

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA
DO RIO DE JANEIRO



Raphael Amaral Magalhães

Estudo da relação entre tenacidade à fratura e resistência a impacto

Projeto de Graduação apresentado como requisito para obtenção do grau de
Bacharel em Engenharia Mecânica pelo Departamento de
Engenharia Mecânica da PUC-Rio.

Orientador: Marco Antonio Meggiolaro

Rio de Janeiro
Fevereiro de
2025

Aos meus queridos irmãos, Daniel e Gabriel, companheiros de jornada e de tantos momentos, por todo o apoio, inspiração e palavras de incentivo, por acreditarem em mim quando eu duvidei, e por serem meu porto seguro em tempos difíceis. Este trabalho é tão meu quanto de vocês, pois sem o amor, a força e a união que sempre partilhamos, eu não teria chegado até aqui.
Com gratidão eterna, dedico este TCC a vocês.
Raphael

Agradecimentos

Primeiramente, agradeço à Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro (PUC-Rio), instituição que me proporcionou um ambiente rico em aprendizado, desafios e crescimento pessoal.

Agradeço especialmente ao meu orientador, professor Marco Antônio Meggiolaro, cuja orientação foi essencial para a realização deste trabalho. Sua paciência, disponibilidade e conhecimento técnico foram fundamentais para que eu pudesse superar os desafios ao longo deste percurso.

Sou imensamente grato aos meus pais e meus dois irmãos, que sempre acreditaram em mim e ofereceram todo o suporte necessário, seja por meio de palavras de encorajamento, seja pelo exemplo de dedicação e amor. Sem o apoio de vocês, essa conquista não teria sido possível.

À minha namorada Nadya, pelo carinho, compreensão e suporte incondicional em todos os momentos, especialmente nos mais difíceis. Sua presença foi uma fonte constante de motivação e equilíbrio durante essa jornada.

Por fim, estendo meus agradecimentos a todos que, direta ou indiretamente, contribuíram para que este trabalho fosse realizado, seja por meio de incentivo, apoio ou companhia ao longo dessa caminhada.

A todos vocês, meu mais sincero obrigado.

Resumo

MAGALHÃES, Raphael. **Estudo da relação entre tenacidade à fratura e resistência a impacto**. Rio de Janeiro, 2024. 36 páginas. Projeto de Graduação – Departamento de Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

A tenacidade ou resistência à fratura é o fator de concentração de tensão crítico de uma trinca, causando fratura, enquanto a resistência a impacto refere-se à capacidade do material de resistir a uma carga súbita ou de impacto, mesmo na ausência de trincas. Ambas as propriedades são cruciais para entender o comportamento dos materiais em situações reais de uso, permitindo um melhor dimensionamento de peças e componentes de acordo com sua função.

Existem algumas correlações entre a tenacidade e a resistência a impacto (na ausência de trincas) para metais, apesar de ser um tema de grande relevância em diversas áreas de engenharia e ciência dos materiais. A compreensão dessa interação é fundamental para o desenvolvimento de materiais mais seguros, duráveis e eficientes que podem ser utilizados em uma grande variedade de aplicações.

Neste trabalho, será feita uma pesquisa extensa com o intuito de coletar informações empíricas de resistência a impacto de Charpy, tenacidade a fratura e módulo de elasticidade. Com essas informações parâmetros serão utilizados diferentes modelos de correlação para obter valores de tenacidade a partir dos dados de Charpy e módulo de elasticidade.

O intuito desse trabalho é conseguir avaliar a confiabilidade e precisão dos diferentes métodos de correlação por meio da comparação entre os valores teóricos e experimentais de tenacidade a fratura. Calculando o erro relativo de cada modelo para cada material estudado, é possível avaliar as diferentes estimativas assim como analisar para qual tipo de material seu uso é mais recomendado.

Palavras-chave

Correlação entre energia de impacto Charpy e tenacidade a fratura.

Abstract

MAGALHÃES, Raphael. **Study impact resistance and fracture toughness relation**. Rio de Janeiro, 2024. 36 pages. Projeto de Graduação – Departamento de Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

Fracture toughness or resistance to fracture is the critical stress concentration factor of a crack that leads to fracture, while impact resistance refers to a material's ability to withstand a sudden or impact load, even in the absence of cracks. Both properties are crucial for understanding the behavior of materials in real-world applications, allowing for better design of parts and components according to their intended function.

There are some correlations between toughness and impact resistance (in the absence of cracks) for metals, despite this being a highly relevant topic in various fields of engineering and materials science. Understanding this interaction is fundamental for developing safer, more durable, and efficient materials that can be applied in a wide range of uses.

In this study, extensive research will be conducted to collect empirical data on Charpy impact resistance, fracture toughness, and elastic modulus. Using this information, different correlation models will be applied to derive toughness values from Charpy and elastic modulus data.

The purpose of this work is to evaluate the reliability and accuracy of the different correlation methods by comparing theoretical and experimental fracture toughness values. By calculating the relative error of each model for each studied material, it will be possible to assess the different estimates and analyze which type of material is best suited for their application.

Keywords

Charpy impact energy and fracture toughness correlation.

Sumário

1. Introdução	11
2. Fundamentação teórica	23
3. Metodologia	30
4. Resultados	33
4.1. Ligas de aço	33
4.2. Ligas de alumínio.....	39
4.3. Ligas de titânio	43
4.4. Ligas de ferro fundido	47
4.5. Berílio	51
4.6. Resultados gerais	55
5. Conclusões	62
6. Referências.....	68

Lista de figuras

Figura 1: Fratura dúctil	14
Figura 2: Fratura frágil	14
Figura 3: Desenho esquemático do teste de impacto Charpy	23
Figura 4: Validação da correlação de Rolfe-Novak-Barsom com dados de K_{IC} e CVN para materiais na região superior Gráfico $K_{IC} \times CVN$ para aços	25
Figura 5: Validação da correlação de Sailors e Corten com dados de K_{IC} e CVN para materiais na região de transição	28
Figura 6: Gráfico $K_{IC}/S_y \times CVN/S_y$ para aços	34
Figura 7: Gráfico ampliado $K_{IC}/S_y \times CVN/S_y$ para aços	35
Figura 8: Gráfico $K_{IC}^2/E \times CVN$ para aços	36
Figura 9: Gráfico ampliado $K_{IC}/S_y \times CVN/S_y$ para aços	37
Figura 10: Gráfico $K_{IC} \times CVN$ para aços	38
Figura 11: Gráfico $K_{IC}/S_y \times CVN/S_y$ para ligas de alumínio	40
Figura 12: Gráfico $K_{IC}^2/E \times CVN$ para ligas de alumínio	41
Figura 13: Gráfico $K_{IC} \times CVN$ para ligas de alumínio	42
Figura 14: Gráfico $K_{IC}/S_y \times CVN/S_y$ para ligas de titânio	44
Figura 15: Gráfico $K_{IC}^2/E \times CVN$ para ligas de titânio	45
Figura 16: Gráfico $K_{IC} \times CVN$ para ligas de titânio	46
Figura 17: Gráfico $K_{IC}/S_y \times CVN/S_y$ para ligas de ferro	48
Figura 18: Gráfico $K_{IC}^2/E \times CVN$ para ligas de ferro	49

Figura 19: Gráfico K_{IC} X CVN para ligas de ferro	50
Figura 20: Gráfico K_{IC}/S_y X CVN/S_y para berílio	52
Figura 21: Gráfico K_{IC}^2/E X CVN para berílio	53
Figura 22: Gráfico K_{IC} X CVN para berílio	54
Figura 23: Gráfico K_{IC}/S_y X CVN/S_y	56
Figura 24: Gráfico ampliado K_{IC}/S_y X CVN/S_y para aços	57
Figura 25: Gráfico K_{IC}^2/E X CVN	58
Figura 26: Gráfico ampliado K_{IC}^2/E X CVN	59
Figura 27: Gráfico K_{IC} X CVN	60

Lista de tabelas

Tabela 1: Materiais utilizados na correlação Rolfe-Novak-Barsom.....	25
Tabela 2: Erro das correlações para as ligas de aço.....	39
Tabela 3: Erro das correlações para as ligas de alumínio	43
Tabela 4: Erro das correlações para as ligas de titânio	47
Tabela 5: Erro das correlações para as ligas de ferro	51
Tabela 6: Erro das correlações para o berílio	55
Tabela 7: Erro das correlações para todos os materiais	61
Tabela 8: Erros percentuais médios dos materiais para todas as correlações	66

"A dúvida é o princípio da sabedoria.",
Aristóteles.

1.

Introdução

A análise de propriedades mecânicas, como a tenacidade à fratura e a resistência ao impacto, é essencial para garantir a confiabilidade estrutural em diversos campos da engenharia, incluindo energia nuclear, automotiva, aeroespacial e construção civil. A tenacidade à fratura (K_{IC}) e a energia de impacto Charpy (CVN) são propriedades frequentemente estudadas devido à sua importância em prever a capacidade de um material de resistir a condições severas sem falhas. Pesquisas demonstraram que a abordagem da Master Curve e o teste de entalhe em V de Charpy (CVN) são técnicas úteis para examinar essas características, permitindo estimativas de absorção de energia sob cargas dinâmicas em diversas temperaturas [4] [22].

Quando os materiais são empregados em estruturas que operam em ambientes severos (como altas pressões, baixas temperaturas e intensa radiação), essas propriedades tornam-se ainda mais importantes [18] [21]. Gasodutos, estruturas de automóveis e aeronáuticas e vasos de pressão de reatores nucleares são exemplos de componentes de engenharia estrutural que frequentemente enfrentam desafios similares. Para prever o desempenho em condições adversas, é essencial compreender as limitações de resistência desses materiais e utilizar técnicas que permitam correlações entre tenacidade e resistência ao impacto. O objetivo deste trabalho é explorar as teorias, desenvolvimentos e metodologias que ligam a tenacidade à fratura à energia de impacto Charpy.

Para compreender essa relação, é preciso abordar o conceito de ductilidade, que representa a capacidade de um material de suportar deformação plástica antes de romper, e é uma de suas características mais cruciais para esse estudo [23]. Em outras palavras, ela indica a quantidade de energia de deformação que um material pode absorver, uma característica essencial para prever como os materiais responderão ao estresse. Dessa forma, quando um material apresenta uma deformação plástica significativa antes da fratura, ele é considerado como um material dúctil, enquanto, caso o material tenha pouca ou nenhuma deformação antes de sua ruptura é considerado um material frágil [8]. Devido à sua ductilidade,

alguns materiais, como o cobre e o aço, podem ser moldados de várias maneiras e sofrer deformação plástica [9][10].

A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) teve sua base proposta por Giffith [12] estuda mecanismos de fratura desconsiderando a região plástica formada na ponta da trinca quando se trata de materiais frágeis. Por se tratar de materiais frágeis, por definição não apresentam deformação plástica significativa, o que justifica a aproximação e permite a aplicação dos conceitos da teoria da elasticidade linear.

Com isso, Irwin propôs o conceito de fator de intensidade de tensões, e afirmou que, como a falha de um material está relacionada com a atuação de tensões e deformações, espera-se que a propagação da trinca ocorra apenas quando esse número ultrapassasse um valor crítico denominado como tenacidade à fratura. Esse fator de intensidade de tensões crítico é chamado de K_C e depende da espessura da amostra. Porém, o valor de K_C pode ser considerado inerente ao material na condição de que sua espessura seja suficientemente grande para adentrar o estado plano de deformação. Por se tratar do modo I de carregamento, esse fator passa a ser denominado como K_{IC} e, como já mencionado, é uma propriedade do material.

Portanto, esse valor mede a resistência de um material à propagação de trincas, sendo mensurado pelo trabalho necessário para seu crescimento [11]. O conhecimento dessa propriedade é essencial para o estudo de componentes propensos à fadiga, onde falhas podem ter consequências desastrosas. Existe uma relação entre o K_{IC} e a ductilidade do material, isso pois, em materiais com alta capacidade de absorver energia de deformação plástica, também há um aumento do trabalho plástico necessário para a propagação da trinca e, portanto, aumenta a tensão crítica de fratura. Logo, a maioria dos materiais com alta ductilidade tende a apresentar alta tenacidade à fratura, no entanto, o inverso não é necessariamente verdadeiro, como no caso da madeira, que geralmente é resistente, mas não plastifica.

A resistência ao impacto, por sua vez, mede a capacidade de um material de absorver energia sob impacto rápido ou carga dinâmica. Essa característica é

essencial em situações em que o material pode estar sujeito a impactos contínuos, fortes vibrações ou choques abruptos. É também evidente que a resistência ao impacto de um material e sua ductilidade estão intimamente relacionadas. Como os materiais mais dúcteis tendem a plastificar mais antes de fraturar, eles, por definição, absorvem uma maior parte da energia do impacto por meio de deformação plástica, conferindo-lhes maior resistência ao impacto. Enquanto materiais usados em construção que resistem a cargas dinâmicas, como ventos fortes ou terremotos, dependem de grande resistência ao impacto para preservar a integridade de edifícios, elementos estruturais na indústria automobilística, por exemplo, devem absorver a energia de colisões para proteger os ocupantes [18] [19].

Em 1901, Georges Charpy [13] propôs um método onde uma amostra entalhada é submetida a um impacto controlado, e a quantidade de energia absorvida pelo material até a fratura é registrada. Esse experimento ficou conhecido como teste de entalhe em V de Charpy (CVN) e foi amplamente utilizado para analisar fraturas que ocorriam nos navios durante a Segunda Guerra Mundial [14] [15]. Desde então, o ensaio de Charpy está entre os métodos mais amplamente utilizados para avaliar a resistência ao impacto de um material.

Percebe-se que, assim como a tenacidade à fratura, a resistência ao impacto também possui relação com a ductilidade do material, que pode ser estimada por meio dos resultados do teste de Charpy [16]. É possível observar a falha no corpo de prova de Charpy e avaliar se o tipo de fratura ocorrida foi frágil (onde há pouca deformação plástica e a superfície fraturada tem um aspecto plano) como mostrado na Figura 2, ou dúctil (onde a deformação plástica deixa a superfície da fratura irregular), como na Figura 1. Ao comparar as duas superfícies de fratura, é possível determinar a porcentagem de fratura dúctil/frágil [17]. O resultado do teste Charpy determina a energia de deformação absorvida pelo material, o que já é um indicativo de ductilidade.

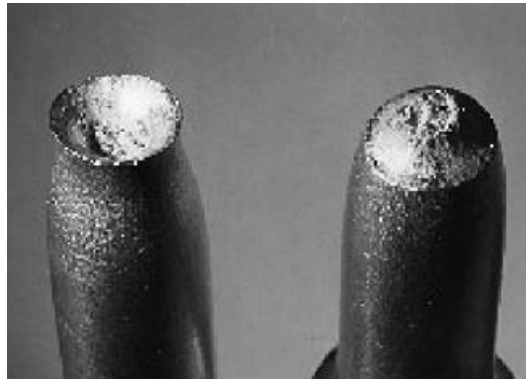


Figura 1: Fratura dúctil [8]



Figura 2: Fratura frágil [8]

Sabe-se que tanto a resistência à fratura quanto a resistência ao impacto de um material estão relacionadas à sua ductilidade, embora sua capacidade de sofrer deformação plástica dependa não apenas do material, mas também da temperatura. Quando variações térmicas são aplicadas a um corpo, seu comportamento pode mudar, tornando-se dúctil ou frágil. A faixa em que essa mudança ocorre nos metais é chamada de Temperatura de Transição Dúctil-Frágil (DBTT), que varia para cada material; quando um corpo está abaixo dessa faixa de temperatura, ele exibe comportamento frágil, enquanto acima dela torna-se dúctil. A curva de energia-temperatura resultante do teste de Charpy fornece informações essenciais sobre o comportamento de transição dúctil-frágil do material, facilitando a identificação da DBTT e ajudando a avaliar como o material se comporta em diferentes temperaturas.

O teste de impacto Charpy pode ser usado para determinar a DBTT, pois a mudança de comportamento de um material de frágil para dúctil afete diretamente a energia absorvida pelo corpo de prova no impacto do ensaio. Ao realizar o

experimento com o material em diferentes temperaturas é possível observar a influência da temperatura em sua capacidade de deformar. Outra maneira possível de obter a DBTT pelo ensaio Charpy é observando as mudanças na superfície fraturada, como podemos ver nas figuras 1 e 2 [14].

A correlação entre a energia de impacto medida pelo teste de entalhe em V de Charpy (CVN) e a tenacidade à fratura é uma área crítica de estudo em ciência dos materiais e engenharia estrutural. Essa correlação é amplamente utilizada como uma maneira prática e econômica de prever a resistência de um material à fratura sem a necessidade de testes diretos de fratura, que geralmente são mais caros e exigem equipamentos específicos. Diversos modelos empíricos foram criados ao longo dos anos para correlacionar esses valores, especialmente para aços estruturais e materiais usados em situações críticas, onde a resistência à fratura é crucial tanto para a segurança quanto para a longevidade estrutural, como nas indústrias nuclear e de petróleo e gás.

A metodologia básica para correlacionar a energia de impacto de Charpy com a tenacidade à fratura envolve converter os valores de energia absorvidos em condições de impacto em estimativas de resistência à fratura [24] [25]. O modelo de Barsom e Rolfe [7] [4] foi uma das primeiras tentativas empíricas de correlacionar a energia absorvida no teste de Charpy (CVN) com a tenacidade à fratura (K_{IC}). Esse modelo propõe uma fórmula que converte a energia de Charpy em valores de tenacidade, ajustando-se para a região da curva de transição dúctil-frágil. Para os aços, essa correlação foi particularmente útil, pois fornece uma maneira rápida e prática de estimar o K_{IC} a partir dos dados do teste de Charpy, que são mais acessíveis e menos exigentes em termos de amostras e equipamentos do que os testes diretos de fratura.

A correlação de Barsom e Rolfe funciona melhor quando aplicada à região entre a ductilidade e a fragilidade, conhecida como DBTT, onde a resistência à propagação de fratura é altamente dependente da temperatura do material. Essa correlação é amplamente utilizada em componentes de aço para prever como eles reagirão a tensões dinâmicas e impactos, sendo um modelo muito útil em diversos campos da engenharia. No entanto, uma limitação dessa abordagem é sua incapacidade de considerar alterações no material que poderiam levar a

imprecisões, como no caso de materiais tratados termicamente ou com composições químicas variadas [26] [20].

Para aços ferríticos e outros materiais com uma transição dúctil-frágil notável, o método da Curva Mestra foi desenvolvido como uma forma padronizada de descrever a tenacidade à fratura em função da temperatura. Nesse método, baseado na norma ASTM E1921 [4], utiliza-se o parâmetro T_0 para estabelecer uma tenacidade básica de $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para uma espessura padrão de 25 mm. Esse parâmetro ajuda engenheiros a estimar a tenacidade em várias temperaturas e espessuras de forma eficaz.

A Curva Mestra é frequentemente aplicada a aços em vasos de pressão e componentes críticos, como aqueles sujeitos à radiação em reatores nucleares, para monitorar a integridade do material ao longo do tempo e planejar a manutenção em ambientes onde o envelhecimento e a degradação devido à exposição prolongada são preocupações. Estudos indicam que a precisão da Master Curve pode ser melhorada correlacionando temperaturas de transição Charpy, como T28J e T41J, com o T_0 , o que facilita o ajuste das previsões de tenacidade à medida que o material envelhece, permitindo controle preciso sobre a durabilidade e segurança de componentes estruturais em condições adversas [18] [19].

Outro método bastante utilizado é a correlação de Rolfe, Novak e Barsom (RNB), trata-se de uma fórmula empírica para correlacionar dados de Charpy com tenacidade à fratura. Esse modelo considera o comportamento variável de materiais como os aços ferríticos ao fazer ajustes para diferentes regiões da curva de transição dúctil-frágil [19].

