

Os testes foram realizados de acordo com o procedimento definido pela norma E8-M (ASTM, 1996b). Para cada orientação foram testados 3 corpos de prova, num total de 9, à temperatura ambiente para o levantamento do limite de escoamento a ser comparado com dados disponíveis na literatura. A figura 4.4 mostra a geometria do CP.

Não se procurou calcular o valor do módulo de elasticidade, uma vez que a tentativa de se obter uma declividade aproximada da curva tensão-deformação a partir de uma plotagem realizada em papel milimetrado geraria grande incerteza e variabilidade nos resultados. No caso particular do parâmetro E , a melhor forma de sua obtenção teria sido através de ultrassom, o que não foi realizado, por não fazer parte dos objetivos deste trabalho.

Os resultados desta fase são apresentados no item 5.1.1. deste trabalho.

4.2.4.2 Ensaio de Impacto Charpy

Para o levantamento da curva de transição foram utilizados 9 corpos de prova de orientação S-T, do total de 48 corpos de prova Charpy (16 em cada orientação). O procedimento utilizado nos testes de impacto foi aquele definido nas normas A370 e E23 (ASTM, 1996a e 1996c), usando os corpos de prova da figura 4.5.

Usando o equipamento descrito no item 4.2.3.2., o procedimento foi repetido para os 9 corpos de prova em 8 temperaturas diferentes e os resultados obtidos em cada teste foram plotados em um mesmo gráfico de energia x temperatura, a curva de transição do material.

A escolha das temperaturas de teste, bem como da orientação dos corpos de prova a serem testados, foi determinada a partir da experiência prévia dos integrantes do grupo de Mecânica da Fratura do Laboratório Oak Ridge, estando justificada junto com a apresentação dos resultados desta fase, no item 5.1.2. deste trabalho.

4.2.4.3 Ensaio de Tenacidade

Os testes de obtenção da tenacidade à fratura, utilizando a proposta de norma sendo desenvolvida pela ASTM para a região de transição (ASTM, 1996k), foram realizados para 2 geometrias distintas de corpos de prova: amostras Charpy, com pré-trinca de fadiga (figura 4.5) e corpos de prova tipo SENB de flexão (figura 4.6). Encontravam-se disponíveis para ensaios um total de 39 amostras Charpy pré-trincadas (7 de orientação S-T, 16 na L-T e 16 na T-L) e 9 corpos de prova SENB (3 de cada orientação). A tabela 4.3 apresenta uma descrição dos testes efetivamente realizados em CP's de geometria Charpy pré-

trincados, enquanto que a tabela 4.4 apresenta informação dos testes executados nas amostras SENB.

**Tabela 4.3 – Amostras Testadas, Orientação e Temperatura
(geometria Charpy)**

Orientação	L-T		T-L		S-T
Número de Amostras	6	10	6	6	6
Temperatura (°C)	-106	-120	-106	-120	-120

**Tabela 4.4 - Amostras Testadas, Orientação e Temperatura
(geometria SENB)**

Orientation	L-T	T-L	S-T
Número de Amostras	3	3	3
Temperatura (°C)	-106	-106	-106

Para realização dos testes nos corpos de prova de geometria Charpy, foi inicialmente necessário executar a pré-trinca de fadiga, com um tempo médio de duração de 2 horas por corpo de prova, sempre ajustando o equipamento utilizado (item 4.2.3.3) para atingir uma relação de a/W na amostra igual a 0,5. O carregamento cíclico aplicado ao equipamento correspondia a um ΔK de 20 MPa \sqrt{m} . O mesmo procedimento foi aplicado aos corpos de prova do tipo SENB.

A definição da temperatura de realização dos testes baseou-se na proposta de norma da ASTM para a região de transição (ASTM, 1996k). Este

documento recomenda que a temperatura, na qual os testes de fratura são realizados, deve ser escolhida de modo que se obtenha um valor mediano de tenacidade K_{Jc} em torno de $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, em um CP de 1 polegada de espessura, para que a temperatura de teste esteja o mais próximo possível de uma temperatura de referência na transição, denominada T_0 . De modo a atender esta recomendação, a norma sugere a seguinte expressão empírica:

$$T_{\text{teste}} = T_{28\text{J}} + C \quad (4.1)$$

onde a constante C é uma função da espessura do corpo de prova sendo testado e T_{28} é a temperatura correspondente a um nível de energia Charpy de 28 J.

Para o nosso estudo, foram utilizados corpos de prova Charpy, com espessura equivalente a 0,4 polegadas (0,4T) e SENB, com espessura aproximadamente igual. De acordo com o documento ASTM adotado, para amostras 0,4 T o valor de C é de -32°C . A temperatura de teste deve ser aquela obtida da curva de transição a um nível de energia de 28 J subtraída de 32°C . Assim, após a observação da curva de transição do material obtida a partir de ensaios Charpy, constatou-se que a temperatura de -74°C correspondia a este nível de energia e que, portanto, os testes deveriam ser realizados a uma temperatura de -106°C .

A partir da definição da temperatura de teste, os ensaios foram então realizados de acordo com o especificado na proposta de norma de transição (ASTM, 1996k). O corpo de prova era posicionado na máquina de teste, lacrando-se em seguida a câmara fria improvisada no equipamento, descrita no item 4.2.3.3. Por um orifício existente na parte superior desta câmara, o nitrogênio líquido existente em um tambor posicionado ao lado da máquina de testes, era injetado em seu interior através de um fino tubo metálico. O controle da temperatura no interior da câmara era realizado através de um termopar instalado próximo ao corpo de prova. O controle de fluxo do nitrogênio líquido era feito

manualmente, iniciando-se o teste quando a temperatura detectada pelo termopar se estabilizasse em um nível igual à temperatura de teste $\pm 2^{\circ}\text{C}$.

De acordo com o texto da proposta de norma da ASTM para a transição, o procedimento de realização dos testes é o definido na E1152 para a obtenção de uma curva J-R. Assim através de ciclos de carregamento e descarregamento, a declividade da reta de descarregamento variava em cada ciclo, devido à uma variação da compliância do sistema, resultante do crescimento da trinca (*unloading compliance*). O procedimento era repetido até que ocorresse um *pop-in*, quando então considerava-se que o corpo de prova estava comprometido, quanto à sua capacidade de absorver esforços, arbitrando-se este momento como o do início da clivagem.

Nos testes realizados optou-se pelo monitoramento de *stroke*, dentre as 3 opções de controle de teste disponíveis para o equipamento utilizado, conforme explicado no item 4.2.3.1. Os testes transcorreram a uma velocidade de aproximadamente 0,5 mm por minuto. Como as amostras Charpy se assemelham aos corpos de prova SENB, seu controle de abertura de boca da trinca ou *crack mouth opening displacement* foi realizado com o auxílio de um pequeno LVDT.

Com o microcomputador acoplado ao equipamento de teste, e com o *software* desenvolvido pelo grupo de Mecânica da Fratura de Oak Ridge, procedeu-se a todo o acompanhamento do processo, a partir de informações inicialmente fornecidas sobre a geometria do corpo de prova e propriedades do material sendo testado, tais como: o coeficiente de Poisson, os limites de escoamento e de resistência e o módulo de elasticidade do material. Com estas ferramentas foi possível a emissão de um gráfico carga x deslocamento e o cálculo da tenacidade, ao fim de cada ciclo de carregamento-descarregamento, característico da metodologia de *unloading compliance*.

Submeteram-se, então, os corpos de prova a um processo de *heat tinting*, para que ficassem bem delimitadas as diversas fases de crescimento da trinca: a pré-trinca de fadiga, o crescimento estável e o *pop-in* com posterior crescimento instável. Em seguida, resfriaram-se os mesmos em nitrogênio líquido para que fosse possível quebrá-los ao meio para observação das superfícies de fratura. Para encerrar os testes, procedeu-se à verificação do valor correto da relação a_0/W nos corpos de prova, inicialmente assumida como 0,5, utilizando-se lentes de aumento e uma mesa de coordenadas. Uma nova análise foi executada, usando-se o programa de computador anteriormente citado, nos casos em que o valor obtido foi diferente de 0,5, calculando-se assim um novo valor de tenacidade à fratura na clivagem para o corpo de prova em questão.

Testes foram realizados em uma segunda temperatura, para corpos de prova de orientações L-T e T-L, conforme pode ser observado na tabela 4.3. Esses testes adicionais tiveram como objetivo obter resultados experimentais para uma nova temperatura, que foi escolhida como aquela para a qual seriam feitas as previsões usando o modelo FRAMTiC. Assim, tornar-se-ia possível, através da comparação dos resultados obtidos através das duas maneiras, avaliar qualitativa e quantitativamente o método apresentado neste trabalho de doutoramento.

4.3 Fractografias Realizadas

A segunda etapa da fase experimental compreendeu a realização de fractografias nos corpos de prova utilizados nos ensaios para a obtenção da tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil. As fractografias foram realizadas no Laboratório de Caracterização de Materiais do Centro Tecnológico da Marinha, em São Paulo.

4.3.1 Objetivo

O objetivo da realização das fractografias foi o de permitir uma análise mais apurada da superfície de fratura dos corpos de prova ensaiados em Oak Ridge, para a determinação do ponto de início do processo de clivagem e posterior medição da distância entre este ponto e a frente inicial da trinca. Esta distância, também denominada de distância ao elo mais fraco, é de importância fundamental no desenvolvimento do FRAMTiC. A sua medição em diversos corpos de prova permitiu:

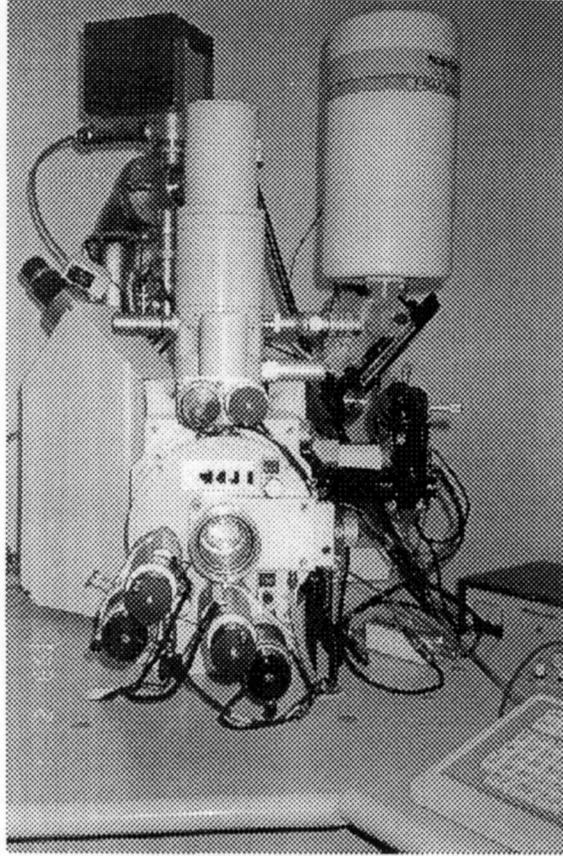
- I. Verificar a hipótese que a variação no valor medido experimentalmente da tenacidade à fratura é função da variabilidade da distância ao elo mais fraco em diferentes corpos de prova preparados a partir de um mesmo material;
- II. Calcular a tensão de clivagem real do material usando-se o FRAMTiC, conforme já explicado no capítulo 3.

4.3.2 Equipamentos Empregados

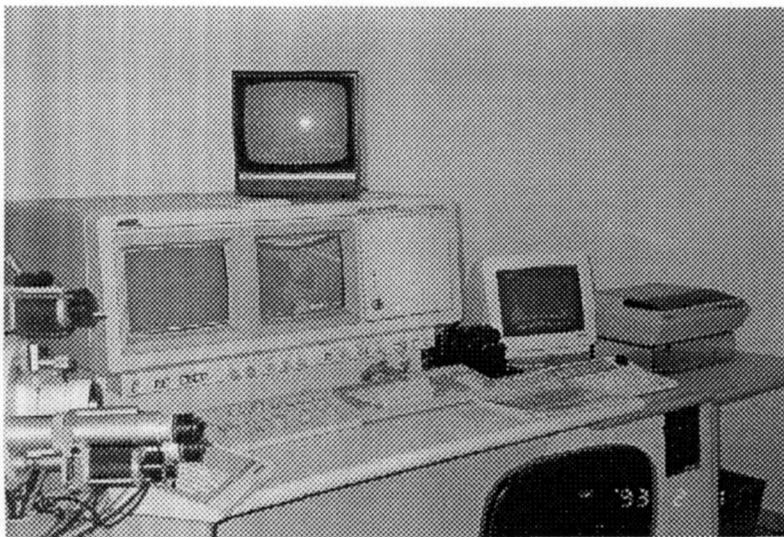
Para a realização das fractografias foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca JEOL modelo JSM-6400, ilustrado nas figuras 4.10 (a) e (b), com capacidade de ampliação variando de 10 a 300.000 vezes, apresentando as seguintes características, dentre outras:

- filamentos de W e LaB6;
- aceleração de feixe de 0,2 a 40 KV;
- imagens de elétrons secundários, retro-espalhados;
- estágio goniométrico motorizado;

- possibilidade de rotação e inclinação do espécime.



(a)



(b)

Figura 4.10 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

4.3.4 Descrição dos Procedimentos Utilizados

Os corpos de prova ensaiados foram quebrados em duas partes ainda em Oak Ridge, conforme explicado no item 4.2.4.

Para a realização das fractografias, as duas partes resultantes teriam que ser acondicionadas em porta-amostras adequados para serem inseridas na câmara de vácuo do microscópio eletrônico de varredura. Devido a limitações de dimensões neste compartimento, foi necessário proceder-se a um corte das extremidades dessas metades dos corpos de prova em um equipamento do tipo *cutoff* antes da colocação nos porta-amostras.

Já no interior do compartimento à vácuo do MEV, as amostras tiveram as superfícies de fratura fotografadas, sendo então marcados os pontos identificados como sendo os de iniciação do processo de clivagem, para posterior visualização nas fotos.

Alguns corpos de prova não puderam ter suas superfícies de fratura fotografadas e elos-mais-fracos identificados por causa da ocorrência de forte oxidação dessas superfícies, em função da ação ambiental pelo período decorrido entre os ensaios e a realização das fractografias.

Os resultados e fotos referentes a esta etapa experimental estão apresentados no item 5.2 deste trabalho.

5 RESULTADOS :

5.1 Resultados Experimentais Obtidos em Oak Ridge com Aço A508 Cl. 3 fabricado no Brasil

5.1.1 Ensaio de Tração

Foram realizados no Oak Ridge National Laboratory, ORNL, localizado nos Estados Unidos da América, 9 testes de tração à temperatura ambiente no aço A508 Classe 3 de fabricação brasileira, utilizando a geometria mostrada na figura 4.4. Os valores de limite de escoamento deste aço, obtidos nos testes, são apresentados na figura 5.1, onde são também comparados os valores obtidos para cada corpo de prova com o valor adotado para obtenção dos valores de J_C nos testes de tenacidade à fratura (414 MPa).

Teste de Tração à Temperatura Ambiente

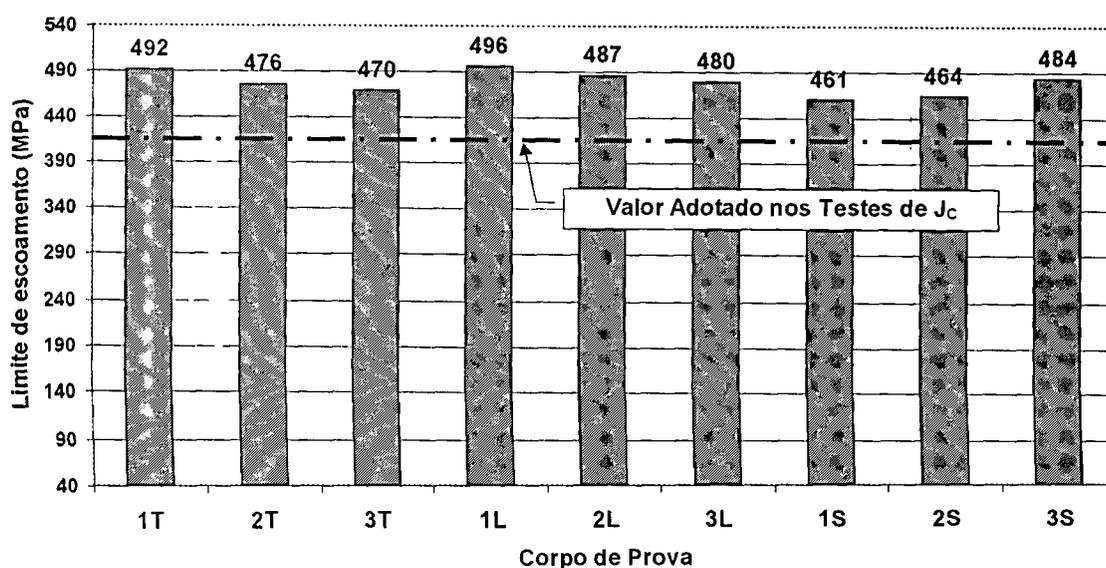


Figura 5.1 – Limite de Escoamento do Aço A508 Classe 3

De maneira análoga, na figura 5.2, são apresentados os valores obtidos para o limite de resistência e também feita a comparação com o valor adotado para obtenção de J_C . Pode-se concluir, da observação dessas duas figuras, que os valores adotados para os limites de escoamento e resistência nos testes de fratura, respectivamente 414 e 552 MPa, são conservadores.

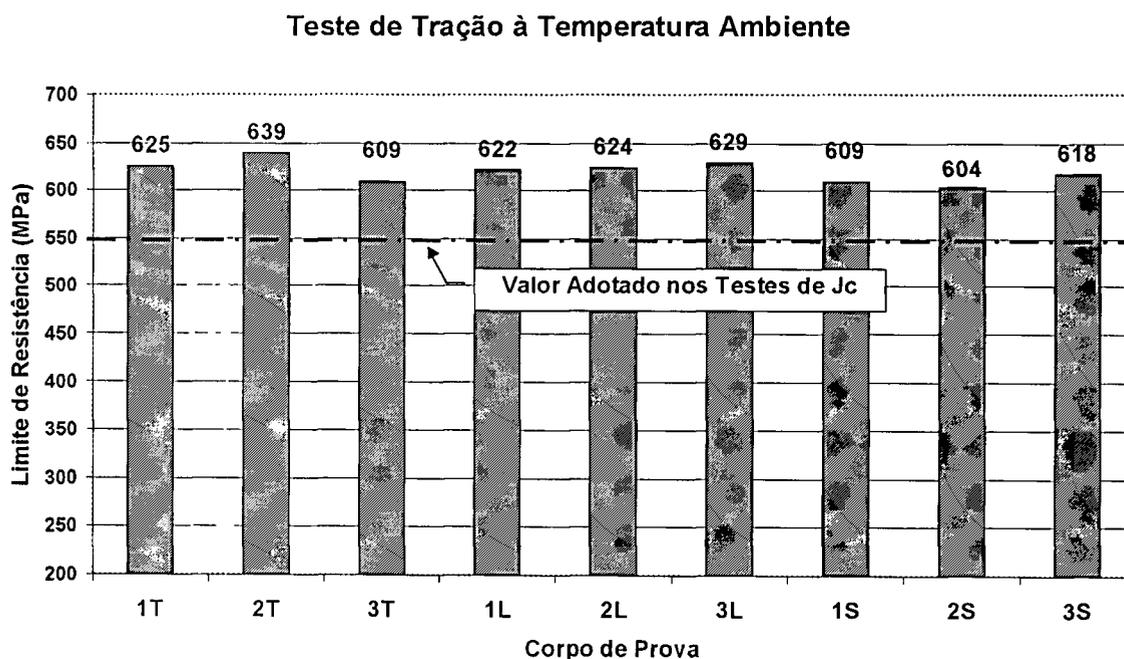


Figura 5.2 – Limite de Resistência do Aço A508 Classe 3

5.1.2 Ensaios de Impacto Charpy

Nove ensaios de impacto Charpy foram realizados em corpos de prova na orientação S-T, utilizando a geometria mostrada na figura 4.5.

O procedimento usual, para aços de aplicação em projetos de reatores PWR, é o de realizar os ensaios na orientação T-L (ASTM, 1996a e 1996d) para o levantamento da curva de transição dúctil-frágil. Isto se deve ao fato de nesta orientação a propagação de defeitos existentes ser mais provável e suas consequências mais comprometedoras da integridade estrutural.

No desenvolvimento desta parte experimental escolheu-se, no entanto, levantar a curva de transição em uma orientação diferente, a S-T, uma vez que o número total de corpos de prova disponível para cada orientação era de apenas dezesseis. Como, para se obter uma curva de transição, são necessários um mínimo de 3 ensaios de impacto Charpy válidos (ASTM, 1996a) realizados na mesma orientação, decidiu-se por não utilizar corpos de prova T-L nesses ensaios para que houvesse o maior número disponível de CPs naquela orientação para ensaios de tenacidade. Esta decisão foi tomada pelo fato da obtenção da tenacidade ser o motivo principal deste programa experimental e por ser mais importante o seu conhecimento nas direções T-L e L-T. Colaborou para isso o fato do texto da proposta de norma para a transição (ASTM, 1996k) colocar como preferível a realização dos testes de tenacidade na orientação T-L.

A curva de transição é levantada para que se possa estimar a temperatura de teste dos ensaios de tenacidade, em atendimento ao procedimento descrito na norma sendo desenvolvida pela ASTM (1996k) para a região de transição dúctil-frágil. O cálculo dessa temperatura é discutido no item 5.3.2 deste trabalho.

Na tabela 5.1 são apresentados os resultados obtidos nos testes de impacto. Esses valores foram utilizados para o cômputo da curva de transição mostrada na figura 5.3, obtida através de um ajuste realizado com a utilização do *software* Table Curve 2-D versão 2 (Jandel, 1994).

**Tabela 5.1 – Resultados Obtidos em Testes de Impacto Charpy
Aço 508 Classe 3 Brasileiro**

Corpo de Prova	Temperatura (°C)	Energia Charpy (J)
S-T 7	24	193,9
S-T 8	- 3,9	165,4
S-T 9	- 31,7	109,8
S-T 10	- 101,1	6,1
S-T 11	- 73,3	10,8
S-T 12	- 45,6	12,2
S-T 14	- 45,6	(*)
S-T 15	148,9	324,0
S-T 16	65,6	294,2

(*) – Este corpo de prova não rompeu, não sendo possível assim medir sua Energia de Impacto.

