

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE – FURG
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**ESTUDO EXPERIMENTAL E COMPARAÇÃO DO COMPORTAMENTO A
FRATURA FRÁGIL DE AÇOS PATINÁVEIS**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

CARLOS EDUARDO GRISOLIA CORTOPASSI

RIO GRANDE, RS

2024

CARLOS EDUARDO GRISOLIA CORTOPASSI

**ESTUDO EXPERIMENTAL E COMPARAÇÃO DO COMPORTAMENTO A
FRATURA FRÁGIL DE AÇOS PATINÁVEIS**

Dissertação de mestrado apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Mecânica da Universidade
Federal do Rio Grande – FURG como
requisito para a obtenção do título de
“Mestre em Engenharia Mecânica”

Orientador: Prof. Dr. Kleber Eduardo
Bianchi

Rio Grande - RS
2024

Ficha Catalográfica

C831e Cortopassi, Carlos Eduardo Grisolia.

Estudo experimental e comparação do comportamento a fratura frágil de aços patináveis / Carlos Eduardo Grisolia Cortopassi. – 2024. 87 f.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande – FURG, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Rio Grande/RS, 2024.

Orientador: Dr. Kleber Eduardo Bianchi.

1. Aços patináveis 2. Aços de alta resistência 3. Tenacidade à fratura 4. Soldagem 5. Microestrutura I. Bianchi, Kleber Eduardo II. Título.

CDU 621

Catálogo na Fonte: Bibliotecário José Paulo dos Santos CRB 10/2344



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG
ESCOLA DE ENGENHARIA
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
PPMec



Ata nº 4/2024 da Defesa de Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG. Aos vinte e seis dias do mês de fevereiro de dois mil e vinte e quatro, foi instalada a Banca de Defesa de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, às nove horas, online via web conferência, a que se submeteu o mestrando **Carlos Eduardo Grisolia Cortopassi**, nacionalidade brasileira, dissertação ligada a Linha de Pesquisa Engenharia de soldagem e materiais, com o seguinte título: **Estudo Experimental e Comparação do Comportamento à Fratura Frágil de Aços Patináveis**. Referendada pela Câmara Assessora do Curso, os seguintes Professores Doutores: Kleber Eduardo Bianchi, Henara Lilian Costa Murray, e os convidados Diego Felipe Sarzosa Burgos e Marcio Luis Almeida Cunha sob a presidência do Professor Kleber Eduardo Bianchi. Analisando o trabalho, os Professores da Banca Examinadora o consideraram:

1. Kleber Eduardo Bianchi: APROVADO
2. Henara Lilian Costa Murray: APROVADO
3. Diego Felipe Sarzosa Burgos: APROVADO
4. Marcio Luis Almeida Cunha: APROVADO

Foi concedido um prazo de 20 dias para o candidato efetuar as correções sugeridas pela Comissão Examinadora (anexo) e apresentar o trabalho em sua redação definitiva, sob pena de não expedição do Diploma. A ata foi lavrada e vai assinada pelos membros da Comissão.

Assinaturas:

Documento assinado digitalmente
gov.br KLEBER EDUARDO BIANCHI
Data: 27/02/2024 11:33:34-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

1. _____
CPF: 440.783.230-49

Documento assinado digitalmente
gov.br HENARA LILLIAN COSTA MURRAY
Data: 27/02/2024 15:49:46-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

2. _____
CPF: 847.359.106-20

DIEGO FELIPE
SARZOSA BURGOS
Assinado de forma digital por
DIEGO FELIPE SARZOSA BURGOS
Data: 2024.02.27 15:55:43 -03'00'

3. _____
CPF: 232.135.878-50

4. _____
CPF: 001.149.667-37

Documento assinado digitalmente
gov.br CARLOS EDUARDO GRISOLIA CORTOPASSI
Data: 27/02/2024 17:16:46-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Carlos Eduardo Grisolia Cortopassi: _____

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Prof. Dr. Kléber Eduardo Bianchi, pela paciência, pelo valioso aprendizado e pela oportunidade de integrar este projeto.

À coordenadora do projeto, Profa. Dr. Henara Lílian Costa Murray, e ao Prof. Dr. José Henrique Alano, por permitirem minha participação e por todo auxílio e conhecimento compartilhado.

À minha mãe, Patrícia de Freitas Grisolia, meus avós Maria Elizabeth e Francisco e meus tios Christiano e Débora pelo apoio incondicional que foi essencial ao longo de toda essa jornada.

À família Leivas, João Carlos Leivas e Eliane Leivas, e em especial aos grandes amigos Maicon Machado Leivas e Tásilla Pintanel, agradeço a parceria dentro e fora do projeto em todas as etapas de minha estadia em Rio Grande.

Aos colegas do laboratório de metalografia da FURG, Jorge Badin e Hermes por toda ajuda.

À toda a equipe do NAMEF e ao Prof. Dr. Cláudio Ruggeri, por permitir meu acesso ao laboratório e pela oportunidade de contar com a experiência de profissionais excepcionais.

Aos meus colegas Victor Scarabeli, Cristiano Emílio e Vinícius por toda ajuda, atenção e conhecimento compartilhado.

À toda equipe do laboratório de soldagem e usinagem da FURG, Thaís Passos, Bruno Laner e Cristiano.

À ArcelorMittal do Brasil por ceder o material e proporcionar a oportunidade de participar deste projeto.

À Embrapii por tornar possível a realização deste projeto.

E a todos que colaboraram direta ou indiretamente, minha profunda gratidão por tornarem possível a realização deste trabalho acadêmico.

RESUMO

Este estudo concentra-se na análise comparativa da tenacidade à fratura em baixa temperatura de dois aços estruturais: o aço ASTM A242, que é um aço patinável, e o aço AN (aço novo), uma liga recém desenvolvida com o objetivo de substituir os aços patináveis em aplicações que exigem maior resistência mecânica. Também foram avaliadas juntas soldadas utilizando esses aços, empregando-se os seguintes metais de adição: AWSA5.18 2017 ER70S-6 para o aço ASTM A242 e AWSA5.282005(R2015)ER110S-1 para o AN. A pesquisa envolveu a realização de uma série de ensaios para avaliar as propriedades de ambos os materiais e seus respectivos metais de solda. Isso incluiu ensaios de impacto Charpy, ensaios de tenacidade à fratura, e análises microestruturais e metalográficas das regiões que compõem as juntas soldadas, sendo estas o metal de base e o metal de solda. Os resultados gerais obtidos mostraram que o aço ASTM A242 apresentou maior tenacidade à fratura do que o aço AN, tanto no metal de base quanto no seu respectivo metal de solda. Além disso, o aço ASTM A242 exibiu uma microestrutura, apesar de mais grosseira, consideravelmente mais homogênea, com reduzida presença de inclusões e sem fissuras, sendo estas imperfeições na estrutura do material que atuam como locais de nucleação de trincas. Por outro lado, o aço AN apresentou uma microestrutura mais refinada, porém heterogênea, com maior presença de inclusões. Esses fatores podem explicar o menor desempenho do aço AN em relação ao aço ASTM A242 nos ensaios de tenacidade à fratura. Como conclusão geral, tem-se que o aço ASTM A242 continua sendo uma escolha confiável para aplicações que requerem resistência à fratura. Enquanto isso, o aço AN, apesar de sua maior resistência mecânica, precisaria de mais refinamentos antes de ser considerado uma alternativa viável aos aços patináveis. Esses refinamentos podem incluir ajustes na composição química para melhorar a microestrutura e reduzir a presença de inclusões e fissuras.