Embora esses métodos sejam muito úteis na engenharia, eles ainda apresentam limitações, e seu uso pode ser impreciso devido a uma série de fatores, como a microestrutura do material, o tipo de entalhe utilizado na amostra de teste, entre outros, que podem impactar os resultados e devem ser considerados. Devido a esses desafios, torna-se evidente a necessidade de ajustes nos métodos existentes ou a criação de novas abordagens que possam prever o comportamento dos materiais com maior precisão.

A microestrutura de um material desempenha um papel central na

determinação de suas propriedades mecânicas, incluindo tenacidade à fratura e resistência ao impacto [23]. A composição microestrutural, que pode incluir fases como ferrita, bainita e martensita, influencia diretamente a capacidade do material de absorver energia e resistir à propagação de trincas. Por exemplo, uma microestrutura fina e homogênea tende a melhorar a tenacidade à fratura em aços ferríticos. Essa capacidade é reduzida em estruturas com grãos maiores ou fases frágeis, que aumentam a vulnerabilidade do material a fraturas frágeis em baixas temperaturas [20].

Nos processos de fabricação que envolvem tratamentos térmicos e soldagem, a microestrutura pode ser significativamente alterada. Nas soldas, por exemplo, a zona termicamente afetada (HAZ) apresenta um desafio único para correlacionar a energia de impacto Charpy com a tenacidade à fratura. O processo de soldagem modifica a microestrutura da HAZ, introduzindo tensões residuais e alterando as propriedades do material em comparação com o material base, resultando em variações na tenacidade e na resistência ao impacto. Alguns materiais, como os aços de alta resistência frequentemente usados em gasodutos de petróleo e gás, são especialmente suscetíveis a essas alterações. Nessas situações, a soldagem pode causar a perda de tenacidade em fases martensíticas próximas à solda. Esse é um dos desafios enfrentados pelos modelos de correlação, que se tornam imprecisos ao lidar com materiais que passaram por soldagem e tratamentos térmicos [18]

Nos testes de impacto Charpy, os resultados podem variar dependendo do tipo de entalhe escolhido para a amostra de teste. Isso ocorre porque o entalhe é projetado para concentrar as tensões do impacto em uma pequena área, que é posicionada como o ponto de contato. Assim, variações na posição, profundidade e forma do entalhe podem ter um efeito significativo na absorção e concentração da energia do impacto, afetando diretamente os resultados do teste de Charpy. Como essas variações podem ser tão pequenas que se tornam indetectáveis, essas imprecisões nos testes podem ser inevitáveis, tornando as correlações entre resistência ao impacto e tenacidade à fratura menos confiáveis.

Além disso, o teste de Charpy emprega uma taxa de aplicação de força muito maior do que os testes de fratura convencionais. Enquanto um teste de fratura

normal aplica a carga de forma mais lenta, o teste de Charpy aplica o impacto quase instantaneamente. Para materiais como alguns aços de alta resistência, que são extremamente sensíveis à taxa de deformação, essa variação na taxa de carregamento é crucial. Quando os dados do teste de Charpy são usados como base para prever a tenacidade à fratura, certos materiais podem se comportar de maneira diferente sob impacto em comparação com condições de carregamento lento, o que pode levar a previsões não conservadoras. Os modelos de correlação devem ser modificados para materiais sensíveis à taxa de carregamento ou utilizar técnicas alternativas de teste que simulem mais de perto as condições reais de operação [19] [20].

A composição química dos materiais também impacta diretamente a precisão das correlações entre energia de impacto e tenacidade. Elementos de liga como manganês, cromo e níquel são frequentemente adicionados aos aços para melhorar a resistência e a tenacidade, mas esses elementos também alteram a microestrutura e a resposta do material durante o impacto. O manganês, por exemplo, aumenta a dureza e reduz a temperatura de transição dúctil-frágil (DBTT), enquanto fósforo e enxofre, mesmo em pequenas quantidades, podem formar inclusões frágeis que reduzem a tenacidade à fratura.

Fatores ambientais, como temperatura e exposição à corrosão, também afetam a tenacidade do material e, conseqüentemente, a precisão das correlações entre energia de impacto e resistência à fratura. A temperatura operacional influencia a DBTT, um parâmetro que precisa ser ajustado para o uso em condições reais. Muitos materiais, incluindo algumas variedades de aço, apresentam comportamento de fratura frágil em condições de baixa temperatura. Quando o teste de impacto Charpy é realizado com uma amostra em temperatura mais alta, não é possível capturar totalmente a fragilidade que a amostra apresentaria abaixo da DBTT, o que também pode afetar as previsões.

Outro fator que pode causar imprecisões é a corrosão que os materiais podem sofrer. Isso ocorre porque a corrosão pode gerar pequenas imperfeições na superfície, que podem se tornar pontos de concentração de tensões, facilitando a fratura nesses locais. Essas imprecisões são especialmente perigosas em aplicações como gasodutos submarinos, destacando a necessidade de ajustar os

métodos de correlação que não levam em consideração fatores ambientais [20].

A própria curva de transição dúctil-frágil não pode prever completamente a tenacidade, pois, como mencionado anteriormente, existem inúmeros fatores que podem influenciar as correlações entre tenacidade à fratura e energia de impacto Charpy. Para obter uma correlação mais precisa, podem ser necessárias adaptações para cada aplicação específica [21] [18]. Diversos ajustes nos métodos convencionais foram realizados para melhorar as estimativas de tenacidade à medida que os modelos de correlação foram aplicados a materiais cada vez mais sofisticados.

A aplicação do método da Curva Mestra também exige certas modificações em materiais de alta resistência, como os aços bainíticos e martensíticos, usados em ambientes severos. Esses materiais são mais sensíveis a mudanças de temperatura devido à presença de uma DBTT bem definida e também são altamente suscetíveis a alterações em sua microestrutura. Portanto, o método da Curva Mestra precisa de ajustes para levar esses fatores em conta e representar a microestrutura real do material em tempo real. [18]

O aço SA508-III é frequentemente escolhido para vasos de pressão de reatores nucleares devido à sua resistência a temperaturas e pressões extremas. Como falhas nesses sistemas podem ser catastróficas, é extremamente importante que as previsões de tenacidade à fratura sejam precisas. No entanto, a exposição prolongada ao calor e à radiação pode causar mudanças microestruturais, tornando o material mais vulnerável à fratura. Alguns estudos conseguiram usar a Curva Mestra para prever a tenacidade à fratura do SA508-III em função da temperatura, utilizando o parâmetro T_0 como referência. Esse parâmetro marca a temperatura na qual o material possui uma tenacidade média de $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para uma amostra de 25 mm, sendo crucial para determinar a resistência do material ao longo do tempo [18] [19].

Ao incorporar o efeito da temperatura no método de correlação da Master Curve, a previsão da tenacidade à fratura tornou-se mais precisa, reduzindo o erro relativo para menos de 8%, tornando-o mais confiável para operações nucleares. Isso foi fundamental para determinar a degradação de vasos de pressão expostos à

radiação, permitindo aos engenheiros prevenir falhas [20].

O aço API X65 é frequentemente utilizado em gasodutos de petróleo e gás devido à sua resistência a variações de pressão e temperatura ao longo do duto. Alguns estudos mostraram que, em materiais como o API X65, determinar a tenacidade à fratura usando um modelo linear baseado na relação entre energia de Charpy e limite de escoamento pode ser muito eficaz. Além de ser confiável, com um erro relativo de 4,4%, é um método acessível e simples. [19].

Para considerar as várias características microestruturais das regiões soldadas (que podem apresentar fases martensíticas e bainíticas devido ao processo de fabricação), esse modelo de correlação foi modificado. Como essas fases respondem de maneira distinta ao impacto e à fratura, ajustes para microestruturas específicas tornam o modelo linear mais confiável. No geral, o aço API X65 e sua correlação com a energia de Charpy são essenciais para a indústria de petróleo e gás, permitindo avaliações práticas de tenacidade e um planejamento mais eficaz de manutenção de gasodutos, reduzindo o risco de falhas em campo [20].

Os avanços em tecnologias de simulação e inteligência artificial têm impacto significativo na engenharia de materiais [22] [25]. Métodos baseados em simulação por elementos finitos (FEA), aprendizado de máquina e modelos híbridos agora permitem determinar a tenacidade à fratura com maior precisão. Esses métodos têm o potencial de melhorar as correlações entre a energia de impacto Charpy e a tenacidade à fratura, especialmente para materiais complexos ou aplicações críticas, onde as limitações de modelos empíricos convencionais tornam-se mais evidentes.

Os modelos híbridos combinam dados experimentais de testes como o Charpy com simulações computacionais, como o método de elementos finitos (FEA). A combinação dessas duas abordagens facilita a previsão do comportamento de materiais com propriedades e geometria específicas, além de simular circunstâncias particulares para aplicações específicas.

O método FEA pode simular condições reais às quais um material pode estar submetido, como pressão, radiação e temperatura. Essa simulação pode ser usada

no método híbrido juntamente com dados de impacto Charpy, permitindo que grandes volumes de dados experimentais sejam analisados por algoritmos de aprendizado de máquina. Esses algoritmos consideram vários fatores, possibilitando a previsão da tenacidade à fratura em circunstâncias únicas [18] [20].

Redes neurais artificiais também têm sido utilizadas em materiais de alta resistência. Esses novos métodos provaram ser melhores e mais precisos do que os modelos empíricos. O uso da IA pode até simular os dados como composição química e microestrutura de diferentes ligas metálicas sem a necessidade de testes reais, tornando o desenvolvimento de novas ligas mais rápido e eficiente, além de garantir seu desempenho e segurança [18] [19] [20].

Em materiais que passaram por soldagem e tratamentos térmicos, a microestrutura e as tensões residuais agora podem ser mapeadas com tomografia computadorizada e difração de raios X, permitindo que os engenheiros adaptem melhor os métodos existentes para usos específicos.

Materiais que operam em condições críticas se beneficiam significativamente de métodos de caracterização, como tomografia computadorizada. Por exemplo, a tomografia pode identificar defeitos internos ou microfissuras em aços de alta resistência usados em gasodutos ou construções marítimas, que poderiam se comportar como concentradores de tensão sob cargas de impacto. Ao incorporar esse nível de dados nos modelos de correlação, é possível prever com mais precisão como os materiais se comportarão em cenários reais, aumentando a segurança em aplicações críticas [20].

Esses métodos também permitem realizar estudos mais precisos de envelhecimento em elementos estruturais, como vasos de pressão de reatores nucleares. Como mencionado anteriormente, a exposição a condições como radiação, temperatura e pressão por longos períodos pode causar alterações nas propriedades mecânicas dos materiais. Ser capaz de monitorar o comportamento dessas propriedades ao longo do tempo é crucial [22].

Em conclusão, a correlação entre a energia de impacto Charpy e a tenacidade à fratura pode ser usada para determinar a tenacidade à fratura sem a necessidade

de testes diretos, que podem ser caros e exigir ferramentas especializadas. Isso torna essas correlações uma ferramenta muito útil e importante na engenharia de materiais. Devido à sua utilidade, diferentes indústrias, como aeroespacial, marítima, automotiva, nuclear, de petróleo e gás, entre outras, têm adotado cada vez mais esses métodos.

Ao longo desta revisão, foram discutidos diferentes métodos de correlação entre energia de impacto Charpy e tenacidade à fratura, como o método de Barsom-Rolfe e a Curva Mestra. Embora essas correlações tenham se desenvolvido significativamente, seu uso ainda é limitado por vários desafios, que podem ser difíceis de detectar e prever, destacando a necessidade de métodos de adaptação que permitam aplicar esses modelos a diferentes situações específicas.

2.

Fundamentação teórica

O ensaio Charpy utiliza um pêndulo para causar impacto e com isso medir a energia que foi absorvida pelo corpo de prova. A altura inicial do pêndulo providencia uma energia potencial gravitacional inicial, ao ser liberado, o pêndulo transforma toda a energia potencial gravitacional em energia cinética e colide com o corpo de prova como pode ser visto na figura 3 abaixo.

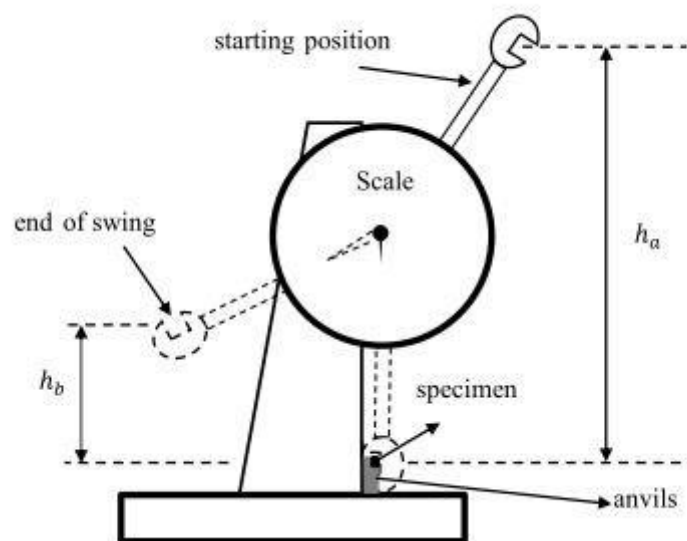


Figura 3: Desenho esquemático do teste de impacto Charpy [1].

O choque provoca fratura por impacto e o pêndulo volta a recuperar energia potencial gravitacional. Porém a energia final não é igual à inicial, isso se deve ao fato de que parte dessa energia foi absorvida pelo corpo de prova durante a fratura. Com os dados de altura inicial e final do pêndulo, é possível calcular a diferença de energia potencial gravitacional, que corresponde a energia de impacto do material.

Como mencionado anteriormente, é possível determinar a tenacidade à fratura de um material por meio dos dados do teste de impacto Charpy. Para isso temos algumas correlações, cada uma delas atua em condições específicas de materiais

Temos as correlações que se aplicam para região superior da curva de Transição Dúctil-Frágil. Nessas condições, os materiais apresentam comportamento dúctil, o que significa que tem maior capacidade de deformação plástica. Altos valores para tenacidade a fratura e resistência à impacto são comuns nessa região. Um exemplo é a correlação de Rolfe-Novak [2] [7] [27] representada pela equação abaixo. Essa foi a primeira tentativa de criar uma equação de tenacidade à fratura em função de energia de impacto Charpy. Essa equação foi feita para aços de alta resistência e foram utilizados 11 aços para sua validação, em sua maioria com limite de escoamento variando entre 1000-1300MPa e energia de impacto Charpy entre 31-121J. No livro de Barsom e Rolfe [7] foram estudados mais 5 materiais, gerando a correlação de Rolfe-Novak-Barsom [7] [27] [32] demonstrada na equação (1). Porém como não foram especificados os tipos de materiais e os limites de escoamento, apenas os 11 primeiros materiais de teste serão considerados [33].

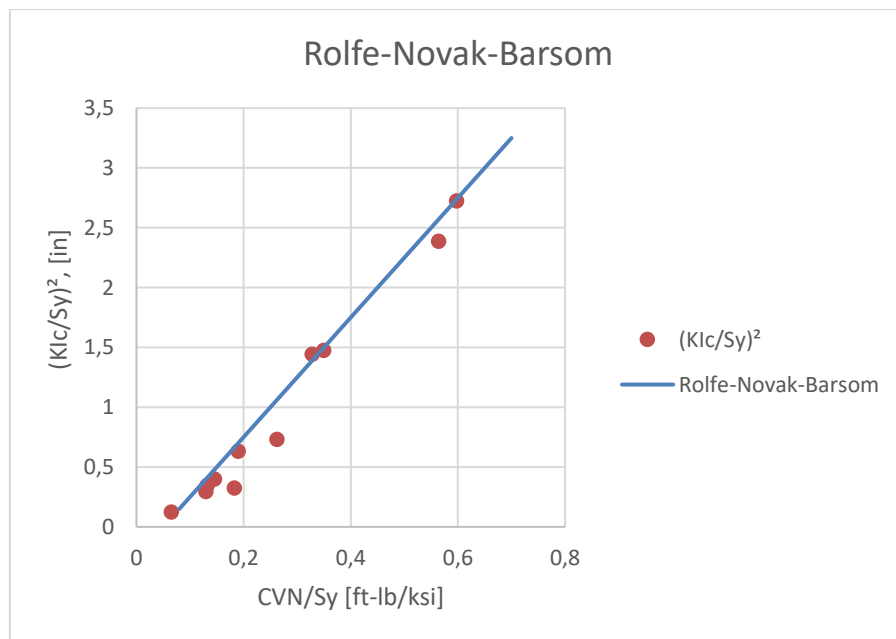
$$\left(\frac{K_{IC}}{S_y}\right)^2 = 0,64 \left(\frac{CVN}{S_y} - 0,01\right) \quad (\text{Rolfe-Novak-Barsom}) \quad (1)$$

- Onde K_{IC} é a tenacidade à fratura em $MPa\sqrt{m}$.
- S_y é o limite de escoamento em MPa.
- CVN é a energia de impacto obtida no ensaio Charpy em J.

Em seu livro [7], é possível observar os materiais utilizados para a validação da equação, que estão a mostra na Tabela 1. Com esses dados, Rolfe, Novak e Barsom criaram o seguinte gráfico, que pode ser visto na Figura 4.

Tabela 1: Materiais utilizados na correlação Rolfe-Novak-Barsom [7].

Aço	Sy (ksi)	Su (ksi)	ϵ (%)	Redução de área	CVN (ft-lb)	K _{IC} (ksi√in)
A517-F, AM	110	121	20	66	62	170
4147, AM	137	154	15	49	26	109
HY-130, AM	149	159	20	68,4	89	246
4130, AM	158	167	14	49,2	23	100
12Ni-5Cr-3Mo, AM	175	181	14	62,2	32	130
12Ni-5Cr-3Mo, VIM	183	191	15	61,2	60	220
12Ni-5Cr-3Mo, VIM	186	192	17	67,1	65	226
18Ni-8Co-3Mo (200 Grade), AM	193	200	12,5	48,4	25	105
18Ni-8Co-3Mo (200 Grade), AM	190	196	12	53,7	25	112
18Ni-8Co-3Mo (190 Grade), VIM	187	195	15	65,7	49	160
18Ni-8Co-3Mo (250 Grade), VIM	246	257	11,5	53,9	16	87

Figura 4: Validação da correlação de Rolfe-Novak-Barsom com dados de K_{IC} e CVN para materiais na região superior [7].

Note que existe uma diferença nas unidades, isso ocorre pois Rolfe, Novak e Barsom utilizaram o sistema de unidades imperial. Porém, para este trabalho, todas as equações foram convertidas para o sistema de unidades internacional.

A correlação de Rolfe-Novak-Barsom não é a única forma de estimar tenacidade à fratura a partir de um ensaio Charpy para materiais na região superior. Em 1981, a correlação de Robert e Newton [5] [27] foi publicada pela *Welding Research Council* e também propôs uma equação com estrutura similar. Diferentemente da correlação de Rolfe-Novak-Barsom, a fórmula de Robert e Newton foi feita para usos mais gerais, não tendo um limite de escoamento definido para sua utilização.

$$\left(\frac{K_{IC}}{S_y}\right)^2 = 0,54 \left(\frac{CVN}{S_y} - 0,02\right) \quad (\text{Robert e Newton de 1981}) \quad (2)$$

Três anos após essa publicação, em 1984 Robert e Newton fizeram um novo trabalho e criaram uma outra correlação para a região superior, representada pela equação (3) [27] [28].

$$K_{IC} = 0,804 S_y \sqrt{\frac{CVN}{S_y} - 0,0098} \quad (\text{Robert e Newton de 1984}) \quad (3)$$

Se assemelhando com a maioria dessas correlações, como podemos ver a equação de Ault et al. [24] [29] tem uma estrutura análoga às anteriores e foi feita para materiais ultra resistentes utilizados em componentes de aeronaves.

$$\left(\frac{K_{IC}}{S_y}\right)^2 = 0,18 \left(\frac{CVN}{S_y} - 0,0061\right) \quad (\text{Ault et al.}) \quad (4)$$

Como pode-se observar, com esses modelos acima, apenas pode ser calculada a tenacidade à fratura quando temos um material que apresenta um valor alto para a resistência a impacto e baixo para limite de escoamento. Tais características confirmam que há uma grande capacidade de deformação plástica como já era esperado, pois essas correlações são aplicáveis para materiais dúcteis.