Curva de Transição - Aço A508 Classe 3

Testes Realizados no Oak Ridge National Laboratory

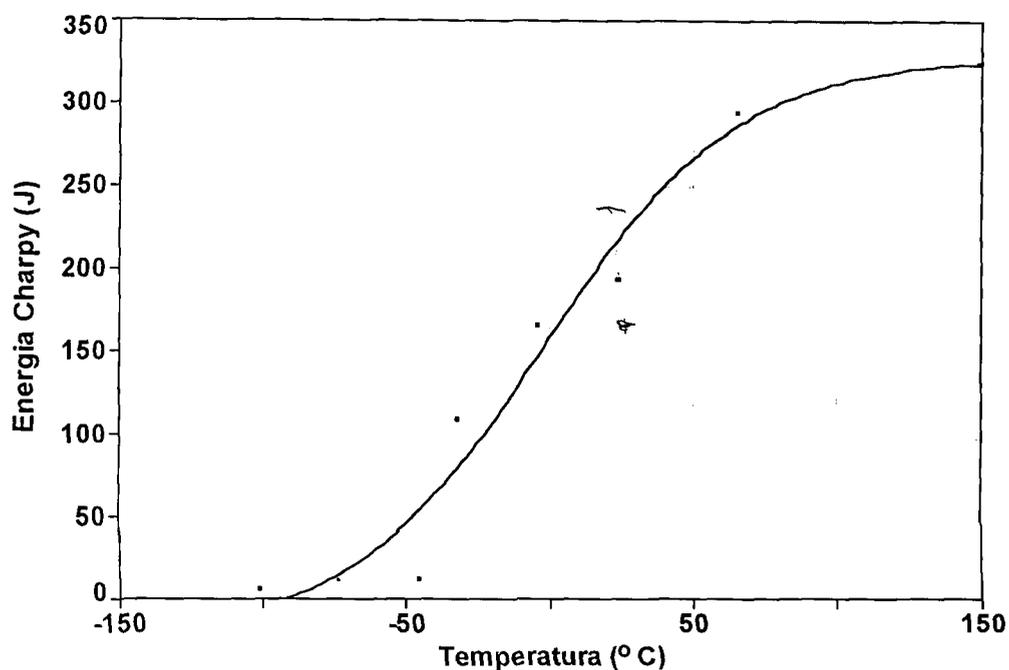


Figura 5.3 – Ensaio de Impacto Charpy – Orientação S-T

5.1.3 Ensaios de Tenacidade à Fratura

Conforme já descrito no item 4.2.4.3, dois tipos diferentes de corpos de prova foram utilizados para os testes de tenacidade à fratura, o de geometria Charpy pré-trincado e o SENB. A tabela 5.2 apresenta o valor da temperatura de teste para cada uma das 2 geometrias utilizadas nos ensaios de tenacidade, realizados de acordo com a proposta de norma da ASTM para a transição (ASTM, 1996k) com o aço A 508 Classe 3.

Tabela 5.2 – Temperatura de Teste para Amostras Utilizadas

Geometria do CP	Espessura (mm)	Temperatura a 28 J (°C)	Constante C (ASTM, 1996k)	Temperatura de Teste (°C)
Charpy	10	- 74	- 32	- 106
SENB	9	- 74	~ - 32	- 106

A partir da adoção desses valores como a estimativa inicial da temperatura de teste, procedeu-se à execução dos ensaios de tenacidade, inicialmente realizados nas orientações L-T e T-L. Uma reavaliação da estimativa inicial da temperatura de teste foi feita a partir do cálculo da temperatura de referência na transição T_0 (ASTM, 1996k), conforme explicado no item 5.3.2. Com isso, para as orientações L-T e T-L, além da temperatura de teste calculada previamente (-106°C), foram obtidos também valores de tenacidade para uma segunda temperatura, próxima à T_0 e igual a -120°C. Para a orientação S-T, os testes foram realizados somente a -120°C.

As tabelas 5.3 a 5.5 apresentam os resultados individuais de tenacidade à fratura J_C medidos experimentalmente e seu equivalente em K, para os corpos de prova de geometria Charpy nas 3 orientações. A relação entre o

valor de J_c e seu equivalente K_{Jc} é dada pela equação 1.2, sempre considerando E como sendo referente ao estado plano de tensões (ASTM, 1996k).

É também importante acrescentar que os resultados apresentados nas tabelas 5.3 a 5.5 representam os valores de tenacidade à fratura já corrigidos após a verificação da relação existente entre o tamanho de trinca inicial e a dimensão W , definindo a largura do corpo de prova. O Apêndice 3 apresenta essa verificação realizada para os corpos de prova de geometria Charpy nas 3 orientações.

Os resultados dos ensaios de tenacidade realizados em corpos de prova SENB são apresentados na tabela 5.6, para as 3 orientações. Seguindo o mesmo procedimento usado para os corpos de prova de geometria Charpy, nesta tabela são incluídos os resultados individuais de tenacidade à fratura J_c , medidos experimentalmente, e seus equivalentes em K .

Tabela 5.3 – Resultados de Testes de Tenacidade
Corpos de Prova de Geometria Charpy - Orientação S-T

Corpo de prova	Temperatura de teste (°C)	J_c (KJ/m ²)	K_{Jc} (MPa√m)
S-T 1	-120	61,72	113,85
S-T 2	-120	66,43	118,11
S-T 3	-120	38,93	90,42
S-T 4	-120	111,19	152,81
S-T 5	-120	41,42	93,26
S-T 6	-120	61,29	113,45

Tabela 5.4 – Resultados de Testes de Tenacidade
Corpos de Prova de Geometria Charpy - Orientação L-T

Corpo de prova	Temperatura de teste (°C)	J _C (KJ/m ²)	K _{JC} (MPa√m)
L-T 1	-106	105,80	149,06
L-T 2	-106	82,31	131,47
L-T 3	-106	31,09	80,80
L-T 4	-106	89,06	136,76
L-T 5	-106	169,46	188,64
L-T 6	-106	116,18	156,20
L-T 7	-120	58,00	110,36
L-T 8	-120	67,20	118,79
L-T 9	-120	91,73	138,79
L-T 10	-120	108,33	150,83
L-T 11	-120	67,13	118,73
L-T 12	-120	66,09	117,81
L-T 13	-120	53,93	106,42
L-T 14	-120	(*)	50,5 (**)
L-T 15	-120	17,00	59,75
L-T 16	-120	88,37	136,23

(*) o corpo de prova em questão clivou no primeiro ciclo de carregamento, e assim não foi possível medir um valor de J.

(**) o valor aqui incluído é de K_{IC} e não K_{JC}, uma vez que não foi possível medir J_C, pelos motivos acima citados.

Para o cálculo de K_{IC} seguiu-se o definido na E399 (ASTM, 1996e), conforme sintetizado a seguir
carga máxima = 4448,2 N = 4,4482 x 10⁻³ MN

a₀ = 5,18 mm = 0,00518 m

W = 10 mm = 0,01 m; a/W = 0,518; f(a/W) = 2,83

B = 10 mm = 0,01 m ; S = 40 mm = 0,04 m ;

$$K_{IC} = \left(\frac{P_Q S}{B(W)^2} \right) \cdot f(a/W) = \left(\frac{4,4482 \times 10^{-3} \cdot 0,04}{(0,01) \cdot (0,01)^{1,5}} \right) \cdot 2,83 = 50,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

Tabela 5.5 – Resultados de Testes de Tenacidade
Corpos de Prova de Geometria Charpy - Orientação T-L

Corpo de prova	Temperatura de teste (°C)	J _C (KJ/m ²)	K _{JC} (MPa√m)
T-L 3	-106	76,85	127,04
T-L 5	-106	98,44	143,78
T-L 7	-106	119,33	158,30
T-L 8	-106	52,99	105,49
T-L 9	-106	85,83	134,25
T-L10	-106	179,61	194,21
T-L 11	-120	34,05	84,56
T-L 12	-120	57,59	109,97
T-L13	-120	52,97	105,47
T-L14	-120	27,47	75,95
T-L15	-120	23,61	70,41
T-L16	-120	114,36	154,97

Tabela 5.6 – Resultados de Testes de Tenacidade
Corpos de Prova de Geometria SENB

Corpo de prova	Temperatura de teste (°C)	J _C (KJ/m ²)	K _{JC} (MPa√m)
L-T 1	-106	93,00	139,75
L-T 2	-106	336,50	265,83
T-L 1	-106	130,00	165,23
T-L 3	-106	105,80	149,06
S-T 2	-106	190,70	200,12
S-T 3	-106	138,90	170,79

Da observação dos resultados apresentados nessa tabela, pode-se perceber que o material apresentou-se, de maneira geral, bastante dúctil para os corpos prova de geometria SENB. Os corpos de prova com denominação L-T 3, T-L 2 e S-T 1 não clivaram após um grande número de ciclos de carregamento e descarregamento, tendo sofrido considerável deformação plástica, o que impediu o prosseguimento dos testes nessas amostras. Esse comportamento poderia ter sido causado pela existência de uma não homogeneidade na fabricação do bloco de aço A508 utilizado para a confecção dos corpos de prova. Alguns corpos de prova de geometria SENB teriam sido fabricados com material oriundo desta região, que assim apresentaria comportamento muito mais dúctil que o restante do material.

5.2 Fractografias

Conforme já explicado no capítulo 4, foram realizadas fractografias nas superfícies de fratura dos corpos de prova de material brasileiro testado em Oak Ridge, de modo a identificar a localização do ponto de iniciação de clivagem ou do elo-mais-fraco responsável pelo gatilho da fratura. As figuras 5.4 a 5.6 referem-se, respectivamente, às superfícies de fratura dos corpos de prova L-T 6, L-T 11 e L-T 14. Na direção T-L, as fractografias referentes aos corpos de prova de números 3, 7, 14 e 16, são apresentadas nas figuras de 5.7 a 5.10. Por último as superfícies de fratura das duas metades do corpo de prova S-T 1 são mostradas nas figuras 5.11 e 5.12. Todas as fractografias incluídas neste capítulo foram realizadas em corpos de prova de geometria Charpy.

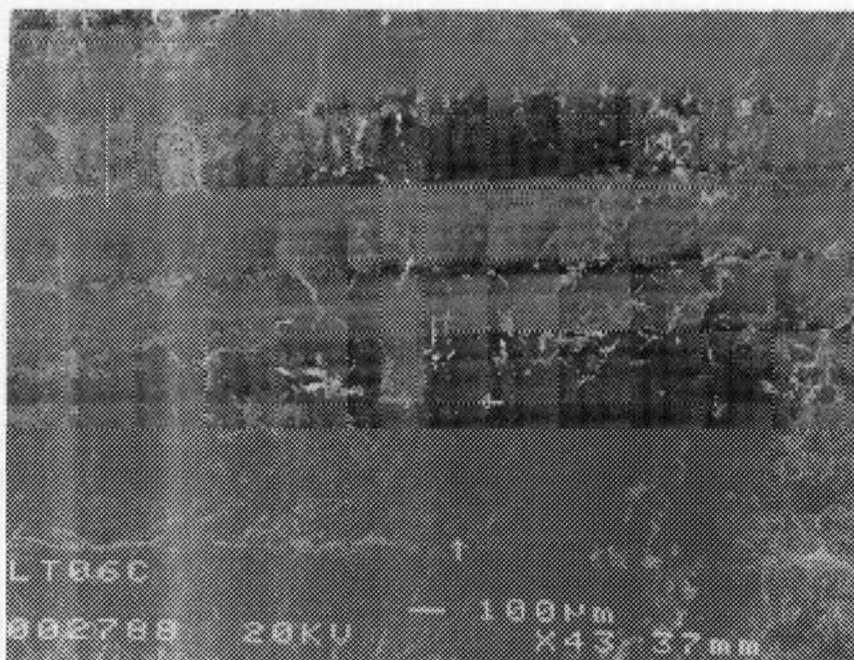


Figura 5.4 – Superfície de Fratura – Corpo de Prova L-T 6

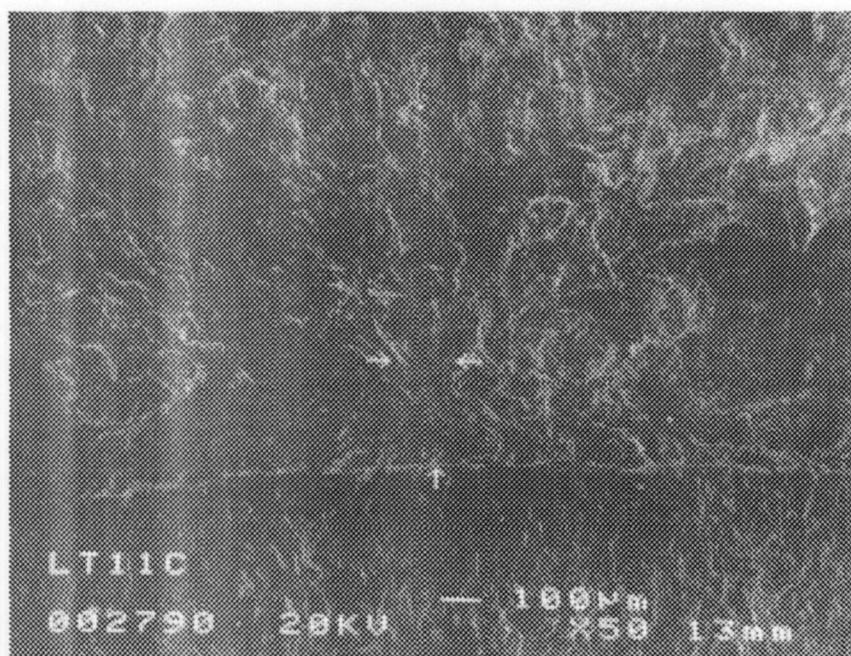


Figura 5.5 – Superfície de Fratura – Corpo de Prova L-T 11



Figura 5.6 – Superfície de Fratura – Corpo de Prova L-T 14

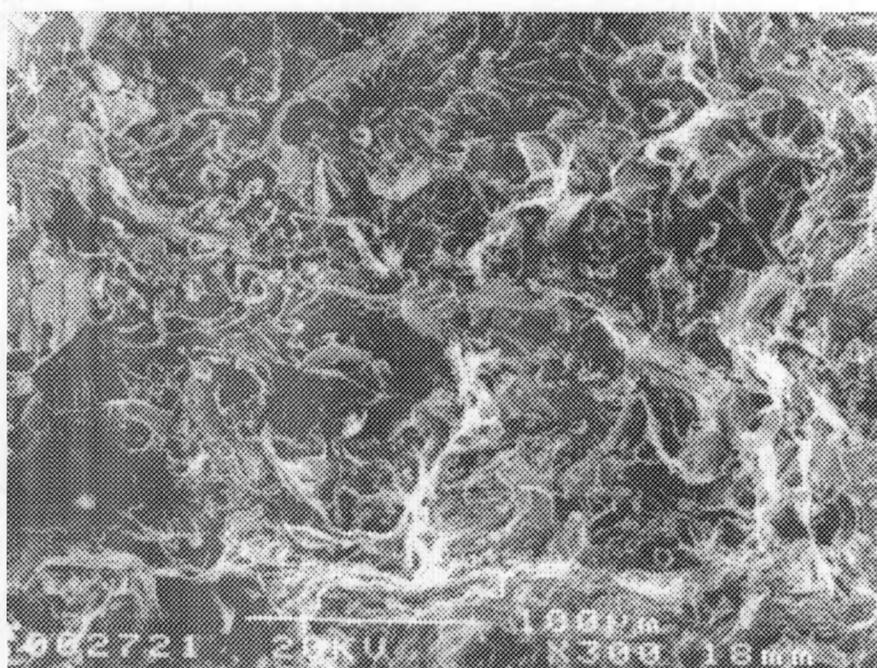


Figura 5.7 – Superfície de Fratura – Corpo de Prova T-L 3

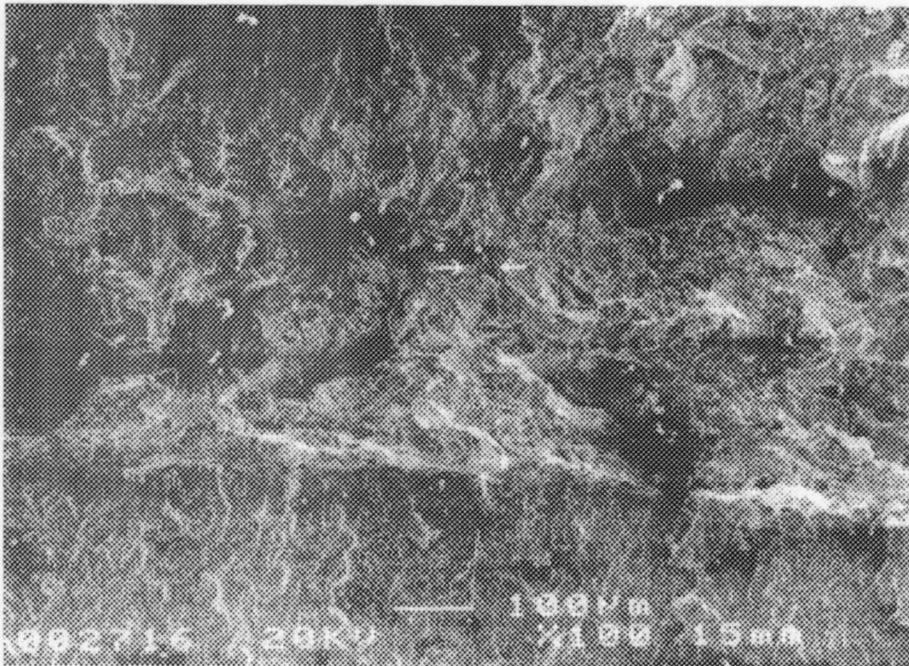


Figura 5.8 – Superfície de Fratura – Corpo de Prova T-L 7

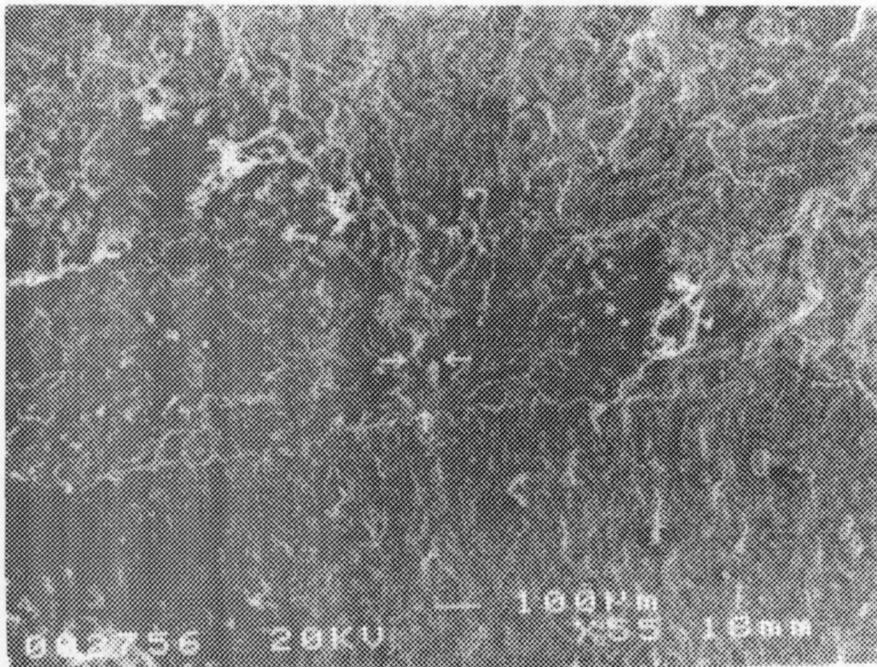


Figura 5.9 – Superfície de Fratura – Corpo de Prova T-L 14

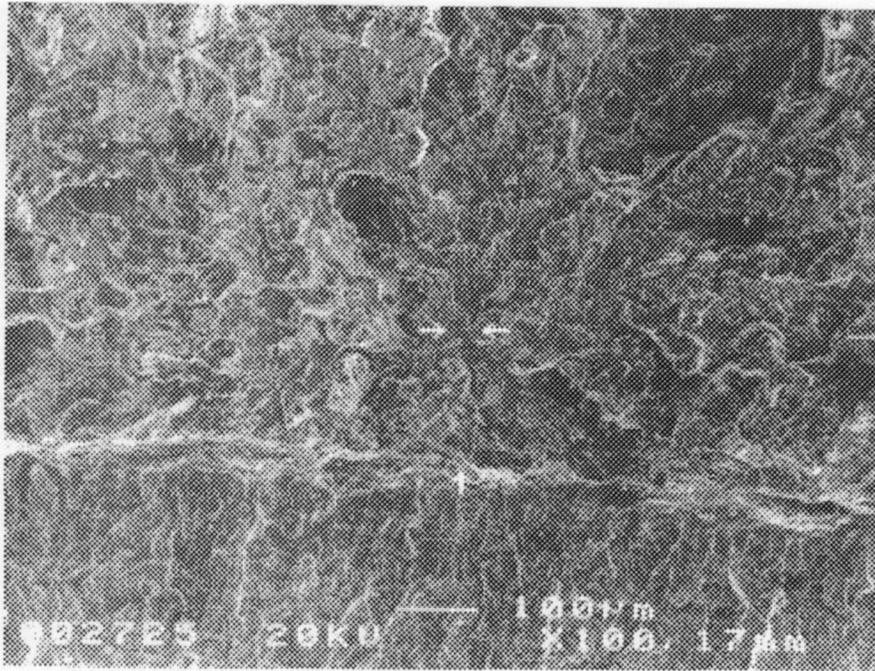


Figura 5.10 – Superfície de Fratura – Corpo de Prova T-L 16

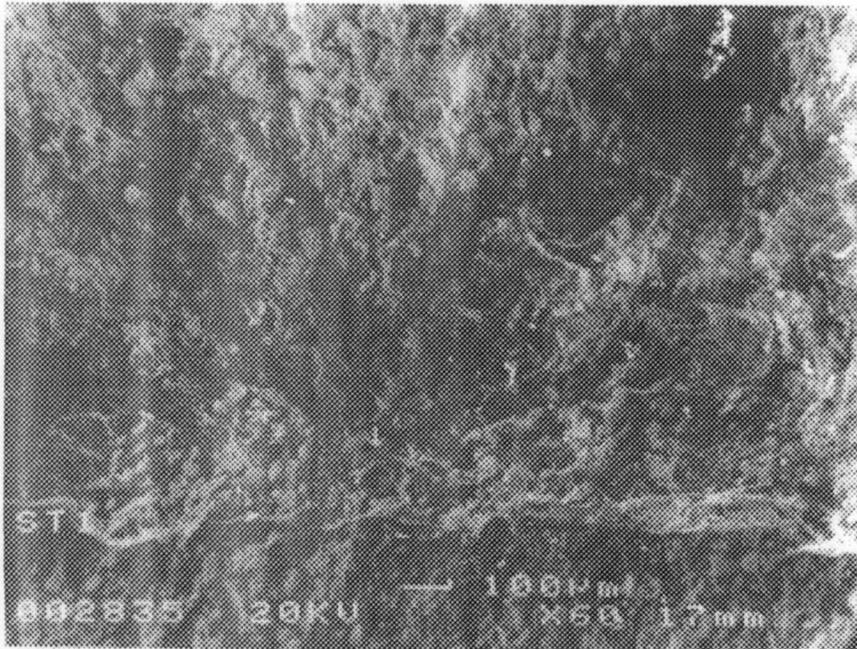


Figura 5.11 – Superfície de Fratura – Corpo de Prova S-T 1a

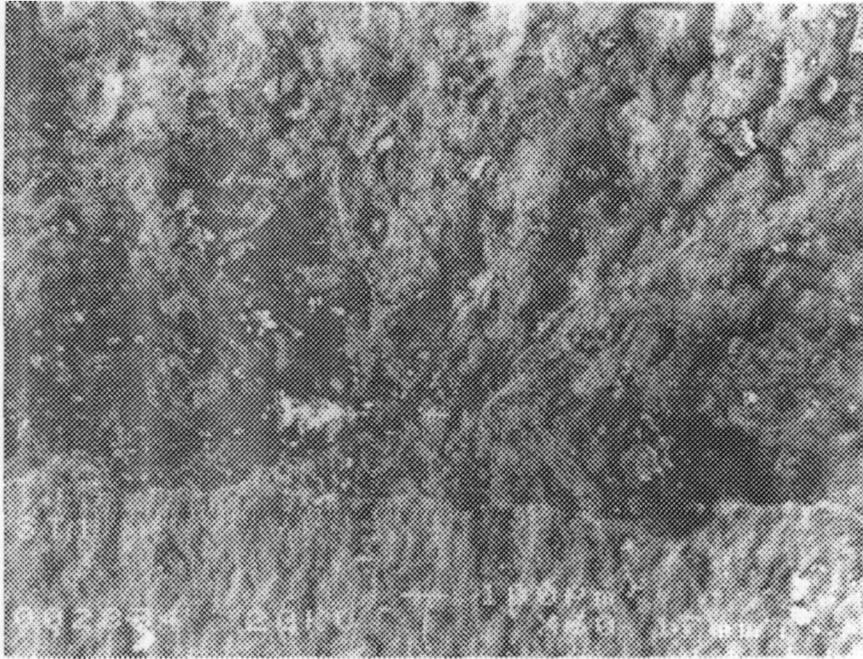


Figura 5.12 – Superfície de Fratura – Corpo de Prova S-T 1b

5.3 Exemplos de Previsão de Tenacidade em Trincas 2-D

5.3.1 Utilizando Dados Experimentais Disponíveis na Literatura

O exemplo aqui apresentado refere-se à previsão de resultados de tenacidade à fratura J_C a -60°C em corpos de prova do tipo C(T), cujas dimensões são mostradas na figura 5.13, a partir de resultados de testes realizados a uma temperatura de -90°C em corpos de prova dessa mesma geometria nos laboratórios da empresa alemã GKSS, retirados do trabalho de Landes (1992). O material utilizado neste exemplo é o aço alemão DIN 20MnMoNi55, similar ao A 508 Classe 3 e também denominado PVS. A tabela 5.7 apresenta os valores medidos de tenacidade à fratura.