Palavras-chave: aços patináveis, aços de alta resistência, tenacidade à fratura, soldagem, microestrutura.

ABSTRACT

This study focuses on the comparative analysis of low-temperature fracture toughness of two structural steels: ASTM A242 steel, which is a weathering steel, and AN steel (New steel), a newly developed alloy intended to replace weathering steels in applications demanding higher mechanical strength. Welded joints using these steels were also assessed, employing the following filler metals: AWSA5.18 2017 ER70S-6 for ASTM A242 steel and AWSA5.282005(R2015)ER110S-1 for AN steel. The research involved conducting a series of tests to evaluate the properties of both materials and their respective weld metals. This included Charpy impact tests, fracture toughness tests, and microstructural and metallographic analyses of the regions comprising the welded joints, namely the base metal and the weld metal. The overall results showed that ASTM A242 steel exhibited higher fracture toughness than AN steel, both in the base metal and its corresponding weld metal. Additionally, ASTM A242 steel displayed a coarser yet considerably more homogeneous microstructure, with reduced presence of inclusions and no fissures, which are imperfections in the material structure acting as crack nucleation sites. On the other hand, AN steel showed a more refined yet heterogeneous microstructure, with a higher presence of inclusions. These factors may explain the lower performance of AN steel in fracture toughness tests compared to ASTM A242 steel. In conclusion, ASTM A242 steel remains a reliable choice for applications requiring fracture resistance. Meanwhile, AN steel, despite its higher mechanical strength, would require further refinements before being considered a viable alternative to weathering steels. These refinements may include adjustments in chemical composition to improve microstructure and reduce the presence of inclusions and fissures.

Keywords: weathering steels, high-strength steels, fracture toughness, welding, microstructure.

Índice de ilustrações

Figura 1 - Evolução do tamanho de grão.....	9
Figura 2 - Diagrama de transformação associado ao metal de solda de aços de baixo carbono e baixa liga.	14
Figura 3 - Método de avaliação da flexibilidade pelo descarregamento intermitente da amostra.	15
Figura 4 - Exemplo de Curva Mestra mediana com limites correspondentes a p_f de 5% e de 95%.....	20
Figura 5 - Fluxograma experimental	21
Figura 6 - Desenhos com os parâmetros geométricos adotados na preparação ao processo de soldagem: a) junta sobre o aço ASTM A242 e b) junta sobre o AN.....	23
Figura 7 - Geometria do corpo de prova Charpy.....	23
Figura 8 - Pêndulo de impacto utilizado no ensaio Charpy.....	24
Figura 9 - curva tangente hiperbólica que representa a transição dútil-frágil segundo o modelo de Erickson Kirk et al.	25
Figura 10 - Desenho esquemático do aparato utilizado no ensaio de três pontos.	26
Figura 11 - Roletes definidos para o ensaio sendo (a) o par de roletes de apoio ($\varnothing = 15\text{ mm}$) e (b) o rolete cursor ($\varnothing = 21\text{ mm}$) (c) fixação do corpo de prova.	26
Figura 12 - Geometria do corpo de prova para o aço NA, metal base.	27
Figura 13 - Geometria do corpo de prova para o ASTM A242, metal base.....	27
Figura 14 - Geometria do corpo de prova para o aço AN, metal de solda.	28
Figura 15 – Imagem da cuba de ensaio, registrada durante período de estabilização do banho.	30
Figura 16 – Imagem do corpo de prova já testado, antes de ser retirado da máquina.....	31
Figura 17 – Microestrutura dos aços analisados: a) ASTM A242 (Nital 4%) e b) AN (Marshall A).	32
Figura 18 - Microscopia ótica - aço AN.....	33
Figura 19 - Microestrutura da região central de amostra do metal de solda ‘ASTM A242 + E70 (fator de amplificação: 200x).....	34
Figura 20 - Microestrutura da região central de amostra do metal de solda ‘AN + E110’	35
Figura 21 - Microestrutura dos aços analisados: a) ER70S -6 (Nital 4%); b) ER110S-1 (Nital	

4%); c) ASTM A242 (Nital 4%) e d) AN (Marshall A).....	36
Figura 22 - Regiões de análise de microdureza do metal de solda ‘AN+ER110’	38
Figura 23 - Curvas de transição dúctil-frágil obtidas no ensaio de impacto Charpy - Metais	
Base.	41
Figura 24 - Curvas de transição dúctil-frágil obtidas no ensaio de impacto Charpy - Metais de	
solda.....	42
Figura 25 - Curvas de transição dúctil-frágil obtidas no ensaio de impacto Charpy –	
Comparação.	43
Figura 26 - Instalação de um corpo de prova para ensaio de tenacidade em baixa temperatura.	
.....	45
Figura 27 - Diagrama Carga vs CMOD.....	46
Figura 28 - Curva mestra – ASTM A242	54
Figura 29 - Curva mestra – AN	54
Figura 30 - Curva Mestra - ER 70S	56
Figura 31 - Curva Mestra - ER 110S	56
Figura 32 - Seccionamento dos corpos de prova na região central da frente de trinca.	59
Figura 33 - Superfícies de fratura de espécimes SE(B): a) ASTM A242 (CP2) e b) AN (CP2).	
.....	59
Figura 34 - Imagens MEV do AN: a) Região central da face de fratura; b) Frente de trinca. .	60
Figura 35 – Imagens de MEV – AN – CP02.....	61
Figura 36 - Região de alta tensão, adjacente à ponta da trinca. Na qual: Face de clivagem	
(FC); Dimple (D); Óxido (O); Trinca secundária (TS); Decoção (DC)	62
Figura 37 - Região próxima a ponta da trinca. Onde: Face de clivagem (FC); Dimple (D);	
Óxido (O); Trinca secundária (TS); Decoção (DC).....	62
Figura 38 -Superfícies de fratura: a) ASTM A242 e b) AN	63
Figura 39 - Inclusões encontradas no metal base AN, nos CPs 04 (a e b) e 02 (c e d)	65
Figura 40 - Imagem em BEC de partícula semelhante às encontradas com MO	66
Figura 41 - Marcas vermiculares (CP02)	67
Figura 42 - Imagem de região com fissuras, compreendendo sub-regiões nas quais foi	
efetuada análise EDS.....	67
Figura 43 - Imagem de região com fissuras, compreendendo sub-regiões nas quais foi	
efetuada análise EDS.	69
Figura 44 - Superfície de fratura do aço AN (CP02) - BEC.....	69

Figura 45 - Prováveis indícios de fratura intergranular (CP04)	70
Figura 46 - Imagens de corpos de prova fraturados: a) CP3 de ASTM A242+E70S e b) CP6 de AN+E110S.....	71
Figura 47 - Imagem da superfície de fratura: a) A242+E70S; b) AN+E110S	71
Figura 48 - Imagem das partículas alvo de análise EDS	72
Figura 49 - Centro de um corpo de prova A242+E70 fraturado: a) região onde houve rasgamento e b) região correspondente à fratura final.	72
Figura 50 - Referencias por estrato.....	83
Figura 51 - Referencias por Qualis.....	84
Figura 52 - Referencias por data dos artigos	84