Em 2021, Kim Wallin estudou a correlação de Rolfe-Novak-Barsom e concluiu que não é uma modelo aplicável em situações reais, pois há a influência do tamanho do corpo de prova, dos graus variados de plasticidade, além de utilizar uma definição não padronizada de tenacidade à fratura. Em seu artigo, Kim Wallin reavaliou os dados dos materiais utilizados para a equação de Rolfe-Novak-Barsom e criou uma nova versão da correlação [33].

$$K_{IC} = 135 \sqrt{\frac{CVN}{50}} \quad (\text{Wallin}) \quad (5)$$

Além dessas correlações, existem outras que são mais adaptadas para medir a tenacidade à fratura em materiais que se encontram na região de transição da curva de Transição Dúctil-Frágil. Nesses casos, é comum ver uma mistura de comportamento dúctil e frágil é possível perceber que as propriedades como resistência ao impacto e tenacidade podem ser facilmente alteradas pela variação da temperatura.

Além da equação proposta para a região superior, Rolfe e Novak utilizaram os mesmos 11 materiais para validar e desenvolver uma correlação focada para materiais que estão em temperatura de transição. Publicada no mesmo livro, a equação de Rolfe-Novak para o regime de transição [3] [32] pode ser observado na equação (6). Para essa fórmula, o limite de escoamento do material deve variar entre 270-1700Mpa enquanto a energia de impacto Charpy varia entre 4-82J.

$$K_{IC} = \sqrt{0,22 \times E \times CVN^{1,5}} \quad (\text{Rolfe-Novak}) \quad (6)$$

- Onde E é o módulo de elasticidade em GPa.

Como já foi mencionado anteriormente, Barsom e Rolfe reavaliaram o estudo anterior utilizando mais materiais para validação. Além da equação para regime superior, no mesmo livro também foi criada a correlação de Barsom-Rolfe [7] [4] [32] [35] como mostra a equação a seguir, sendo até hoje uma das correlações mais utilizadas para materiais com energia de impacto Charpy entre 2,7-61J e limite de escoamento entre 250-345Mpa.

$$K_{IC} = \sqrt{0,64 \times E \times CVN} \quad (\text{Barsom-Rolfe}) \quad (7)$$

No mesmo livro onde Barsom publicou a equação (9), também foi publicada uma outra correlação para os mesmos intervalos de energia de impacto Charpy e limite de escoamento, trata-se da equação a seguir [32] [35].

$$K_{IC} = \sqrt{0,52 \times E \times CVN} \quad (\text{Barsom}) \quad (8)$$

Note que essas três correlações dependem do módulo de elasticidade do

material, o que não é o caso para todas as equações focadas em materiais no regime de transição. Um exemplo de modelo com essa forma é a correlação de Marandet e Sanz [27] [30], proposta na equação a seguir. Essa equação foi criada visando a aplicação em materiais cujo limite de escoamento varia entre 303-820MPa.

$$K_{IC} = 19\sqrt{CVN} \quad (\text{Marandet e Sanz}) \quad (9)$$

Existe outra correlação para regime de transição que também não depende do módulo de elasticidade, trata-se da fórmula proposta por Sailors e Corten [4] [6]. Para criar essa correlação, foram utilizados os mesmos 11 materiais que validaram a correlação de Rolfe-Novak além de outros dados que foram encontrados pelos autores, totalizando 20 aços cuja energia de impacto Charpy varia entre 7-68J e o limite de escoamento entre 270-1700MPa, criando a equação (10) a partir do gráfico representado na figura 5.

$$K_{IC} = 14,63\sqrt{CVN} \quad (\text{Sailors e Corten}) \quad (10)$$

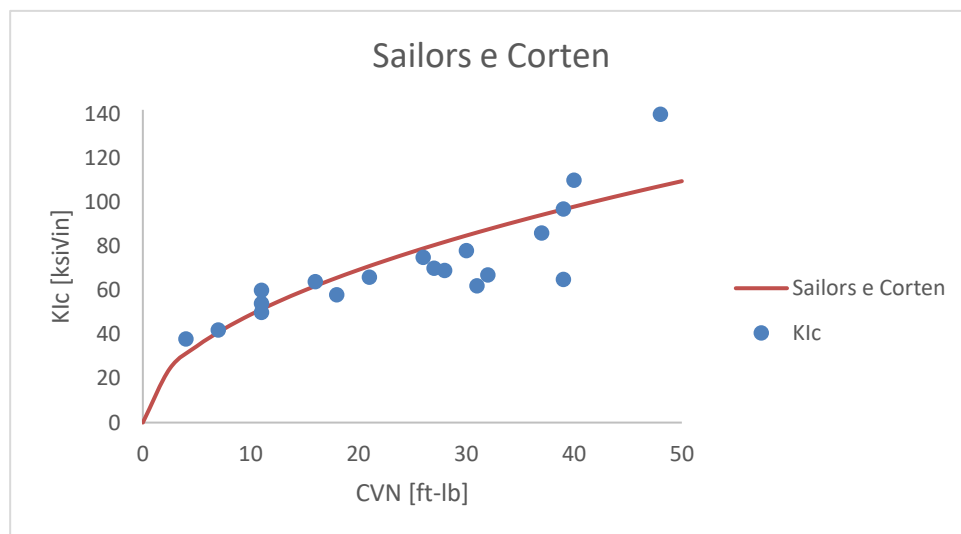


Figura 5: Validação da correlação de Sailors e Corten com dados de K_{IC} e CVN para materiais na região de transição [6].

Mais uma vez, existe uma diferença de unidades, isso ocorre pois, assim como no caso anterior, os autores também utilizaram unidades do sistema imperial enquanto, neste trabalho, os dados e fórmulas estão de acordo com o sistema internacional, o que explica a diferença das fórmulas.

Além das regiões de transição e superior, existe também a região inferior da curva de Transição Dúctil-Frágil. Os materiais que se enquadram nessa classificação estão suscetíveis à fratura frágil e possuem menor resistência a impacto e menor tenacidade à fratura, o que pode ser explicado pela baixa ductilidade que esses materiais apresentam. Para medir a tenacidade nessa região, existem algumas correlações, entre elas está a de INSTA [27] [31], que, assim como a correlação proposta por Robert e Newton, também foi desenvolvida visando uma utilização em casos gerais. Portanto, não possui uma janela de valores para energia de impacto Charpy nem de limite de escoamento para que a equação seja aplicável.

$$K_{IC} = 12\sqrt{CVN} \quad (\text{INSTA}) \quad (11)$$

O livro *Welding Research Bulletin 265*, que contém a correlação de Robert e Newton mencionada anteriormente, também apresenta uma fórmula voltada para o regime de comportamento frágil. Esse modelo está descrito na equação (12) [5] [7] [27] [34] e realiza uma estimativa conservadora, visto que não considera fatores como temperatura de transição e o aumento da tenacidade à fratura causado pela extensão sub-crítica dúctil da trinca.

$$K_{IC} = 8,47(CVN)^{0,63} \quad (\text{Limite inferior de Robert e Newton}) \quad (12)$$

3.

Metodologia

O presente trabalho tem como objetivo principal avaliar a precisão de métodos de correlação previamente mencionados, comparando os valores teóricos calculados por meio dessas correlações com dados empíricos de tenacidade à fratura. Essa análise é fundamental para identificar quais correlações são mais adequadas para diferentes classes de materiais e condições de aplicação. A validação desses métodos é essencial tanto para a pesquisa acadêmica quanto para aplicações industriais, onde a previsão precisa de propriedades mecânicas desempenha um papel crucial na segurança e eficiência de projetos estruturais.

Além disso, busca-se preencher lacunas existentes na literatura, avaliando as correlações em relação a um banco de dados mais diversificado do que os utilizados pelos estudos onde cada uma das equações descritas no capítulo de fundamentação teórica foram desenvolvidas. O objetivo final é proporcionar uma visão abrangente sobre a precisão e confiabilidade das estimativas de tenacidade à fratura propostas por cada modelo de correlação para grupos específicos de materiais ou como uma estimativa universal, destacando os contextos nos quais esses métodos podem ser aplicados de maneira mais eficaz.

Para atingir os objetivos propostos, foi realizada uma extensa pesquisa com o intuito de reunir valores de resistência ao impacto, tenacidade à fratura, limite de escoamento e também módulo de elasticidade de uma ampla gama de materiais. O banco de dados final incluiu materiais como berílio, ligas de aço, alumínio, titânio e de ferro fundido. A coleta de dados envolveu diversas fontes: uma parte significativa foi fornecida pelo professor e orientador deste trabalho, Marco Antonio Meggiolaro, que, por sua vez, adquiriu essas informações ao longo de outras pesquisas conduzidas pelo mesmo. Enquanto outras informações foram obtidas por meio de pesquisas em artigos científicos, acbase de dados do *Matweb* e literatura especializada.

O objetivo da pesquisa é garantir que o banco de dados fosse abrangente e representativo, permitindo análises mais completas, confiáveis e robustas. Durante

a pesquisa, foi possível obter dados experimentais das propriedades mencionadas anteriormente para 135 materiais diferentes, incluindo resistência ao impacto, tenacidade à fratura, módulo de elasticidade e limite de escoamento para os metais que já foram mencionados previamente neste capítulo. Tais informações que foram coletadas podem ser encontradas no apêndice deste trabalho.

O levantamento revelou que para materiais como aço, alumínio e titânio foram encontrados dados para uma maior quantidade de composições, enquanto outros, como as ligas de ferro fundido e de alumínio, mostraram limitações em termos de variedade. Além disso, alguns materiais, como o berílio, apresentaram desafios adicionais devido à presença de medições conflitantes. Nesse caso específico, ambas as medições disponíveis foram consideradas na análise, permitindo maior robustez nos resultados.

Outro aspecto importante foi o tratamento de dados apresentados em intervalos de valores, em vez de números exatos. Para lidar com essa limitação, foi calculada a média aritmética dos valores disponíveis, garantindo consistência na análise. Outro problema encontrado foi a ausência de informações referentes a valores de limite de escoamento e módulo de Young para algumas ligas de aço. Após a consolidação dos dados, todas as informações foram organizadas em planilhas utilizando o software *Excel*, que serviu como plataforma principal para cálculos e análises subsequentes.

Com os dados consolidados no *Excel*, foram calculados os valores teóricos de K_{IC} para cada material do banco de dados, utilizando as equações de correlação previamente apresentadas. Esses valores teóricos foram então comparados aos dados experimentais de K_{IC} , permitindo o cálculo do erro RMS absoluto e relativo para cada modelo de correlação em relação a cada material. Essa etapa é de extrema importância, pois possibilita uma avaliação quantitativa da precisão de cada correlação, destacando suas limitações e pontos fortes em diferentes contextos.

Para facilitar a interpretação, os dados foram representados graficamente, organizados por tipo de material. A escolha dos eixos variou conforme as características das correlações analisadas, destacando os contextos em que cada

modelo é mais aplicável. As normalizações utilizadas foram as seguintes:

- Os eixos foram normalizados em K_{IC}/S_y e CVN/S_y para as correlações de Rolfe-Novak-Barsom, Robert e Newton para a região superior de 1981 e 1984 e Ault et al. voltadas para a região superior da curva de transição dúctil-frágil, os eixos foram normalizados em K_{IC}/S_y e CVN/S_y .
- Os eixos K_{IC}^2/E e CVN foram utilizados para as correlações de Rolfe-Novak, de Barsom-Rolfe e de Barsom.
- Os eixos K_{IC} e CVN foram utilizados para os gráficos das correlações Marandet e Sanz, Sailors e Corten, INSTA, Rolfe-Novak-Barsom adaptada por Kim Wallin e limite inferior de Robert e Newton.

Os resultados gráficos foram organizados por tipo de material, visando facilitar a análise comparativa. Dessa forma, para cada grupo de material estudado foram gerados três gráficos correspondentes aos diferentes tipos de normalização descritos acima e, posteriormente, também foram gerados os mesmos três gráficos, porém desta vez comparando as estimativas com os dados de todos os materiais. Os gráficos produzidos estão detalhadamente apresentados na seção de resultados.

Com a análise gráfica e comparativa realizada, espera-se validar as correlações de maneira semelhante ao feito nos estudos originais que propuseram cada modelo. No entanto, este trabalho se destaca por aplicar as correlações a um banco de dados significativamente maior e mais diversificado, permitindo uma avaliação mais ampla e confiável. Além disso, a comparação entre diferentes modelos oferece observações sobre suas respectivas performances e aplicabilidades, contribuindo para um entendimento mais aprofundado das inter-relações entre as propriedades mecânicas dos materiais.

Por fim, é destaca-se que a interpretação dos resultados deve levar em consideração as diferentes aplicabilidades de cada correlação, respeitando suas limitações e o contexto para o qual foram desenvolvidas. A análise visual deste trabalho valida as correlações existentes, mas também fornece uma base sólida para futuras pesquisas, incentivando o desenvolvimento de modelos ainda mais precisos e abrangentes.

4.

Resultados

Como mencionado anteriormente, neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados obtidos em relação à precisão dos diferentes modelos de correlação analisados. Os dados foram organizados de forma a permitir uma avaliação detalhada e segmentada, considerando separadamente cada tipo de material estudado. Essa distinção é essencial para evidenciar como as características intrínsecas de cada material podem influenciar o desempenho dos modelos, destacando variações na precisão e confiabilidade das correlações em função das propriedades específicas de cada corpo de prova. Com essa abordagem, busca-se identificar com maior clareza as condições sob as quais cada modelo se mostra mais adequado e confiável, permitindo não apenas uma validação criteriosa, mas também fornecendo subsídios práticos para sua aplicação em diferentes contextos. Além disso, a análise segmentada contribui para compreender os limites e as potencialidades de cada método, promovendo uma discussão mais rica e fundamentada sobre suas aplicabilidades.

4.1.

Ligas de aço

Nesse trabalho, foram analisados dados referentes a 75 diferentes composições de ligas de aço, o que configura a maior grupo dentre os materiais estudados, destacando a relevância desse conjunto no contexto das análises realizadas. Utilizando os valores de resistência ao impacto Charpy, combinados com o módulo de elasticidade e limite de escoamento, foi possível calcular a tenacidade à fratura teórica para cada uma dessas composições em todas as correlações estudadas. Esses valores calculados foram então comparados com os dados experimentais disponíveis.

Como mencionado anteriormente, foram criados gráficos em diferentes normalizações, na figura 6, podemos ver o gráfico de K_{IC}/S_y X CVN/S_y .

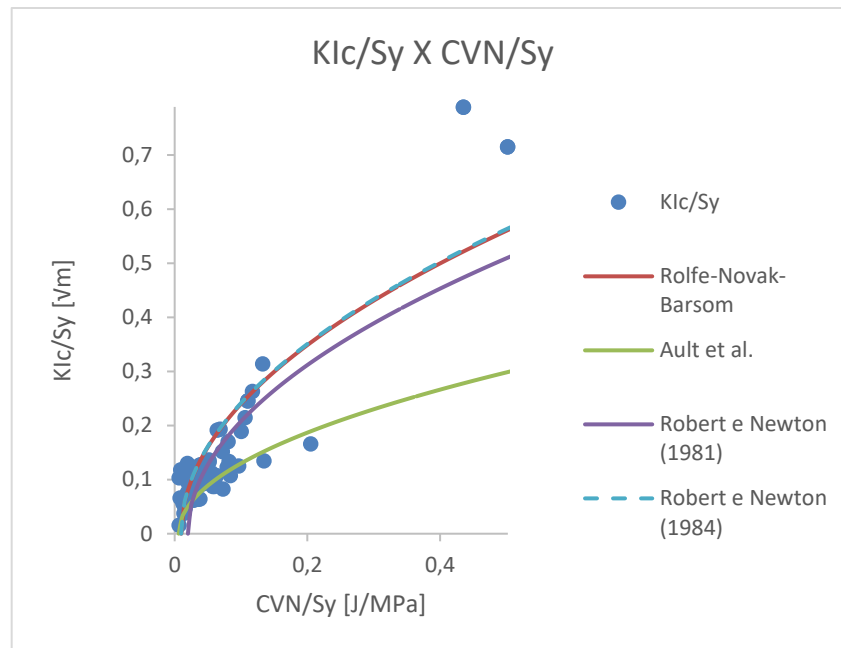


Figura 6: Gráfico K_{IC}/S_y X CVN/S_y para aços.

Como é possível observar, alguns pontos não foram representados no gráfico da figura 6, isso ocorre por conta da normalização dos eixos. Como mencionado anteriormente no capítulo de metodologia, não foram encontradas informações de limite de escoamento e de módulo de elasticidade para todas as ligas de aço apresentadas neste trabalho, portanto, torna-se impossível representar esses materiais em um gráfico cujos eixos requerem os dados que estão ausentes.

Percebe-se que as correlações de Robert e Newton de 1984 e a de Rolfe-Novak-Barsom apresentaram resultado muito similares, portanto, parecem fazer a mesma curva.

É possível observar que dois pontos experimentais possuem dados de K_{IC}/S_y com valores muito acima dos previstos para qualquer correlação proposta. Isso acontece pois tratam-se dos tubos API 5L X-60 tanto perpendiculares quanto paralelos à solda e, diferentemente das outras ligas de aço estudadas, esses tubos passaram por um processo de soldagem.

Com o intuito de visualizar melhor os outros pontos, será feito um novo gráfico com os mesmos eixos, desta vez, desconsiderando os pontos referentes a esses tubos. Esse gráfico pode ser visto na figura 7.

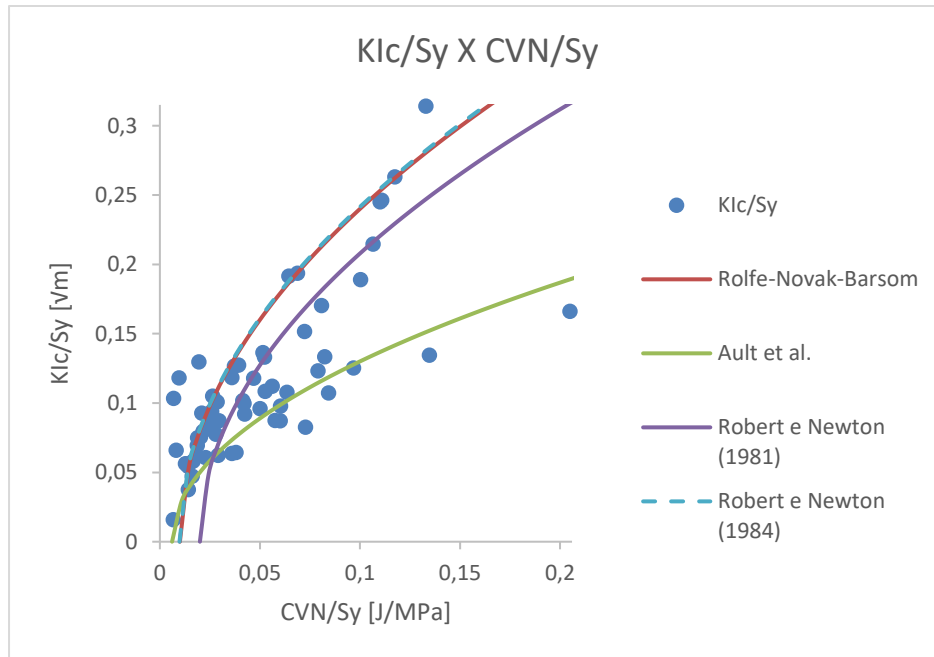


Figura 7: Gráfico ampliado K_{Ic}/S_y X CVN/S_y para aços.