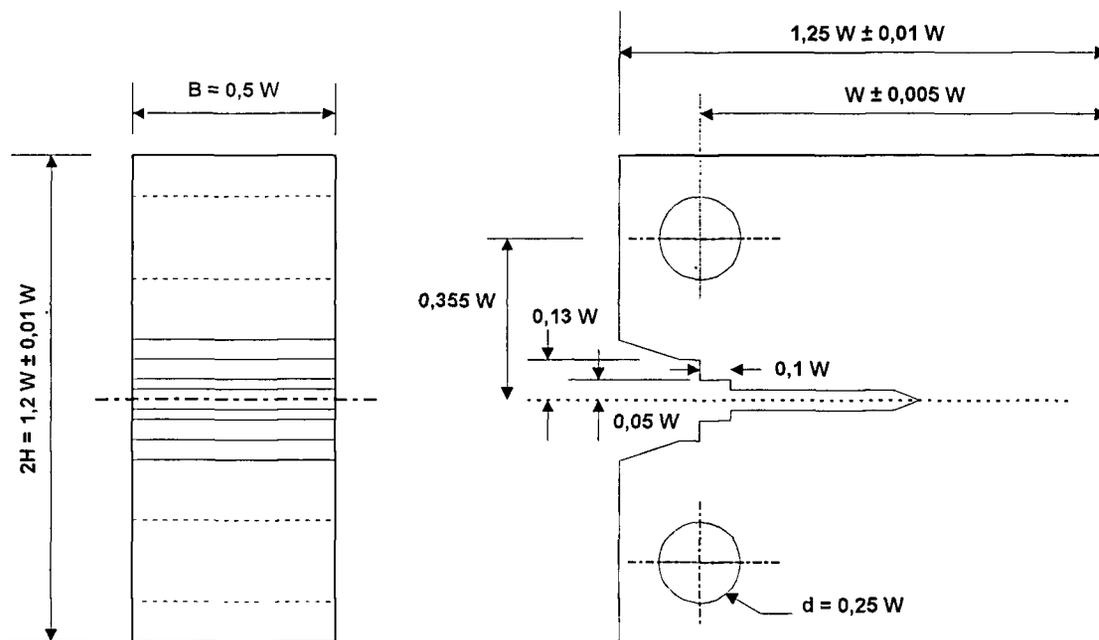


Figura 5.13 – Corpo de Prova C(T) para Teste de Tenacidade à Fratura (ASTM, 1997)

Tabela 5.7 – Resultados da GKSS para J_C a -90°C

Aço 20MnMoNi55			
Temperatura -90°C			
Amostra n°.	Valor de J_C (KJ/m ²)	Amostra n°.	Valor de J_C (KJ/m ²)
1	16,9	9	182,7
2	29,6	10	215,0
3	40,6	11	218,8
4	66,2	12	232,8
5	74,8	13	278,7
6	89,4	14	288,4
7	147,7	15	357,4
8	172,8		

De forma a ser possível o emprego do modelo FRAMTiC, as seguintes características aço PVS testado na GKSS são apresentadas na tabela a seguir:

Tabela 5.8 – Propriedades geométricas e mecânicas do PVS

B = b	20 mm
W	50 mm
a/W	0,6
n (*)	8,3
σ_c	1750 MPa
σ_o	540 MPa (a -90°C) 500 MPa (a -60°C)

(*) = coeficiente de encruamento do material

As informações acima apresentadas correspondem à primeira fase ou fase A do FRAMTiC, conforme definido no capítulo 3 deste trabalho. A seguir, descreve-se o procedimento para obtenção dos resultados da fase B do modelo, referente ao cômputo da banda de espalhamento dos valores de r_{wl} . Para efeito de ilustração são apresentados os cálculos referentes à obtenção do menor valor de r_{wl} . Os resultados completos, para todos os valores disponíveis de J_c , são mostrados na tabela 5.9.

I. Considera-se o menor valor de J_c a -90°C, que é igual a 16,9 KJ/m².

II. Calcula-se $\log\left(\frac{J_c}{B \cdot \sigma_o}\right) = -2,0855$.

- III. Conhecido o coeficiente de encruamento do material, $n=8,3$ e o valor obtido no item acima, usa-se um gráfico semelhante ao mostrado na figura 3.4, para a geometria específica do corpo de prova sendo testado, de modo a obter-se o valor de $Q=0,06$. Neste caso, em particular, foi adotada uma curva referente a um CP do tipo SENB (figura 4.6), de flexão, e não o da geometria C(T) utilizada nos testes. Isto se deveu ao fato das curvas para a geometria correta não estarem disponíveis por ocasião da preparação do trabalho.

Tabela 5.9 - Valores de r_{wl} - Fase B de Aplicação do FRAMTiC

J_c (KJ/m ²)	$J_c/(B^* \sigma_0)$	$\log(J_c/(B^* \sigma_0))$	Q	$[\sigma_c/\sigma_0]-Q$	$r_{wl}/(J/\sigma_0)$	r_{wl} (mm)
16,9	0,00156	-2,0855	0,06	3,18	5,5	0,172
29,6	0,00274	-2,5621	0,06	3,18	5,5	0,301
40,6	0,00376	-2,4249	0,06	3,18	5,5	0,414
66,2	0,00613	-2,2126	0,05	3,19	5,5	0,674
74,8	0,00693	-2,1595	0,04	3,20	5,4	0,748
89,4	0,00828	-2,0820	0,01	3,23	5,2	0,861
147,7	0,01368	-1,8640	-0,06	3,30	4,3	1,176
172,8	0,01600	-1,7959	-0,10	3,34	4,0	1,280
182,7	0,01692	-1,7717	-0,12	3,36	3,8	1,286
215,0	0,01991	-1,7010	-0,16	3,40	3,6	1,433
218,8	0,02026	-1,6934	-0,17	3,41	3,5	1,438
232,8	0,02156	-1,6664	-0,19	3,43	3,4	1,466
278,8	0,02581	-1,5881	-0,23	3,47	3,2	1,652
288,4	0,02670	-1,5734	-0,25	3,49	2,9	1,576
357,4	0,03309	-1,4802	-0,30	3,54	2,8	1,753

IV. Calcula-se a reta de clivagem deslocada de $-Q$. Assim, obtém-se uma reta com y constante e igual a

$$\frac{\sigma_c}{\sigma_0} - Q = 3,18 .$$

V. Conhecido o valor obtido no item IV, encontra-se o ponto de encontro da reta de clivagem com a curva de tensões similar àquela mostrada na figura 3.3. Este ponto tem

$$\text{como abscissa } \frac{r_{wl}\sigma_0}{J} = 5,5 .$$

VI. Como J e σ_0 são conhecidos, chega-se então a $r_{wl}=0,172$ mm. A título de ilustração, a figura 5.14 mostra uma plotagem de curvas de $\sigma/\sigma_0 \times r$, para 3 diferentes valores de J_c , sem que se tenha normalizado o eixo x .

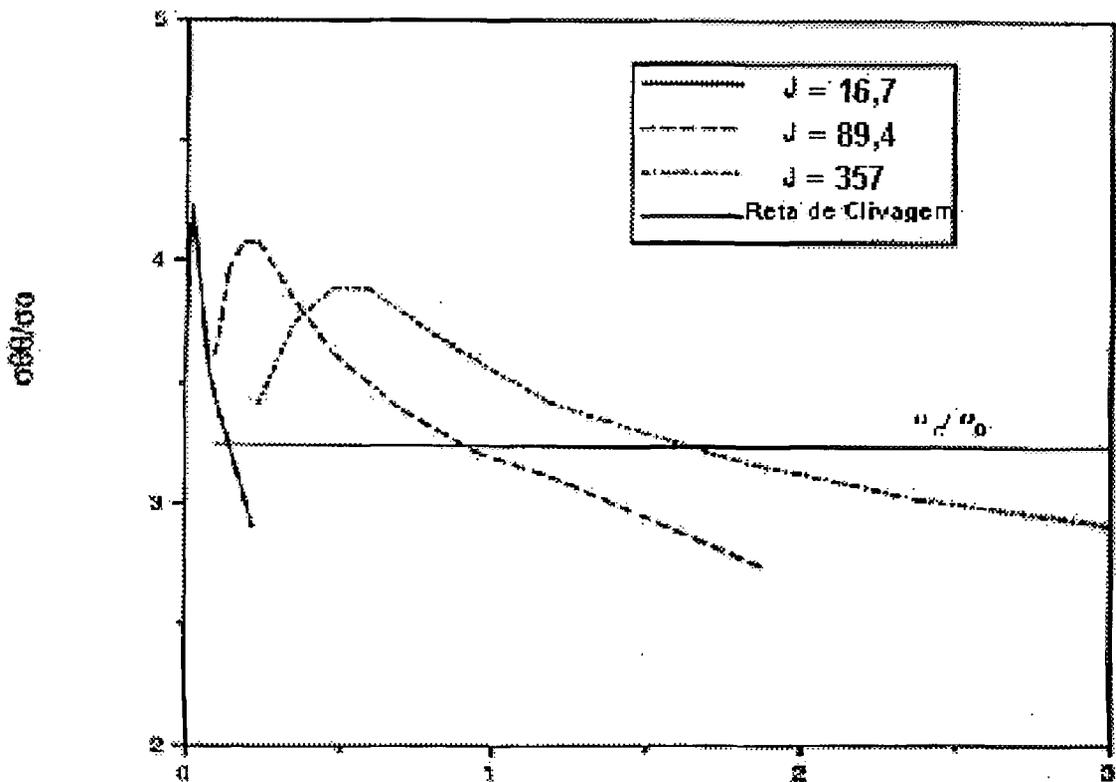


Figura 5.14 - Alguns Resultados de Tensão x Distância ao Elo-Mais-Fraco

Passa-se então à fase C do modelo, a da previsão do comportamento de tenacidade na nova temperatura, já conhecido o intervalo de r_{wl} característico do material. Seguindo o mesmo procedimento já adotado na segunda fase, somente o cálculo relativo ao primeiro r_{wl} é apresentado em detalhe. Todos os demais resultados para esta fase estão incluídos na tabela 5.10.

- I. Para a nova temperatura, tem-se um novo Q. No entanto, conforme já dito anteriormente, este Q é função do novo J_c a ser calculado. Assim, de modo a se poder utilizar o modelo, torna-se necessário assumir um valor inicial para Q. Aqui adotar-se-á como primeira aproximação de Q o mesmo valor usado na segunda fase, ou seja $Q = 0,06$.
- II. Com o valor da resistência ao escoamento na nova temperatura, $\sigma_o = 500$ MPa, pode-se calcular a expressão da reta de clivagem para a nova situação $\frac{\sigma_c}{\sigma_o} - Q = 3,44$.
- III. Definida a nova reta de clivagem, utiliza-se o gráfico da figura 3.3 e obtém-se o ponto de interseção dessa reta com a curva de tensões. A abscissa deste ponto é igual a $\frac{r_{wl}\sigma_o}{J} = 3,32$.
- IV. Assim, como r_{wl} e σ_o são conhecidos, pode-se calcular a primeira estimativa de J_c , igual a 25,8 MPa, referente ao menor valor de r_{wl} .
- V. Com o valor obtido no item IV, calcula-se $\frac{J_c}{B\sigma_o} = 0,0026$ e seu logaritmo decimal, que é igual a $-2,59$.

- VI. Com $n=8,3$ e o valor computado no item V, usa-se uma curva semelhante à mostrada na figura 3.4 para se obter $Q = 0,06$.
- VII. O valor de Q associado ao J_c calculado em IV deve ser comparado com a primeira estimativa de Q . Se os dois valores são próximos dentro de uma dada tolerância, então o valor obtido de J_c obtido é o valor previsto para a nova situação. Caso contrário, devem ser repetidos os passos de I a IV, usando o novo valor obtido de Q . Este procedimento deve ser repetido até que se obtenha a precisão desejada.

Tabela 5.10 - Resultados da Fase C de Aplicação do FRAMTiC

r_{wi} (mm)	Q (1ª. Iter.)	$[\sigma_c/\sigma_o]-Q$	$r_{wi}/(J/\sigma_o)$	J (KJ/m ²) (1ª. Iter.)	Q (2ª. Iter.)	$[\sigma_c/\sigma_o]-Q$	$r_{wi}/(J/\sigma_o)$	J (KJ/m ²) (2ª. Iter.)	J (KJ/m ²) (final)
0,172	0,06	3,44	3,32	25,8	0,06	3,44	3,32	25,8	25,8
0,301	0,06	3,44	3,32	45,5	0,06	3,44	3,32	45,5	44,7
0,414	0,06	3,44	3,32	62,3	0,06	3,44	3,32	62,3	61,3
0,674	0,05	3,45	3,20	105,3	0,04	3,46	3,10	108,7	104,8
0,748	0,04	3,46	3,10	120,6	0,01	3,49	3,04	123,0	119,1
0,861	0,01	3,49	3,04	141,6	-0,03	3,53	2,77	155,4	134,0
1,176	-0,06	3,56	2,74	214,6	-0,11	3,61	2,52	233,3	270,5
1,280	-0,10	3,60	2,60	246,2	-0,16	3,66	2,32	275,9	347,1
1,286	-0,12	3,62	2,44	263,5	-0,18	3,68	2,20	292,3	369,5
1,433	-0,16	3,66	2,32	308,8	-0,23	3,73	2,00	358,3	452,3
1,438	-0,17	3,67	2,24	321,0	-0,24	3,74	1,97	365,0	463,5
1,466	-0,19	3,69	2,16	339,4	-0,28	3,78	1,88	389,9	522,5
1,652	-0,23	3,73	2,00	413,0	-0,36	3,86	1,68	491,7	621,9
1,576	-0,25	3,75	1,94	406,2	-0,34	3,84	1,73	455,5	652,1
1,753	-0,30	3,80	1,84	503,5	-0,45	3,95	1,50	617,7	748,0

Para o caso aqui demonstrado, como o Q obtido foi igual ao Q inicialmente assumido, não há necessidade de se proceder a novas iterações e o valor de J_c previsto pelo modelo é de 25,8 MPa para uma temperatura de -60°C . No entanto, da observação da tabela 5.10, pode-se perceber que para outros valores de r_{wl} fazem-se necessárias novas iterações, uma vez que o valor calculado de Q após a primeira iteração difere substancialmente do valor inicialmente assumido. O número de iterações a serem processadas é função da precisão que o usuário do método deseja ter. Deve-se observar que, como as curvas de Q são obtidas a partir de simulação numérica por elementos finitos e não por experimentos realizados na corrida de aço utilizada no componente sendo analisado, nem sempre é vantajosa a tentativa de se obter uma precisão elevada. Some-se a isso a incerteza das medidas experimentais relativas ao cômputo do valor de J_c utilizado no processo.

Uma análise da qualidade dos resultados obtidos nesta previsão é apresentada no item 6.2.1 deste trabalho, com os resultados previstos a partir do uso do modelo FRAMTiC sendo comparados a resultados experimentais disponíveis para a mesma corrida do aço PVS na temperatura para a qual foi realizada a previsão, ou seja, -60°C ,

5.3.2 Utilizando os Dados Experimentais do Aço A 508 Classe 3 Testado em Oak Ridge

A partir dos resultados obtidos nos ensaios realizados no Oak Ridge National Laboratory com o aço A 508 Classe 3 brasileiro, que foram apresentados no item 5.1.3 deste trabalho, torna-se possível fazer uma previsão de tenacidade para uma nova temperatura usando-se o modelo FRAMTiC.

Foram testados conjuntos de corpos de prova em duas temperaturas, nas orientações T-L e L-T, conforme pode ser observado nas

tabelas 5.4 e 5.5. A escolha da segunda temperatura de teste, -120°C , recaiu sobre um valor mais próximo do valor calculado de T_0 , a temperatura de referência na transição (ASTM, 1996k), para a orientação T-L cujo cálculo é mostrado no Apêndice 4. O conhecimento dos resultados experimentais para uma segunda temperatura permitiu a comparação desses resultados com os valores previstos com o uso do FRAMTiC, criando-se condições para uma avaliação qualitativa do método.

A previsão foi assim realizada, a partir de dados de tenacidade à fratura J_c obtidos a temperatura de -120°C em corpos de prova de geometria Charpy pré-trincados nas orientações L-T e T-L, para uma nova situação de temperatura igual a -106°C e mesma geometria.

Neste exemplo são apresentados somente os resultados de previsão relativos aos valores máximo, mínimo e mediano da banda de espalhamento de J_c , de modo a mostrar que, mesmo em se utilizando um número menor de resultados de tenacidade na situação inicial, é possível obter-se uma previsão com boa precisão da banda de espalhamento dos resultados na nova situação desejada. As tabelas 5.11 a 5.16 apresentam o valor mediano da distribuição de J_c na situação inicial e os valores previstos na nova situação, para as orientações L-T e T-L, respectivamente, a partir da hipótese que as bandas de espalhamento de J_c são distribuições de Weibull.

No item 6.2.2 os valores aqui previstos são comparados com resultados experimentais, permitindo assim uma avaliação qualitativa do modelo FRAMTiC.

Tabela 5.11 – Cálculo de J_c mediano na Orientação L-T

i	$P_f(i)$	$\ln(\ln(1/(1-P_f)))$	J_c	K_{Jc}
1	0,074	-2,559	17,00	59,75
2	0,181	-1,612	53,93	106,42
3	0,287	-1,083	58,00	110,36
4	0,394	-0,693	66,09	117,81
5	0,500	-0,367	67,13	118,73
6	0,606	-0,070	67,20	118,79
7	0,713	0,221	88,37	136,23
8	0,819	0,537	91,73	138,79
9	0,926	0,955	108,33	150,83
Valor de Ajuste			$K_o = 125,61 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$	
Valor Mediano			$K_{Jc(\text{med})} = 116,36 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$	
			$J_{c(\text{med})} = 64,48 \text{ KJ/m}^2$	

Tabela 5.12 – Cálculo de Valores de r_{wl} na Orientação L-T

i	J_c	$\log J_c/(B.\sigma_o)$	$Q (1^{\text{a}}.\text{Iter.})$	$(\sigma_c/\sigma_o)-Q$	$r/(J/\sigma_o)$	J/σ_o	r_{wl}
1	17,00	-2,548	0,030	2,886	8,577	0,028	0,243
2	64,48	-1,969	-0,066	2,983	6,843	0,107	0,735
3	108,33	-1,743	-0,162	3,079	5,404	0,181	0,976

Tabela 5.13 – Previsão dos Valores de J_c para a Nova Temperatura
Orientação L-T

i	$Q (1^{\text{a}}.\text{Iter.})$	$(\sigma_c/\sigma_o)-Q$	$r/(J/\sigma_o)$	$J_c (\text{final})$
1	0,030	3,12	4,76	28,35
2	-0,070	3,22	3,81	107,19
3	-0,160	3,32	3,15	171,84

Tabela 5.14 – Cálculo de J_c mediano na Orientação T-L

i	$P_f(i)$	$\ln(\ln(1/(1-P_f)))$	J_c	K_{Jc}
1	0,109	-2,156	23,61	70,41
2	0,266	-1,175	27,47	75,95
3	0,422	-0,602	34,05	84,56
4	0,578	-0,147	52,97	105,47
5	0,734	0,282	57,59	109,97
6	0,891	0,794	114,36	154,97
Valor de Ajuste			$K_o = 116,04 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$	
Valor Mediano			$K_{Jc(\text{med})} = 107,63 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$	
			$J_{c(\text{med})} = 55,17 \text{ KJ/m}^2$	

Tabela 5.15 – Cálculo de Valores de r_{wl} na Orientação T-L

i	J_c	$\log J_c/(B \cdot \sigma_o)$	Q (1ª. Iter.)	$(\sigma_c/\sigma_o)-Q$	$r/(J/\sigma_o)$	J/σ_o	r_{wl}
1	23,61	-2,405	0,020	2,896	8,384	0,039	0,330
2	55,17	-2,036	-0,047	2,964	7,162	0,092	0,659
3	179,61	-1,720	-0,177	3,064	5,209	0,191	0,993

Tabela 5.16– Previsão dos Valores de J_c para a Nova Temperatura
Orientação T-L

i	Q (1ª. Iter.)	$(\sigma_c/\sigma_o)-Q$	$r/(J/\sigma_o)$	J_c (final)
1	0,020	3,13	4,64	39,45
2	-0,050	3,20	4,00	91,42
3	-0,180	3,33	3,00	183,80

5.4 Exemplo de Previsão de Tenacidade em Trincas 3-D

Um exemplo numérico desta aplicação é a previsão da tenacidade à fratura para um painel em tração com uma trinca superficial (figura 5.15), a partir dos resultados experimentais conhecidos para corpos de prova de geometria C(T). Neste exemplo, assumiu-se que a situação inicial seria a mesma do exemplo apresentado no item 5.3.1, ou seja, foram utilizados os resultados de tenacidade medidos a uma temperatura de -90°C , obtidos nos ensaios realizados na empresa alemã GKSS, em corpos de prova fabricados com o material 20MnMoNi55 (Landes, 1992).

As características geométricas da trinca existente no painel em tração, para a qual é realizada a previsão com o uso do modelo FRAMTiC, são mostradas na tabela 5.17. Sua escolha deveu-se ao fato desta ter sido a mesma geometria utilizada por Dodds et al.(1992) para avaliar os valores de Q para uma trinca superficial em um placa sujeita à tração. As curvas de Q definidas naquele trabalho e mostradas na figura 5.16, são utilizadas para o cálculo de Q para a situação em que se deseja prever a tenacidade. Conforme já discutido no item 3.5, deve-se considerar que o valor de Q não varia em uma certa região da frente de trincas superficiais, conforme visto na figura 3.9.