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Quadro resumo da evolução das características mecânicas dos aços estruturais.	7
Tabela 2 - Constituintes da zona fundida de aços ferríticos observados ao microscópio.	13
Tabela 3 - Parâmetros de soldagem.	22
Tabela 4 - Temperaturas empregadas nos ensaios Charpy.	24
Tabela 5 - Constantes para estimativa inicial da temperatura de ensaio de tenacidade à fratura.	29
Tabela 6 – Carbono equivalente dos metais de base avaliados	32
Tabela 7 - Relação dos parâmetros de soldagem com a morfologia de grão (Kou, 2003).	35
Tabela 8 - Quadro resumo dos valores de dureza Vickers (HV0,3) – Junta AN+ER110S	38
Tabela 9 - Quadro resumo dos valores de dureza Vickers (HV0,3) – Junta A242+ER70S.	40
Tabela 10 - Temperaturas de transição dúctil-frágil e temperaturas associadas a ECVN = 28 J e 41 J.	41
Tabela 11 - Parâmetros de temperatura nas curvas dúctil-frágil dos metais de solda.	42
Tabela 12 - Temperaturas calculadas para ensaio de tenacidade - Metais base.	44
Tabela 13 - Resultado dos ensaios de tenacidade - Metais base.	47
Tabela 14 - Resultado dos ensaios de tenacidade - Metais de solda.	48
Tabela 15 - Quadro resumo da verificação das frentes de trinca pelo método dos nove pontos – Metais base.	50
Tabela 16 - Quadro resumo da verificação das frentes de trinca pelo método dos nove pontos - Metais de solda.	51
Tabela 17 - Quadro de parâmetros e resultados dos ensaios de tenacidade (ajustado) – metais de base.	53
Tabela 18 - Quadro de parâmetros e resultados dos ensaios de tenacidade (ajustado) – metais de solda.	55
Tabela 19 - Análise EDS dos pontos 1 a 4 da Figura 40 [Weight%]. (*Ponto de referência na matriz).	66
Tabela 20 - Resultados obtidos por EDS - AN+E110S.	72
Tabela 21 - Frentes de trinca - Metais base.	79
Tabela 22 - Frentes de trinca - Metais de solda.	81

Sumário

1	INTRODUÇÃO.....	1
1.1	Contexto	1
1.2	Objetivos.....	3
1.3	Objetivos Específicos	3
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	4
2.1	Histórico e campo de aplicação dos aços patináveis	4
2.2	Características dos aços patináveis.....	5
2.3	Efeito da introdução de elementos de liga em aços patináveis.....	10
2.3.1	Carbono (C)	10
2.3.2	Manganês (Mn)	10
2.3.3	Alumínio (Al)	10
2.3.4	Cromo (Cr)	10
2.3.5	Nióbio (Nb)	11
2.3.6	Cobre (Cu)	11
2.3.7	Molibdênio (Mo)	11
2.3.8	Níquel (Ni).....	11
2.3.9	Fósforo (P) e Enxofre (S)	11
2.3.10	Silício (Si).....	11
2.3.11	Vanádio (V)	11
2.4	Classificação Microestrutural em Metais de Solda	12
2.5	Ensaio para obtenção da tenacidade à fratura - Curva JR.....	15
2.6	Ensaio de tenacidade para levantamento da Curva Mestra.	16
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	21
3.1	FLUXOGRAMA METODOLÓGICO	21
3.2	Materiais	22

3.3	Métodos	22
3.3.2	Caracterização mecânica	23
3.3.3	Caracterização microestrutural e morfológica.....	31
4	Resultados e discussão	32
4.1	Carbono equivalente.....	32
4.2	Microestrutura	32
4.2.1	Metal de solda resultante de ASTM A242 + E70.....	34
4.2.2	Metal de solda resultante de AN + E110.....	34
4.2.3	Efeito do processo de soldagem na microestrutura do metal de solda	35
4.3	Microdureza.....	37
4.3.1	Junta soldada do aço novo (AN+ER110)	37
4.3.2	Junta soldada do aço A242 (A242+ER70S).....	39
4.4	Curvas de Transição Dúctil-Frágil	40
4.4.1	Metal base.....	40
4.4.2	Metal de solda.....	42
4.4.3	Análise conjunta – Metal base + metal de solda	43
4.5	Ensaio de Tenacidade à Fratura	44
4.5.1	Abertura de pré-trinca.....	44
4.5.2	Determinação da temperatura de ensaio de tenacidade à fratura.....	44
4.5.3	Resultados do ensaio	45
4.5.4	Medição das frentes de trinca	49
4.5.5	Correção dos valores da Integral-J com os comprimentos de trinca medidos (a_0)	52
4.6	Avaliação de aspectos metalúrgicos das amostras de tenacidade à fratura	58
4.6.1	Aspecto geral das superfícies de fratura – Metal Base.....	59
4.6.2	Análise do material na região central da frente de trinca por MO/EDS – Metal Base	64

4.6.3	Aspecto geral das superfícies de fratura – Metais de solda.....	70
5	Conclusão	74
6	Sugestões para trabalhos futuros	75
7	REFERÊNCIAS	76
7.1	Referências Nominais.....	76
7.2	Referências por Estrato.....	83
7.3	Referências por Qualis.....	84
7.4	Referências por Data dos Artigos.....	84

1 INTRODUÇÃO

Neste capítulo é descrito o contexto no qual está inserido o trabalho, bem como sua justificativa e objetivos.

1.1 Contexto

O aço ASTM A242 faz parte de um grupo de aços baixa liga conhecido comercialmente por Corten ou Cor-Ten. O termo genérico em inglês, que se consolidou na designação do grupo, é *weathering steel* (WS), o que significa, numa tradução livre, ‘aço resistente ao intemperismo’. Segundo Murata (2011) os aços desse grupo apresentam baixo teor de carbono ($C < 0,2\text{wt}\%$), contendo ainda cobre, cromo, níquel, fósforo ou silício como elementos de liga, em proporções cujo somatório é bastante baixo. Dentre tais elementos, o cobre tem maior importância. Extensos estudos conduzidos pela ASTM indicaram que os aços com teor de cobre em torno de 0,3% apresentam, em relação aos aços estruturais convencionais (aços de baixo teor de carbono ou carbono-manganes), resistência à corrosão superior. Já os aços convencionais, por sua vez, usualmente apresentam teor de cobre menor que 0,03%. Além de maior resistência à corrosão, a composição química dos aços WS também lhes confere propriedades mecânicas moderadamente superiores às das aços convencionais.

Mortillo et al. (2014) atestam que a composição dos aços patináveis foi, em última análise, responsável por estabelecer um vasto campo de aplicação para estes aços. Segundo os autores, a maior resistência à corrosão se deve à formação de uma camada de produto de corrosão conhecida como pátina. Tal particularidade gerou a designação comumente empregada na língua portuguesa, qual seja: aço patinável. Além de proporcionar maior resistência mecânica e à corrosão, a pátina também agrega valor ao aço devido a seu aspecto e coloração, esteticamente agradáveis, bem como pelo fato de ser autorrenovável. Atualmente, os aços patináveis são empregados intensivamente em vigas e colunas de estruturas civis, como em pontes, torres e prédios. Nestes últimos, também são empregados em fachadas e coberturas. Por fim, tais aços figuram entre as opções de materiais usados em obras artísticas ou ornamentais, principalmente quando estas são afixadas em ambiente externo.

Assim como a construção civil, o setor ferroviário também emprega intensamente aços patináveis, mais especificamente na confecção de vagões de transporte de materiais. O setor apresenta um ponto crítico, representado pela capacidade das linhas férreas, razão pela qual há demanda crescente por vagões de menor tara, cujo desenvolvimento permitiria o transporte de

maior quantidade de carga sem prejuízo à via. Para atingir tal meta, uma das possíveis soluções é o desenvolvimento de novas ligas, com similaridade aos aços patináveis em termos de resistência química, resistência ao desgaste e tenacidade à fratura, porém com melhores propriedades mecânicas. Por meio de tal característica seria possível o emprego de chapas de menor espessura, o que teria impacto direto no peso dos vagões fabricados.