Observando este gráfico, é possível perceber que, em geral, as previsões apresentaram resultados condizentes com os dados experimentais, visto que não existem dados que produziram pontos muito longe de alguma das estimativas.

Para as correlações de Rolfe-Novak, Barsom-Rolfe e Barsom, foi feito o gráfico K_{Ic}^2/E X CVN demonstrado na figura 8.

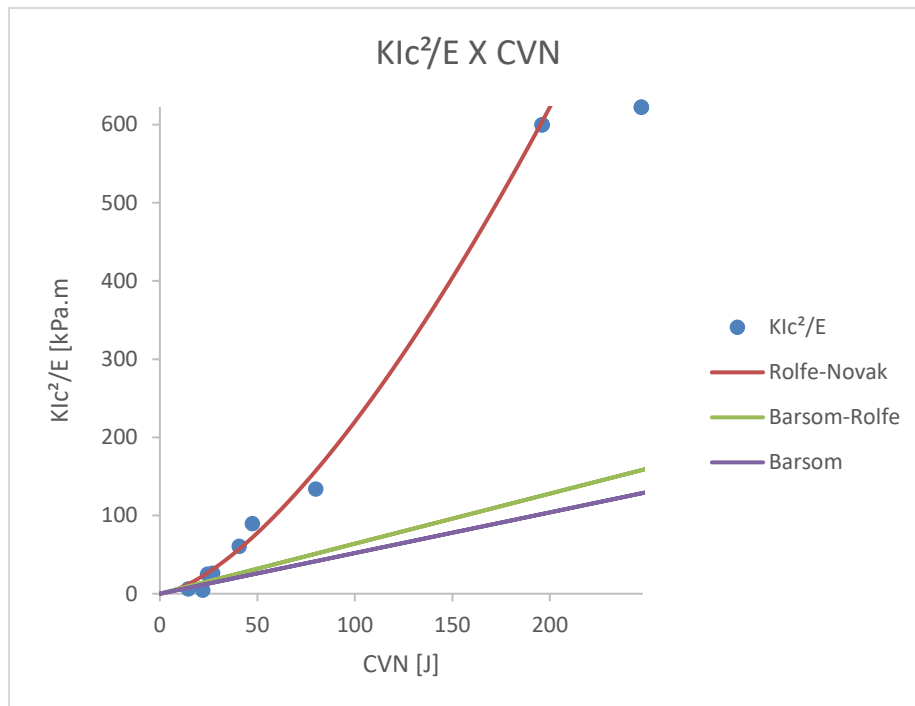


Figura 8: Gráfico K_{Ic}^2/E X CVN para aços.

Mais uma vez, é possível perceber que poucos materiais foram representados neste gráfico. Como já foi explicado, a ausência de informações como, para o caso do gráfico da figura 8, módulo de elasticidade, impossibilita que os dados sejam adicionados ao gráfico, portanto foram adicionados apenas as ligas de aço cuja elasticidade é conhecida.

Percebe-se também que, embora que as correlações anteriores não tenham se aproximado da tenacidade à fratura dos tubos API 5L X-60 de maneira aceitável, a correlação de Rolfe-Novak apresenta uma boa estimativa para esses dados. Isso indica que, para materiais onde houve um processo de soldagem, a correlação de Rolfe-Novak é mais indicada. Assim, como foi feito anteriormente, esses dois pontos serão excluídos para facilitar a visualização dos demais, como é possível notar na figura 9.

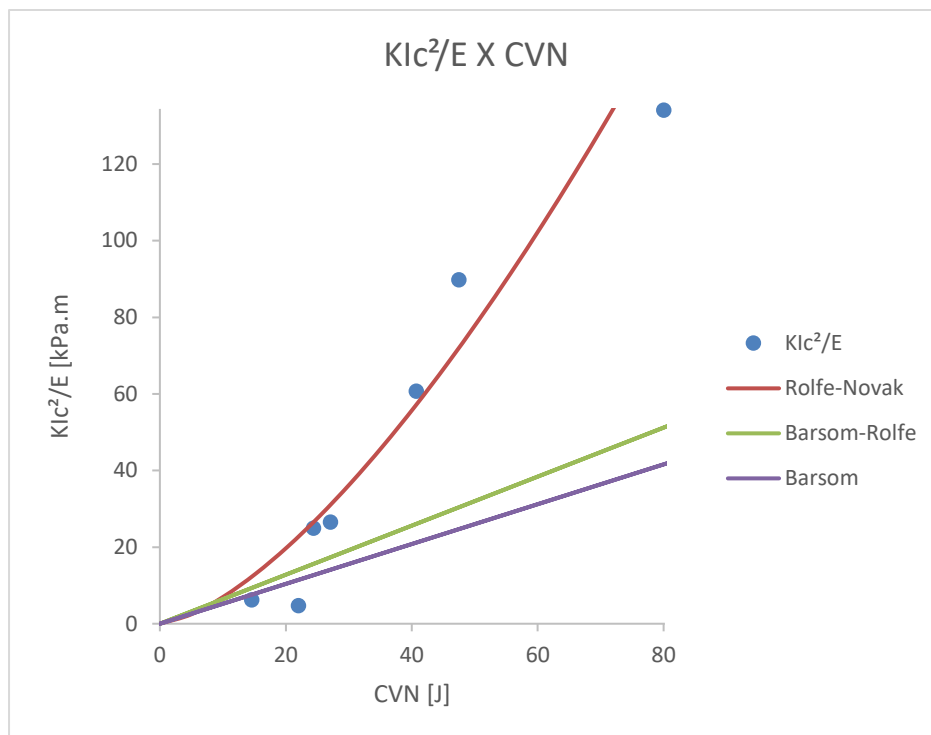


Figura 9: Gráfico ampliado K_{Ic}^2/E X CVN para aços.

Ao observar o gráfico, é possível perceber que a correlação de Rolfe-Novak apresenta uma estimativa bastante precisa para a maioria dos dados, tendo resultados ainda melhores para valores mais elevados de energia de impacto Charpy. Também se nota que a correlação de Barsom tem um perfil mais conservador e se torna mais adequada para menores medições de CVN.

Para as correlações de Marandet e Sanz, Limite inferior de Robert e Newton, Sailors e Corten, Rolfe-Novak-Barsom por Kim Wallin e INSTA, temos o gráfico K_{Ic} X CVN da figura 10.

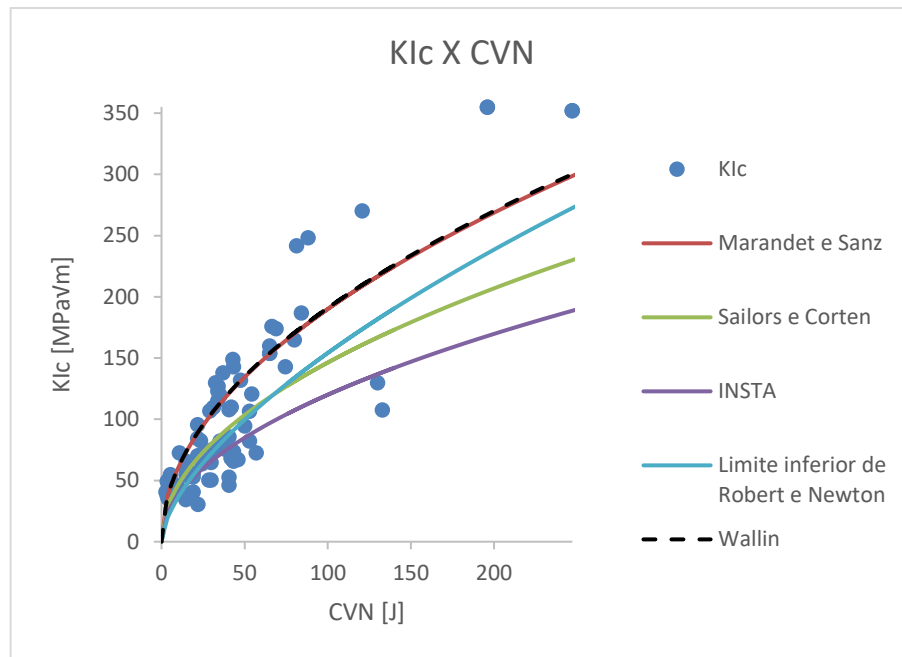


Figura 10: Gráfico K_{IC} X CVN para aços.

Similar ao que ocorreu anteriormente com as correlações de Robert e Newton proposta em 1981 e a de Rolfe-Novak-Barsom, as equações de Wallin e Marandet e Sainz também se mostraram muito similares e apresentam uma curva praticamente idêntica.

Novamente é possível observar que os tubos API 5L X-60 possuem tenacidade à fratura acima das medidas, pois, como já foi analisando anteriormente, estas não são as melhores correlações para materiais como estes. Também podemos observar que os ambos os exemplares de 12Ni-5Cr-3Mo, VIM, assim como HY-130, AM apresentaram dados de tenacidade à fratura em valores mais elevados do que os apresentados por todas as cinco estimativas presentes no gráfico. Em contrapartida, o gráfico da figura 7 mostra que essas três ligas de aço foram melhor representadas pelas correlações de Rolfe-Novak-Barsom e de Robert e Newton de 1984. Isso indica que estes materiais são melhor representados quando o limite de escoamento é considerado, o que significa que estes dados são referentes a região superior da Curva de Transição Dúctil-Frágil e, portanto, essas duas correlações mencionadas puderam obter uma previsão mais adequada.

Utilizando os valores empíricos de tenacidade à fratura com os resultados obtidos por meio das estimativas já mencionadas anteriormente, é possível

calcular o erro RMS tanto absoluto quanto relativo de cada uma das correlações. Tais informações encontram-se compiladas na tabela 2.

Tabela 2: Erro das correlações para as ligas de aço.

Correlação	Referência	Número da equação	Erro RMS absoluto	Erro RMS relativo
Rolfe-Novak-Barsom	[7] [27] [32]	(1)	33,66	39,41
Robert e Newton (1981)	[5] [27]	(2)	32,99	34,58
Robert e Newton (1984)	[27] [28]	(3)	34,57	40,37
Ault et al.	[24] [29]	(4)	31,10	29,05
Wallin	[33]	(5)	28,74	39,84
Rolfe-Novak	[3] [32]	(6)	12,65	27,26
Barsom-Rolfe	[7] [4] [32] [35]	(7)	30,53	35,49
Barsom	[32] [35].	(8)	34,32	36,22
Marandet e Sanz	[27] [30]	(9)	28,60	39,52
Sailors e Corten	[4] [6]	(10)	26,81	29,23
INSTA	[27] [31]	(11)	31,21	30,10
Limite inferior de Robert e Newton	[5] [7] [27] [34]	(12)	28,08	30,40

Com esta tabela, é possível perceber que a correlação que apresentou os melhores resultados foi a correlação de Rolfe-Novak, embora as equações de Ault et al. e de Sailors e Corten também apresentaram resultados parecidos.

4.2.

Ligas de alumínio.

Utilizando os dados das 4 diferentes ligas de alumínio disponíveis, o mesmo procedimento realizado com o aço foi repetido, obtendo putros gráficos.

O primeiro gráfico é utilizado para as correlações de Rolfe-Novak-Barsom, Robert e Newton de 1981 e 1984 para região superior e Ault et al. Trata-se do gráfico K_{IC}/S_y X CVN/S_y representado pela figura 11.

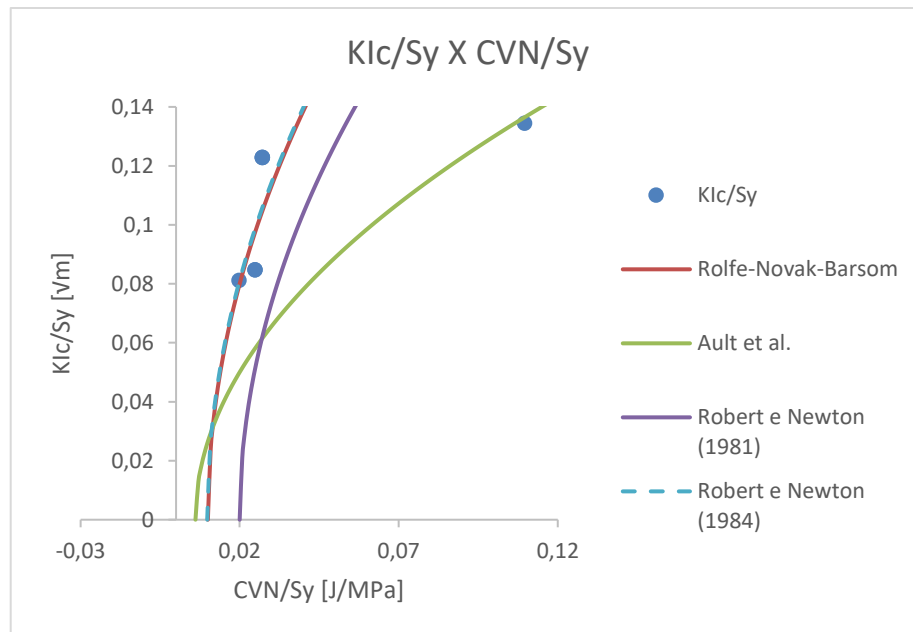


Figura 11: Gráfico K_{Ic}/S_y X CVN/S_y para ligas de alumínio.

Como já mencionado previamente, as correlações de Robert e Newton de 1984 e Rolfe-Novak-Barsom apresentam resultados similares. Para as ligas de alumínio estudadas neste trabalho, percebe-se que são as correlações que apresentam as medições mais precisas quando se trata de valores menores de CVN/S_y . A única exceção é o A92024/UNS envelhecido a frio, que se aproximou mais da medição feita por Ault et al.

Para as correlações de Rolfe-Novak, Barsom-Rolfe e de Barsom, foi produzido o seguinte gráfico K_{Ic}^2/E X CVN como demonstra a figura 12.

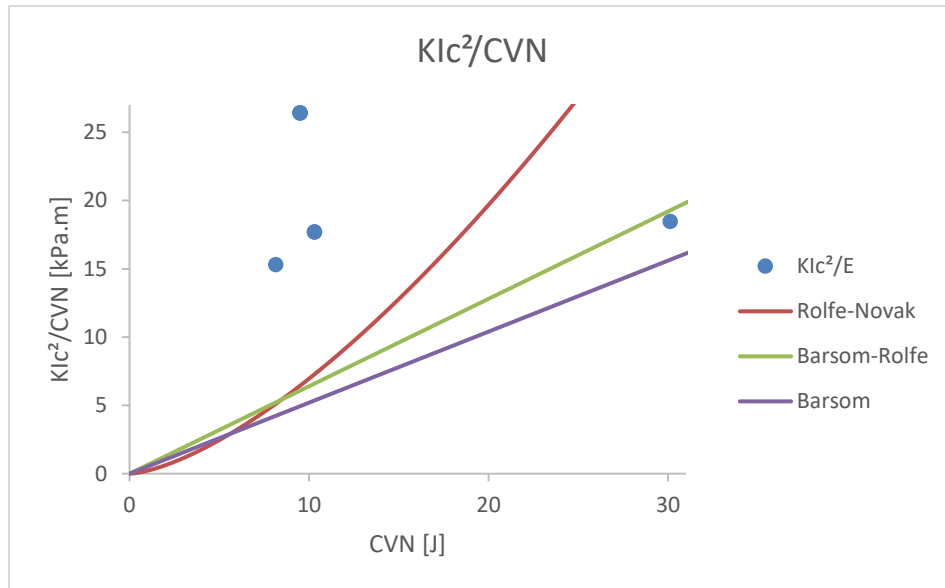


Figura 12: Gráfico K_{Ic}^2/E X CVN para ligas de alumínio.

Para a maioria das ligas de alumínio analisadas, as previsões de todas as três correlações se mostraram bastante imprecisas. Porém, mais uma vez, o A92024/UNS é uma situação diferente, pois a equação de Barsom-Rolfe conseguiu medir o resultado com alta precisão.

Para os modelos de Limite inferior de Robert e Newton, Sailors e Corten, Marandet e Sanz, INSTA e Rolfe-Novak-Barsom adaptado por Kim Wallin temos o gráfico K_{Ic} X CVN na figura 13.

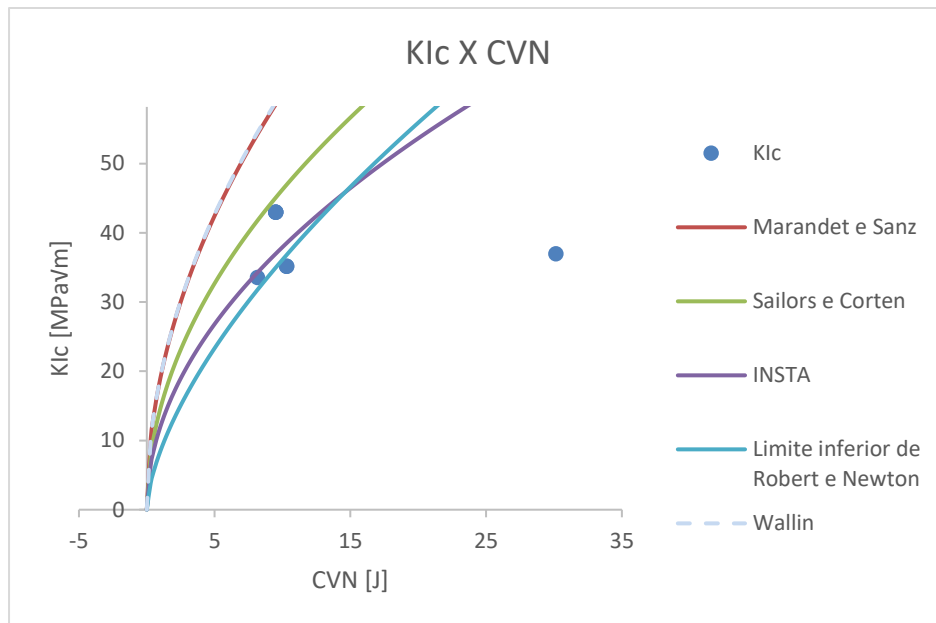


Figura 13: Gráfico K_{Ic} X CVN para ligas de alumínio.

Neste gráfico é possível observar que as melhores estimativas foram feitas para valores menos elevados de energia de impacto Charpy pelas correlações de Sailors e Corten, Limite inferior de Robert e Newton e INSTA. Entretanto, a liga A92024/UNS novamente apresenta um comportamento diferente e, embora tenha se aproximado mais do resultado da equação de INSTA, continua sendo uma previsão insatisfatória.

Ao analisar os três gráficos estudados, percebe-se que, para a maioria das ligas de alumínio, as melhores medições independem do módulo de elasticidade, visto que as correlações de Rolfe-Novak, Barsom-Rolfe e de Barsom apresentaram as piores medições.

Para poder avaliar a precisão de cada uma das correlações em relação aos valores experimentais de tenacidade à fratura para as ligas de alumínio, foi criada uma tabela comparando os erros RMS absolutos e relativos de maneira análoga ao que foi feito para as ligas de aço. Esses resultados podem ser observados na tabela 3.

Tabela 3: Erro das correlações para as ligas de alumínio.