Tabela 5.17 – Características geométricas da trinca superficial

a	=	12 mm
a / t	=	0,25
a / 2c	=	1/6

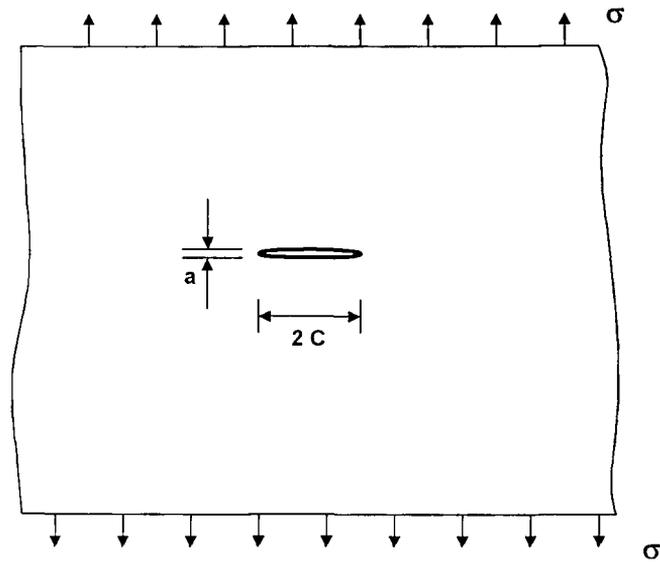


Figura 5.15 – Painel em tração com trinca central superficial

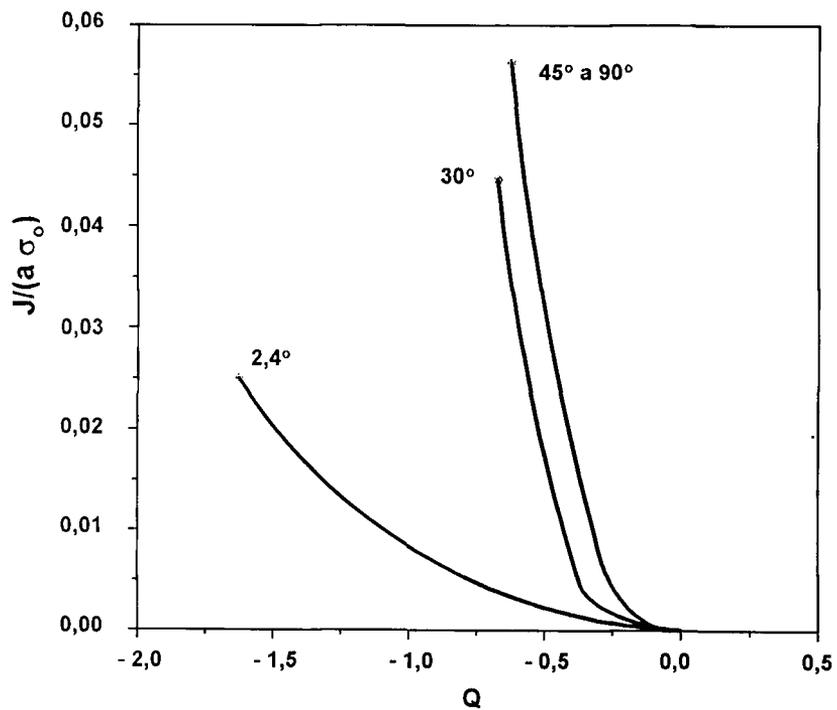


Figura 5.16 – Curvas de Q para geometria CCT (Dodds, 1992)

Os resultados obtidos nesta previsão, para os valores máximo, mediano e mínimo de tenacidade à fratura, são apresentados na figura 5.17. Como não existem dados experimentais disponíveis, até o momento, a serem

comparados com os resultados obtidos pelo modelo, não é ainda possível avaliar o sucesso desta previsão.

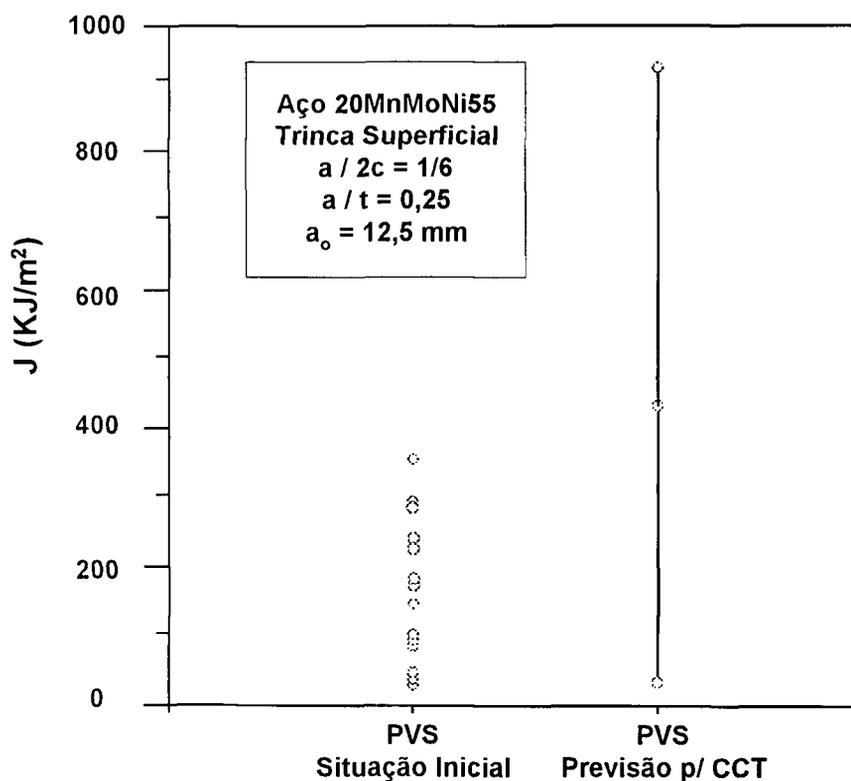


Figura 5.17 – Previsão para trinca superficial

Até o atual estágio desta pesquisa, o valor desta aplicação é o de fornecer sugestões de como tratar a variação dos parâmetros J e Q ao redor da ponta da trinca e como posicionar o elo-mais-fraco para serem feitas previsões usando o modelo FRAMTiC.

5.5 Exemplo de Previsão do Fim da Transição

Conforme explicado no item 3.4.2, o FRAMTiC é capaz de prever o fim da região de transição e conseqüente início do patamar superior. Este procedimento é ilustrado na figura 5.18, onde é mostrado o valor de J_c mediano e a temperatura correspondente em que o comportamento de transição chega ao fim. Para esta previsão foram considerados os valores medianos das distribuições de tenacidade em cada temperatura verificada. O resultado obtido é, no entanto, função da tensão de clivagem arbitrada. Os valores mostrados na figura em questão foram calculados a partir de resultados de tenacidade obtidos em ensaios realizados com material alemão 20MnMoNi55, que foram extraídos do trabalho de Landes (1992).

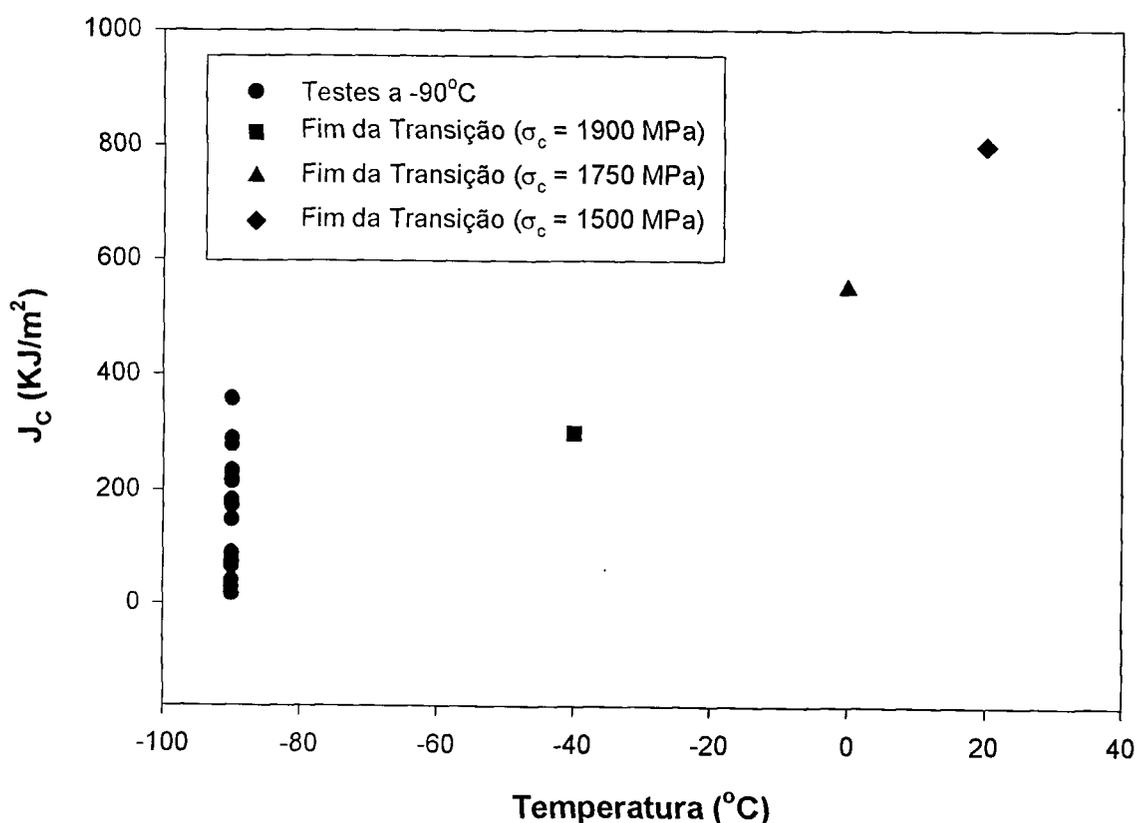


Figura 5.18 – Previsão do Fim da Transição

5.6 Exemplo de Previsão da Tensão de Clivagem

A partir de fractografias realizadas nas superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados em Oak Ridge foi possível calcular o valor da tensão de clivagem do aço A508 Classe 3 testado e assim comparar com o valor inicialmente adotado em previsões feitas com o FRAMTiC. (1750 MPa).

Para tal finalidade foram utilizados alguns valores de r_{wI} medidos a duas temperaturas em corpos de prova Charpy, tendo sido aplicadas as propriedades do aço A508 Classe 3 listadas na tabela 5.18.

Tabela 5.18 – Propriedades geométricas e mecânicas do A508 Classe 3

B = W	10 mm
b	5 mm
a/W	0,5
n (*)	10
σ_c	1750 MPa
σ_o	550 MPa (a -106°C) 600 MPa (a -120°C)

(*) = coeficiente de encruamento do material

O procedimento descrito no item 3.4.3 foi então aplicado para os valores de r_{wI} mostrados na tabela 5.19. Os resultados obtidos, também incluídos na mesma tabela, estão dentro ou próximos do intervalo de valores definidos por Heerens et al. (1991) para o aço 20MnMoNi55 e similares, dentre os quais o A508 Classe 3 usado neste trabalho. Na figura 5.19 são mostrados os resultados da tensão de clivagem, prevista com o FRAMTiC, junto com os valores máximo e mínimo definidos por Heerens e com o valor adotado para a obtenção da banda de

espalhamento da tenacidade em uma nova temperatura (1750 MPa). Da sua observação pode-se concluir que o FRAMTiC é uma ferramenta capaz de auxiliar na estimativa e na verificação de valores de tensão de clivagem de materiais estruturais que possuam comportamento caracterizado por transição dúctil-frágil.

Tabela 5.19 – Previsão da Tensão de Clivagem Usando o FRAMTiC

T (°C)	J _c (KJ/m ²)	J _c /bσ _o	Q	(σ _c -σ _o)-Q	r _{wl} /(J/σ _o)	r _{wl} (mm)	σ _c /σ _o	σ _c (MPa)
-120	61,72	0,021	-0,197	3,62	1,72	0,177	3,4	2040
-120	66,43	0,022	-0,220	3,45	2,22	0,245	3,2	1920
-120	111,19	0,037	-0,396	3,74	1,41	0,260	3,3	1980
-106	116,18	0,042	-0,438	3,64	1,65	0,345	3,2	1760
-120	91,73	0,031	-0,325	3,53	1,98	0,302	3,2	1920
-120	67,13	0,022	-0,227	3,44	2,28	0,254	3,2	1920
-120	66,09	0,022	-0,220	3,65	1,62	0,178	3,4	2040
-120	17,00	0,006	0,003	3,29	3,33	0,097	3,2	1920

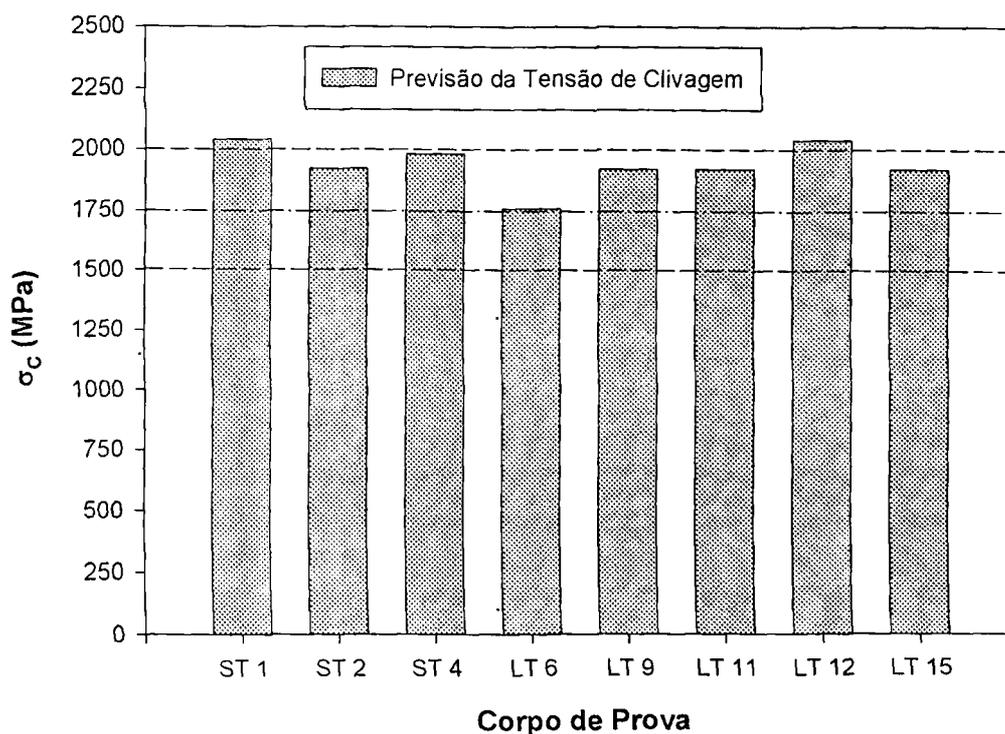


Figura 5.19 – Tensão de Clivagem Prevista x Adotada (A 508 Classe 3)

6 ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS:

6.1 Observações Iniciais

Neste capítulo são apresentadas análises dos resultados obtidos com o FRAMTiC, de forma a permitir avaliações quantitativas e qualitativas de suas previsões. Adicionalmente, usando-se os resultados de testes realizados com o material brasileiro em Oak Ridge, apresenta-se a comprovação de algumas das hipóteses assumidas neste modelo de previsão de tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil.

6.2 Comparação de Resultados Experimentais com Aqueles Previstos pelo Modelo - Trincas 2-D

6.2.1 Usando Valores de Tenacidade Inicial Retirados da Literatura

A tabela 6.1 apresenta dados experimentais obtidos a -60°C , do aço 20MnMoNi55, extraídos dos trabalhos de Landes (1992). Junto com esses resultados são apresentados os valores de tenacidade à fratura previstos para esta temperatura, com o modelo FRAMTiC, a partir de resultados de ensaios realizados com o mesmo material a -90°C .

Devido ao número de testes a -60°C ser menor do que o número de valores previstos, para que seja possível uma avaliação qualitativa dos resultados obtidos com o FRAMTiC, foram considerados somente o valor mediano e os limites inferior e superior de cada um dos grupos de resultados.

Esta comparação é apresentada na tabela 6.2, a partir da qual pode ser constatado que o modelo FRAMTiC produz previsões que são conservadoras em termos de valor mínimo e bastante próximas aos resultados experimentais, quando analisados os valores mediano e superior de tenacidade previstos.

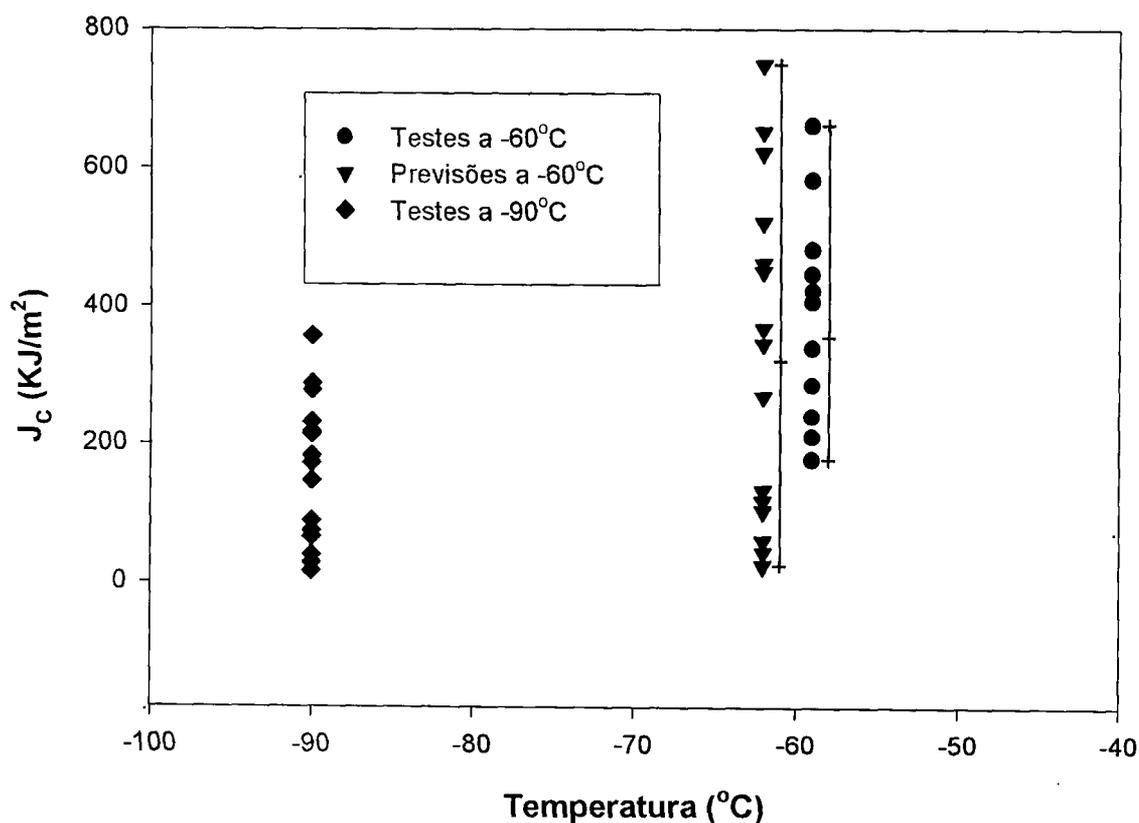
Tabela 6.1 - Valores Previstos x Resultados Experimentais de J_c , PVS

Aço PVS, W=50mm, B=20mm		
Resultado #	valor de J_c (KJ/m ²) a -60°C	
	Previsão (FRAMTiC)	Ensaio (GKSS)
1	25,8	178,2
2	44,7	211,8
3	61,3	241,2
4	104,8	286,9
5	119,1	340,3
6	134,0	408,0
7	270,5	424,1
8	347,1	447,5
9	369,5	483,4
10	452,3	582,3
11	463,5	660,8
12	522,5	
13	621,9	
14	652,1	
15	748,0	

**Tabela 6.2 – Comparação entre Valores Previstos e Experimentais
(Aço 20MnMoNi55)**

J_c (KJ/m ²)	Valor Medido à - 60°C	Valor Previsto
Limite Inferior	178,2	25,8
Valor Mediano	356,5	321,9
Limite Superior	660,8	748,0

A figura 6.1 inclui os valores experimentais medidos no 20MnMoNi55 a -90°C e -60°C, bem como os limites superior e inferior dos valores previstos nessa segunda temperatura.



**Figura 6.1 - Resultados Experimentais x Previsão do Modelo
Aço 20 MnMoNi55**

Os resultados obtidos para este material contribuem para a conclusão de que é possível aplicar o modelo FRAMTiC com segurança para a previsão de tenacidade à fratura a novas temperaturas, para um dado material e geometria de corpo de prova.

6.2.2 Usando Valores de Tenacidade Inicial Obtidos em Oak Ridge

Para os dados experimentais obtidos em ensaios executados com o aço A 508 Classe 3 no ORNL, também foi possível a avaliação da qualidade das previsões de tenacidade realizadas com o modelo FRAMTiC.

Para tal foram utilizados os resultados de ensaios de tenacidade à fratura executados a -120°C , mostrados nas tabelas 5.4 e 5.5, e então previstos os valores de tenacidade a -106°C , conforme apresentado nas tabelas 5.11 a 5.16. Este processo foi realizado para as orientações L-T e T-L, onde resultados experimentais também encontravam-se disponíveis para esta segunda temperatura.

As tabelas 6.3 e 6.4 apresentam comparações do valor mediano e dos limites inferior e superior dos resultados previstos usando o FRAMTiC, em termos de J_c , com aqueles obtidos experimentalmente a -106°C . Da observação destas tabelas pode-se constatar que as previsões são bastante próximas, principalmente para o valor mediano, sendo conservadora a definição da banda de espalhamento dos valores previstos de tenacidade.

As figuras 6.2 e 6.3 incluem, para respectivamente as orientações T-L e L-T, os valores experimentais medidos a -120°C e -106°C no aço A 508

Classe 3, bem como o valor mediano e os limites superior e inferior dos valores previstos nessa segunda temperatura.

Esses resultados contribuem para reforçar a conclusão formulada em 6.2.1 de que é possível aplicar o modelo FRAMTiC com segurança para a previsão de tenacidade à fratura.

**Tabela 6.3 – Comparação entre Valores Previstos e Experimentais
(Aço A 508 Classe 3 – Orientação T-L)**

J_c (KJ/m ²)	Valor Medido à – 106°C	Valor Previsto
Limite Inferior	52,99	39,45
Valor Mediano	97,30	91,42
Limite Superior	179,61	183,80

**Tabela 6.4 – Comparação entre Valores Previstos e Experimentais
(Aço A 508 Classe 3 – Orientação L-T)**

J_c (KJ/m ²)	Valor Medido à – 106°C	Valor Previsto
Limite Inferior	31,09	28,35
Valor Mediano	95,22	107,19
Limite Superior	169,46	171,84

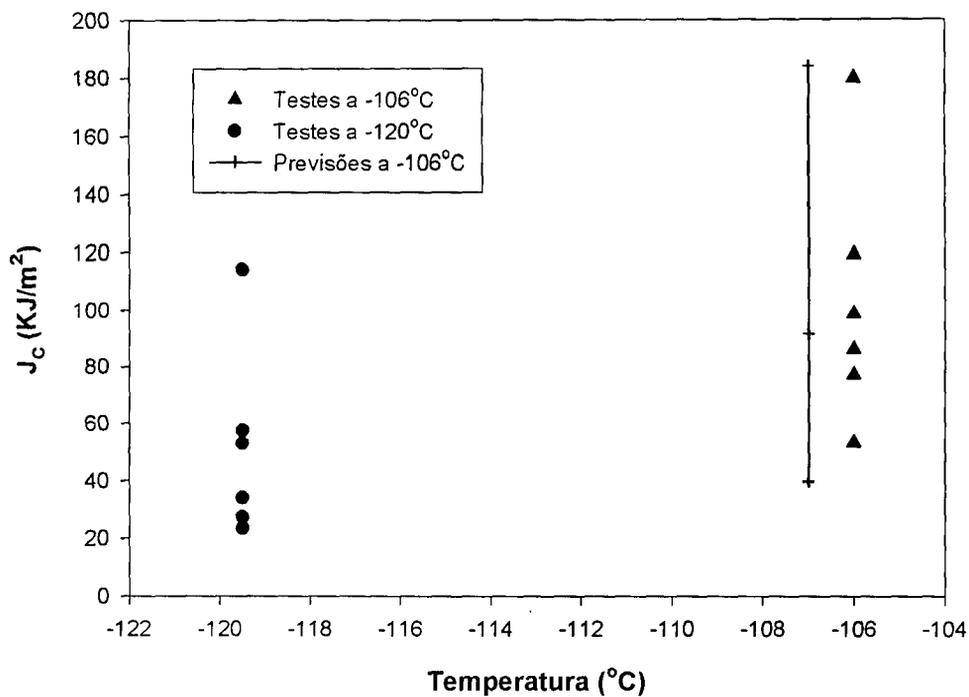


Figura 6.2 - Resultados Experimentais x Previsão do Modelo
Aço A 508 Classe 3 – Orientação T-L

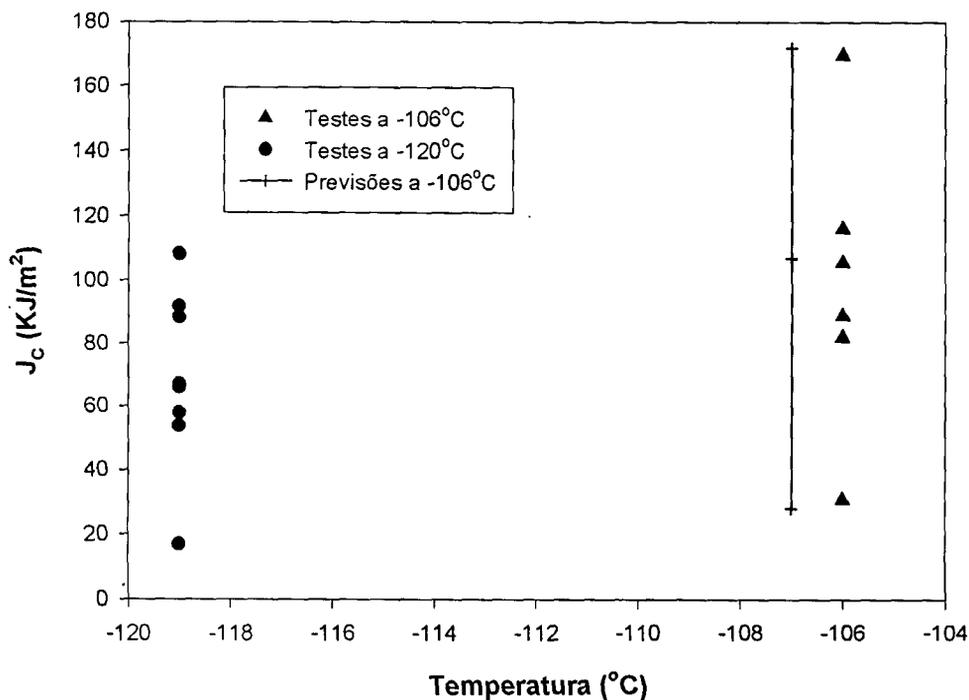


Figura 6.3 - Resultados Experimentais x Previsão do Modelo
Aço A 508 Classe 3 – Orientação L-T

6.3. Verificação da Hipótese de Elo-Mais-Fraco Adotada no Modelo

A verificação da hipótese de elo mais fraco pode ser realizada a partir da comprovação experimental que a variação da tenacidade à fratura J_c é diretamente proporcional à distância da ponta da pré-trinca de fadiga ao elo mais fraco responsável pelo gatilho do processo de fratura.