Por outro lado, uma característica comum em ambos os setores – ferroviário e da construção civil – é o emprego da soldagem como forma de união das peças. Em razão do baixo teor de carbono e dos demais elementos de liga, os aços patináveis naturalmente apresentam boa soldabilidade. Portanto um dos requisitos de um aço de alta resistência mecânica, desenvolvido com o intuito de substituir um aço patinável, é apresentar uma soldabilidade similar (ou pelo menos aceitável). Além da soldabilidade, os aços patináveis adicionalmente apresentam características mecânico-estruturais de grande relevância, quais sejam: a ductilidade e a capacidade de encruamento. Isto confere maior tolerância às variações metalúrgicas e tensões residuais causadas pelo processo de soldagem; fenômenos que, apesar de indesejados, acabam por não causar prejuízo extraordinário à integridade da estrutura como um todo. Porém, no caso de aços de maior resistência mecânica (a qual é obtida por meio da conjugação de composição química e controle apurado do processo termomecânico), o calor imposto na soldagem pode ocasionar grande transformação na microestrutura do material ou, eventualmente, gerar regiões frágeis. Portanto, a região da junta pode apresentar resistência mecânica consideravelmente inferior àquela do metal de base ou, fato ainda mais grave, pode conter zonas de baixa tenacidade à fratura. Consequentemente a validação de um novo material estrutural deve necessariamente compreender a avaliação do comportamento à fratura das juntas soldadas.

Por fim, num cenário em que as empresas que desenvolvem estruturas se voltam ao mercado mundial, torna-se indispensável avaliar os possíveis modos de fragilização aos quais o material possa vir a ser exposto. Ambos os setores focados neste trabalho – de estruturas civis e de implementos ferroviários – desenvolvem produtos que podem vir a operar em ambiente de baixa temperatura. Nestes casos os ensaios de tenacidade devem necessariamente delinear a parcela inferior da curva de transição dúctil-frágil. Para tal, a metodologia da Curva de Transição de Temperatura (também conhecida como Curva-Mestra), já é consolidada.

Num resumo, o presente trabalho é voltado à análise da tenacidade à fratura das regiões que compõem uma junta soldada, tendo por metal de base um aço patinável de elevada resistência mecânica, desenvolvido com o intuito substituir, em estruturas civis e vagões

ferroviários, aços patináveis tradicionais. Como este tipo de estrutura é comumente empregado em condições de baixa temperatura ambiente, é usada a metodologia da Curva-Mestra, a qual fornece a parte inferior da curva de transição dúctil-frágil, em termos de tenacidade à fratura. Com o intuito de estabelecer uma base de comparação, todos os ensaios foram replicados em corpos de prova tendo o aço ASTM A242 como metal de base.

1.2 Objetivos

O objetivo geral do trabalho consiste na análise comparativa, em termos de tenacidade à fratura em baixa temperatura, do metal de solda e do metal de base de juntas soldadas, sendo estes metais de base: *i*) aço ASTM A242 e *ii*) nova liga (aqui designada AN = Aço Novo).

1.3 Objetivos Específicos

- Obtenção de curvas dúctil-frágil e levantamento de temperaturas de tenacidade à fratura;
- Inspeção das frentes de trinca e caracterização da região central dos corpos de prova, incluindo análise *post-mortem* do material;
- Elaboração da respectiva curva-mestra, para cada material.
- Comparativo da curva mestra dos materiais analisados e correlação com os resultados obtidos na parte de caracterização

2.1 Histórico e campo de aplicação dos aços patináveis

A primeira patente de aço patinável foi depositada em 1933, nos Estados Unidos, pela U.S. Steel Corporation, a qual utilizou o termo *Cor-Ten* para designá-lo. Tratava-se do acrônimo das palavras ‘*Corrosion*’ e ‘*Tension*’, o qual aludia à maior resistência à corrosão e à tração da nova liga em relação aos aços estruturais convencionais.

A primeira aplicação do *Cor-Ten* foi na construção de barcas e vagões para transporte de carvão, àquela época revestidos por camada de pintura, os quais alcançaram sucesso comercial extraordinário [1][3]. Posteriormente, na década de 1960, o setor de construção civil também passou a empregar a liga em vigas, colunas e travessas [1,2,3].

Aquele primeiro aço patinável, patenteado em 1933, atualmente corresponde ao aço ASTM A242. Com o passar do tempo novas composições surgiram, dentre as quais se popularizaram os aços ASTM A588 e ASTM A709. A família de aços patináveis é hoje empregada em qualquer estrutura onde se almeje resistências à corrosão, à abrasão e à tensão maiores do que as apresentadas por aços estruturais convencionais. Desta forma o peso da estrutura é minimizado, bem como as posteriores atividades de manutenção [3,5].

Tewary [5], em seu trabalho voltado a componentes estruturais de pontes ferroviárias, destaca o esforço recente no aprimoramento das ligas, no sentido de aumentar sua vida útil. O fato de que pontes e outras estruturas antigas continuem em operação evidencia que, mesmo nos primórdios do emprego maciço de aços estruturais convencionais, estes já apresentavam bom desempenho. Contudo um dos problemas acerca dessas estruturas, por vezes centenárias, é a ausência de um histórico de produção dos aços, bem como das condições operacionais. A corrosão é um desafio significativo na construção civil, especialmente em pontes. Por tal motivo, nas últimas décadas, os aços patináveis têm sido empregados nesse tipo de aplicação. Contudo o autor ressalta que, mesmo que os aços modernos sejam produzidos com maior esmero, em termos de composição química e de processamento termomecânico, uma vida elevada só pode ser atingida com o emprego de um eficaz programa de manutenção.

O termo ‘patinável’ está associado à capacidade de formar e regenerar a pátina, a qual, por sua vez, corresponde a uma camada oxidada mais estável e coesa do que aquela formada em aços estruturais convencionais. Esta capacidade de formação da pátina se deve à composição química do aço. Neste sentido a presença do cobre é mais relevante, porém outros elementos como o níquel e o cromo potencializam tal capacidade [1,2,3,5]. A formação inicial

da pátina ocorre de modo semelhante ao observado em aços convencionais. Porém, após um período de exposição prolongada, os aços *Cor-Ten* apresentam uma camada oxidada mais dura, uniforme e estável [1,2,3,5]. A formação e a estabilização desta camada são influenciadas pelo ambiente em que a estrutura opera, em especial pelas condições climáticas e pela possível presença de agentes aceleradores de corrosão. Por estes motivos o mesmo aço patinável pode apresentar variação de desempenho em função das diferentes condições ambientais e operacionais [1,3,4,5].

No contexto de ambientes sujeitos a carregamento cíclico, os aços patináveis podem apresentar defeitos em sua camada protetiva, a qual é caracterizada por uma tenacidade à fratura relativamente baixa. Portanto essa camada é mais propensa, em relação ao substrato, à formação de trincas, o que pode acarretar num aumento na corrosão localizada, bem como propensão à fratura e decréscimo na vida em fadiga [4].

Novas técnicas têm sido empregadas para gerar microtrincas na superfície de corpos de prova e desenvolver, a partir dos resultados obtidos em ensaios de fadiga ou de mecânica da fratura, modelos que representem as fases de nucleação e de propagação dessas trincas [4]. A comparação dos resultados de aços patináveis com aços convencionais, quando a camada superficial de óxidos é relativamente uniforme, não indica influência significativa desta camada no desempenho em fadiga ou fratura. Já no caso dos processos corrosivos acentuados, em que a camada oxidada apresenta as reentrâncias conhecidas por *pits*, o dano é potencializado [8]. Neste caso o fenômeno parece decorrer da concentração de tensões causado pelos *pits*, cujo efeito é prevalente em relação às trincas microscópicas presentes na camada oxidada. Portanto é razoável considerar que, na maior parte das aplicações estruturais, o colapso adviria das trincas com comprimento maior do que a espessura da camada de pátina. Nessas condições, características decorrentes da microestrutura (por exemplo, parâmetros como a capacidade de encruamento do material), são notavelmente mais importantes do que a presença de microtrincas na camada de pátina.