Correlação	Referência	Número da equação	Erro RMS absoluto	Erro RMS relativo
Rolfe-Novak-Barsom	[7] [27] [32]	(1)	8,97	23,47
Robert e Newton (1981)	[5] [27]	(2)	19,22	48,58
Robert e Newton (1984)	[27] [28]	(3)	8,93	23,41
Ault et al.	[24] [29]	(4)	14,32	36,18
Wallin	[33]	(5)	26,92	72,05
Rolfe-Novak	[3] [32]	(6)	17,09	43,74
Barsom-Rolfe	[7] [4] [32] [35]	(7)	15,62	39,69
Barsom	[32] [35].	(8)	17,67	45,08
Marandet e Sanz	[27] [30]	(9)	26,60	71,22
Sailors e Corten	[4] [6]	(10)	11,61	31,84
INSTA	[27] [31]	(11)	7,75	20,13
Limite inferior de Robert e Newton	[5] [7] [27] [34]	(12)	9,21	23,72

Para este tipo de material, conclui-se que a medição de tenacidade à fratura foi mais precisa, em média, quando a correlação aplicada foi a de INSTA. Outras correlações como as de Robert e Newton desenvolvida em 1984, Rolfe-Novak-Barsom e Limite inferior de Robert e Newton apresentaram um erro que não supera muito o obtido pela equação de INSTA. Diferentemente do que ocorreu para as ligas de aço, as correlações de Barsom-Rolfe e de Barsom não apresentaram bons resultados para as ligas de alumínio.

4.3.

Ligas de titânio

As ligas de titânio são o segundo tipo de material com a maior quantidade de dados encontrado, com menos variedade do que as ligas de aço, apresentando 47 diferentes composições diferentes.

Repetindo o mesmo procedimento feito anteriormente para as ligas de titânio, temos o gráfico da figura 14.

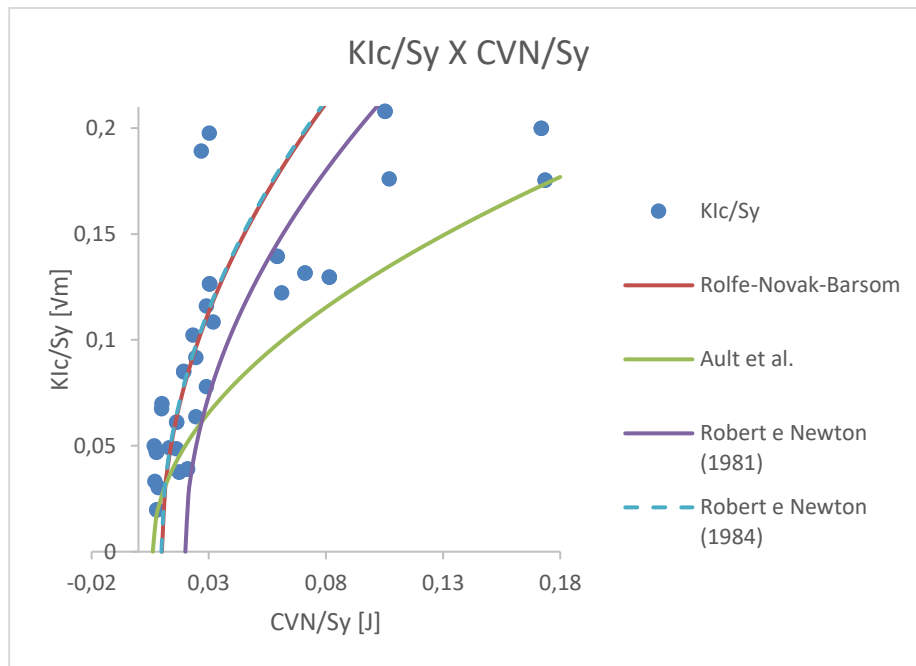


Figura 14: Gráfico K_{Ic}/S_y X CVN/S_y para ligas de titânio.

Percebe-se que, com excessão de dados para as ligas de titânio Ti-8Al-1Mo-1V recozida em duas etapas e recozida por 8 horas a 790°C, as previsões de todas as correlações se mostraram bastante precisas. Como mencionado no capítulo de introdução, tratamentos térmicos provocam mudanças microestruturais no material, portanto, justifica a inconfiabilidade das estimativas.

Para as correlações de Rolfe-Novak, Barsom-Rolfe e de Barsom, foi produzido o seguinte gráfico K_{Ic}^2/E X CVN como demonstra a figura 15.

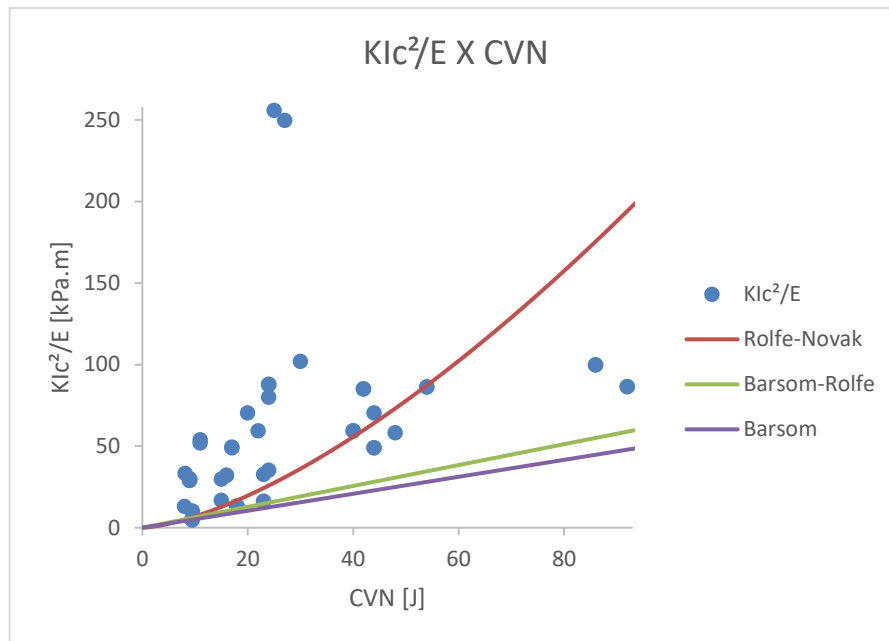


Figura 15: Gráfico K_{Ic}^2/E X CVN para ligas de titânio.

Tendo em vista as mesmas exceções apresentadas no gráfico anterior, a correlação que apresentou as melhores e mais precisas previsões foi a equação de Rolfe-Novak, embora tenha sido mais imprecisa para os outros materiais estudados.

Para os modelos de Limite inferior de Robert e Newton, Sailors e Corten, Marandet e Sanz, INSTA e Kim Wallin temos o gráfico K_{Ic} X CVN na figura 16.

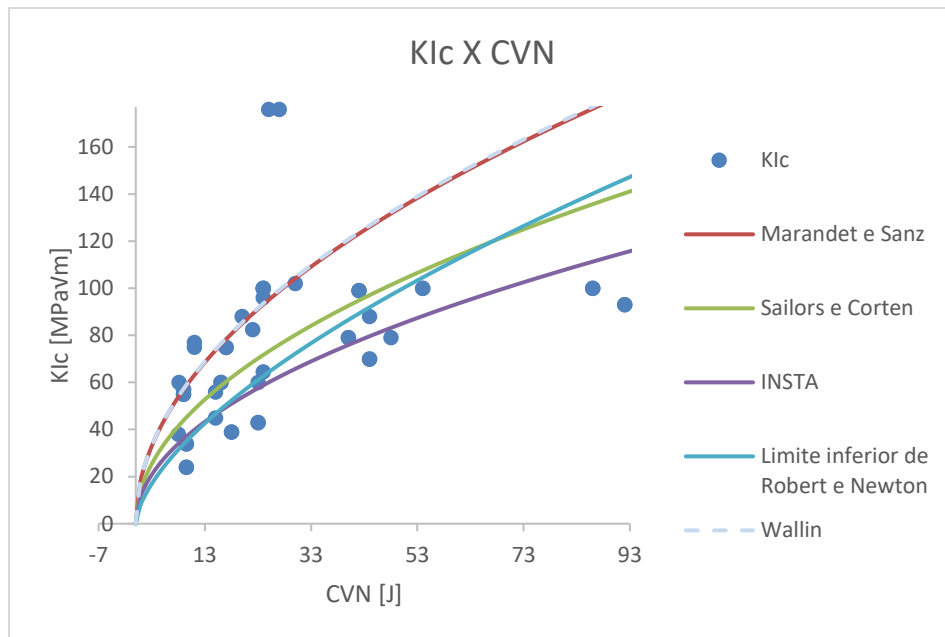


Figura 16: Gráfico K_{Ic} X CVN para ligas de titânio.

Novamente, existe uma discrepância entre os valores medidos e empíricos para as ligas de titânio Ti-8Al-1Mo-1V recozida em duas etapas e recozida por 8 horas a 790°C por conta do motivo explicado anteriormente. Para todas as outras amostras, o resultado parece preciso para todas as diferentes estimativas.

Comparando os dados disponíveis para as ligas de titânio com a tenacidade à fratura calculada por cada um dos modelos de correlação, estipula-se os erros RMS absoluto e relativo, que podem ser vistos na tabela 4.

Tabela 4: Erro das correlações para as ligas de titânio.

Correlação	Referência	Número da equação	Erro RMS absoluto	Erro RMS relativo
Rolfe-Novak-Barsom	[7] [27] [32]	(1)	32,56	41,61
Robert e Newton (1981)	[5] [27]	(2)	34,45	35,26
Robert e Newton (1984)	[27] [28]	(3)	33,50	43,12
Ault et al.	[24] [29]	(4)	27,19	34,55
Wallin	[33]	(5)	30,75	47,10
Rolfe-Novak	[3] [32]	(6)	25,99	31,93
Barsom-Rolfe	[7] [4] [32] [35]	(7)	32,74	39,18
Barsom	[32] [35].	(8)	36,69	44,34
Marandet e Sanz	[27] [30]	(9)	30,45	46,59
Sailors e Corten	[4] [6]	(10)	21,79	30,19
INSTA	[27] [31]	(11)	21,69	27,09
Limite inferior de Robert e Newton	[5] [7] [27] [34]	(12)	23,78	29,74

Analogamente às medições apresentadas para os dois grupos de materiais estudadas anteriormente, a correlação de INSTA obteve uma das medições mais precisas, para o caso das ligas de titânio, realizou a medição mais precisa em comparação as outras correlações. É possível perceber também que, assim como ocorreu para as ligas de alumínio, a equação de Limite inferior de Robert e Newton apresentou novamente um dos menores erros obtidos.

4.4.

Ligas de ferro fundido

Por ter apenas 5 ligas de ferro diferentes disponíveis na base de dados, a análise dos resultados para ferros fica limitada a esse grupo específico. Porém ainda é possível gerar mesmos gráficos tal como foi feito para os outros tipos de material estudados nesse trabalho. Na figura 17, segue o gráfico K_{IC}/S_y X CVN/S_y .

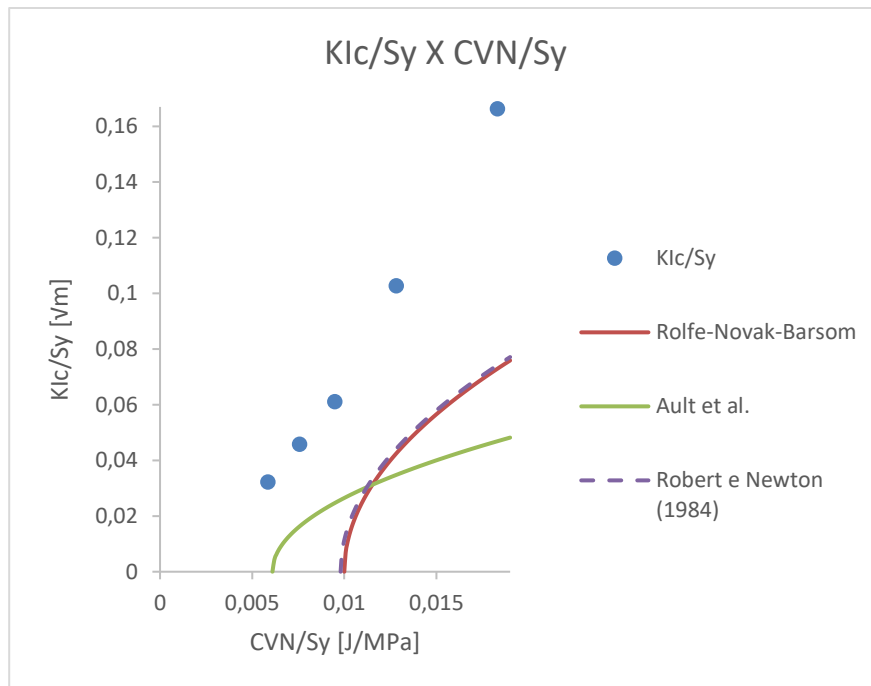


Figura 17: Gráfico K_{IC}/S_y X CVN/S_y para ligas de ferro.

Ao observar o gráfico, é possível concluir que nenhuma dessas três correlações apresentaram estimativas satisfatórias, todas tem um erro muito alto. Portanto, devido a baixa quantidade de amostras, ainda não é seguro concluir que essas equações não podem ser usadas para determinar tenacidade à fratura de ligas de ferro.

É importante mencionar que, neste gráfico, a correlação de Robert e Newton de 1981 não está presente. Isso ocorre pois, devido ao fato de que os dados utilizados possuíam um valor muito baixo, a fórmula de Robert e Newton proposta em 1981 se torna matematicamente impossível de se calcular.

Para as correlações de Rolfe-Novak, Barsom-Rolfe e de Barsom, foi produzido o seguinte gráfico K_{IC}^2/E X CVN como demonstra a figura 18

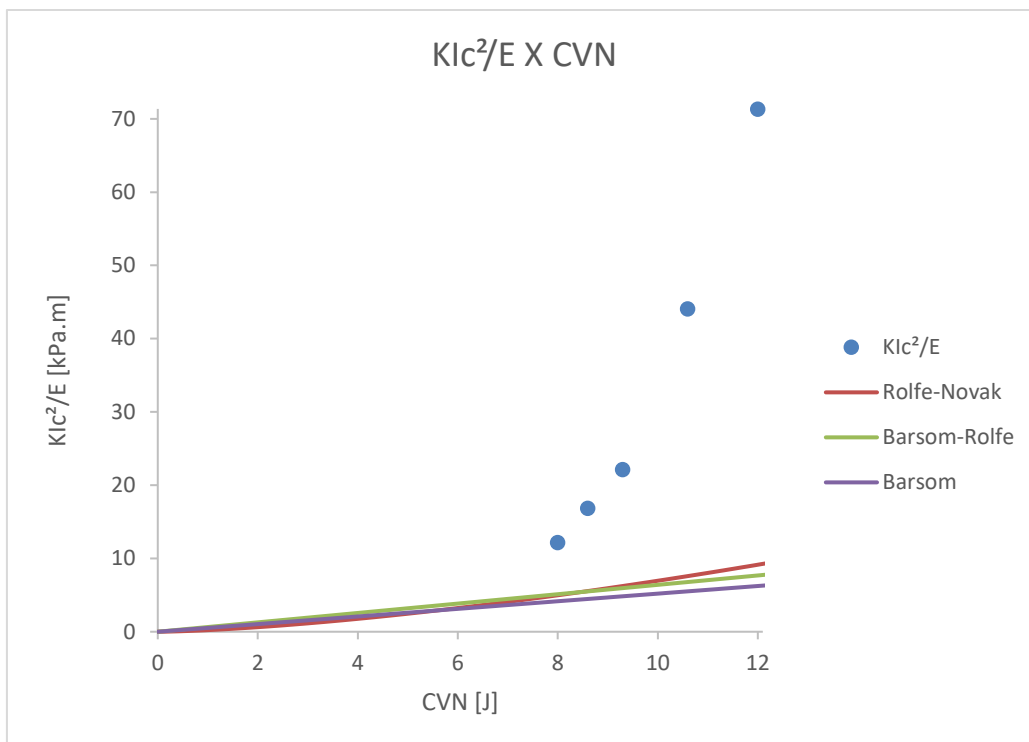


Figura 18: Gráfico K_{Ic}^2/E X CVN para ligas de ferro.

Novamente, percebe-se que estas correlações também não apresentaram resultados com precisão aceitável.

Para os modelos de Limite inferior de Robert e Newton, Sailors e Corten, Marandet e Sanz, INSTA e de Kim Wallin temos o gráfico K_{Ic} X CVN na figura 19.

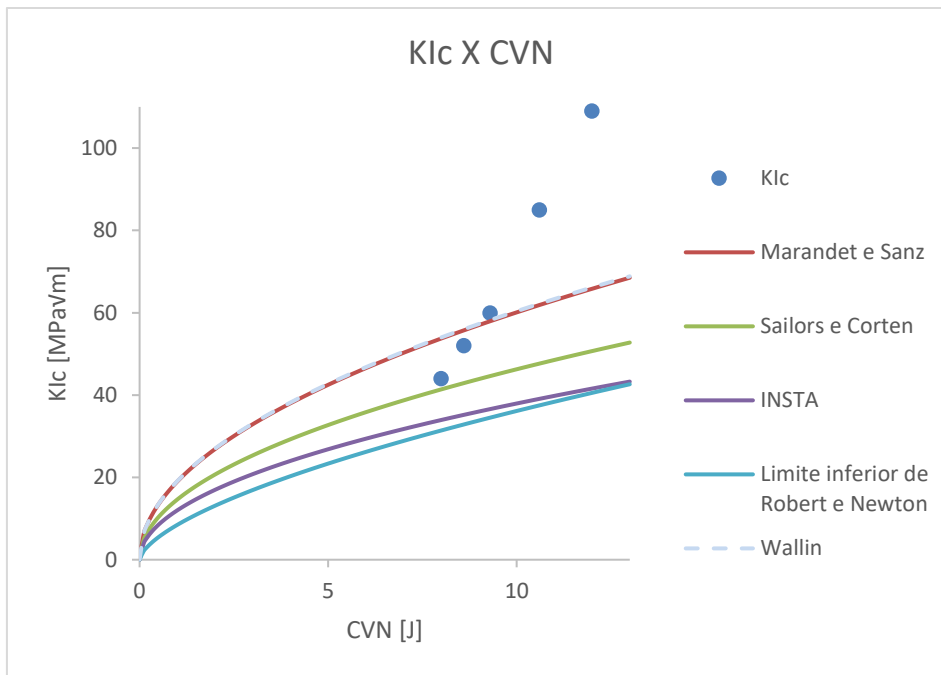


Figura 19: Gráfico K_{Ic} X CVN para ligas de ferro.

Diferentemente do que ocorreu nos gráficos anteriores, algumas correlações, principalmente as de Wallin, Marandet e Sanz e Sailors e Corten, apresentaram resultados precisos para a tenacidade à fratura das ligas de ferro fundido nodular austemperado ASTM A897 de grau 5 (230-185-00 ou 230-185-01), grau 4 (200-155-01 ou 200-155-02) e grau 3 (175-125-04). Porém, as estimativas para as outras ligas de ferro ainda se mostram muito imprecisas.

Visando quantificar a confiabilidade das medições para a tenacidade à fratura das ligas de ferro estudadas, foi feita a tabela 5, contendo os valores de erro RMS absoluto e relativo para cada correlação, assim como foi feito anteriormente.

Tabela 5: Erro das correlações para as ligas de ferro.