De modo a comprovar a validade desta hipótese foram utilizados valores de J_c e r_{wl} , mostrados na tabela 6.5, medidos para o aço A 508 Classe 3 em ensaios realizados no ORNL. Estes resultados, referentes a duas orientações distintas dos CPs (S-T e T-L), demonstram que ao crescimento do valor de tenacidade está associado um crescimento de r_{wl} , sem que no entanto tenha sido possível identificar uma correlação quantitativa entre essas duas grandezas. Isto pode ser motivo para pesquisas futuras, onde estaria envolvido um grande número de atividades experimentais.

**Tabela 6.5 – Valores de Tenacidade x Distância ao Elo-mais-fraco
Ensaio Realizados em Oak Ridge**

Corpo de Prova		Propriedades de Fratura		Temp. Teste
Tipo	Denominação	J_c (KJ/m ²)	r_{wl} (μm)	°C
CVN	ST-1	61,72	177	-120,6
CVN	ST-2	66,43	245	-120,6
CVN	ST-4	111,19	260	-120,6
CVN	LT-6	116,18	345	-106,7
CVN	LT-9	91,73	302	-120,6
CVN	LT-11	67,13	254	-120,6
CVN	LT-12	66,09	178	-120,6
CVN	LT-15	17,00	97	-120,6

6.4 Verificação da Hipótese da Distribuição de Weibull de J_c e r_{wl}

De modo a verificar a hipótese adotada no FRAMTiC de que os valores de J_c e r_{wl} são distribuições de Weibull, foram utilizados dados da literatura (Landes, 1992) e também dados do material brasileiro testado em Oak Ridge (DeAquino e Liendo, 1995).

6.4.1 Utilizando Dados Experimentais Disponíveis na Literatura

Para as previsões realizadas com o modelo FRAMTiC a partir de medições experimentais realizadas por Landes (1992), foram analisados resultados de tenacidade à fratura J_c e de distância ao elo mais fraco, r_{wl} .

A partir de um grupo de resultados de J que formavam uma distribuição perfeita de Weibull, com declividade igual a 2, foi obtido um grupo de valores previstos de J que podiam ser ajustados por uma reta de declividade igual a 1,85, em coordenadas de Weibull. Este fato contribui para validar esta hipótese assumida no desenvolvimento do modelo FRAMTiC.

Os resultados acima citados, mostrados na figura 6.4, referem-se a valores de tenacidade medidos em ensaios a -90°C e previstos a -60°C , para corpos de prova de geometria C(T) com espessura de 25 mm, que fazem parte dos resultados apresentados no item 5.3.1 deste trabalho.

Os valores de r_{wl} correspondendo aos valores de J_c acima considerados também são uma distribuição de Weibull de 2 parâmetros, com declividade 2,17, conforme mostrado na figura 6.5.

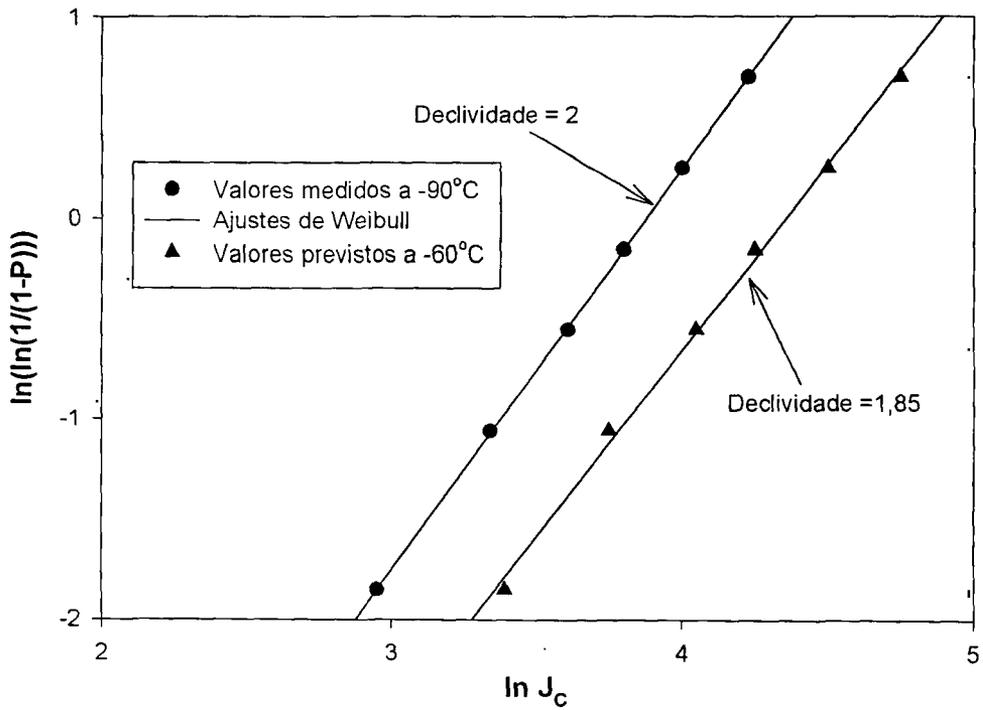


Figura 6.4 - Ajustes de Weibull para J_c
(20MnMoNi55)

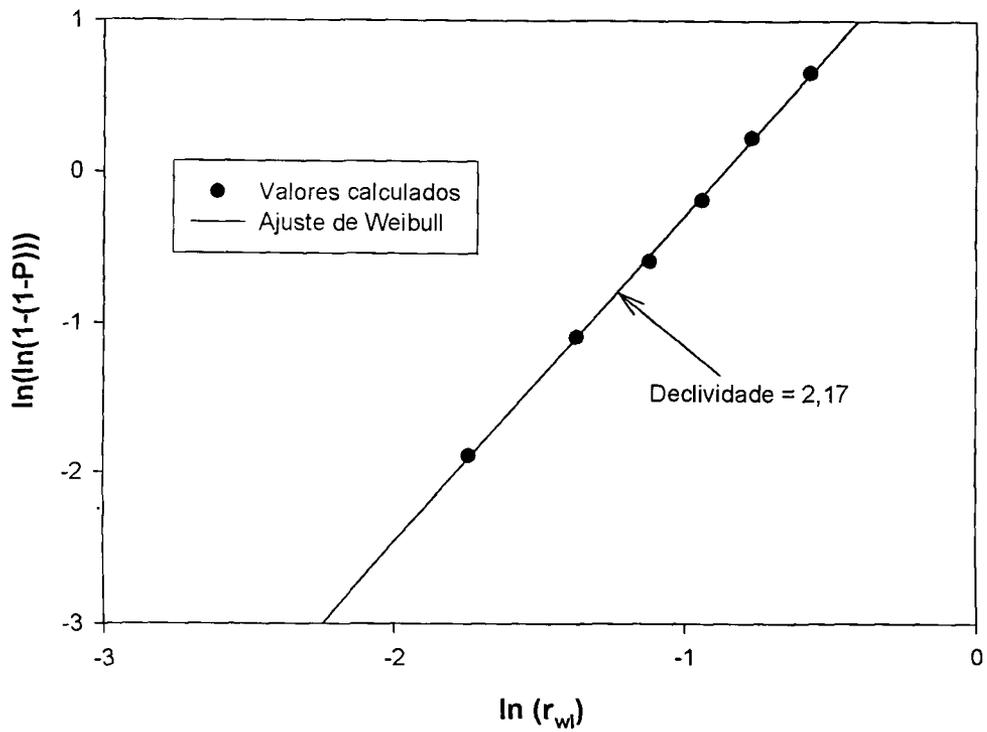


Figura 6.5 - Ajuste de Weibull para r_{wl} (20MnMoNi55)

6.4.2 Utilizando os Dados Experimentais do Aço A 508 Classe 3 Testado em Oak Ridge

Segue-se a apresentação do procedimento utilizado para a verificação da hipótese em questão para o aço A 508 Classe 3, ensaiado no ORNL. Inicialmente, mostrar-se-á que os valores experimentais obtidos nas 3 orientações, S-T, T-L e L-T, podem ser ajustados por distribuições de Weibull de 3 parâmetros modificadas com alto grau de confiabilidade.

As figuras 6.6 a 6.10 apresentam gráficos em coordenadas de Weibull onde estão plotados os valores experimentais obtidos e a reta de ajuste de Weibull, definida segundo a equação 2.10. Deve ser frisado que todos os valores de tenacidade foram originalmente medidos em corpos de prova de geometria Charpy, com espessura de 10mm (0,4T) e transformados para seus equivalentes de espessura unitária (25 mm ou 1T).

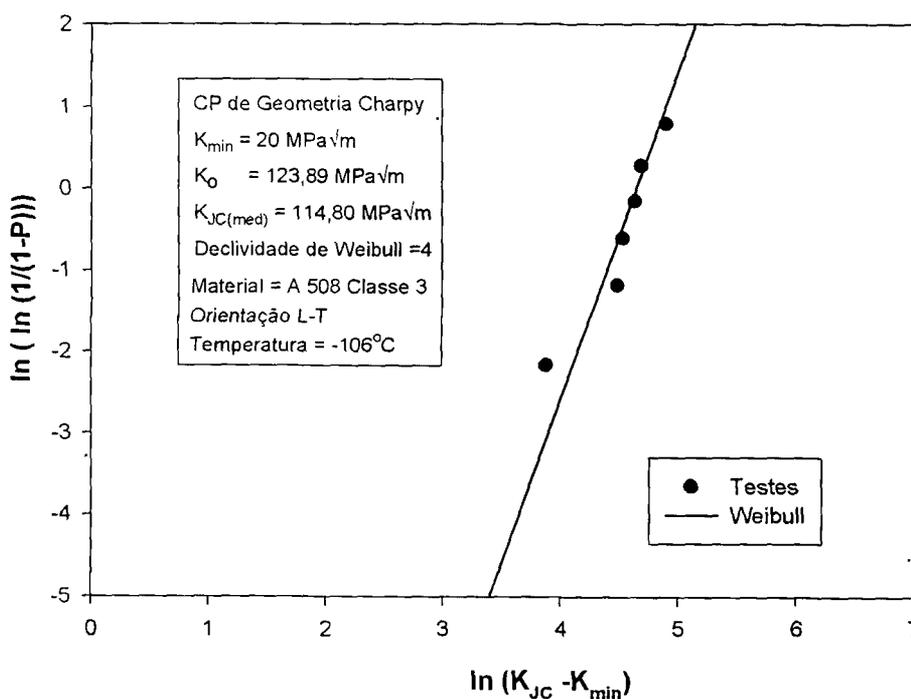


Figura 6.6 - Ajustes de Weibull para K_{JC}
 (A508 Classe 3 – Orientação L-T a -106°C)

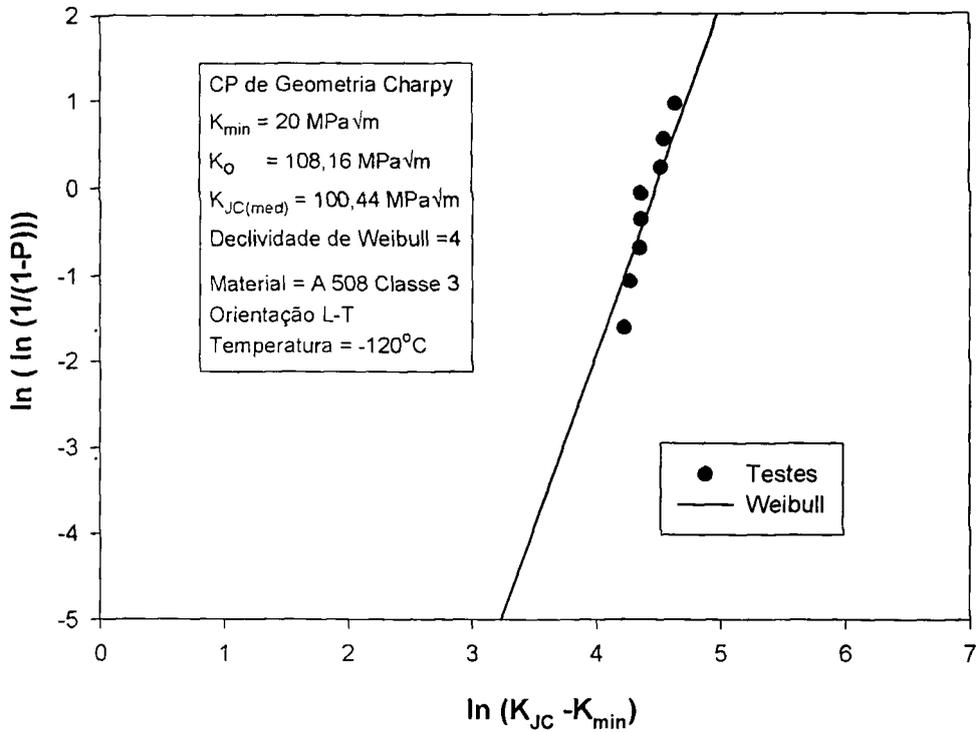


Figura 6.7 - Ajustes de Weibull para K_{JC}
 (A508 Classe 3 – Orientação L-T a -120°C)

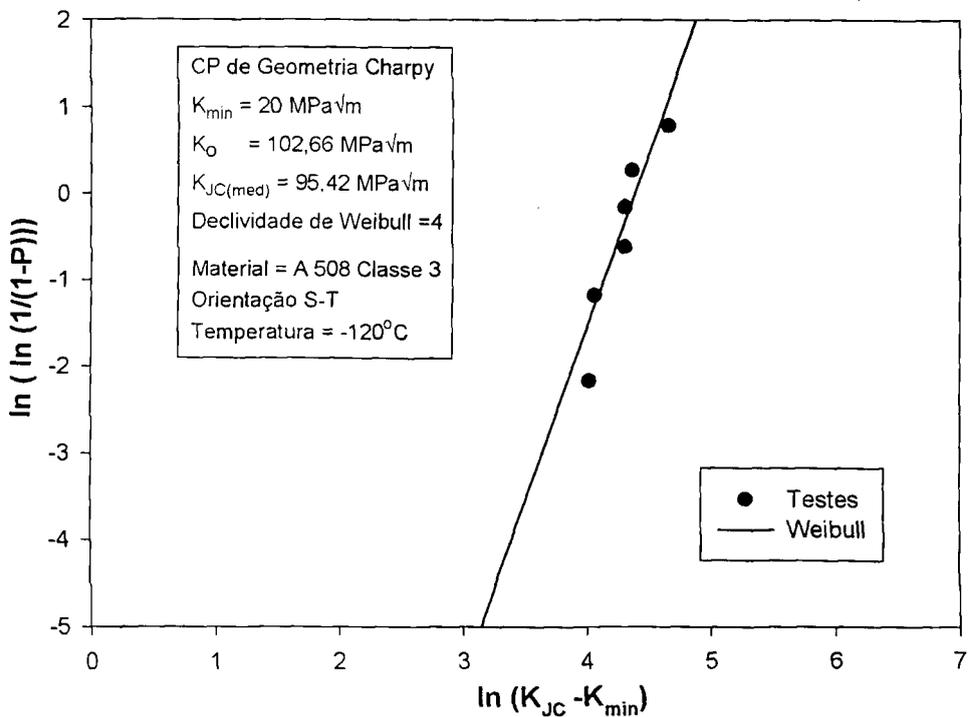


Figura 6.8 - Ajustes de Weibull para K_{JC}
 (A508 Classe 3 – Orientação S-T a -120°C)

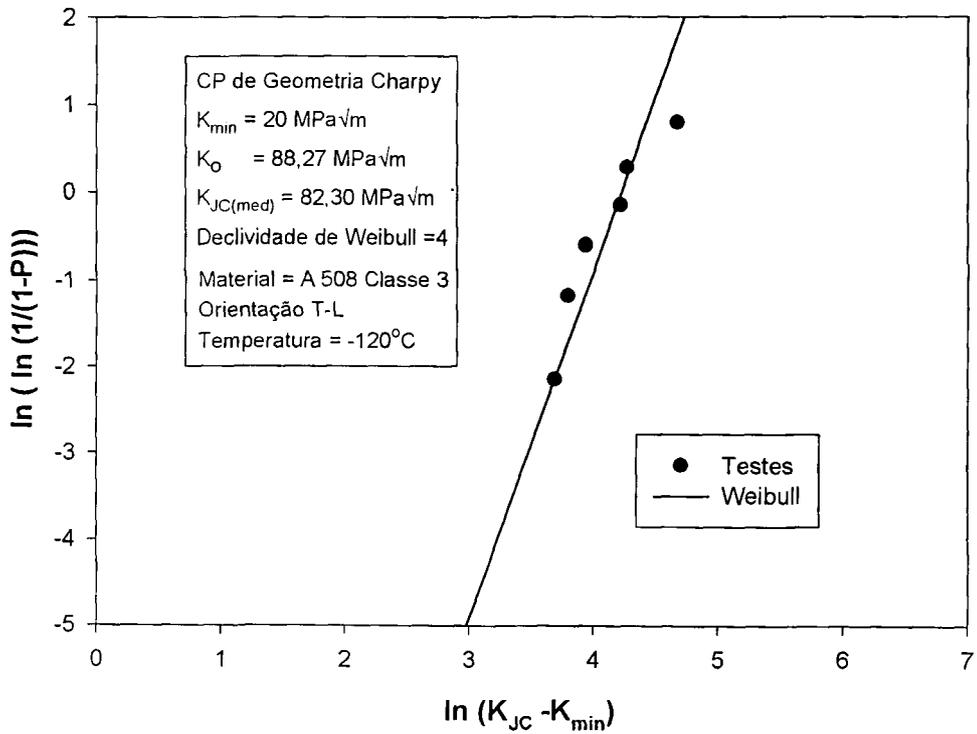


Figura 6.9 - Ajustes de Weibull para K_{JC}
 (A508 Classe 3 – Orientação T-L a -120°C)

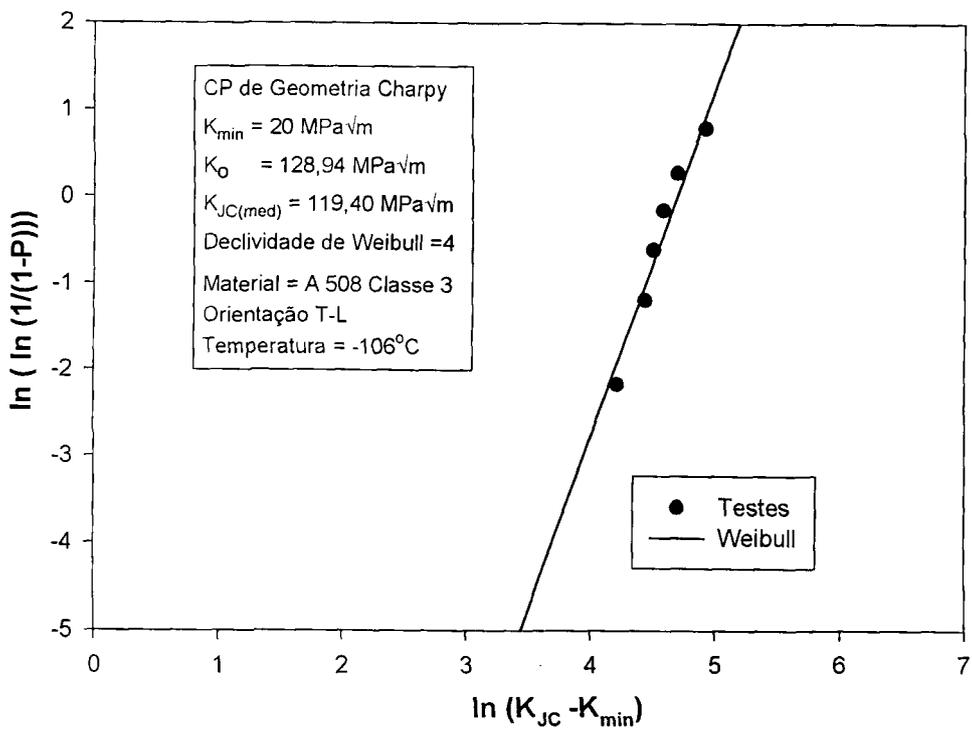


Figura 6.10 - Ajustes de Weibull para K_{JC}
 (A508 Classe 3 – Orientação T-L a -106°C)

6.5 Verificação da Independência do Valor da Tenacidade em Relação à Orientação dos Corpos de Prova

Foram realizados ensaios em corpos de prova de geometria Charpy em 3 diferentes orientações, L-T, T-L e S-T. Na tabela 6.7, mostrada a seguir, os valores listados referem-se aos valores medidos em CP de geometria Charpy transformados para seus equivalentes de espessura unitária (25 mm ou 1T), em atendimento à proposta de norma da ASTM (1996k) para ensaios de tenacidade na região de transição dúctil-frágil.

Tabela 6.7 – Comparação de K_{Jc} Mediano Calculado para as 3 Orientações Testadas – Aço A 508 Classe 3

Orientação	L-T		T-L		S-T
Temp de teste (°C)	-106	-120	-106	-120	-120
$K_{Jc(\text{med})}$ (MPa√m)	114,8	100,4	119,4	82,3	95,4
T_o (°C)	-116,1	-120,3	-118,9	-104,7	-116,4

Após comparados os valores medianos de tenacidade calculados para as 3 orientações e as 2 temperaturas de testes, conclui-se que, para o material testado, a tenacidade pode ser considerada independente da orientação. Apesar de todas as incertezas experimentais, a diferença entre o maior e o menor valor computado de tenacidade mediana é inferior a 20 %, para cada temperatura considerada. Em relação à temperatura de referência na transição T_o , sua variação foi inferior a 15% em qualquer uma das 5 condições de cálculo.