2.2 Características dos aços patináveis

Os aços patináveis se caracterizam pela presença de cobre, cromo, níquel, fósforo e manganês em sua composição. Cada elemento desempenha funções distintas, muitas vezes gerando inclusões cujo efeito na formação da pátina é significativo.

- Inclusões de Fósforo (P): O excesso de fósforo, embora seja um componente necessário, pode comprometer a eficiência na formação da camada de pátina. Inclusões deste elemento

podem induzir à corrosão por *pitting*, resultando na degradação do aço.

- Inclusões de Manganês (Mn): O manganês desempenha um papel dual, contribuindo para a formação da camada protetiva. Porém, quando em excesso, pode ocasionar variações na espessura dessa camada, o que causa decaimento na resistência à corrosão.
- Inclusões de Cromo (Cr), Cobre (Cu) e Níquel (Ni): Estes elementos são cruciais para conferir resistência à corrosão. Todavia, concentrações em excesso podem propiciar a formação de áreas suscetíveis à corrosão por *pitting*, degradando a durabilidade do aço.

As inclusões, portanto, além de afetar a eficácia da camada protetiva, também representam potenciais sítios de nucleação de importantes mecanismos de falha. A gestão precisa da composição química, observando os limites aceitáveis de cada elemento, assim como sua homogeneidade, é essencial para assegurar o desempenho ótimo dos aços patináveis em ambientes corrosivos [2,7,8].

Um dos processos que mais afeta a formação da camada protetiva é a corrosão atmosférica, a qual é influenciada pelas variações de umidade e de poluentes presentes na atmosfera, bem como pela frequência, direção e intensidade das chuvas. A conjugação de fatores atmosféricos locais e a exposição à umidade prolongada dificultam a formação da pátina, de modo que, em certos casos, a velocidade de corrosão do aço patinável é semelhante àquela observada em aços carbono convencionais [8,9].

Quanto às características mecânicas, os aços patináveis são classificados como aços estruturais. Estes, por sua vez, vêm sofrendo aprimoramento desde o início da Revolução Industrial. Os primeiros registros de propriedades mecânicas datam de 1887, apresentando um material com tensão de escoamento de 245 MPa, valor comparável, mas ainda inferior, ao apresentado pelos atuais aços carbono.

Já na década de 1950, com o refinamento da composição química e dos métodos de produção, algumas estruturas críticas passaram a ser fabricadas com ligas de maior resistência mecânica, as quais, em contrapartida, apresentavam menor ductilidade e maior grau de impurezas. Aqueles aços, então considerados avançados, apresentavam propriedades mecânicas semelhantes à atual linha S275 [25].

A Tabela 1, retirada de DI LORENZO et al., 2021 [25], mostra um quadro resumo de algumas características mecânicas de aços estruturais desenvolvidos desde 1887.

Tabela 1 - Quadro resumo da evolução das características mecânicas dos aços estruturais.

Ano	Especificação do produto	Designação	Tensão de escoamento [MPa]	Tensão de ruptura [MPa]	Porcentagem de alongamento A [%]
1887	Especificações técnicas gerais para construção de ferrovias no interesse do Estado	Aço	245	588	15
1888	MD 28/09/1888 - Aprovação do caderno de especificações especiais para vigas metálicas utilizadas na construção de ferrovias complementares	Aço	216	412	18
1908	MD 28/09/1908 - Regras e condições para testes e aceitação de materiais ferrosos	Ferro homogêneo (fundido)	195	372	20
1916	MD 06/05/1916 Normas técnicas relativas à siderurgia que afetam ferrovias públicas	Ferro homogêneo (fundido)	195	372	20
1938	UNI 743-745 Aços comuns para produtos laminados a quente (perfis, barras e chapas largas). Qualidade prescrição e testes	A 00 Comercial	-	490	-
		A 37 Comum	206	363	20
		Aq 34 Alta qualidade	186	333	25
		Aq 42	225	412	20
		Aq 50	265	490	18
		Aq 60	304	588	14
1964	UNI 5334 - Aços de uso geral para produtos laminados a quente. Perfis, barras e chapas largas. Qualidade, prescrição e testes.	Fe 00 Comercial	-	-	-
		Fe 33 Não soldado	-	323	17
		Fe 34 A, B	186	333	28
		(Tipo 1)			
		Fe 42 A, B, C, D	235	412	23
		(Tipo 1)			
		Fe 52 B, C, D	354	510	22
		(Tipo 2)			
		Fe 50 1, 2	294	490	20
		Fe 60 1, 2	323	588	16
1982	UNI 7070 - Produtos básicos de aços não ligados, laminados a quente, de alta qualidade. Perfis, barras comerciais, chapas largas, chapas e tiras para estruturas metálicas e construções mecânicas. Qualidade, prescrição e testes.	Fe 360 B, C, D	235	360	26
		Fe 430 B, C, D	275	430	23
		Fe 510 B, C, D	355	510	21
1995 - 2018	EN 10025-2 Produtos de aço laminado para usos estruturais - Parte 2: Condições técnicas de entrega de aços não ligados para uso estrutural	S 185 -	185	310	18
		S 235 JR, J0, J2	235	360	26
		S 275 JR, J0, J2	275	410	23
		S 355 JR, J0, J2, K2	355	470	22
		S 450 J0	450	550	22
2019 - Hoje	EN 10025-2 Produtos de aços laminados a quente para usos estruturais - Parte 2: Condições técnicas de entrega de aços não ligados para uso estrutural	S 185 -	185	290	18
		S 235 JR, J0, J2	235	360	24
		S 275 JR, J0, J2	275	410	21
		S 355 JR, J0, J2, K2	355	470	20
		S 460 JR, J0, J2, K2	460	550	17
		S 500 J0	500	580	15

Fonte: DI LORENZO et al., 2021 (adaptado) [25]

Os aços patináveis utilizados atualmente possuem tensão de escoamento entre 345 *MPa* a 690 *MPa* dependendo da versão selecionada. As ligas apresentam boa soldabilidade, com raras exceções. Um exemplo consiste no aço ASTM A242 de grau 1, o qual apresenta teor relativamente elevado de fósforo, o que prejudica a soldabilidade. Por este motivo é utilizado exclusivamente em projetos arquitetônicos. Já o grau 2, correspondente às ligas A588 e A709, é utilizado, como exemplo, na construção de pontes, prédios e semelhantes [16,17]. Tais ligas patináveis (*weathering steels*) pertencem ao grupo dos aços estruturais de alta resistência e baixa liga (*high-strength low-alloy structural steels*).

Já os aços avançados (*AHSS – Advanced High-Strength Steel*) apresentam valores de tensão de escoamento entre 690 e 960 *MPa*, enquanto os aços de ultra resistência (*UHSS – Ultra-High-Strength Steel*) apresentam tensão de escoamento acima de 960 *MPa* [23,29].