Correlação	Referência	Número da equação	Erro RMS absoluto	Erro RMS relativo
Rolfe-Novak-Barsom	[7] [27] [32]	(1)	55,54	57,42
Robert e Newton (1981)	[5] [27]	(2)	---	---
Robert e Newton (1984)	[27] [28]	(3)	54,43	56,22
Ault et al.	[24] [29]	(4)	50,95	65,52
Wallin	[33]	(5)	16,29	19,91
Rolfe-Novak	[3] [32]	(6)	37,17	49,66
Barsom-Rolfe	[7] [4] [32] [35]	(7)	38,31	50,82
Barsom	[32] [35].	(8)	41,43	55,67
Marandet e Sanz	[27] [30]	(9)	16,37	19,91
Sailors e Corten	[4] [6]	(10)	24,56	29,31
INSTA	[27] [31]	(11)	32,73	42,02
Limite inferior de Robert e Newton	[5] [7] [27] [34]	(12)	34,64	45,33

Para as ligas de ferro fundido podemos observar que as melhores medições foram as estimadas pelas correlações de Marandet e Sanz e de Wallin. A segunda equação com os resultados mais precisos foi a equação de Sailors e Corten, que mesmo assim ainda apresentou um erro alto. Para as outras correlações, é possível perceber que todas tiveram resultados insatisfatórios, embora a quantidade de amostras disponíveis não tenha sido suficiente para que possa ser feita uma conclusão concreta, esses resultados indicam que a relação entre resistência a impacto e tenacidade à fratura tem um perfil diferente para as ligas de ferro fundido.

4.5.

Berílio

Como já havia sido mencionado anteriormente, o berílio apresentou dois resultados empíricos diferentes, logo, os dois foram considerados para gerar todos os gráficos, que foram feitos da mesma maneira que os anteriores.

Para as correlações de Rolfe-Novak-Barsom, Robert e Newton de 1984 para região superior e Ault et al. Trata-se do gráfico K_{IC}/S_y X CVN/S_y representado pela figura 20.

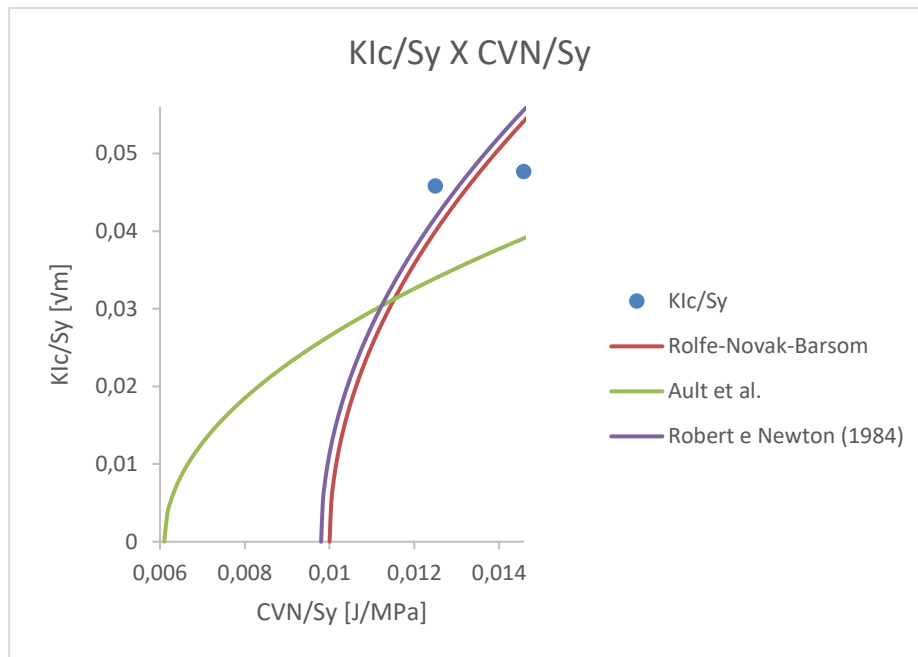


Figura 20: Gráfico K_{Ic}/S_y X CVN/S_y para berílio.

Para este estudo, a variedade de berílio é muito baixa, portanto, não é possível chegar a qualquer conclusão de maneira confiável. Entretanto, percebe-se que as correlações de Robert e Newton de 1984 e Rolfe-Novak-Barsom apresentaram os melhores resultados.

Note que a correlação de Robert e Newton publicada em 1981 novamente não aparece no gráfico. Mais uma vez os valores estudados não são suficientemente grandes para que a equação possa ser calculada.

Em seguida, temos o gráfico K_{Ic}^2/E X CVN na figura 21.

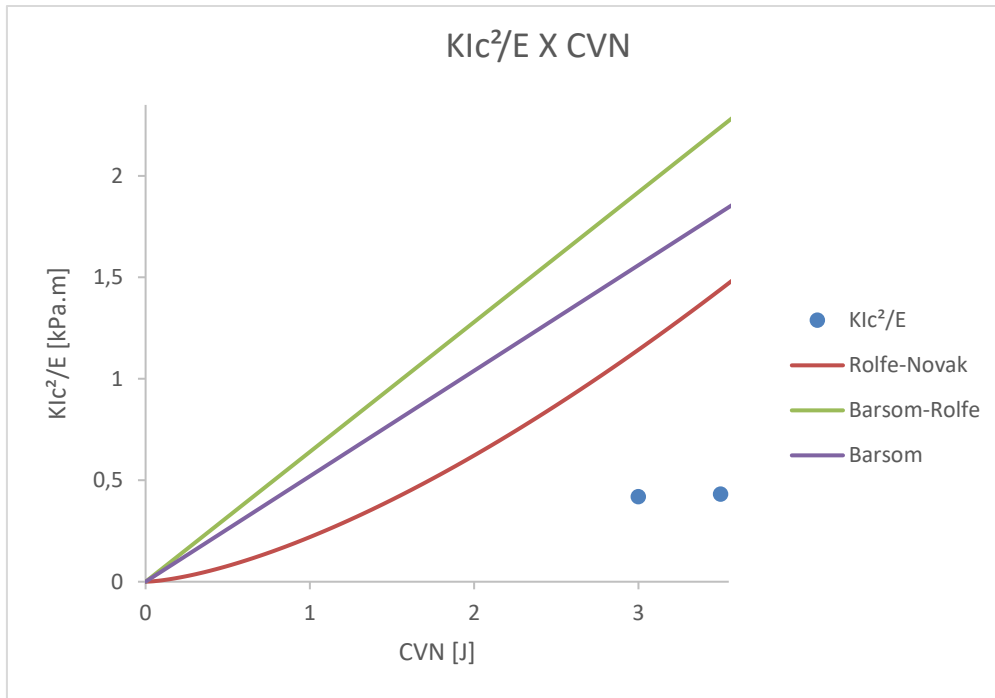


Figura 21: Gráfico K_{Ic}^2/E X CVN para berílio.

Ao observar os resultados dessas três correlações, é evidente que elas não são confiáveis para medições de tenacidade à fratura desses materiais. Embora Rolfe-Novak tenha se aproximado mais, a estimativa ainda não é confiável.

Por fim, temos o gráfico K_{Ic} X CVN na figura 22.

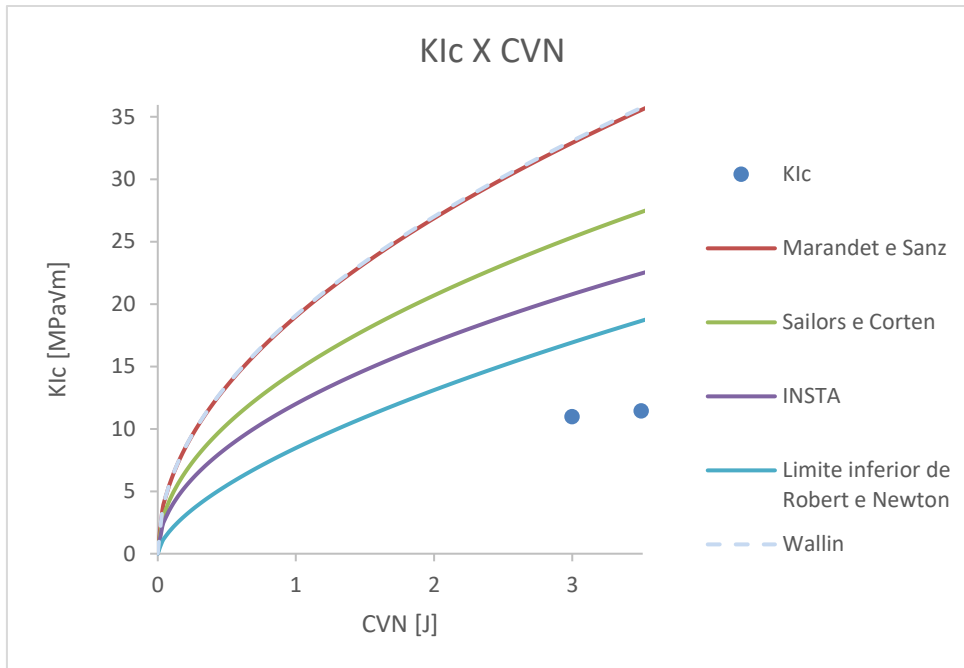


Figura 22: Gráfico K_{Ic} X CVN para berílio.

Analogamente ao que ocorreu no gráfico da figura 19, essas cinco correlações também não apresentaram resultados com uma precisão aceitável. É importante lembrar que existe uma escassez na variedade das amostras, portanto não é possível afirmar com certeza qualquer que conclusão obtida por meio da observação destes gráficos esteja correta.

Para que seja possível analisar os resultados calculados por cada uma das correlações, foi gerada a tabela 6 para analisar os erros RMS absolutos e relativos da mesma forma que foi feito anteriormente.

Tabela 6: Erro das correlações para o berílio.

Correlação	Referência	Número da equação	Erro RMS absoluto	Erro RMS relativo
Rolfe-Novak-Barsom	[7] [27] [32]	(1)	1,47	13,13
Robert e Newton (1981)	[5] [27]	(2)	---	---
Robert e Newton (1984)	[27] [28]	(3)	1,43	12,70
Ault et al.	[24] [29]	(4)	2,07	18,09
Wallin	[33]	(5)	23,17	206,28
Rolfe-Novak	[3] [32]	(6)	8,29	73,71
Barsom-Rolfe	[7] [4] [32] [35]	(7)	13,56	120,65
Barsom	[32] [35].	(8)	11,11	98,89
Marandet e Sanz	[27] [30]	(9)	23,00	204,81
Sailors e Corten	[4] [6]	(10)	15,13	134,70
INSTA	[27] [31]	(11)	10,39	92,51
Limite inferior de Robert e Newton	[5] [7] [27] [34]	(12)	6,56	58,36

Observando os erros disponibilizados nesta tabela, é possível perceber que o berílio apresentou os maiores valores de erro RMS relativo estudados neste trabalho, as únicas exceções são as medições realizadas pelas correlações de Rolfe-Novak-Barsom, Robert e Newton de 1984 e Ault et al. É importante frisar que, por ter apenas duas diferentes variedades de berílio, não é possível fazer qualquer conclusão de maneira confiável.

4.6.

Resultados gerais

Nessa seção, todos os materiais estudados serão compilados no mesmo gráfico, dessa forma, será possível analisar e observar a precisão e confiabilidade das correlações avaliadas para um uso geral, independente de qual seja o material utilizado.

Novamente, três gráficos serão gerados com diferentes eixos. O intuito disso é poder observar todas as correlações em uma curva e compará-las com os dados experimentais, assim como foi feito anteriormente. O primeiro dos gráficos está na figura 23 e seus eixos são K_{IC}/S_y e CVN/S_y .

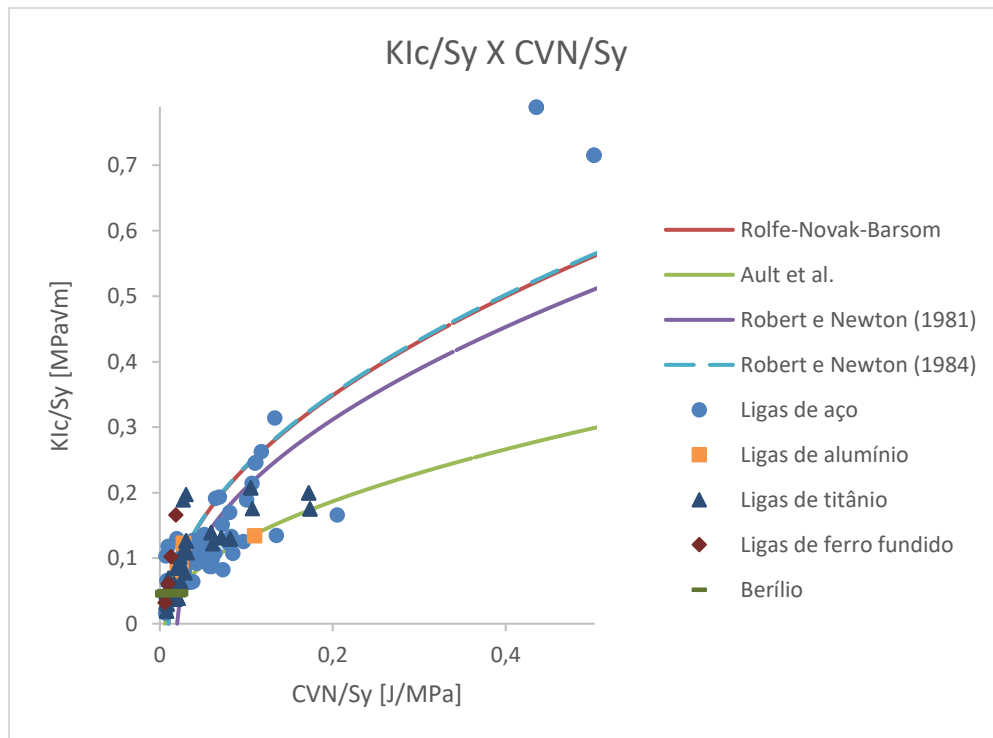


Figura 23: Gráfico K_{Ic}/S_y X CVN/S_y .

Percebe-se que, em geral, as estimativas tendem a ter uma previsão bastante confiável para menores valores de CVN/S_y , visto que os dados empíricos dos materiais se mostram próximos de uma ou mais correlações. Porém, assim como já foi mencionado isso não acontece para valores referentes aos tubos API 5L X-60. Para visualizar os demais materiais, os tubos serão excluídos do gráfico na figura 24.

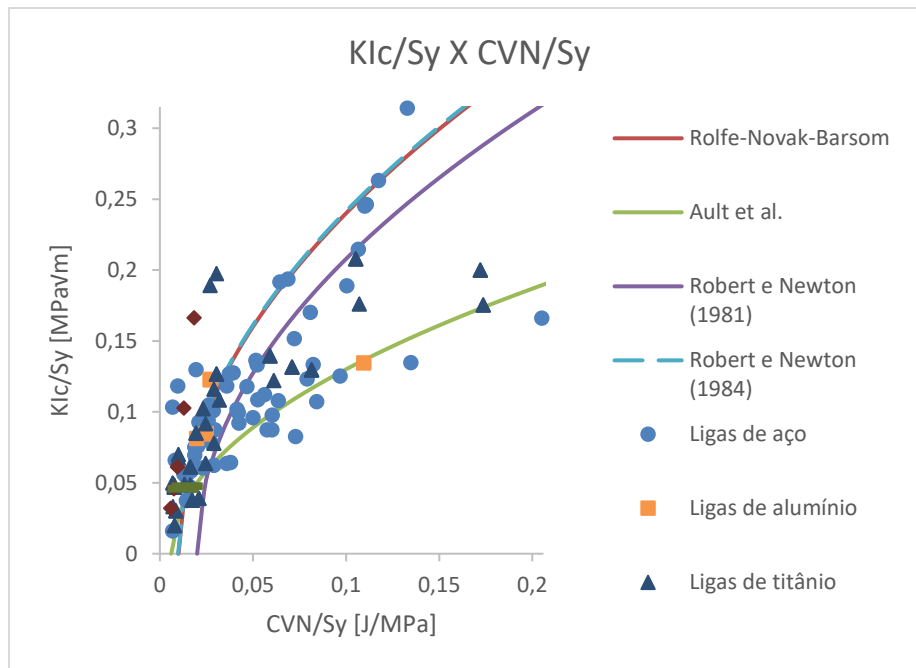


Figura 24: Gráfico ampliado K_{Ic}/S_y X CVN/S_y .

Para o próximo gráfico, teremos os eixos K_{Ic}^2/E e CVN, dessa forma poderemos avaliar as correlações de Rolfe-Novak, Barsom-Rolfe e de Barsom, como mostra a figura 25.

Assim como já era esperado, os tubos que sofreram solda foram melhor representados por Rolfe-Novak e as ligas de titânio Ti-8Al-1Mo-1V recozida em duas etapas e recozida por 8 horas a 790°C tiveram tenacidade à fratura elevada em relação as medições estimadas. Portanto, será gerado um gráfico ampliado na figura 26, excluindo os tubos e estas ligas de titânio.

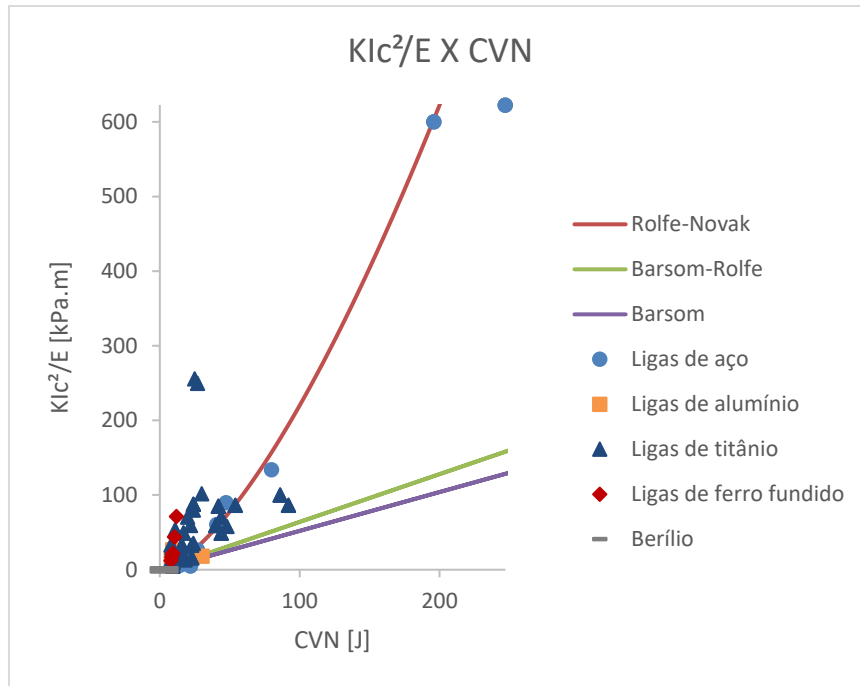


Figura 25: Gráfico K_{Ic}^2/E X CVN.

Assim como já era esperado, os tubos que sofreram solda foram melhor representados por Rolfe-Novak e as ligas de titânio Ti-8Al-1Mo-1V recozida em duas etapas e recozida por 8 horas a 790°C tiveram tenacidade à fratura elevada em relação as medições estimadas. Portanto, será gerado um gráfico ampliado na figura 26, excluindo os tubos e estas ligas de titânio.