7 CONCLUSÕES:

A partir do conhecimento de resultados obtidos em testes realizados nas instalações do Oak Ridge National Laboratory, nos EUA, em um aço brasileiro A508 Classe 3, junto com valores experimentais do aço alemão 20MnMoNi55 existentes na literatura, pode-se chegar às seguintes conclusões:

- O modelo FRAMTiC é capaz de prever para geometrias de corpos de prova com trincas 2-D, com pequena margem de erro, a tenacidade à fratura em uma nova situação de temperatura a partir de resultados de testes realizados em uma situação inicial.
- O modelo apresenta uma metodologia para prever o fim da região de transição e conseqüente início do patamar superior, através da identificação da temperatura a partir da qual o elo-mais-fraco não é mais atingido por um nível de tensões capaz de disparar a clivagem;
- A partir de observações fractográficas dos CPs ensaiados de A 508 Classe 3 que permitiram medir a distância da ponta da trinca ao elo-mais-fraco, r_{wl} , foi possível verificar o valor inicialmente adotado para a tensão de clivagem, 1750 MPa. Os valores obtidos, mostrados na figura 5.19, posicionam-se dentro ou muito próximos do intervalo obtido por Heerens et al.;
- As fractografias permitiram a validação da hipótese do elo-mais-fraco, uma vez que foi possível observar que a um crescimento de r_{wl} correspondia um aumento no valor de J_c .
- Verificou-se a validade da hipótese de que os valores de J_c e r_{wl} seriam distribuições de Weibull, através da utilização de valores

experimentais e previstos com o FRAMTiC, tanto para o aço 20MnMoNi55 quanto para o A 508 Classe 3;

- Os testes realizados com o A 508 Classe 3 demonstram que, apesar das incertezas experimentais, os valores medianos de tenacidade medido e previsto e o valor calculado da temperatura de referência na transição T_0 , definida na proposta de norma da ASTM para esta região, não apresentam grande variação quando consideradas diferentes orientações de CP. Para a tenacidade, a variação encontrada foi menor que 20%, enquanto que para T_0 , menor que 15%.

Conforme já mencionado, uma modificação na metodologia original do FRAMTiC foi sugerida, de forma a permitir o estudo de corpos de prova contendo trincas superficiais, as mais usuais em estruturas reais. Um exemplo numérico foi discutido, ficando no entanto comprometida a avaliação da qualidade de seus resultados pela falta de valores experimentais para comparação.

Como produto complementar deste trabalho é importante mencionar que a realização dos testes nos corpos de prova de geometria Charpy do material brasileiro para obtenção da tenacidade à fratura por clivagem, usando a proposta de norma da ASTM para a região de transição, permitiu ao grupo de Mecânica da Fratura do Oak Ridge National Laboratory avaliar pela primeira vez a aplicação da norma a esta geometria. A partir dos resultados obtidos, apresentados no item 5.1, este grupo de trabalho concluiu pela necessidade de reavaliação do número mínimo de corpos de prova replicantes testados para esta geometria em particular para que sejam válidas as hipóteses adotadas naquele documento, para a preparação da chamada curva-mestra de tenacidade do material. Tais conclusões foram enviadas aos integrantes do Comitê E-08 de Fadiga e Fratura, responsável pela aprovação desta nova norma ASTM, tendo sido considerados nas alterações incluídas na última versão provisória da proposta de norma, *Draft 15*, publicada em 13/06/97.

Finalmente, foram identificados alguns pontos que, no entender deste autor, merecem uma pesquisa mais profunda, podendo ser tema de trabalhos futuros:

- Levantamento mais preciso das curvas de Q para um número maior de geometrias, ou mesmo, a definição de um procedimento padrão simplificado para a obtenção da curva de Q para uma geometria genérica;
- Levantamento do valor da tensão de clivagem para um grupo maior de materiais estruturais atualmente utilizados em projetos;
- Aperfeiçoamento da capacidade do FRAMTiC de calcular a tensão de clivagem do material, a partir do conhecimento de r_{wi} ;
- Aperfeiçoamento da capacidade do FRAMTiC de fazer previsões para geometrias de corpos de prova contendo trincas superficiais;
- Estudo da sensibilidade do modelo a variações na microestrutura;
- Análise da influência da trinca crescente em previsões de tenacidade.

APÊNDICE 1:

DESCRIÇÃO DA OBTENÇÃO DE UMA DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL DE 2 PARÂMETROS

Em uma distribuição de Weibull de 2 parâmetros, as duas incógnitas a serem determinadas são a declividade da reta de ajuste dos valores de J_c , em coordenadas de Weibull, e o valor de J_c próximo à mediana da distribuição. Este apêndice demonstra o procedimento utilizado para a obtenção dessas incógnitas.

Inicialmente, mostrar-se-á a definição das coordenadas de Weibull e sua correlação com as incógnitas a serem determinadas. A distribuição originalmente definida por Weibull (1951), também conhecida como distribuição de Weibull de 2 parâmetros, é regida pela seguinte expressão quando aplicada à tenacidade à fratura:

$$\begin{aligned} P(J_c) &= \text{probabilidade (tenacidade ser } < J_c) \\ &= 1 - \exp\left[-\left(\frac{J_c}{b}\right)^c\right] \end{aligned} \quad (\text{A1.1})$$

assim:

$$\begin{aligned} 1 - P &= \text{probabilidade (tenacidade ser } > J_c) \\ &= \exp\left[-\left(\frac{J_c}{b}\right)^c\right] \end{aligned} \quad (\text{A1.2})$$

Sabendo-se que:

$$-\ln(x) = \ln\left(\frac{1}{x}\right) \quad (\text{A1.3})$$

e que:

$$\ln(1-P) = \left[-\left(\frac{J_c}{b}\right)^c\right] \quad (\text{A1.4})$$

então:

$$\ln \ln \left(\frac{1}{1-P} \right) = \ln \left(\frac{J_c}{b} \right)^c \quad (\text{A1.5})$$

$$\ln \ln \left(\frac{1}{1-P} \right) = c \ln \left(\frac{J_c}{b} \right) \quad (\text{A1.6})$$

$$\ln \ln \left(\frac{1}{1-P} \right) = c [\ln(J_c) - \ln(b)] \quad (\text{A1.7})$$

$$\ln \ln \left(\frac{1}{1-P} \right) = c \ln(J_c) + (-c \ln(b)) \quad (\text{A1.8})$$

que é a equação de uma reta do tipo $y = mx + q$. Assim pode-se concluir que a reta de ajuste dos valores de J_c corta o eixo das abscissas ($y=0$), quando $mx = -q$, ou $J_c = b$. A figura A1.1 mostra um gráfico em coordenadas de Weibull, onde a partir da expressão apresentada acima, pode-se verificar que os valores de J são ajustados linearmente por uma reta de declividade c (fator de forma ou declividade de Weibull), e que está a uma distância b do eixo y para $y = 0$.

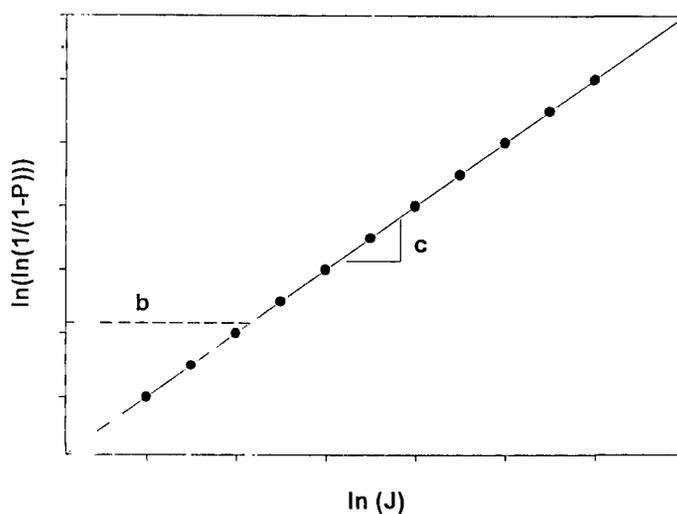


Figura A1.1 – Ajuste Típico de Weibull de 2 Parâmetros

Pode-se demonstrar que b corresponde a uma probabilidade de 63,2% de ocorrência. Fazendo $b = J_c$, então:

$$1 - P = \exp\left[-\left(\frac{J_c}{b}\right)^c\right] = \exp\left[-\left(\frac{J_c}{J_c}\right)^c\right] = \exp(-1)$$

$$1 - P = 0,368$$

$$P = 0,632 = 63,2 \%$$

Supondo que N valores de tenacidade à fratura J_c estejam disponíveis, deve-se inicialmente ordená-los em ordem crescente, obtendo para cada um deles a sua probabilidade de ocorrência, da maneira apresentada a seguir:

1. Define-se a variável i como sendo aquela que controla a ordenação dos valores:
 $i = 1$ corresponde ao menor valor considerado de J_c
 $i = N$ corresponde ao maior valor considerado de J_c

2. Calcula-se a probabilidade de ocorrência P , associada a cada um dos valores de J_c , através da seguinte expressão:

$$P_i = \frac{i}{1+N} \quad (\text{A1.9})$$

3. Calcula-se, para cada P obtido, o valor da ordenada do gráfico dos valores de J_c , em coordenadas de Weibull.

$$\ln \ln \left(\frac{1}{1 - P_i} \right)$$

4. Calcula-se o logaritmo natural dos valores disponíveis de J_c , de modo a se obter os valores do eixo das abscissas do gráfico a ser plotado.

5. Constrói-se o gráfico

$$\ln \ln \left(\frac{1}{1-P} \right) \times \ln(J_c)$$

6. Obtém-se os valores de c e b para definição da distribuição de Weibull associada ao problema.

APÊNDICE 2:

OBTENÇÃO DE K_0 EM UMA DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL DE 3 PARÂMETROS MODIFICADA

A distribuição de Weibull de 3 parâmetros modificada, conforme definida no item 2.1.5.5 deste trabalho, caracteriza-se por somente ser válida quando a tenacidade à fratura é expressa em termos de K . Nesta distribuição a única incógnita é K_0 , o valor de K_{JC} correspondendo ao ponto em que a reta de ajuste dos valores de tenacidade corta o eixo das abscissas em $y = 0$, uma vez que o valor mínimo de tenacidade K_{min} é fixado em $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e a declividade de Weibull tem um valor constante de 4. Pode-se dizer que K_0 é o equivalente de b da distribuição de 2 parâmetros, e portanto $K_{JC} = K_0$ quando $P = 63,2 \%$.

A expressão a seguir, conforme já discutido no capítulo 2 deste trabalho, define este tipo de distribuição estatística:

$$1 - P = \exp \left\{ - \left[\frac{K_{JC} - 20}{K_0 - 20} \right]^4 \right\} \quad (\text{A2.1})$$

O gráfico mostrado na figura A2.1 ilustra o ajuste estatístico de um grupo de valores de tenacidade à fratura, usando uma distribuição de Weibull de 3 parâmetros modificada.

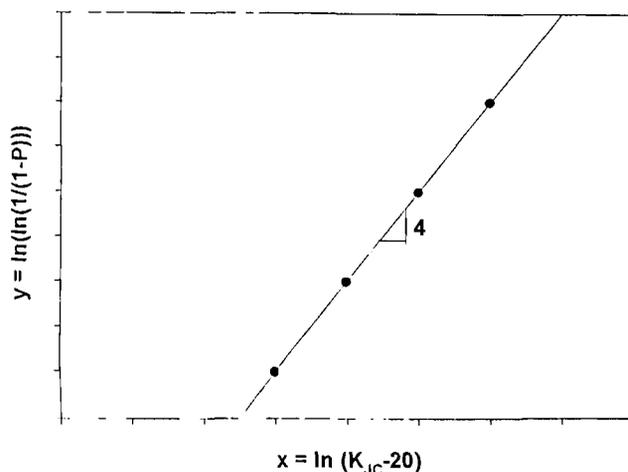


Figura A2.1 – Ajuste típico de Weibull de 3 Parâmetros

Assim, para a obtenção de K_0 , e conseqüente definição da distribuição de Weibull correspondente, os seguintes passos devem ser seguidos:

1. Ordena-se em ordem crescente todos os valores de tenacidade disponíveis, em termos de K_{JC} .

$i = 1$ corresponde ao menor valor disponível

2. Calcula-se a probabilidade associada a cada valor de tenacidade, utilizando uma nova expressão, diferente daquela anteriormente usada para a distribuição de Weibull de 2 parâmetros. A razão para isso é que esta nova expressão, mostrada a seguir, reduz o espalhamento nas extremidades no cálculo das probabilidades.

$$P = \frac{i - 0,3}{N + 0,4} \quad (\text{A2.2})$$

3. Calculam-se os valores das ordenadas e abscissas do gráfico a ser construído em coordenadas de Weibull

$$\ln \ln \left(\frac{1}{1 - P_i} \right) \quad \text{eixo y}$$

$$\ln (K_{JC} - 20) \quad \text{eixo x}$$

4. Como a declividade tem um valor constante de 4, a reta de ajuste dos valores de tenacidade em coordenadas de Weibull é dada por uma expressão do tipo:

$$y = 4x + b \quad (\text{A2.3})$$

Assim, o valor de K_0 é obtido utilizando-se o método dos mínimos quadrados, conforme mostrado a seguir:

$$\sum_{i=1}^N (y_i - 4x_i - b)^2 = S^2 \quad (\text{A2.4})$$

$$\frac{dS^2}{db} = 0 = 2[\sum y_i - 4\sum x_i - Nb] \quad (\text{A2.5})$$

$$b = \frac{\sum y_i - 4\sum x_i}{N} \quad (\text{A2.6})$$

Quando $y = 0$, $K_{JC} = K_0$ e portanto

$$0 = 4x + b = 4\ln(K_0 - 20) + b$$

$$b = -4\ln(K_0 - 20) \quad (\text{A2.7})$$

Rearranjando a equação A2.7, finalmente obtém-se:

$$K_0 = \exp\left(\frac{b}{-4}\right) + 20 \quad (\text{A2.8})$$

APÊNDICE 3:

**VALORES CORRIGIDOS DE a_0/W PARA CORPOS DE
PROVA DE GEOMETRIA CHARPY, FABRICADOS COM
AÇO A508 CLASSE 3 E ENSAIADOS EM OAK RIDGE**

A verificação do valor da relação a_0/W nos corpos de prova, assumida como 0,5, tornou-se necessária de maneira a se ter valores corretos de tenacidade à fratura. Para que fosse possível uma perfeita identificação desta característica inicial da trinca, cada corpo de prova foi submetido a um processo de *heat tinting* e quebrado, para então serem feitas 9 medições do comprimento da trinca inicial ao longo de sua espessura, utilizando o equipamento descrito no item 4.2.4.3. O valor de a_0 utilizado para a verificação da relação a_0/W foi obtido através da expressão mostrada a seguir, onde m_i representa cada uma das 9 medições realizadas, sendo que os valores m_1 e m_9 correspondem àquelas mais próximas das extremidades.

$$a_0 = \frac{1}{8} \left[\left(\frac{m_1 + m_9}{2} \right) + m_3 + m_4 + m_5 + m_6 + m_7 + m_8 \right] \quad (\text{A3.1})$$

Nenhum dos valores medidos ao longo da espessura pode diferir em mais de 10% do a_0 adotado (ASTM, 1996k). No caso das medições mais externas (m_1 e m_9), pode-se aceitar que a média aritmética delas atenda a este requisito.

As tabelas A3.1 a A3.3 apresentam as medições de comprimento inicial de trinca, realizadas nos corpos de prova de geometria Charpy nas 3 orientações disponíveis, bem como os desvios de cada uma delas quando comparadas com o valor calculado de a_0 . Esse desvio, denominado m^* %, foi calculado a partir da expressão A3.2.

$$m^* \% = \left(\frac{m_i - a_0}{a_0} \times 100 \right) \quad (\text{A3.2})$$

Tabela A3.1 – Valores de a_0 - Corpo de Prova Charpy – Orientação L-T

CP	$i =$	1	2	3	4	5	6	7	8	9	a_0
L-T 1	m_i	4,83	5,10	5,34	5,37	5,39	5,34	5,31	5,19	4,92	5,24
	$m^* \%$	-7,81	-2,66	1,92	2,49	2,87	1,92	1,35	-0,94	-6,10	
L-T 2	m_i	4,97	5,26	5,42	5,50	5,58	5,61	5,58	5,52	5,27	5,45
	$m^* \%$	-8,79	-3,46	-0,53	0,94	2,41	2,96	2,41	1,31	-3,28	
L-T 3	m_i	5,51	5,86	5,99	6,04	6,13	6,17	6,15	6,15	6,03	6,03
	$m^* \%$	-8,66	-2,86	-0,70	0,12	1,62	2,28	1,95	1,95	-0,04	
L-T 4	m_i	5,07	5,26	5,37	5,30	5,25	5,21	5,17	5,05	4,77	5,19
	$m^* \%$	-2,34	1,32	3,44	2,09	1,13	0,36	-0,41	-2,72	-8,11	
L-T 5	m_i	5,73	6,19	6,39	6,50	6,57	6,61	6,67	6,65	6,35	6,45
	$m^* \%$	-11,20	-4,07	-0,97	0,74	1,82	2,44	3,37	3,06	-1,59	
L-T 6	m_i	5,06	5,27	5,38	5,40	5,35	5,42	5,43	5,34	5,01	5,33
	$m^* \%$	-5,03	-1,09	0,97	1,35	0,41	1,72	1,91	0,22	-5,97	
L-T 7	m_i	5,56	5,71	5,76	5,74	5,73	5,71	5,67	5,59	5,34	5,67
	$m^* \%$	-1,94	0,71	1,59	1,23	1,06	0,71	0,00	-1,41	-5,82	
L-T 8	m_i	5,30	5,53	5,50	5,60	5,58	5,54	5,49	5,36	5,02	5,47
	$m^* \%$	-3,11	1,10	0,55	2,38	2,01	1,28	0,37	-2,01	-8,23	
L-T 9	m_i	5,12	5,33	5,39	5,41	5,35	5,35	5,32	5,27	5,03	5,31
	$m^* \%$	-3,61	0,34	1,47	1,85	0,72	0,72	0,15	-0,79	-5,31	
L-T 10	m_i	5,20	5,41	5,48	5,38	5,32	5,19	5,12	4,86	4,45	5,20
	$m^* \%$	0,04	4,08	5,42	3,50	2,34	-0,16	-1,50	-6,50	-14,39	
L-T 11	m_i	5,40	5,64	5,75	5,80	5,81	5,80	5,78	5,65	5,38	5,70
	$m^* \%$	-5,30	-1,10	0,83	1,71	1,89	1,71	1,36	-0,92	-5,66	
L-T 12	m_i	5,16	5,55	5,71	5,82	5,86	5,76	5,90	5,78	5,59	5,72
	$m^* \%$	-9,78	-2,96	-0,16	1,76	2,46	0,71	3,16	1,06	-2,26	
L-T 13	m_i	5,14	5,22	5,34	5,38	5,39	5,45	5,44	5,34	5,15	5,34
	$m^* \%$	-3,71	-2,21	0,04	0,78	0,97	2,10	1,91	0,04	-3,52	
L-T 14	m_i	4,75	5,14	5,22	5,32	5,32	5,29	5,22	5,16	4,92	5,19
	$m^* \%$	-8,44	-0,93	0,61	2,54	2,54	1,96	0,61	-0,54	-5,17	
L-T 15	m_i	5,50	5,72	5,79	5,76	5,73	5,55	5,55	5,51	5,21	5,62
	$m^* \%$	-2,15	1,77	3,01	2,48	1,95	-1,26	-1,26	-1,97	-7,31	
L-T 16	m_i	4,90	5,30	5,44	5,45	5,53	5,53	5,49	5,42	5,17	5,40
	$m^* \%$	-9,25	-1,84	0,75	0,94	2,42	2,42	1,68	0,38	-4,25	

Tabela A3.2 – Valores de a_0 - Corpo de Prova Charpy – Orientação S-T

CP		1	2	3	4	5	6	7	8	9	a_0
S-T 1	m_i	5,10	5,26	5,37	5,44	5,42	5,48	5,42	5,33	5,15	5,36
	$m^* \%$	-4,77	-1,79	0,27	1,58	1,20	2,32	1,20	-0,48	-3,84	
S-T 2	m_i	4,40	4,82	4,93	5,01	5,06	5,05	5,06	4,96	4,73	4,93
	$m^* \%$	-10,78	-2,27	-0,04	1,58	2,60	2,40	2,60	0,57	-4,09	
S-T 3	m_i	4,94	5,15	5,28	5,36	5,34	5,39	5,34	5,25	5,00	5,26
	$m^* \%$	-6,08	-2,09	0,38	1,90	1,52	2,47	1,52	-0,19	-4,94	
S-T 4	m_i	5,18	5,49	5,60	5,64	5,63	5,65	5,62	5,50	5,08	5,53
	$m^* \%$	-6,37	-0,77	1,22	1,94	1,76	2,12	1,58	-0,59	-8,18	
S-T 5	m_i	4,77	5,04	5,18	5,27	5,24	5,18	5,20	5,09	4,80	5,12
	$m^* \%$	-6,89	-1,62	1,11	2,87	2,28	1,11	1,50	-0,65	-6,31	
S-T 6	m_i	4,70	5,10	5,20	5,27	5,34	5,32	5,28	5,15	4,89	5,18
	$m^* \%$	-9,30	-1,58	0,35	1,70	3,05	2,67	1,89	-0,62	-5,63	

Tabela A3.3 – Valores de a_0 - Corpo de Prova Charpy – Orientação T-L

CP		1	2	3	4	5	6	7	8	9	a_0
T-L 1	m_i	5,15	5,43	5,60	5,70	5,79	5,72	5,31	5,31	5,27	5,51
	$m^* \%$	-6,51	-1,43	1,66	3,47	5,11	3,83	-3,61	-3,61	-4,33	
T-L 2	m_i	5,87	6,26	6,40	6,46	6,52	6,53	6,54	6,49	6,08	6,40
	$m^* \%$	-8,24	-2,14	0,05	0,99	1,92	2,08	2,24	1,46	-4,95	
T-L 3	m_i	5,28	5,56	5,65	5,68	5,49	5,46	5,36	5,40	5,15	5,48
	$m^* \%$	-3,59	1,52	3,16	3,71	0,24	-0,31	-2,13	-1,40	-5,97	
T-L 4	m_i	4,42	4,61	4,79	4,86	4,95	5,02	5,05	4,98	4,64	4,85
	$m^* \%$	-8,84	-4,92	-1,21	0,23	2,09	3,53	4,15	2,71	-4,31	
T-L 5	m_i	5,85	6,03	6,18	6,22	6,36	6,39	6,33	6,24	5,93	6,21
	$m^* \%$	-5,72	-2,82	-0,40	0,24	2,50	2,98	2,01	0,56	-4,43	
T-L 7	m_i	6,18	6,44	6,50	6,54	6,51	6,51	6,44	6,25	5,92	6,41
	$m^* \%$	-3,51	0,55	1,48	2,11	1,64	1,64	0,55	-2,42	-7,57	
T-L 8	m_i	5,32	5,49	5,62	5,49	5,38	5,53	5,55	5,46	5,18	5,47
	$m^* \%$	-2,76	0,34	2,72	0,34	-1,67	1,07	1,44	-0,21	-5,32	
T-L 9	m_i	5,62	5,89	5,99	6,00	6,00	6,01	5,87	5,90	5,62	5,91
	$m^* \%$	-4,91	-0,34	1,35	1,52	1,52	1,69	-0,68	-0,17	-4,91	
T-L 10	m_i	5,87	6,18	6,27	6,28	6,26	6,27	6,25	6,14	5,85	6,19
	$m^* \%$	-5,15	-0,14	1,31	1,47	1,15	1,31	0,99	-0,79	-5,47	
T-L 11	m_i	5,07	5,26	5,40	5,43	5,47	5,44	5,37	5,19	4,89	5,32
	$m^* \%$	-4,65	-1,08	1,55	2,12	2,87	2,30	0,99	-2,40	-8,04	
T-L 12	m_i	5,94	6,19	6,30	6,33	6,31	6,30	6,28	6,14	5,78	6,21
	$m^* \%$	-4,41	-0,38	1,39	1,87	1,55	1,39	1,07	-1,19	-6,98	
T-L 13	m_i	5,02	5,27	5,39	5,43	5,44	5,42	5,42	5,33	5,15	5,35
	$m^* \%$	-6,14	-1,46	0,78	1,53	1,72	1,34	1,34	-0,34	-3,70	
T-L 14	m_i	5,54	5,76	5,78	5,83	5,88	5,72	5,78	5,69	5,45	5,74
	$m^* \%$	-3,52	0,32	0,66	1,53	2,41	-0,38	0,66	-0,90	-5,08	
T-L 15	m_i	5,96	6,22	6,33	6,33	6,35	6,35	6,28	6,16	5,85	6,24
	$m^* \%$	-4,50	-0,33	1,43	1,43	1,75	1,75	0,63	-1,29	-6,26	
T-L 16	m_i	4,67	5,09	5,18	5,24	5,27	5,23	5,17	5,07	4,80	5,12
	m_i-a_0	-8,84	-0,65	1,11	2,28	2,87	2,09	0,91	-1,04	-6,31	

APÊNDICE 4:**CÁLCULO DA TEMPERATURA DE REFERÊNCIA NA
TRANSIÇÃO, T_0**

A temperatura de referência na transição, T_0 , é definida na proposta de norma para a região de transição (ASTM, 1996k), como aquela que corresponde aproximadamente, na Curva Mestra, a um K_{Jc} mediano de 100 MPa \sqrt{m} , medido em um corpo de prova de espessura de 1 polegada (1T). Caso as medições experimentais tenham sido realizadas em CPs de espessura x diferente de 1T, os valores obtidos nos testes devem ser transformados através do uso da expressão a seguir:

$$K_{Jc(1T)} = 20 + (K_{Jc(x)} - 20) \left[\frac{B_x}{B_{1T}} \right]^{0.25} \quad (A4.1)$$

A Curva Mestra é o lugar geométrico dos valores medianos de tenacidade à fratura com a variação de temperatura do material, conforme ilustrado na figura A4.1 (ASTM, 1996k). Esta curva substitui com vantagem as curvas de limite inferior de tenacidade à fratura incluídas no Apêndice G da Seção III do Código ASME (1992), uma vez que se referem ao material sendo utilizado.