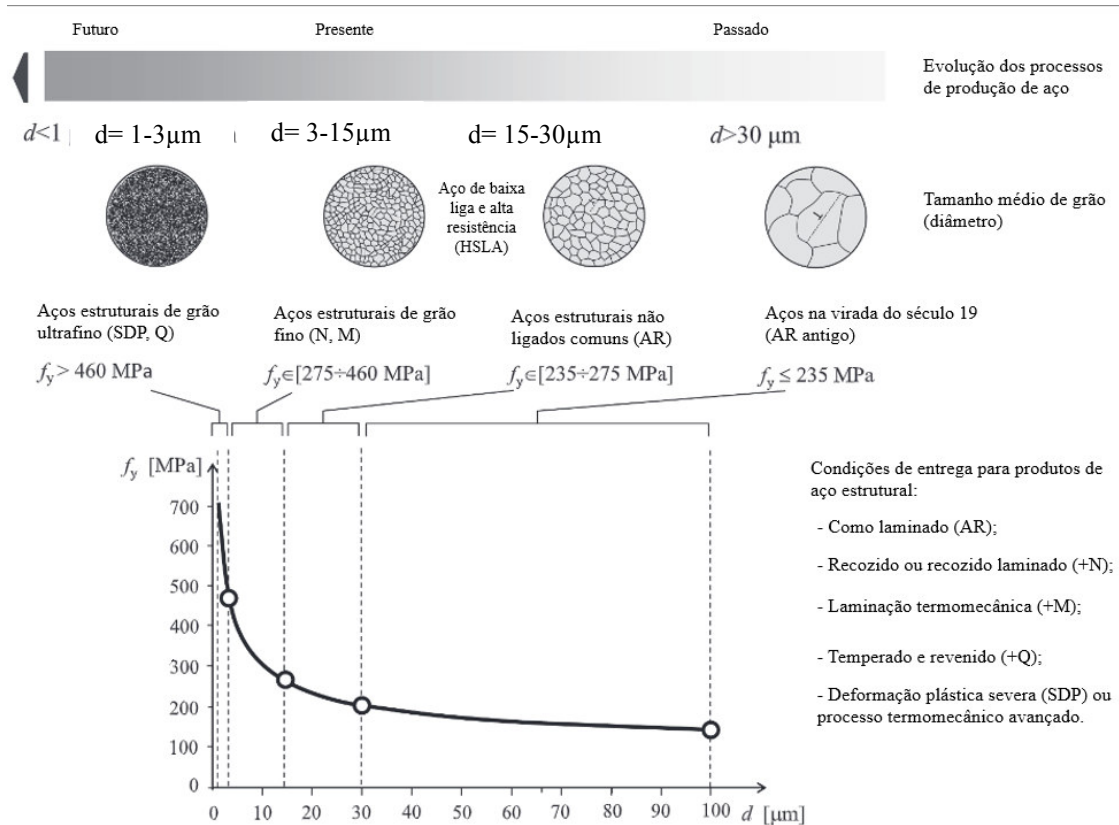
A resistência a intempéries dos aços patináveis torna possível, em determinadas condições, seu emprego em substituição aos inoxidáveis, a custos notavelmente inferiores. Além disso, como já mencionado, as ligas são classificadas como de elevada resistência (*High Strength Steel*) e seu emprego pode propiciar considerável redução no peso da estrutura. Tal especificidade é estratégica no setor da mobilidade, a qual compreende as indústrias automotiva, rodoviária, aeronáutica, ferroviária e de veículos fora de estrada, bem como os fabricantes de implementos e acessórios. Neste universo, os aços patináveis são particularmente adequados à área de transporte de cargas, na qual uma elevada razão entre carga útil e peso total se traduz em baixos custos. Já no caso de estruturas estáticas, comuns na construção civil, o emprego de vigas e colunas de menor peso e volume facilita sua manipulação e permite menor quantidade de processos de fabricação. Além do impacto nos custos, também há consequências positivas no que concerne ao meio ambiente [16,18].

Quanto às características morfológicas e microestruturais, aços estruturais podem ser considerados, na maior parte dos casos, materiais isotrópicos e com bom comportamento mecânico, tanto em tração quanto em compressão. Isso se deve à microestrutura, que pode ser definida como tendo grãos refinados com orientação aleatória [25]. A Figura 1 mostra um diagrama representativo do desenvolvimento científico no campo metalúrgico, com relação à granulometria de aços estruturais, desde a virada do século XIX até 2019.

No que concerne aos aços patináveis, as informações apresentadas até o momento tornam evidente que o equilíbrio entre propriedades químicas e mecânicas os torna adequados às mais diversas aplicações estruturais. Contudo, como a maior parte destas aplicações

envolve a soldagem de peças, o foco de dimensionamento não deve se limitar ao metal de base, pois a região afetada pelo calor decorrente deste processo de união, pode ser o elo mais fraco.

Figura 1 - Evolução do tamanho de grão.



Fonte: DI LORENZO et al., 2021 (adaptado) [25]

Portanto muitas das recentes pesquisas voltadas aos aços patináveis têm envolvido juntas soldadas [16,19]. Isto implica na subdivisão da amostra em três regiões, quais sejam: o metal base (MB), o metal de solda e a zona afetada pelo calor (ZAC). Estas regiões podem compreender expressiva diversidade de microestruturas e de propriedades mecânicas. Em outras palavras, zonas muito próximas podem apresentar capacidade de encruamento e relações constitutivas [ou seja: equação $\sigma = f(\epsilon)$] relativamente distintas [24].

Estudos envolvendo juntas soldadas com metal de adição e metal de base correspondentes¹ indicaram que o metal de solda, em sua estrutura bruta de fusão, normalmente apresentava resistência mecânica e tenacidade à fratura similares, ou mesmo maiores, que aquelas do metal de base. Por outro lado a zona afetada pelo calor apresentava

¹ Normas como a AWS D1.1 especificam, para determinado aço estrutural e processo de soldagem a arco elétrico, o metal de adição mais adequado. Esta condição, que faz parte de um procedimento de soldagem pré-qualificado, representa o que é chamado de 'correspondência' (em inglês: *matching*).

uma queda linear nas características mecânicas na região próxima à linha de fusão [27, 30].

2.3 Efeito da introdução de elementos de liga em aços patináveis

Como já mencionado, apesar da diversidade de composições presentes no mercado, os aços patináveis são classificados como HSLA (*High-Strength Low-Alloy Steel*). Cada um dos principais elementos presentes na composição tem efeito específico sobre o aço.

Segundo o departamento de engenharia civil e ambiental do MIT [20], aços de alta resistência e baixa liga representam uma parte relativamente recente do desenvolvimento da indústria metalúrgica. A maior resistência é decorrente da adição de pequenas quantidades de diversos elementos de liga, os quais afetam o comportamento mecânico do próprio aço e a capacidade protetiva da camada de pátina. Por esse motivo, alguns dos elementos de liga mais comuns são descritos a seguir, assim como seus efeitos em aços estruturais e patináveis [20]:

2.3.1 Carbono (C)

É o elemento químico mais importante na composição do aço. O seu teor afeta, de forma direta, a dureza e, de forma inversa, a ductilidade do material. No caso de aços estruturais em geral, o teor de carbono varia entre 0,15% e 0,30%.

2.3.2 Manganês (Mn)

Tem efeito semelhante ao do carbono, sendo utilizado em conjunto com este, a fim de se obter melhores qualidades mecânicas. O manganês é essencial para o processo de laminação a quente, em conjunto com oxigênio e enxofre. Geralmente seu teor varia de 0,5% a 1,7%.

2.3.3 Alumínio (Al)

Trata-se de um dos principais desoxidantes do aço, usado juntamente com o silício. Também auxilia na formação de uma microestrutura com grãos mais refinados.