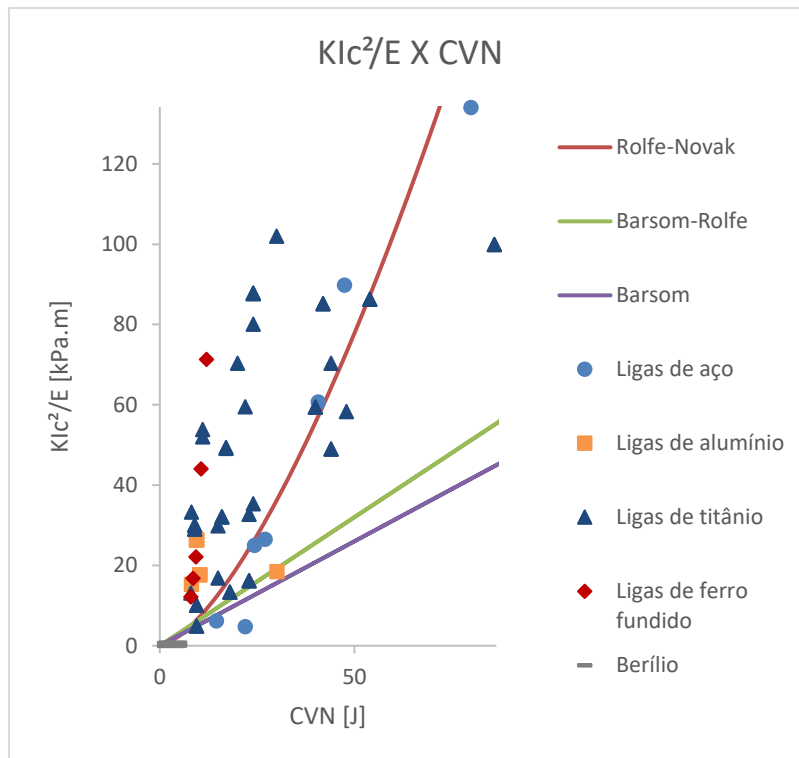


Figura 26: Gráfico ampliado K_{IC}^2/E X CVN.

Como é possível observar, o gráfico K_{IC}^2/E X CVN demonstrou que as estimativas se mostram mais conservadoras, embora a correlação de Rolfe-Novak tenha apresentado resultados de valor mais elevado, também teve suas previsões baixas quando comparadas com muitos dos dados empíricos. Isso indica que, em sua maioria, os materiais avaliados não estão na região de transição da Curva de Transição Dúctil-Frágil.

Por último, serão analisadas as correlações de Marandet e Sanz, Sailors e Corten, Limite inferior de Robert e Newton e INSTA. Para esse gráfico K_{IC} X CVN, os dados referentes aos tubos soldados já serão removidos, como pode ser visto na figura 27.

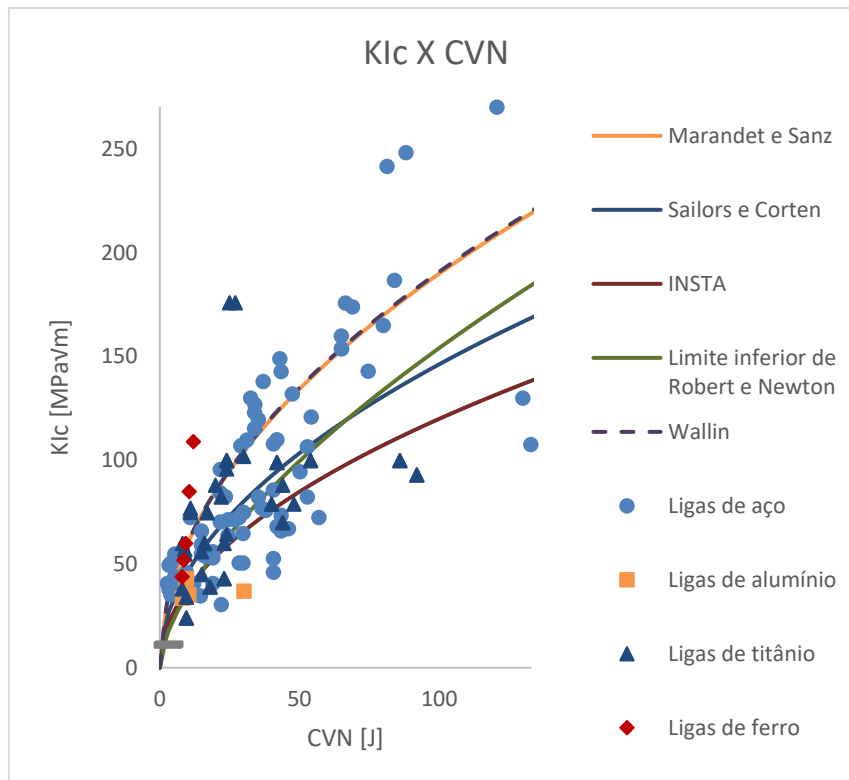


Figura 27: Gráfico K_{Ic} X CVN.

Analisando este último gráfico, é possível perceber que o mesmo comportamento, que foi observado ao analisar as outras figuras geradas anteriormente, se repete. Isso ocorre, pois, novamente, todas as correlações se mostraram adequadas para boa parte dos materiais, com algumas exceções que já foram comentadas anteriormente.

Como já foi feito anteriormente, gerou-se uma tabela com os erros RMS absolutos e relativos de cada correlação para todos os materiais estudados neste trabalho. Dessa forma, será possível obter uma visualização mais abrangente em relação a precisão e confiabilidade de cada correlação para aplicações universais.

Tabela 7: Erro das correlações para todos os materiais.

Correlação	Referência	Número da equação	Erro RMS absoluto	Erro RMS relativo
Rolfe-Novak-Barsom	[7] [27] [32]	(1)	31,42	38,94
Robert e Newton (1981)	[5] [27]	(2)	32,46	35,84
Robert e Newton (1984)	[27] [28]	(3)	32,23	39,99
Ault et al.	[24] [29]	(4)	28,79	32,69
Wallin	[33]	(5)	28,80	45,77
Rolfe-Novak	[3] [32]	(6)	24,00	35,20
Barsom-Rolfe	[7] [4] [32] [35]	(7)	30,60	42,11
Barsom	[32] [35].	(8)	34,09	46,02
Marandet e Sanz	[27] [30]	(9)	28,61	45,35
Sailors e Corten	[4] [6]	(10)	24,02	31,26
INSTA	[27] [31]	(11)	26,43	29,90
Limite inferior de Robert e Newton	[5] [7] [27] [34]	(12)	25,53	30,79

Embora esses valores sofram uma forte influência dos resultados obtidos para as ligas de aço e de titânio por conta da vasta quantidade de dados para diferentes amostras estudadas, ainda é possível observar o comportamento de cada correlação quando se trata de aplicá-las de maneira universal. Como já era esperado, levando em consideração os resultados para cada tipo de material, a correlação de INSTA apresentou as medições mais precisas. A segunda correlação que demonstrou resultados mais confiáveis foi a de Limite inferior de Robert Newton. Isso indica que a maioria dos materiais estudados se encontram na região inferior da Curva de Transição Dúctil-Frágil.

Ao avaliar os valores dos erros RMS absolutos e relativos de cada grupo de material separadamente e também para usos gerais das correlações, é possível observar que não existe uma correlação que possa medir a tenacidade à fratura de todos os materiais de maneira confiável. Isso pode ser notado quando se percebe que o erro apresentado por cada correlação varia de acordo com o material estudado. O que pode ser comprovado, visto que as medições para utilização universal também apresentaram uma imprecisão muito elevada.

5.

Conclusões

Avaliando os resultados obtidos no capítulo anterior, percebe-se que não é possível obter uma única equação que seja adequada para correlacionar a tenacidade à fratura com a resistência de impacto para todos os materiais. Como já havia sido mencionado previamente neste trabalho, muitos fatores devem ser considerados ao estimar o valor de K_{IC} , logo, uma única equação não é capaz de considerar os diferentes materiais, regiões da Curva de Transição Dúctil-Frágil, ou a presença de uma possível área termicamente afetada, entre outros. Por esses motivos o uso de qualquer correlação é indicada apenas se o material for levado em consideração e a equação escolhida seja suficientemente conservadora por motivos de segurança.

Para comprovar este fato, é possível observar que, para a maioria dos materiais estudados, os métodos de correlação tiveram resultados muito imprecisos quando comparados com os valores experimentais de tenacidade. Também é possível reparar para qual tipo de material cada modelo se mostra mais confiável.

Mesmo que tenha sido calibrada para ligas de aço, a correlação de Rolfe-Novak-Barsom se mostrou mais adequada para o berílio do que para outros materiais, apresentando um erro relativo médio de apenas 13,13%, embora, como já foi mencionado, esse resultado não é confiável por conta da pequena quantidade de amostras para esse material. Porém, a correlação de Rolfe-Novak-Barsom tem seu pior desempenho quando se trata do ferro fundido, obtendo um erro relativo de 57,42%, deixando evidente como essa correlação não é adaptada para esse material.

Em relação a correlação de Robert e Newton publicada em 1981, percebe-se que se trata de um modelo mais focado para determinar a tenacidade das ligas de aço, pois foi o tipo de material em que essa equação apresentou o menor erro de 34,58%, porém, as ligas de titânio também tiveram resultados similares, com um erro relativo médio de 35,26%. Embora ainda seja um valor alto, foi mais preciso para o aço e para o titânio do que para os outros materiais estudados como

as ligas de alumínio, por exemplo. Embora não tenha sido tão impreciso quanto a correlação de proposta por Kim Wallin, a equação de Robert e Newton (1981) também apresentou sua pior medição para esses materiais, tendo um erro de 48,58%.

Como foi observado pelos gráficos, a outra correlação proposta por Robert e Newton em 1984 apresentou um comportamento análogo à correlação de Rolfe-Novak-Barsom e, portanto, os resultados apresentaram o mesmo perfil. Essa equação teve o melhor resultado quando aplicada ao berílio. Embora a baixa variedade de amostras estudadas torne impossível realizar uma conclusão confiável, quando aplicada ao berílio, a tenacidade à fratura medida por Robert e Newton (1984) apresentou medições com apenas 12,7% de erro, o que configura o menor erro RMS relativo quando se compara com todas as outras correlações em relação a todos os tipos de materiais estudados ao longo deste trabalho. Da mesma forma que foi observado para Rolfe-Novak-Barsom, Robert e Newton (1984) também teve a estimativa menos precisa para os ferros fundidos, com um erro RMS relativo de 56,22%.

Assim como as correlações de Robert e Newton proposta em 1984 e Rolfe-Novak-Barsom, a equação de Ault et al. também estimou tenacidade à fratura de maneira mais precisa quando se trata do berílio, com erro RMS percentual de 18,09%. De maneira análoga a essas duas outras correlações, a pior medição de Ault et al. foi voltada para os ferros fundidos, com erro de 65,52% foi a pior medição para esse tipo de material, evidenciando como essa fórmula também não pode ser aplicada para esse grupo de maneira confiável.

A próxima equação a ser avaliada é a de Kim Wallin, como é possível observar pelos gráficos e tabelas já apresentadas, a correlação de Wallin apresentou o segundo maior erro em relação a todas as outras correlações quando utilizada de maneira universal. Porém, embora tenha apresentado um baixo rendimento geral, quando se observa os ferros fundidos é possível perceber que sua medição e a de Marandet e Sanz foram as mais precisas, apresentando um erro RMS relativo de 19,91%. Em contrapartida, para outros materiais essa correlação se mostrou bastante imprecisa, em especial para o berílio, onde a tenacidade à fratura calculada obteve um erro percentual médio de 206%.

Outra correlação que será avaliada é a de Rolfe-Novak, que apresentou as medições mais precisas desta correlação foram as aplicadas para as ligas de aço, apresentando 27,26% de erro RMS percentual, sendo a correlação com os melhores resultados esse tipo de material. Embora seja um valor alto, outros materiais tiveram um erro ainda maior quando comparados com os valores calculados por Rolfe-Novak, como foi o caso do berílio, que teve um erro relativo médio de 73,71%.

Ao contrário da equação de Rolfe-Novak, pode-se observar que a correlação de Barsom-Rolfe se mostrou muito menos confiável para utilizações universais, visto que apresentou um dos maiores erros RMS relativos em relação a todos os materiais estudados neste trabalho. Como já havia sido mencionado, a correlação de Barsom-Rolfe foi calibrada visando a estimativa de tenacidade à fratura das ligas de aço, o que se confirma pelo cálculo do erro RMS relativo que vale 35,49%. Em contrapartida, essa equação apresentou um erro significativamente alto quando se compara com os dados reais do berílio, tendo uma imprecisão de 120%, logo, é importante saber qual material está sendo analisado antes de aplicar esta correlação.

Ao avaliar a correlação de Barsom, é possível observar que, para situações gerais, essa correlação é a menos confiável, visto que apresentou o maior erro relativo geral. Suas medições foram mais precisas quando aplicadas a ligas de aço, mesmo que tenha apresentado um erro RMS relativo alto para esse material, que equivale a 36,22%. Porém, assim como outras correlações, as piores estimativas foram as de tenacidade à fratura do berílio, onde o erro RMS percentual foi de 98,89%, portanto, sua utilização para este material é contraindicada.

Como é possível observar pelos gráficos, a correlação de Marandet e Sanz demonstra medições muito similares às de Wallin, o que justifica o fato de que Marandet e Sanz também não apresentaram bons resultados. Embora no geral não seja uma correlação confiável, suas estimativas para tenacidade à fratura de ligas de ferro fundido apresentaram um erro RMS percentual de 19,91%. Porém, para outros materiais, Marandet e Sanz não foi muito precisa, que é o caso do berílio, onde a correlação apresentou o segundo maior erro relativo médio, que equivale a 204%.

A correlação de Sailors e Corten (SC) foi mais uma das correlações que apresentaram grande discrepância entre as medições com menor erro RMS relativo e as com maior erro. Com um erro percentual médio de 31,26%, as medições do modelo SC para os ferros fundidos foram os terceiros resultados mais precisos avaliados nesse trabalho para esse tipo de material, perdendo apenas para as correlações de Marandet e Saz e de Wallin. Em contrapartida, a equação de SC também apresentou uma das piores estimativas de tenacidade dentre todas as avaliadas nesse trabalho, trata-se de seu resultado para a tenacidade do berílio, com um erro percentual de 135%, logo, assim como as outras correlações, também é o material mais contraindicado para se usar a correlação de SC.

A correlação de INSTA apresentou os resultados mais precisos ao analisar todos os resultados das correlações para todos os materiais estudados ao longo deste trabalho. Nota-se que seu menor erro RMS percentual vale 20,13% e está atribuído às estimativas de tenacidade à fratura das ligas de alumínio, sendo a medição mais precisa para este tipo de material. Assim como outras correlações, INSTA também não se mostrou apropriada para a aplicação em materiais como berílio, visto que seu erro percentual médio foi de 92,51%.

Por último, temos a correlação de limite inferior de Robert e Newton, que teve um comportamento similar à correlação de INSTA em alguns pontos. Uma dessas características análogas é o tipo de material para qual sua aplicação se mostrou mais adequada, que, assim como INSTA, foram as ligas de alumínio com um erro RMS relativo de 23,72%. Continuando a comparação com a correlação de INSTA e, desta vez, com muitas outras equações mencionadas anteriormente, o maior erro percentual médio da fórmula de limite inferior de Robert e Newton foi de 58,36% e está relacionado ao berílio.

Com esses resultados, também é possível concluir que, de maneira geral, as correlações avaliadas apresentam uma maior precisão quando se trata de aços, sendo o melhor tipo de material para se calcular a tenacidade. Essa análise foi feita calculando a média dos erros apresentados por cada medição, como pode ser visto na tabela 8. Logo, percebe-se que as correlações foram mais precisas para as ligas de aço, que possuem um erro médio de 34,29% enquanto o berílio apresentou as piores medições, com erro de 93,98% em média de todas as correlações.

Ao observar os erros de cada correlação considerando todos os materiais em quais as equações foram utilizadas é possível perceber que a correlação de INSTA se mostra como a mais precisa, com um erro médio de 29,9% também se percebe que o modelo de Barsom apresentou o maior erro médio, que equivale a 46,02%.

Tabela 8: erros percentuais médios dos materiais para todas as correlações.

	Aços	Alumínios	Titânios	Ferros	Berílio	Geral
Rolfe-Novak-Barsom	39,41	23,47	41,61	57,42	13,13	38,94
Robert e Newton (1981)	34,58	48,58	35,26	---	---	35,84
Robert e Newton (1984)	40,37	23,41	43,12	56,22	12,70	39,99
Ault et al.	29,05	36,18	34,55	65,52	18,09	32,69
Wallin	39,84	72,05	47,10	19,91	206,28	45,77
Rolfe-Novak	27,26	43,74	31,93	49,66	73,71	35,20
Barsom-Rolfe	35,49	39,69	39,18	50,82	120,65	42,11
Barsom	36,22	45,08	44,34	55,67	98,89	46,02
Marandet e Sanz	39,52	71,22	46,59	19,91	204,81	45,35
Sailors e Corten	29,23	31,84	30,19	29,31	134,70	31,26
INSTA	30,10	20,13	27,09	42,02	92,51	29,90
Limite inferior de Robert e Newton	30,40	23,72	29,74	45,33	58,36	30,79
Média	34,29	39,93	37,56	44,71	93,98	

Ao observar os erros de cada correlação considerando todos os materiais em quais as equações foram utilizadas é possível perceber que a correlação de INSTA se mostra como a mais precisa, com um erro médio de 29,9% também se percebe que o modelo de Barsom apresentou o maior erro médio, que equivale a 46,02%.

Com isto, foi possível comparar as correlações e também avaliar para qual tipo de material as medições são mais adequadas, porém ainda existem alguns fatores que não foram considerados e podem ter atuado como fontes de erro. Como foi mencionado anteriormente no capítulo de introdução, fatores como microestrutura do material, entalhe do corpo de prova Charpy, entre outros, podem afetar os resultados.

Além disso, como foi mencionado antes, alguns dos dados fornecidos tinham uma grande variação na medida das propriedades analisadas para o mesmo material, por isso foi utilizada uma média entre os valores máximos e mínimos nos cálculos, essa estimativa também pode ter sido uma fonte de erro.

Outro possível fator de erro para os resultados desse trabalho também está atrelado à fonte de dados, trata-se da pouca quantidade de materiais de determinados tipos no estudo. Foi observada uma grande disparidade no número de amostras quando se compara os dados de cada tipo de material. Enquanto foram encontrados diversos tipos de aço e titânio para o estudo, outros materiais como alumínio e ferro fundido apresentaram uma variedade muito pequena de composições analisadas.

Como foi mencionado no capítulo de introdução, para alguns tipos de aplicação prática, essas medições ainda não são adequadas, pois falham em considerar outros fatores que podem afetar os resultados. Com isso, para que sejam implementados esses métodos em diferentes setores da indústria, serão necessárias algumas alterações para adaptar as medições para aplicações específicas.

6.

Referências

- [1] BOZKURT, Ömer Yavuz; ÖZBEK, Özkan; ABDO, Atban Rafea. The effects of nanosilica on charpy impact behavior of glass/epoxy fiber reinforced composite laminates. **Periodicals of Engineering and Natural Sciences (PEN)**, v. 5, n. 3, 2017.
- [2] BARSOM, J. M.; ROLFE, S. T. **Correlation Between Charpy V-notch Test Results in the Transition Temperature Range**. American Society for Testing and Materials, 1970.
- [3] ROLFE, S. T.; NOVAK, S. R. Slow-bend K_{Ic} testing of medium-strength high-toughness steels. In: **Review of developments in plane strain fracture toughness testing**. ASTM International, 1970.
- [4] SREENIVASAN, P. R. Estimation of ASTM E-1921 reference temperature from Charpy tests: Charpy energy-fracture toughness correlation method. **Engineering fracture mechanics**, v. 75, n. 18, p. 5229-5245, 2008.
- [5] ROBERTS, R. Interpretive report on small scale test correlations with K_{Ic} data. **WRC bulletin**, v. 265, p. 1-17, 1981.
- [6] SAILORS, R. H.; CORTEN, H. T. Relationship between material fracture toughness using fracture mechanics and transition temperature tests. In: **Fracture Toughness: Part II**. ASTM International, 1972.
- [7] BARSOM, John M.; ROLFE, Stanley Theodore. **Fracture and fatigue control in structures: Applications of fracture mechanics**. ASTM International, 1999.
- [8] MEDINA, Jorge Arturo Hinostroza. **Avaliação de previsões de fratura elastoplástica**. 2014. Tese de Doutorado. PUC-Rio.
- [9] FADIGA – Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço: Volume I – Iniciação de Trincas”, Castro, J.T.P. & Meggiolaro,

M.A., 494 páginas, ISBN 1 44 951469 3, CreateSpace Publishing Company, Scotts Valley, CA, EUA, 2009.