O valor de K_{Jc} mediano é aquele que corresponde a uma probabilidade de ocorrência $P = 0.5$. Para a sua obtenção à uma dada temperatura deve-se inicialmente obter o valor de K_0 , segundo o procedimento mostrado no Apêndice 2, para então ser aplicada a expressão mostrada a seguir:

$$K_{Jc(\text{med})} = (K_0 - 20) [\ln(2)]^{0.25} + 20 \quad (A4.2)$$

A temperatura T_0 pode ser computada numericamente a partir de K_{Jc} mediano na temperatura de teste, usando a seguinte equação:

$$T_0 = T - (0.019)^{-1} \ln \left[\frac{K_{Jc(\text{med})} - 30}{70} \right] \quad (^\circ\text{C}) \quad (A4.3)$$

onde T é a temperatura na qual $K_{Jc(\text{med})}$ foi obtida experimentalmente.

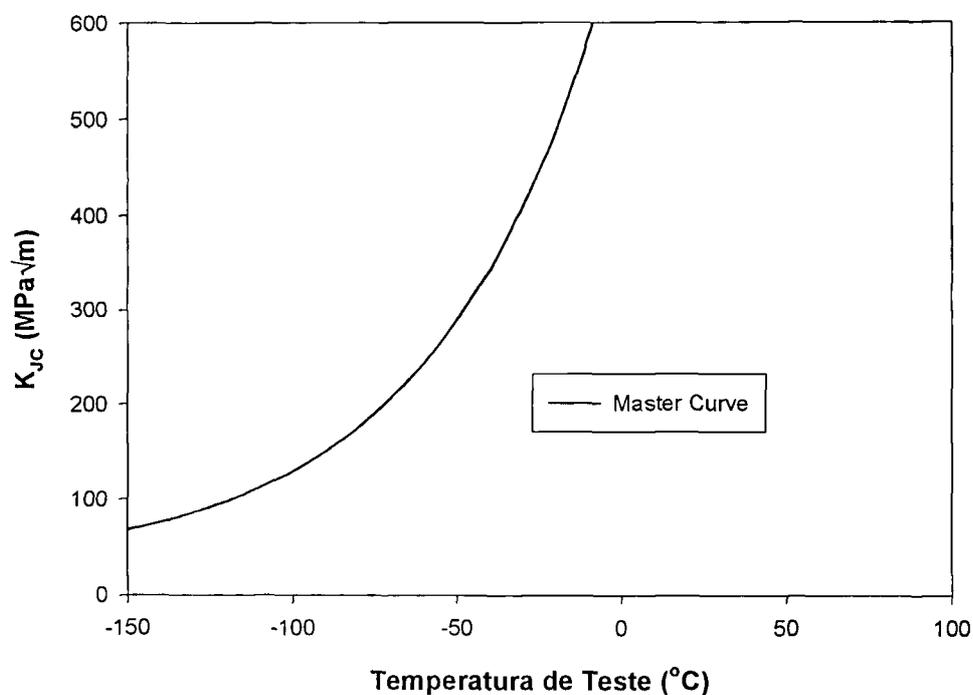


Figura A4.1 – Curva Mestre – Aço A508 Classe 3

A tabela A4.1 apresenta os passos utilizados no Cômputo da temperatura T_0 , na direção T-L, a partir de ensaios realizados na temperatura de teste de -106°C .

Tabela A4.1 – Cálculo de T_0 – Aço A 508 Classe 3 – Orientação T-L

Valor medido de K_0 para geometria original (0,4T) (equação A2.8)	156,98 MPa√m
Valor calculado de K_0 para geometria de espessura 1T (equação A4.1)	128,94 MPa√m
Valor calculado de K_{Jc} mediano para geometria de espessura 1T (equação A4.2)	119,39 MPa√m
Valor calculado de T_0 (equação A4.3)	-119°C

APÊNDICE 5:

GLOSSÁRIO

A5.1 Símbolos e Abreviaturas

α - coeficiente de Ramberg-Osgood.

β_c (β_{lc}) - Parâmetro empírico de correção de restrição plástica.

ϵ_0 - Deformação de referência para ajuste pela equação de Ramberg-Osgood.

σ_c - Tensão de clivagem do material.

σ_0 - Tensão de escoamento ou *flow stress*.

σ_{uts} - Limite de resistência à tração do material.

σ_{ys} - Limite de escoamento do material.

σ_{yy} - Componente na direção y da tensão atuante em um ponto.

ν - Coeficiente de Poisson.

a - Comprimento de trinca.

a_c - Comprimento crítico de trinca.

a_0 - Comprimento inicial de trinca.

ASTM - **American Society for Testing of Materials**.

b - (1) Ligamento remanescente de um CP;
(2) Declividade de Weibull.

b_0 - Ligamento remanescente inicial de um CP.

B - Espessura de um corpo-de-prova.

B_N - Espessura líquida de um CP, já descontado qualquer entalhe lateral (*side grooving*).

BWR – *Boiling Water Reactor* ou Reator Refrigerado a Água Fervente.

C(T) – Corpo de prova compacto ou *Compact in Tension* .

CMOD – *Crack Mouth Opening Displacement* ou abertura de boca de trinca.

CP - Corpo de Prova.

CTOD – *Crack Tip Opening Displacement* ou abertura de ponta de trinca.

E – Módulo de Young ou módulo de elasticidade longitudinal.

FSY - *Finite Strain Yielding* ou escoamento com deformações finitas.

G – Taxa de liberação de energia de deformação.

GKSS - *Forschungszentrum Geesthacht GmbH*, centro de pesquisas na Alemanha.

HRR – Hutchinson, Rice and Rosengren.

HSST - *Heavy Section Steel Technology*.

I_n – Constante de integração em expressões de campo HRR.

J – Integral J.

J_c - Valor da Integral J no ponto de início de fratura por clivagem.

J_{Ic} - Um valor crítico da integral J próximo ao início da propagação estável de trinca. Também conhecido como a tenacidade à fratura de iniciação dúctil.

K – Fator de intensidade de tensões.

K_{Ia} – Tenacidade à fratura de parada de trinca.

K_{Ic} – Tenacidade à fratura em estado plano de deformação.

K_{Id} - Valor de iniciação dinâmica de trinca

K_{IR} – Tenacidade à fratura de referência (ASME, 1992).

K_{Jc} - Equivalente elasto-plástico do fator de intensidade de tensões, obtido a partir de J_c e da expressão $K_{Jc} = \sqrt{J_c E}$.

K_{min} – Valor mínimo de tenacidade considerado em uma distribuição de Weibull de 3 parâmetros modificada.

K_o – Parâmetro de escala em distribuição de Weibull de 3 parâmetros modificada.

LOCA – *Loss Of Coolant Accident* ou acidente por perda de líquido refrigerante.

LVDT – *Linear Variable Differential Transformer*, dispositivo utilizado para monitorar deslocamentos de pistão em máquina hidráulica de ensaios mecânicos.

LWR – *Light Water Reactor* ou Reator Refrigerado a Água Leve.

MFEL - Mecânica da Fratura Elástica-Linear.

MFEP - Mecânica da Fratura Elasto-Plástica.

n - (1) Coeficiente de encruamento; (2) Expoente de Ramberg-Osgood.

NIST – *National Institute of Standards and Technology*.

NRC – *Nuclear Regulatory Commission*.

ORNL – Oak Ridge National Laboratory

PTS – *Pressurized Thermal Shock* ou choque térmico pressurizado.

PVS - *Pressurized Vessel Steel*, ou aço de vaso de pressão, neste trabalho considerado como sendo o aço alemão DIN 20MnMoNi55

PWR – *Pressurized Water Reactor* ou Reator Refrigerado a Água Pressurizada.

Q – Parâmetro de correção de restrição em regime elasto-plástico.

r - distância genérica contada a partir da ponta de uma trinca.

r_{wl} - distância da ponta da trinca ao elo-mais-fraco responsável pelo disparo do processo de fratura por clivagem.

SENB – Corpo de prova de flexão em 3 pontos ou *Single Edge Notched in Bending*. (também conhecido como **SE[B]**)

SSY - *Small Scale Yielding*, pequenas deformações, condição de campo similar a do campo HRR.

T – Parâmetro de correção de restrição em regime elástico linear.

VPR – Vaso de Pressão do Reator.

W - Largura de um CP.

A5.2 Definições de Termos Técnicos

Alongamento – Nível de deformação existente no momento da fratura, durante realização de um ensaio de tração, sendo normalmente expresso em %. É uma medida da ductilidade do material.

Arredondamento ou *Blunting* - Arredondamento da ponta da trinca, normalmente causado por deformação plástica ocorrendo nesta região.

Campo HRR - Campo tensão-deformação singular, aplicável à região próxima da ponta de uma trinca sob condições elastoplásticas, conforme definido por Hutchinson, Rice e Rosengren.

Choque Térmico Pressurizado ou *Pressurized Thermal Shock* - Evento causado por rápida queda da temperatura da parede do vaso enquanto o reator ainda está sob alta pressão e o material do vaso de pressão perdeu grande parte de sua ductilidade devido à prolongada irradiação neutrônica. Também pode ser definido como a situação em que a água proveniente do sistema de injeção de segurança atinge a parede do vaso, com subsequente repressurização.

Clivagem – Tipo de fratura caracterizada por uma propagação rápida de uma trinca ao longo de um determinado plano cristalográfico.

Complância – Característica de uma peça construída com um dado material, como um CP, definida como o inverso de sua rigidez.

Corpos de Prova Replicantes – CPs de mesma geometria e confeccionados a partir de mesma corrida de um dado material. São utilizados para a repetição de ensaios de obtenção da tenacidade à fratura na transição.

Crescimento Estável de Trinca – Propagação controlada de uma trinca sob a ação de carregamento, característica de materiais dúcteis, que

normalmente não leva à falha do material. Se, no entanto, isto ocorre, a falha se dá por um rasgamento dúctil.

Crescimento Instável de Trinca - Propagação rápida de trinca sem qualquer aumento de carregamento, característica de materiais frágeis, levando à falha do material.

Curva J-R – Curva que representa a variação da integral J com o crescimento da trinca. Também denominada curva de resistência de J.

Curva Mestra – Curva que representa a variação do valor mediano da tenacidade à fratura K_{Jc} com a temperatura.

Curva de Transição – Curva que representa a variação do comportamento de fratura de um dado material com a temperatura. É normalmente levantada em termos de energia de impacto absorvida, a partir de ensaios Charpy.

Declividade de Weibull – Declividade de uma reta que define as características de espalhamento de um determinado grupo de medições experimentais, representadas por uma distribuição estatística de Weibull.

Deformações Finitas ou **Finite Strain Yielding** – Estado de deformação ocorrendo na ponta de uma trinca após a ocorrência de *blunting*, em que as tensões e deformações nesta região apresentam valores finitos, mesmo para pontos bem próximos à ponta da trinca.

Discordância – É um defeito do tipo linear existente em estruturas cristalinas, podendo ser classificado em dois tipos: *cunha* e *hélice*. O primeiro tipo pode ser definido como a extremidade de um plano extra de átomos, como mostrado na figura A5.1(a). O tipo *hélice* é ilustrado na figura A5.1(b), podendo ser definido como um cristal perfeito que é cortado e reconectado com uma certa defasagem.

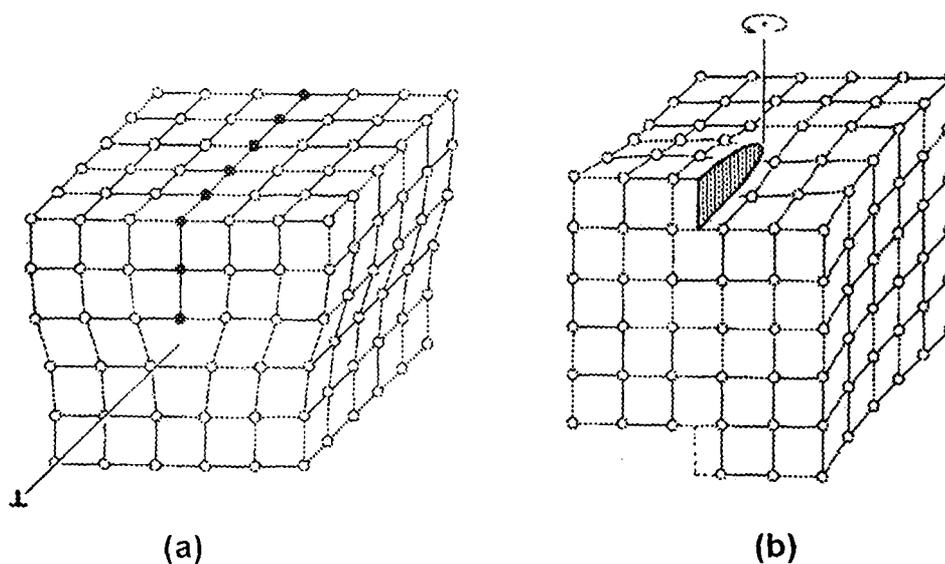


Figura A.5.1 – Discordâncias: (a) *cunha*; (b) *hélice*.

Elo-Mais-Fraco - Ponto na frente da trinca, que por suas características de menor resistência, é responsável pelo disparo do processo de fratura por clivagem.

Entalhe Lateral ou *Side Grooving* – entalhe adicional realizado nas superfícies laterais de um CP preparado para ensaio de fratura, reduzindo a espessura de B para B_N , com o intuito de criar um estado triaxial de tensões naquela região e evitar a ocorrência de *tunneling* durante o crescimento de trinca. (figura A5.2)

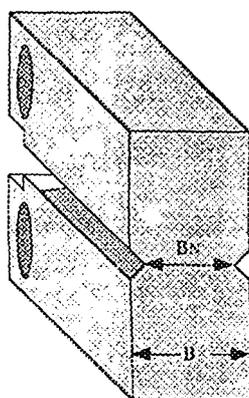


Figura A5.2 – CP com Entalhe Lateral

Envelhecimento Térmico – Endurecimento do material causado pela ciclagem térmica, decorrente da variação da temperatura de operação do reator ao longo de sua vida útil

Estado Plano de Deformação - É o estado de tensão-deformação no qual há uma triaxialidade de tensões, acompanhada de uma componente de deformação igual a zero na direção normal ao plano formado pelo eixo do carregamento aplicado e a direção de crescimento da trinca. Em Mecânica da Fratura Elástica Linear corresponde a uma situação em que não há perda de restrição plástica.

Estado Plano de Tensões – Em Mecânica da Fratura, é qualquer condição de campo tensão-deformação na ponta de uma trinca diferente da de deformação plana, ou seja, qualquer um em que não ocorra uma triaxialidade de tensões.

Fadiga – Modo de falha de um material associado à ação de carregamento cíclico por um certo período de tempo. No caso do material apresentar trincas, este fenômeno pode ser consequência de crescimento subcrítico das mesmas.

Fator de Intensidade de Tensões - É um parâmetro utilizado em MFEL para descrever a intensificação causada pela aplicação do campo de tensões na vizinhança da ponta de uma trinca.

Fractografia - A ciência que estuda superfícies de fratura. Representação fotográfica de uma superfície de fratura, normalmente obtida com um MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura).

Fragilização Neutrônica – Degradação de propriedades mecânicas de um material, causada pela ação de nêutrons livres.

Fragilização Térmica – Fenômeno ligado à ação de altas temperaturas em materiais metálicos, que levam à degradação das suas propriedades.

Fratura - A separação do corpo de um metal em duas ou mais partes sob a ação de tensões.

Fratura Instável – Evento final do crescimento instável de uma trinca.

Frente da Trinca - Linha imaginária conectando todas posições adjacentes onde separação de superfícies possa ocorrer.

Grão – Um cristal individual em um agregado policristalino metálico ou cerâmico.

Heat Tinting – Processo de aquecimento de CP após ser ensaiado à fratura, realizado com o intuito de delimitar e identificar as diversas fases de crescimento de trinca na superfície de fratura, desde a pré-trinca de fadiga até a falha.

Heavy Section Steel Technology - Programa experimental financiado pelo governo dos EUA e realizado no Oak Ridge National Laboratory, para investigar tópicos ligados à integridade de vasos de reatores nucleares.

Inclusão – Partícula não-metálica grosseira presente nos aços e originária de sua elaboração ou processamento.

Integral J - Uma expressão matemática, integral de linha ou de superfície que engloba a frente da trinca, de uma superfície de trinca à outra, usada para caracterizar o campo local de tensão-deformação nesta região.

Limite de escoamento - A tensão na qual o material exhibe um desvio especificado de uma situação anterior de proporcionalidade entre tensões e deformações. Este desvio é expresso em termos de deformação, normalmente um *offset* de 0,2% do comportamento linear puro.

Loss of Coolant Accident - Acidente postulado em um projeto de reator nuclear que é resultante da perda de líquido refrigerante, a uma taxa que excede a capacidade do sistema de reposição de refrigerante do reator, ocasionado por quebras na barreira de pressão do sistema de

refrigeração do reator, podendo esta quebra ser até equivalente em tamanho a uma ruptura em guilhotina dupla da maior tubulação do sistema de refrigeração.

Microscopia Eletrônica de Varredura – Também conhecida pelo acrônimo SEM (Scan Electronic Microscopy), refere-se aos procedimentos de identificação microscópica, dentre os quais pode-se destacar a fractografia, realizados com a utilização de equipamentos com alto poder de aumento.

Módulo de Elasticidade Longitudinal ou **Módulo de Young** - A medida da rigidez de um metal; a razão da tensão, abaixo do limite de proporcionalidade, em relação à deformação correspondente. Também igual à declividade da curva tensão-deformação dentro do intervalo de proporcionalidade linear entre essas duas grandezas.

Orientação dos Corpos de Prova – Para a verificação da variação das propriedades de fratura em relação à direção dos grãos do material, deve-se ensaiar CPs em mais de 1 orientação. Neste trabalho, a orientação dos CPs é definida por 2 letras: L-T, T-L e S-T. A primeira letra designa a direção normal ao plano da trinca e a segunda, a direção esperada da propagação da trinca.

Padrão de Rio – Marcas que aparecem tipicamente em superfícies de fratura por clivagem, assim denominadas devido às múltiplas linhas que convergem para uma única linha, reproduzindo o aspecto do encontro de um rio com seus tributários.

Parada de Trinca ou **Crack Arrest** – Fenômeno ocorrendo no material, normalmente causado por diferença localizada de temperatura ou resistência, que faz com que uma trinca se propagando através dessa região tenha o seu crescimento bruscamente interrompido.

Partícula de Gatilho – Partícula de material existente à frente da ponta da trinca, responsável pelo início do processo de fratura por clivagem.

Patamar Inferior – Região da curva de transição de um material, caracterizada por um comportamento frágil, normalmente associada a baixas temperaturas.

Patamar Superior - Região da curva de transição de um material, caracterizada por um comportamento dúctil, normalmente associada a altas temperaturas.

Pequenas Deformações ou ***Small Scale Yielding*** – Estado de deformação característico de trincas agudas, onde o campo tensão-deformação em sua ponta é singular para posições muito próximos da mesma.

Plano de Escorregamento – Plano preferencial para a movimentação de discordâncias em um cristal.

Plano de Integridade Estrutural – Programa que define as diretrizes para o acompanhamento da vida útil de um reator ou estrutura importante, de forma a verificar e garantir a sua integridade estrutural.

Plasticidade na Ponta de Trinca - escoamento plástico localizado na ponta de uma trinca, com as tensões encontrando-se a um nível igual ou maior à tensão de escoamento.

Pop-in – Descontinuidade em um registro de carga x deslocamento de um teste de fratura, caracterizando-se por um evento de iniciação de trinca de clivagem seguido por parada de trinca.

Pré-Trinca de Fadiga – Trinca produzida em um CP a ser utilizado em teste de tenacidade, utilizando carregamento cíclico controlado e normalizado.

Rasgamento Dúctil – Mecanismo de fratura dúctil, que ocorre após a capacidade de absorver carga do material ter sido exaurido, como consequência de crescimento estável de trinca.

Redução de Área ou *Necking* – Fenômeno ocorrendo em um ensaio de tração onde, após um início no qual a deformação se distribui igualmente ao longo do comprimento do CP testado, uma certa região do mesmo passa a concentrar novas deformações, resultando numa redução maior do diâmetro do CP nesta região.

Resistência de Coesão – Capacidade intrínseca de um material de manter seus grãos juntos quando sujeito à tensões atuantes, impedindo assim a desagregação do mesmo e o aparecimento de superfícies de fratura.

Restrição Plástica ou *Constraint* - Condições geométricas e de tamanho da seção transversal que promovem um estado triaxial de tensões (deformação plana).

Singularidade – Valor infinito, normalmente associado a valores de tensão-deformação medidos em pontos muito próximos à ponta de uma trinca aguda.

Superfície de Fratura - Superfície geométrica da frente de trinca. A superfície irregular produzida quando uma peça é quebrada

Surveillance ou **Vigilância** – Programa definido para a monitoração das propriedades de materiais constituintes de um reator ao longo de sua vida útil. É parte integrante do Plano de Integridade Estrutural.