2.3.4 Cromo (Cr)

Geralmente utilizado em pequenos teores, este elemento auxilia na formação de uma camada de pátina coesa. Com esse objetivo é utilizado em conjunto com cobre e níquel. [20].

2.3.5 *Nióbio (Nb)*

É um dos elementos que melhora as qualidades mecânicas do aço, também sendo um dos mais importantes para a categoria dos aços HSLA. Seu efeito é semelhante ao do manganês e do vanádio. A classe de aços ASTM A572 é um exemplo de aço ao nióbio.

2.3.6 *Cobre (Cu)*

Como já citado, é um dos componentes principais para a formação da camada de pátina, estando presente em aços como o A242 e o A441. No caso dos aços patináveis, geralmente se apresenta em teores acima de 0,2%.

2.3.7 *Molibdênio (Mo)*

É muito utilizado em conjunto com o manganês ou vanádio, afetando o aço de forma semelhante a eles, tendo como diferencial a capacidade de aumentar a resistência do aço em altas temperaturas e à corrosão. Nos aços HSLA está presente em teores de 0,08% a 0,25%, como, por exemplo, em algumas variantes do A588.

2.3.8 *Níquel (Ni)*

Além de proporcionar maior resistência à corrosão, o níquel aprimora o comportamento mecânico do aço em baixas temperaturas, pois proporciona aumento da tenacidade à fratura. O teor é variável, dependendo do aço estrutural. Por exemplo, o aço ASTM A588, dependendo do grau, pode conter uma quantidade entre 0,3% e 1,5%.

2.3.9 *Fósforo (P) e Enxofre (S)*

Para aspectos mecânicos, são elementos indesejados que prejudicam as qualidades do aço. Ambos reduzem a ductilidade e prejudicam acentuadamente a soldabilidade. Adicionalmente, causa segregações na matriz.

2.3.10 *Silício (Si)*

É utilizado em conjunto com o alumínio na desoxidação do aço. Geralmente aparece em teores em torno de 0,4%.

2.3.11 *Vanádio (V)*

Tem efeito similar ao manganês, molibdênio e nióbio; ajudando o material a desenvolver uma estrutura cristalina mais refinada e aumentando a tenacidade à fratura. No

caso do aço A588, sua concentração varia entre 0,02% e 0,15%.

O efeito dos elementos de liga pode se dar de forma conjugada ou antagônica, por exemplo: o níquel melhora o comportamento mecânico do aço em baixa temperatura, ao passo que outros elementos têm efeito oposto, ou seja, de incrementar o desempenho em temperatura elevada. Dentre esses, destacam-se o molibdênio e o nióbio, empregados na composição dos aços FRS (*Fire Resistant Steel*), os quais apresentam apenas pequena variação das características mecânicas até a temperatura crítica de 570°C. A primeira liga de aço FRS desenvolvida, continha de 0,1% a 0,8% de molibdênio. Em altas temperaturas, o molibdênio e nióbio formam solução sólida, por meio da qual é mantida a capacidade mecânica do aço [26, 29]. Além do molibdênio e do nióbio, os aços FRS também podem conter vanádio, titânio e tungstênio, todos elementos com alto ponto de fusão. Além de fornecerem aos aços FRS a capacidade de confrontar situações de incêndio, os elementos de liga de alto ponto de fusão também aumentam sua resistência à fluência [28, 30].

Por fim, outros elementos presentes na composição de aços estruturais, mas não apresentados aqui, como titânio, nitrogênio e boro, atuam de forma conjunta com os demais para que sejam atingidas melhores propriedades mecânicas.

2.4 Classificação Microestrutural em Metais de Solda

No campo da metalurgia de soldagem, o entendimento da microestrutura dos metais de solda é crucial para correlacionar suas propriedades com o desempenho final do material. Nesse sentido, o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) desenvolveu um sistema de classificação dos principais microconstituintes dos metais de solda, conforme listado na Tabela 2. Após uma análise visual inicial, é comum a necessidade de realizar metalografia quantitativa para determinar a fração ou predominância dos diferentes constituintes do metal de solda.

Tabela 2 - Constituintes da zona fundida de aços ferríticos observados ao microscópio.

Constituinte	Código	Descrição
- Ferrita Primária	PF(G)	Veios de grãos poligonais associados com os contornos austeníticos prévios.
	PF(I)	Grãos de ferrita usualmente poligonais, localizados dentro dos grãos austeníticos prévios e mais 3 vezes maiores do que os grãos ou lâminas adjacentes de ferrita.
- Ferrita Acicular	AF	Grãos de ferrita pequenos e não alinhados localizados no interior dos grãos austeníticos prévios. Uma região de AF comumente inclui placas isoladas de grande razão de forma (relação entre o maior e o menor eixo).
- Ferrita com Segunda Fase Alinhada	FS(A)	Duas ou mais placas paralelas de ferrita. No caso de apenas duas placas, a razão de forma deve ser maior do que 4:1. Se o operador tiver segurança, este constituinte pode ser sub-classificado como placa lateral de ferrita, bainita superior ou inferior, FS(SP), FS(UB) ou FS(LB).
- Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada	FS(NA)	Ferrita envolvendo completamente ou (i) “microfases” aproximadamente equiaxiais ou distribuídas aleatoriamente ou (ii) lâminas isoladas de AF.
- Agregado Ferrita Carboneto	FC	Estruturas finas de ferrita e carboneto, incluindo ferrita com carbonetos “interfásicos” e perlita. Se o agregado é claramente identificado como perlita, ele deve ser designado como FC(P). Se o agregado for menor que as lâminas adjacentes dentro do grão austenítico prévio, ele deve ser desprezado.
- Martensita	M	Colônias de martensita maiores que as lâminas adjacentes de ferrita. Se o operador estiver seguro, o constituinte pode ser classificado como martensita laminar ou maclada, M(L) ou M(T).

Fonte: *MODENESI, Paulo J.* [39]

Um dos microconstituintes relevantes é a ferrita com segunda fase alinhada, onde podem ser identificados a ferrita de Widmanstätten (placa lateral) [FS(SP)], bainita [FS(B)], podendo ser superior [FS(UB)] ou inferior [FS(LB)]. Quando a segunda fase é desalinhada, ela circunda ripas isoladas de ferrita acicular ou microfases que são aproximadamente equiaxiais distribuídas aleatoriamente. [40]

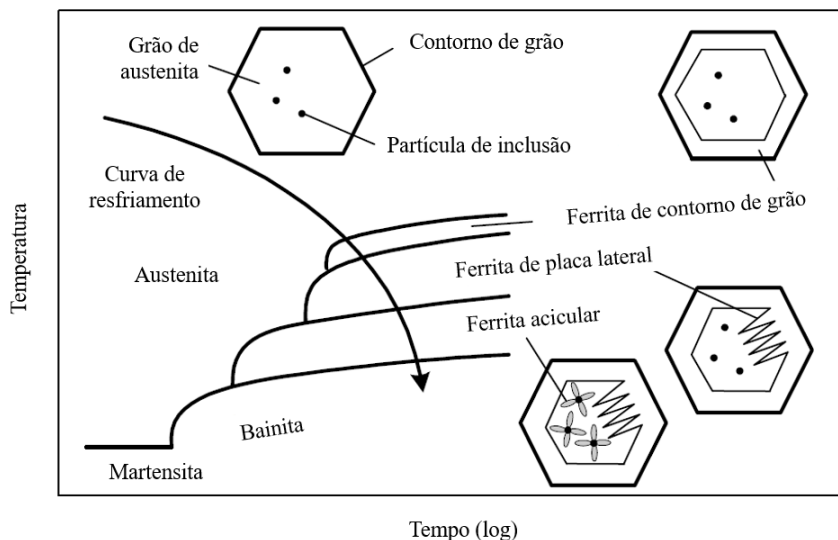
Especificamente na soldagem de aços com teor relevante de elementos de liga, pode ocorrer a formação de martensita em caso de elevadas taxas de resfriamento. Entretanto, a identificação inequívoca da bainita e da martensita em metais de solda é praticamente impossível por meio da microscopia ótica. [38,39]