[10] FADIGA – Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço: Volume II – Propagação de Trincas, Efeitos Térmicos e Estocásticos”, Castro, J.T.P. & Meggiolaro, M.A., 578 páginas, ISBN 1 44 951470 7, CreateSpace Publishing Company, Scotts Valley, CA, EUA, 2009.

[11] Martins G. P., **Determinação dos parâmetros de iniciação Ji e δ_i em junta de aço ASTM A516 grau 65-N soldada por arco submerso**, Dissertação de Mestrado – Departamento de engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Minas Gerais, Setembro 1985.

[12] GRIFFITH, Alan Arnold. VI. The phenomena of rupture and flow in solids. **Philosophical transactions of the royal society of london. Series A, containing papers of a mathematical or physical character**, v. 221, n. 582-593, p. 163-198, 1921.

[13] RICHARDS, C. W. **Engineering Materials Science**. Reimpressão ed. [s.l.] Wadsworth Publishing Company, 1961, 2007.

[14] NAVY, U. S. The Design and Methods of Construction of Welded Steel Merchant Vessels: Final Report of a (US Navy) Board of Investigation. **Welding Journal**, v. 26, n. 7, p. 569, 1947.

[15] WILLIAMS, Morgan L.; ELLINGER, George A. **Investigation of fractured steel plates removed from welded ships**. National Research Council, Division of Engineering and Industrial Research, 1957.

[16] MATHUR, K. K.; NEEDLEMAN, A.; TVERGAARD, V. 3D analysis of failure modes in the Charpy impact test. **Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering**, v. 2, n. 3A, p. 617, 1994.

[17] MEYERS, Marc André; CHAWLA, Krishan Kumar. **Mechanical behavior of materials**. Cambridge university press, 2008.

[18] BARBOSA, Vitor S. et al. Charpy impact energy correlation with fracture

toughness for low alloy structural steel welds. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 113, p. 102934, 2021.

[19] CHAO, Yuh J.; WARD JR, J. D.; SANDS, Randy G. Charpy impact energy, fracture toughness and ductile–brittle transition temperature of dual-phase 590 Steel. **Materials & design**, v. 28, n. 2, p. 551-557, 2007.

[20] YILDIZ, Rasid Ahmed. Evaluation of fracture toughness and Charpy V-notch test correlations for selected Al alloys. **European Mechanical Science**, v. 6, n. 1, p. 1-8, 2022.

[21] YU, Meifang; LUO, Zhen; CHAO, Y. J. Correlations between Charpy V-notch impact energy and fracture toughness of nuclear reactor pressure vessel (RPV) steels. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 147, p. 187-202, 2015.

[22] CHAOUADI, R.; GERARD, R. Development of a method for extracting fracture toughness from instrumented Charpy impact tests in the ductile and transition regimes. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 115, p. 103080, 2021.

[23] KAIJALAINEN, Antti J. et al. Effect of austenite grain structure on the strength and toughness of direct-quenched martensite. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 577, p. S642-S648, 2013.

[24] LI, Xiangqing et al. A modified correlation between KJIC and Charpy V-notch impact energy of Chinese SA508-III steel at the upper shelf. **Journal of Nuclear Materials**, v. 505, p. 22-29, 2018.

[25] ASGHARI, Vahid; CHOUPANI, Naghdali; HANIFI, Mahdi. CVN–KJC correlation model for API X65 gas pipeline. **Engineering Failure Analysis**, v. 79, p. 51-63, 2017.

[26] SOVAK, J. F. Correlation of data from standard and precracked charpy specimens with fracture toughness data for HY-130, A517-F, and HY-80 steel. **Journal of Testing and Evaluation**, v. 10, n. 3, p. 102-114, 1982.

[27] TERÁN, G. et al. Estimation of fracture toughness KIC from Charpy impact

test data in T-welded connections repaired by grinding and wet welding. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 153, p. 351-359, 2016.

[28] ROBERTS, R. Report on small scale test correlations with K_{IC} data. **WRC bulletin**, 1984.

[29] AULT, R. T.; BERTOLO, R. B.; WAID, G. M. **Development of an Improved Ultra-High Strength Steel for Forged Aircraft Components**. Air Force Materials Laboratory, Air Force Systems Command, 1971.

[30] MARANDET, B.; SANZ, G. Evaluation of the toughness of the medium-strength by using elastic fracture mechanics and correlations between KIC and Charpy V-notch. **Flaw Growth and Fracture**, v. 631, p. 72-95, 1976.

[31] INSTA Technical Report. Assessment of structures containing discontinuities. Stockholm: Materials Standards Institution; 1991

[32] HERTZBERG, Richard W.; VINCI, Richard P.; HERTZBERG, Jason L. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. John Wiley & Sons, 2020.

[33] WALLIN, Kim. Critical assessment of the Rolfe-Novak CVN-KIC upper shelf correlation. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 258, p. 108117, 2021.

[34] MÉNDEZ, Gerardo Terán et al. Fracture toughness and Charpy CVN data for A36 steel with wet welding. **Soldagem & Inspeção**, v. 22, p. 258-268, 2017.

[35] BARSOM, John M. Development of the AASHTO fracture-toughness requirements for bridge steels. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 7, n. 3, p. 605-618, 1975.

[36] DAVIS, Joseph R. **ASM handbook: Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys**. ASM international, 1990.

[37] MATWEB. **Online Materials Information Resource - MatWeb**. Disponível em: <<https://www.matweb.com/>>.

[38] Dados fornecidos pelo professor e orientador Marco Antonio Meggiolaro

Apêndice

Material	Nome	Fonte	KIc	Charpy	E	Sy
Aço	ABS-C (1)	[6]	37,736	3,3895	---	---
Aço	ABS-C (2)	[6]	49,448	3,3895	---	---
Aço	A302 B (1)	[6]	35,163	4,067	---	---
Aço	A302 B (2)	[6]	54,942	5,423	---	---
Aço	A302 B (XN)	[6]	50,547	4,067	---	427,475
Aço	A302 B (XA)	[6]	40,657	2,712	---	393,001
Aço	A533 B (Top) (1)	[6]	65,9306	14,914	---	710,16
Aço	A533 B (Top) (2)	[6]	73,6225	43,386	---	682,581
Aço	A533 B (Top) (3)	[6]	75,8202	37,963	---	675,686
Aço	A533 B (Top) (4)	[6]	82,4133	52,877	---	668,791
Aço	A533 B (1/4T)	[6]	72,5237	10,847	---	558,475
Aço	A533 B (1/2T) (1)	[6]	68,1283	42,03	---	510,212
Aço	A533 B (1/2T) (2)	[6]	76,919	36,607	---	506,765
Aço	A533 B (1/2T) (3)	[6]	85,7098	40,675	---	503,317
Aço	A533 B (1/2T) (4)	[6]	94,5005	50,165	---	499,87
Aço	A533 B (1/2T) (5)	[6]	106,588	52,877	---	496,423
Aço	A533 B (1/2T) (6)	[6]	120,873	54,233	---	492,975
Aço	A533 B (1/2T) (7)	[6]	153,838	65,079	---	489,528
Aço	A533 B (3/4T) (1)	[6]	59,3375	14,914	---	565,37
Aço	A533 B (3/4T) (2)	[6]	70,326	21,693	---	551,581
Aço	A533 B (3/4T) (3)	[6]	72,5237	28,472	---	544,686
Aço	A533 B (Bottom) (1)	[6]	64,8318	29,828	---	703,265
Aço	A533 B (Bottom) (2)	[6]	68,1283	42,03	---	696,37
Aço	A533 B (Bottom) (3)	[6]	72,5237	56,944	---	675,686
Aço	A533 B (Bottom) (4)	[6]	107,687	132,87	---	648,107
Aço	A517 F (1)	[6]	41,7561	5,423	---	---
Aço	A517 F (2)	[6]	46,1514	9,491	---	---
Aço	A517 F (3)	[6]	54,9422	14,914	---	---
Aço	A517 F (4)	[6]	63,7329	24,405	---	---
Aço	A517 F (5)	[6]	82,4133	35,251	---	---
Aço	A533 B (Top) (1) (irradiado)	[6]	50,5468	28,472	---	792,897
Aço	A533 B (Top) (2) (irradiado)	[6]	50,5468	29,828	---	784,623
Aço	A533 B (Top) (3) (irradiado)	[6]	67,0295	46,098	---	767,386
Aço	A533 B (Top) (4) (irradiado)	[6]	65,9306	43,386	---	754,286
Aço	A533 B (1/4T) (irradiado)	[6]	53,8433	16,27	---	634,318
Aço	A533 B (1/2T) (1) (irradiado)	[6]	43,9537	5,423	---	665,344

Material	Nome	Fonte	KIc	Charpy	E	Sy
Aço	A533 B (1/2T) (2) (irradiado)	[6]	40,6572	12,202	---	658,449
Aço	A533 B (1/2T) (3) (irradiado)	[6]	40,6572	18,981	---	652,934
Aço	A533 B (1/2T) (4) (irradiado)	[6]	56,041	18,981	---	641,212
Aço	A302 B (XN) (irradiado)	[6]	52,7445	40,675	---	420,58
Aço	A302 B (AB) (irradiado)	[6]	46,1514	40,675	---	558,475
Aço	4340 (550 HB)	[36]	53	19	---	---
Aço	4340 (430HB)	[36]	75	30	---	---
Aço	4340(380HB)	[36]	110	42	---	---
Aço	HP 9-4-30 (49-53 HRC)	[36]	82,5	23,5	---	1415
Aço	HP 9-4-30 (44-48 HRC)	[36]	107	29	---	1345
Aço	HP 9-4-30 (valor mínimo)	[36]	---	24	---	1310
Aço	AF1410 (air quenched)	[36]	174	69	---	1475
Aço	AF1410 (oil quenched)	[36]	154	65	---	1545
Aço	AF1410 (water quenched)	[36]	160	65	---	1570
Aço	18Ni (250 Grade)	[36]	138	37	---	1825
Aço	Cobalt-free 18Ni (250 Grade)	[36]	127	34	---	1825
Aço	Low-cobalt 18Ni(250 Grade)	[36]	149	43	---	1780
Aço	A517-F, AM	[7]	186,803	84,061	---	758,423
Aço	4147, AM	[7]	119,774	35,251	---	944,581
Aço	HY-130, AM	[7]	270,315	120,668	---	1027,319
Aço	4130, AM	[7]	109,884	31,184	---	1089,372
Aço	12Ni-5Cr-3Mo, AM	[7]	142,85	43,386	---	1206,583
Aço	12Ni-5Cr-3Mo, VIM	[7]	241,746	81,349	---	1261,741
Aço	12Ni-5Cr-3Mo, VIM	[7]	248,339	88,128	---	1282,425
Aço	18Ni-8Co-3Mo (200 Grade), AM	[7]	115,379	33,895	---	1330,688
Aço	18Ni-8Co-3Mo (200 Grade), AM	[7]	123,07	33,895	---	1310,004
Aço	18Ni-8Co-3Mo (190 Grade), VIM	[7]	175,815	66,435	---	1289,32
Aço	18Ni-8Co-3Mo (250 Grade), VIM	[7]	95,5994	21,693	---	1696,11
Aço	Assab Steels CALMAX Plastic Mold Material	[37]	30,5	22	194	---
Aço	Carpenter Pyrowear® 53 Tool Steel, Core Tensile Properties	[37]	130	130	---	965
Aço	Carpenter AerMet® 100 Aged at 900°F	[37]	132	47,5	194	1700

Material	Nome	Fonte	KIc	Charpy	E	Sy
Aço	Carpenter AerMet® 100 Aged at 875°F	[37]	108	40,7	192	1780
Aço	Carpenter AerMet® 310	[37]	71,4	27,1	192	1900
Aço	Carpenter AerMet® 340	[37]	34,6	14,6	192	2160
Aço	QuesTek® Innovations Ferrium® S53® Corrosion Resistant High Strength Steel for Aerospace Structural Applications	[37]	71,4	24,4	204	1510
Aço	QuesTek® Innovations Ferrium® C61™ Case- hardened Gear Steel with Ultrahigh-strength Core	[37]	143	74,6	---	1490
Aço	QuesTek® Innovations Ferrium® M54™ Ultrahigh-strength Steel for Structural Applications	[37]	130	32,5	---	1730
Aço	Latrobe Lescalloy® AF 1410 VIM-VAR ; 6 in High Strength Alloy Steel	[37]	165	80	203	1520
Aço	Latrobe Lescalloy® 35NCD16 VAC-ARC High Strength Alloy Steel	[37]	84,35	21,7	---	1550
Aço	API 5L X-60 Tube (parallel to weld)	[38]	355	196	210	450
Aço	X-60/API 5L Tube (parallel to weld)	[38]	355	196	210	450
Alumínio	Aluminum 2048-T851 Plate	[37]	33,55	8,15	73,5	413
Alumínio	A02060/UNS T7 Casting	[38]	43	9,5	70	350
Alumínio	Al 206.0 T7 Casting	[38]	43	9,5	70	350
Alumínio	Al A206.0 T7 Casting	[38]	43	9,5	70	350
Alumínio	A92048/UNS	[38]	35,2	10,3	70	415
Alumínio	Al 2048	[38]	35,2	10,3	70	415
Alumínio	A92024/UNS (cold age- hard)	[38]	37	30,1276	74,1	275
Titânio	Ti 13V 11Cr 3Al; Anneal. 850°C + Aged 510°C 8 hr	[38]	38	8	110	1140
Titânio	Titanium Ti-11.5Mo- 6Zr-4.5Sn, ST 720°C, Aged 495°C	[37]	60	8,13	108	1200
Titânio	R58640/UNS ST 815°C, Aged 510°C	[38]	55	9	104	1170
Titânio	Ti Beta C ST 815°C, Aged 510°C	[38]	55	9	104	1170

Material	Nome	Fonte	KIc	Charpy	E	Sy
Titânio	Titanium Transage 129, Duplex Heat Treat 815/540°C	[37]	57	9	108	1180
Titânio	R56260/UNS, STA-1	[38]	34	9,5	114	1120
Titânio	R56620/UNS STA 910°C/540°C	[38]	24	9,5	117	1210
Titânio	Ti 6Al 2Sn 4Zr 6Mo STA-1	[38]	34	9,5	114	1120
Titânio	Ti 6Al 6V 2Sn STA 910°C/540°C	[38]	24	9,5	117	1210
Titânio	Ti Transage 129, Duplex Heat Treat 815/455°C	[38]	75	11	108	1110
Titânio	Titanium Ti-13V-11Cr-3Al (Ti-13-11-3) SolnTreat; Age 450°C	[37]	77	11	110	1100
Titânio	Ti IMI 834	[38]	45	15	120	925
Titânio	Ti Transage 134, Duplex Heat Treat 815/525°C	[38]	56	15	105	1140
Titânio	R56620/UNS, Anneal.	[38]	60	16	112	980
Titânio	Ti 6Al 6V 2Sn Anneal.	[38]	60	16	112	980
Titânio	R65400/UNS (Grade 5), Anneal.	[38]	75	17	113,8	880
Titânio	Titanium Ti-6Al-4V (Grade 5), Annealed	[37]	74,8	17	113,8	880
Titânio	R56740/UNS, STA	[38]	39	18	113,8	1035
Titânio	Ti 7Al 4Mo, STA	[38]	39	18	113,8	1035
Titânio	Ti 13V 11Cr 3Al; Anneal. 800°C, 30 min.	[38]	88	20	110	860
Titânio	Ti 5Al 5Sn 2Zr 2Mo 0.25Si (Ti-5522S)	[37]	82,4	22	114	897,5
Titânio	R65400/UNS (Grade 5), STA	[38]	43	23	114	1100
Titânio	Ti 4Al 4Mo 2Sn 0.5Si (IMI550), STA	[38]	60	23	110	940
Titânio	Ti 6Al 4V (Grade 5), STA	[37]	42,95	23	114	1100
Titânio	R65400/UNS (Grade 5), ELI, Anneal.	[38]	100	24	113,8	790
Titânio	Ti 5Al 2.5Sn	[38]	96	24	115	827
Titânio	Ti 6Al 4V (Grade 5), ELI, Anneal.	[38]	100	24	113,8	790
Titânio	Titanium Ti-5Al-2.5Sn (Grade 6)	[37]	64,5	24	117,5	827
Titânio	Titanium Ti-6Al-4V ELI (Grade 23), Annealed	[37]	100	24	114	790
Titânio	Titanium Ti-8Al-1Mo-1V (Ti-8-1-1) Annealed 8 hr at 790°C (1450°F)	[37]	176	25	121	930
Titânio	Titanium Ti-8Al-1Mo-1V (Ti-8-1-1) Duplex Anneal	[37]	176	27	124	890,5

Material	Nome	Fonte	KIc	Charpy	E	Sy
Titânio	Ti 10V 2Fe 3Al ST 730°C; overage 580°C	[38]	102	30	102	940
Titânio	R50550/UNS	[38]	79	40	105	380
Titânio	Ti Grade 3	[38]	79	40	105	380
Titânio	R56210/UNS, Alpha Anneal.	[38]	99	42	115	710
Titânio	Ti 6Al 2Nb 1Ta 0.8Mo, Alpha Anneal.	[38]	99	42	115	710
Titânio	R56320/UNS, Beta Anneal 950°C	[38]	70	44	100	540
Titânio	Ti 3Al 2.5V, Beta Anneal 950°C	[38]	70	44	100	540
Titânio	Ti 5Al 2.5Sn, ELI, Anneal.	[38]	88	44	110	720
Titânio	Titanium Grade 3	[37]	79	48	107	448,5
Titânio	R56210/UNS Anneal.	[38]	100	54	115,8	760
Titânio	Ti 6Al 2Nb 1Ta 1Mo, Anneal.	[38]	100	54	115,8	760
Titânio	R56320/UNS, Alpha Anneal.	[38]	100	86	100	500
Titânio	Ti 3Al 2.5V, Alpha Anneal.	[38]	100	86	100	500
Titânio	R56320/UNS, Alpha Beta Anneal, Quenched	[38]	93	92	100	530
Titânio	Ti 3Al 2.5V, Alpha Beta Anneal, Quenched	[38]	93	92	100	530
Ferro	ASTM A897 Grade 5 (230-185-00 or 230-185- 01) Austempered Ductile Iron	[38]	44	8	159	1365
Ferro	ASTM A897 Grade 4 (200-155-01 or 200-155- 02) Austempered Ductile Iron	[38]	52	8,6	160,5	1135
Ferro	ASTM A897 Grade 3 (175-125-04) Austempered Ductile Iron	[38]	60	9,3	162,5	981
Ferro	ASTM A897 Grade 2 (150-100-07 or 150-110- 7) Austempered Ductile Iron	[38]	85	10,6	164	827
Ferro	Austempered Ductile Iron 125-80-10 (Obsolete with ASTM A897/A897M-06)	[38]	109	12	166,5	655
Berílio	Berílio (1)	[38]	11	3	288	240
Berílio	Berílio (2)	[37]	11,45	3,5	303	240