Tamanho Crítico de Trinca - Um tamanho de trinca, calculado através da Mecânica da Fratura, que causa falha quando o material está sujeito a cargas operacionais.

Tamanho de Grão – dimensão linear de um grão, dependente do material e do processamento a que ele foi submetido..

Tenacidade à Fratura em Deformação Plana - O valor mínimo de tenacidade à fratura para um dado material em uma situação de propagação rápida de trinca em Modo I, sob condições de deformação plana.

Tenacidade à Fratura de Parada de Trinca – Valor do fator de intensidade de tensões medido imediatamente após a parada de trinca.

Tenacidade à Fratura de Referência - Limite inferior do valor de iniciação dinâmica de trinca K_{Id} e da tenacidade de parada de trinca K_{Ia} . Utilizado no código ASME (1992) como valor conservador da tenacidade à fratura para uso em projetos.

Tensão de Clivagem – Valor máximo de tensão nominal que um CP trincado é capaz de suportar sem falhar por clivagem.

Tensão de Escoamento ou **Flow Stress** - A tensão verdadeira uniaxial no ponto de início da deformação plástica de um metal. Normalmente arbitrada como a média entre o limite de escoamento e o limite de resistência.

Teste de Impacto Charpy - Um teste de impacto cujos resultados obtidos podem ser relacionados com o comportamento da tenacidade à fratura em determinadas situações. O teste consiste da queda de um martelo pendular em um pequena barra retangular com entalhe em V de ponta arredondada, e é realizado segundo a norma E23 da ASTM. A tenacidade é expressa em termos da energia absorvida pelo corpo de prova. A expansão lateral e aparência de cisalhamento são parâmetros de teste normalmente usados para verificar o comportamento dúctil-frágil de fratura.

Teste de Tenacidade – Ensaio realizado para a obtenção da tenacidade à fratura de um dado material.

Teste de Tração – Ensaio realizado para a obtenção de certas propriedades mecânicas de um dado material, tais como os limites de escoamento e de resistência, o alongamento e a redução de área.

Transição Dúctil-Frágil – Região da curva de transição localizada entre os patamares inferior e superior, e na qual o comportamento do material é um misto de dúctil e frágil.

Trinca - Uma descontinuidade do tipo fratura caracterizada por uma ponta aguda e uma relação numericamente alta entre comprimento, largura e deslocamento de abertura.

Trinca Passante x Superficial x Interna – A primeira, bidimensional, está ilustrada na figura A5.3 A segunda e a terceira são tri-dimensionais, sendo mostradas, respectivamente, nas figuras A5.4 (a) e (b), respectivamente.

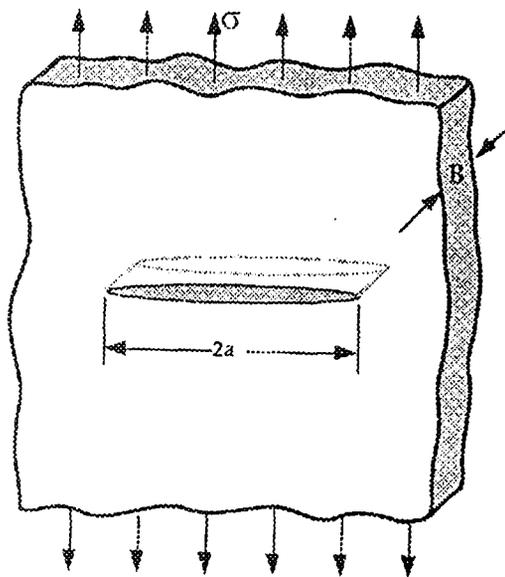


Figura A.5.3 – Trinca Passante

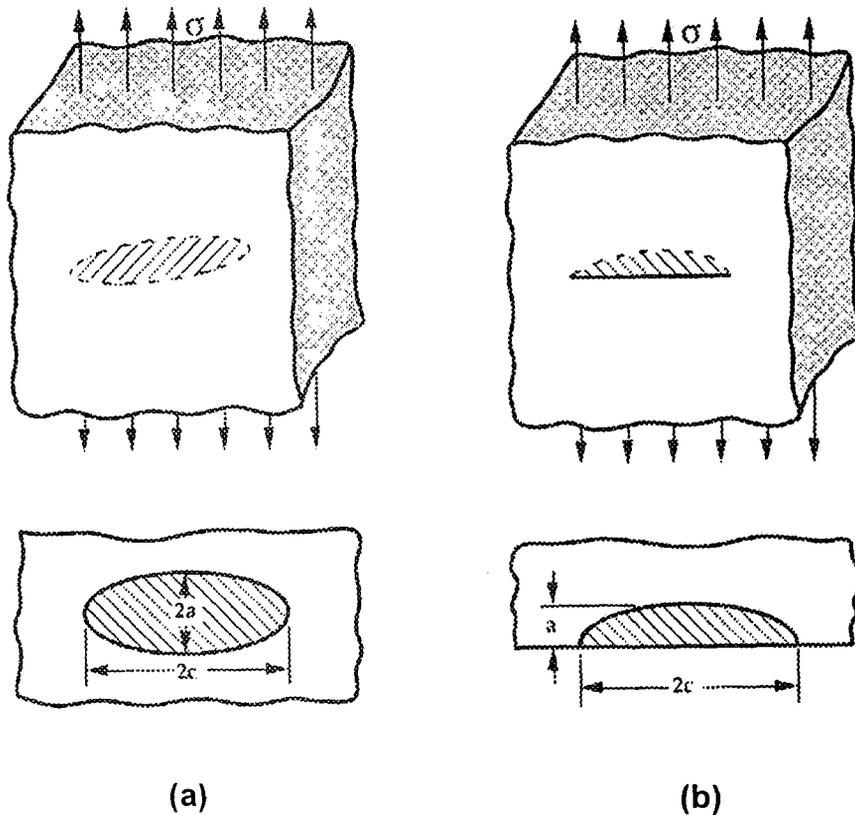


Figura A5.4 – Trincas Tridimensionais: (a) Interna; (b) Superficial.

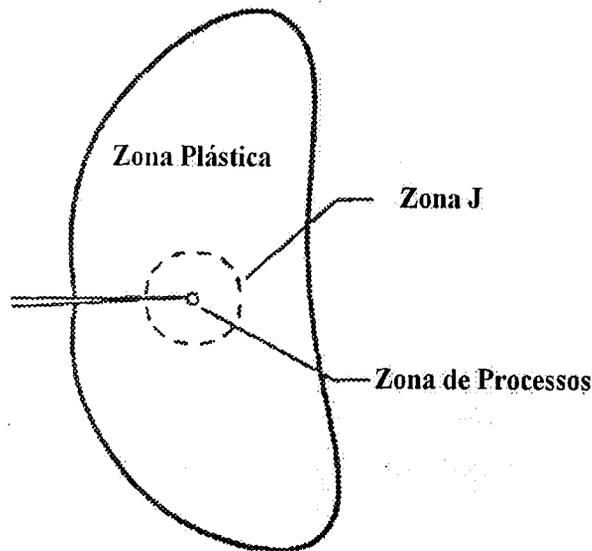
Valor Limiar – Valor mínimo considerado para a ocorrência de um determinado evento.

Zona J - Região à frente da ponta da trinca onde valem as condições HRR. Em Mecânica da Fratura Elasto-Plástica, esta região é envolvida pela zona plástica e envolve a zona de processos. (figura A5.5)

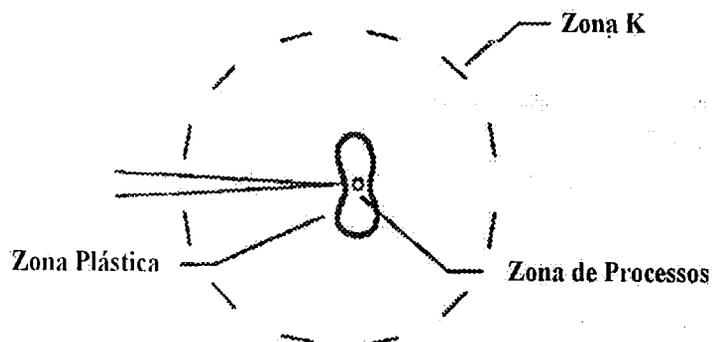
Zona K - Região à frente da ponta da trinca onde acontece "small scale yielding". Em Mecânica da Fratura Elástica-Linear, esta região envolve a zona plástica e a zona de processos. (figura A5.6)

Zona Plástica - A região na ponta da trinca na qual as tensões trativas são da ordem de grandeza da tensão de escoamento. (figuras A5.5 e A5.6)

Zona de Processos - É a pequena região na ponta de uma trinca onde carregamento não proporcional, grandes deformações e outros fenômenos associados com a fratura ocorrem, mas não podem ser devidamente contabilizados na teoria da plasticidade baseada em pequenas deformações. A fratura aí ocorre através de sucessivos estágios de escorregamento, crescimento e coalescência de vazios, e quebra de ligações em escala atômica. (figuras A5.5 e A5.6)



**Figura A5.5 - Esquemático das Zonas na Região da Ponta da Trinca
Regime Elasto-Plástico.**



**Figura A5.6 - Esquemático das Zonas na Região da Ponta da Trinca
Regime Elástico-Linear**

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANDERSON, T.L. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*.

Boca Raton, Fla.: CRC, 1991.

ANDERSON, T.L. U.S. Fracture Methodologies for Welded Structures. In: 1995

ASSEMBLY OF THE INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING,

COMMISSION X, Junho de 1995, Estocolmo, Suécia.

(Paper IIW Doc.X-1315-95)

ANDERSON, T.L. ; DODDS, R.H. ,JR. Specimen Size Requirements for Fracture

Toughness Testing in the Transition region. *Journal of Testing and*

Evaluation, v.19, n.2, p. 123-134, 1991.

ANDERSON, T.L. ; STIENSTRA, D. A Model to Predict the Sources and

Magnitude of Scatter in Toughness Data in the Transition Region. *Journal of*

Testing and Evaluation, v.17, n.1, p. 46-53, 1989.

ANDERSON, T.L. ; STIENSTRA, D. ; DODDS, R.H. , JR. A Theoretical

Framework for Addressing Fracture in the Ductile-Brittle Transition Region.

In: ASTM 24TH. SYMPOSIUM ON FRACTURE MECHANICS, 1992,

Gatlinburg, Tennessee, EUA.

ASME - AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. *ASME Boiler*

and Pressure Vessel Code, 1992.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS. Standard Test

Methods for Mechanical Testing of Steel Products. (ASTM. A370). In: 1996

ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 3: Metals Test Methods and

Analytical Procedures. vol.03.01.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]. (ASTM. E8-M). In: 1996 ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures. vol.03.01..

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS. Standard Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. (ASTM. E23). In: 1996 ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures. vol.03.01.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS. Standard Practice for Conducting Surveillance Tests for Light-Water Cooled Nuclear Power Reactor Vessels. (ASTM. E185). In: 1996 ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures. vol.03.01.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS. Standard Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. (ASTM. E399). In: 1996 ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures. vol.03.01.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS. Standard Terminology Relating to Fracture Testing. (ASTM. E616). In: 1996 ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures. vol.03.01.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS. Standard Method for J_{IC} , a Measure of Fracture Toughness. (ASTM. E813). In: 1996 ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures. vol.03.01.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS. Standard Method for Determining J-R Curves. (ASTM. E1152). In: 1996 ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures. vol.03.01.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS. Standard Practice for Qualifying Charpy Impact Machines as Reference Machines. (ASTM. E1236). In: 1996 ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures. vol.03.01.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS. Standard Method for. (ASTM. E1737). In: 1996 ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures. vol.03.01.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS. Test Practice for Fracture Toughness in the Transition Region. Draft #13, 1996.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. (ASTM. E1820). A ser publicada no: 1997 ANNUAL Book of ASTM Standards.

BROECK, D. *Elementary Fracture Mechanics*. Dordrecht, Holanda: Martinus Nijhoff Publishers, 1986.

COTTRELL, A.H. Theory of Brittle Fracture in Steel and Similar Metals. *Transactions of ASME*, vol.212, pp.192-203, 1958.

CURRY, D.A.; KNOTT, J.F. Effect of Microstructure on Cleavage Fracture Toughness in Mild Steel. *Metal Science*, v.13, p.341-345, 1979.

DeAQUINO, C.T.; LIENDO, M.F. ***Brazilian A508 Class 3 Steel - Test Results Using a New Proposed Standard for Evaluating Fracture Mechanics in The Transition Region.*** University of Tennessee: Department of Engineering Science and Mechanics, Knoxville, TN, EUA, 1995.

DEAQUINO, C.T. ; LANDES, J.D. ; MCCABE, D.E. A Two-Parameter Model to Predict Fracture in the Transition. In: 13TH. INTERNATIONAL SMIRT CONFERENCE, Agosto de 1995, Porto Alegre, Brasil.

DEAQUINO, C.T. ; LANDES, J.D. ; ANDRADE, A.H.P. Modelo J-Q para a Previsão do Comportamento de Aços Ferríticos de Aplicação Nuclear na Região de Transição Dúctil-Frágil. In: COTEQ / SIBRAT 96, SIMPÓSIO BRASILEIRO DE TUBULAÇÕES E VASOS DE PRESSÃO, Novembro de 1996, Rio de Janeiro, Brasil.

DEAQUINO, C.T. ; LIENDO, M.F. ; ANDRADE, A.H.P. Avaliação da Tenacidade à Fratura de Aços de Vasos de Pressão Nucleares Utilizando Amostras do Tipo Charpy. In: CGEN 96, CONGRESSO GERAL DE ENERGIA NUCLEAR, Outubro de 1996, Rio de Janeiro, Brasil.

DODDS, R.H. , JR. ; SHIH, C.F. ; ANDERSON, T.L. ***Continuum and Micromechanics Treatment of Constraint in Fracture.*** University of Illinois: Department of Civil Engineering, Urbana-Champaign, Novembro de 1992. (Report UILU-ENG-92-2014)

ELECTRIC POWER RESEARCH INSTITUTE. ***Primer: Fracture Mechanics in the Nuclear Power Industry.*** 1991. (NP-5792-SR Rev.1)

HAGAWARA, G. Evaluation of Thickness Effect on Fracture Toughness in Heavy Section Steels. In: 2ND. JAPANESE-GERMAN JOINT SEMINAR ON NON-DESTRUCTIVE EVALUATION AND STRUCTURAL STRENGTH ON NUCLEAR POWER PLANTS, February 1983, Tokyo, Japan.

- HANCOCK, J.W ; REUTER, W.G. ; PARKS, D.M. Constraint and Toughness Parametrized by T. In: ***Constraint Effects in Fracture*** . Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, 1991. ASTM STP 1171, p. 21-40.
- HEERENS, J. ; READ, D.T. ; CORNEC, A. ; SCHWALBE, K.H-. Interpretation of Fracture Toughness in the Ductile-to-Brittle Transition Region by Fractographical Observations. In: ***Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications***. London, England: Mechanical Engineering Publications, 1991. ESIS / EGF9, p. 659-678.
- HKS - HIBBITT, KARLSSON & SORENSEN, Inc. ***ABAQUS User's Manual***, versão 5.6, 1997.
- HUTCHINSON, J.W. Singular Behavior at the End of a Tensile Crack in a Hardening Material. ***Journal of the Mechanics and Physics of Solids***, vol.16, p. 13-31, 1968.
- IRWIN, G.R. Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate. ***Journal of Applied Mechanics***, vol.6, p. 361-364, 1957.
- IRWIN,G.R. Fracture Mode Transition for a Crack Traversing a Plate. ***J.Basic Eng.***, n. 82(2), p.417-425, 1960.
- JANDEL SCIENTIFIC ***Table Curve for Windows User's Manual***, versão 2, 1994.
- KNOTT, J.F. Micromechanisms of Fracture and the Fracture Toughness of Engineering Alloys. In: FRACTURE 1977 - ICF4, Junho de 1977, Waterloo, Canada.

- LANDES, J.D. *Predicting and Influencing Fracture Toughness of Steels in the Transition Region*. American Welding Institute: Louisville, Tennessee, EUA, Novembro de 1985. (Document AWI CP-86-001)
- LANDES, J.D. *Elastic Plastic Fracture*. American Welding Institute: Louisville, Tennessee, EUA, Janeiro de 1986. (Document AWI CP-86-002)
- LANDES, J.D. *Fracture Testing of Ductile Steels*. Electric Power Research Institute: Palo Alto, California, Janeiro de 1987. (EPRI NP5014)
- LANDES, J.D. Fracture Mechanics and the Nuclear Industry. *Metallurgical Transactions A*, vol.21A, p. 1097-1104, 1990
- LANDES, J.D. *The Effect of Size, Thickness and Geometry on Fracture Toughness in the Transition*. GKSS: Geesthacht, Alemanha, 1992. (Report 92/E/43)
- LANDES, J.D. Constraint and Statistical Adjustment Models Applied to Transition Fracture Toughness Data. In: *Constraint Effects in Fracture: Theory and Applications*. Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, 1994. ASTM STP 1244.
- LANDES, J.D. The Effect of Constraint on Fracture Safe Design. In: *Structural Integrity: Experiments, Models and Applications*, 1994. ECF 10.
- LANDES, J.D. *Advanced Fracture Mechanics - In-class notes*, University of Tennessee at Knoxville, USA, 1995.
- LANDES, J.D. *Application of a J-Q Model for Fracture in the Ductile-Brittle Transition*, In: 27th NATIONAL SYMPOSIUM ON FRACTURE MECHANICS, Junho de 1995, Williamsburg, Va., EUA.

- LANDES, J.D. Approaches to Ductile Testing and Applications in the USA. In: 1995 ASSEMBLY OF THE INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING, COMMISSION X, Junho de 1995, Estocolmo, Suécia. (IIW Doc.X-1316-95)
- LANDES, J.D. Fracture Methodologies for the Nuclear Industry - Past, Present & Future. In: 13TH. INTERNATIONAL SMIRT CONFERENCE, Agosto de 1995, Porto Alegre, Brasil.
- LANDES, J.D. ; MCCABE, D.E. Effect of Section Size on Transition Temperature Behavior of Steels. In: **Fracture Mechanics Fifteenth Symposium**. Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, 1984. ASTM STP 883, p. 378-392
- LANDES, J.D. ; SHAFFER, D.H. Statistical Characterization of Fracture in the Transition Region. In: **Fracture Mechanics: Twelfth Conference**. Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, 1980. ASTM STP 700, p. 368-382.
- MCCABE, D.E. ; ZERBST, U. ; HEERENS, J. **Development of Test Practice Requirements for a Standard Method on Fracture Toughness Testing in the Transition Range**. GKSS: Geesthacht, Alemanha, 1993. (Report 93/E/81)
- MCMAHON, C.J. JR. E COHEN, M. Initiation of Cleavage in Polycrystalline Iron. **Acta Metallurgica**, vol.13, p.591-604, 1965.
- MERKLE, J.G. Evaluations of the Irwin β_{Ic} Adjustment for Small Specimen Fracture Toughness Data. **Nuclear Engineering and Design**, vol.86, p.111-117, 1985.

- O'DOWD, N.P. ; SHIH, C.F. Family of Crack-Tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter: Part I - Structure of Fields. ***Journal of the Mechanics and Physics of Solids***, vol.39, No. 8, p.989-1015, 1991.
- O'DOWD, N.P. ; SHIH, C.F. Family of Crack-Tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter: Part II - Fracture Applications. ***Journal of the Mechanics and Physics of Solids***, vol.40, p.939-963, 1992.
- O'DOWD, N.P. ; SHIH, C.F. ***Two-Parameter Fracture Mechanics: Theory and Applications***, U.S. Nuclear Regulatory Commission, Washington, DC, EUA, Fevereiro de 1993. (NUREG/CR-5958)
- PARIS, P.C. ; SIH, G.C.M. Stress Analysis of Cracks. In: ***Fracture Toughness Testing and its Applications***. Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, 1965. ASTM STP 381, p. 30-83.
- RAMBERG, W. ; OSGOOD, W.E. ***Description of Stress-Strain Curves by Three Parameters***, NACA TN-902, Julho de 1943.
- RICE, J.R. A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. ***Journal of Applied Mechanics***, vol.35, p. 379-386, 1968.
- RICE, J.R ; ROSENGREN, G.F. Plane Strain deformation Near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material. ***Journal of the Mechanics and Physics of Solids***, vol.16, p. 1-12, 1968.
- RICE, J.R. ; JOHNSON, M.A. The Role of large Crack Tip Geometry Changes in Plane Strain Fracture. In: ***Inelastic Behavior of Solids***. New York: McGraw-Hill, 1970, p. 641-672,

- RITCHIE, R.O. ; KNOTT, J.F. ; RICE, J.R. On the Relationship Between Critical Tensile Stress and Fracture Toughness in Mild Steel. ***Journal of the Mechanics and Physics of Solids***, vol.21, p. 395-410, 1973.
- SCHWALBE, K.-H. Comments to Finite Element Solutions of Crack-Tip Behaviour in Small Scale Yielding. ***Transactions of the ASM***, American Society of Metals, p. 186-188, Abril 1977
- SERPAN, C.Z. ; RANDALL, P.N. Irradiation Effects in Reactor Pressure Vessel Steels: A Nuclear Regulatory Commission Perspective. In: ***Fracture Mechanics 25th. Volume***. Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, 1995. ASTM STP 1220 p. 5-12.
- SHAROBEAM, M.H. ; LANDES J.D. The Load Separation Criterion and Methodology in Ductile Fracture Mechanics. ***International Journal of Fracture***, vol.47, p. 81-104, 1991.
- SHAROBEAM, M.H. ; LANDES J.D. A Simplified Approach for J-Integral Evaluation for Semi-Elliptical Surface Cracks. In: ***Fracture Mechanics 25th. Volume***. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1995. ASTM STP 1220
- UNITED STATES NUCLEAR REGULATORY COMMISSION ***SRP 5.3.3 Reactor Vessel Integrity***, Julho de 1981. (NUREG 800).
- UNITED STATES NUCLEAR REGULATORY COMMISSION . ***Code of Federal Regulations Title 10 Chapter 1 Part 50 Appendix H: Reactor Vessel Material Surveillance Program Requirements.***, Janeiro de 1987.
- UNITED STATES NUCLEAR REGULATORY COMMISSION. ***Heavy Section Steel Technology Program - Semiannual Progress Report.***, Setembro de 1992. (NUREG/CR-4219, vol.9, No.2)

- WALLIN, K. The Scatter in K_{IC} Results. *Engineering Fracture Mechanics*, vol.19, No.6, p.1085-1093, 1984.
- WALLIN, K. The Size Effects in K_{IC} Results. *Engineering Fracture Mechanics*, vol.22, No.1, p.149-163, 1985.
- WALLIN, K. Fracture Toughness Testing in the Ductile-to-Brittle Transition Region. In : *Advances of Fracture Research*. Oxford, England: Pergamon, 1989 ICF7, p.267-276
- WALLIN, K. Statistical Modeling of Fracture in the Ductile to Brittle Transition Region. In: *Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications*. London, England: Mechanical Engineering Publications, 1991. ESIS / EGF9, p. 1-31.
- WALLIN, K. Statistical Aspects of Constraint with Emphasis to Testing and Analysis of Laboratory Specimens in the Transition Region. In: ASTM SYMPOSIUM ON CONSTRAINT EFFECTS IN FRACTURE, Maio 8-9, 1991, Indianapolis, Indiana, EUA.
- WALLIN, K. - Recommendations for Application of Fracture Toughness Data for Structural Integrity Analysis. In: CSNI/IAEA SPECIALISTS MEETING, 1992, Oak Ridge, TN, EUA.
- WEIBULL, W. A Statistical Distribution Function of Wide Applicability . *Journal of Applied Mechanics*., p. 293-297, Setembro de 1951.
- WILSON, C.D. *Linear Elastic Fracture Mechanics Primer*, NASA, 1992.