A Figura 2 (KOU, 2003) ilustra a formação dos microconstituintes mais usuais em metais de solda. Os hexágonos representam a seção transversal de um grão colunar de

austenita, dentro do metal de solda. A ferrita de Widmanstätten é caracterizada por agulhas que crescem a partir do contorno de grão. Este microconstituente tendo efeito

negativo, porém moderado, para a tenacidade à fratura. Já a ferrita acicular é formada pelo crescimento radial de agulhas a partir de inclusões internas ao grão. A presença de vários sítios de iniciação causa restrição ao crescimento e o entrelaçamento das agulhas, cujo efeito final é o incremento da tenacidade. Tal efeito é tanto maior quanto mais aleatória for a disposição das agulhas e tanto menor for seu tamanho (bem como do próprio grão em si). [38]

Figura 2 - Diagrama de transformação associado ao metal de solda de aços de baixo carbono e baixa liga.



Fonte: KOU, S. (adaptado) [38]

Ao que é pertinente a mecânica da fratura, a relação entre os resultados dos ensaios de tenacidade e a microestrutura do material é essencial para compreender o comportamento mecânico dos metais. Curry & Knott (1978) propuseram uma análise estatística centrada no tamanho de grão e no diâmetro de carbonetos esferoidizados, visando entender o fenômeno de clivagem.

Seu estudo revelou que apenas uma quantidade limitada de partículas é propensa à iniciação da microtrinca de Griffith, desencadeando o processo de fratura. Notou-se que a clivagem tem início no maior carbeto observável, quando esta partícula está devidamente orientada e a tensão de tração local é elevada, conforme o modelo de Energia proposto por Griffith. [10, 36]

Em materiais de baixo teor de carbono, especialmente com estrutura refinada, observou-se uma correlação inversa entre tensão de clivagem e tamanho de grão ferrítico, indicando que quanto menor o grão, maior a tensão de clivagem. Essa correlação pode representar um mecanismo de otimização das propriedades mecânicas.

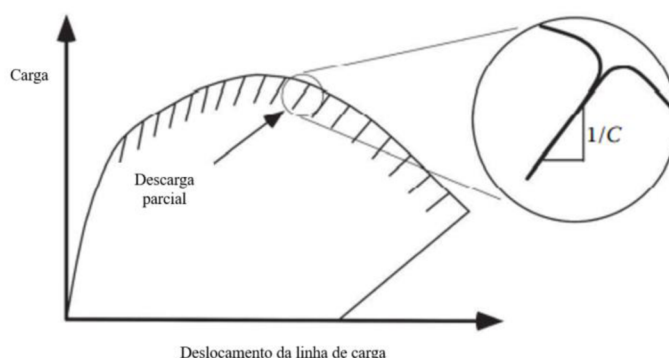
Resumidamente, o trabalho de Curry & Knott (1978) argumenta que tanto o tamanho de grão ferrítico quanto o diâmetro de carbonetos influenciam a tensão de ruptura por clivagem. Essa correlação é particularmente significativa em materiais de grão refinado e com baixo teor de carbono. No entanto, variações na composição química também impactam nos resultados, sugerindo que o tamanho de grão não é a única variável determinante no comportamento mecânico, especialmente na tenacidade à fratura. [10, 36]

2.5 Ensaios para obtenção da tenacidade à fratura - Curva JR

A curva de resistência JR, obtida a temperatura ambiente, representa toda a faixa de resistência à fratura do material, a qual inclui o embotamento e, eventualmente, o crescimento estável da trinca. Tais fenômenos ocorrem além da região de comportamento elástico do material e, portanto, faz-se necessário o emprego de um parâmetro da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica. O termo ‘Curva JR’ evidencia o emprego da Integral-J como parâmetro de tenacidade. Esta curva de resistência é importante nas atividades de projeto e avaliação de estruturas cujas condições ambientes e de carregamento possam causar fragilização.

O ensaio é especificado em normas como a ASTM E1820-20 [11]. O procedimento consiste no carregamento ascendente do espécimen, intercalado pelo descarregamento parcial em intervalos regulares, o que permite monitorar a variação de sua flexibilidade (em inglês: *compliance*). Esta, por sua vez, torna-se maior com o crescimento da trinca [11,35]. A Fig. 3 ilustra o procedimento de levantamento da curva JR.

Figura 3 - Método de avaliação da flexibilidade pelo descarregamento intermitente da amostra.



Fonte: ANDERSON, T.L., 2017 (adaptado) [35]

Apesar de envolver certa complexidade instrumental, em termos de *hardware* e *software* de ensaio, por outro lado a curva de resistência pode ser obtida por meio de um único espécimen. Além disso é possível estabelecer, sobre a curva JR, o ponto correspondente

ao monoparâmetro J_c , representativo da tenacidade à fratura do material. Tal parâmetro é empregado em abordagens conservativas, porém usuais, que não levam em consideração toda a capacidade plástica do material.

2.6 Ensaios de tenacidade para levantamento da Curva Mestra.

A metodologia da Curva Mestra (CM) foi desenvolvida com o objetivo de caracterizar a variação da tenacidade à fratura na região inferior da curva de transição dúctil-frágil do material, ou seja, em baixas temperaturas. A norma ASTM E1921-20 [12] regulamenta os procedimentos necessários.

O método, de sólida fundamentação empírico-estatística [10,12], toma por base a temperatura de referência T_0 , correspondente ao valor de tenacidade $K_{Jc} = 100 \text{ MPa} \sqrt{m}$ num corpo de prova padrão 1T (de espessura $B = 25 \text{ mm}$).

Os procedimentos de ensaio avaliam a integral J, portanto naturalmente englobam a capacidade plástica do material. Porém, para fins de projeto de estruturas, esses valores são convertidos num Fator de Intensidade de Tensões equivalente K_{Jc} , por meio da equação:

$$K_{Jc} = \sqrt{\frac{JE}{1-\nu^2}} \quad \text{para EPD (Estado Plano de Deformações)} \quad (1)$$

Na qual: E = módulo de elasticidade e ν = coeficiente de Poisson

O módulo de elasticidade empregado na Equação (1) deve corresponder à temperatura de ensaio. Caso não seja possível obter seu valor por meio de ensaio específico, a ASTM E1921 recomenda a seguinte equação:

$$E = 204 - \frac{T(^{\circ}C)}{16} \quad (2)$$

Os ensaios são planejados e conduzidos de forma a ocorrer predominância da clivagem no processo de fratura. Consequentemente os dados obtidos correspondem à condição mais crítica, ou seja, o desencadeamento da fratura a partir de uma partícula ou zona frágil presente na região logo adiante da ponta da trinca.

A equação que correlaciona a probabilidade cumulativa de falha p_f e a tenacidade à fratura equivalente K_{Jc} , pelo modelo de Weibull, é a seguinte [10,12,31-34]:

$$p_f = 1 - e^{-\left(\frac{K_{Jc} - K_{min}}{K_0 - K_{min}}\right)^{\kappa}} \quad (3)$$

Nesta equação, p_f representa a probabilidade de que um espécime, selecionado de forma aleatória na amostra, falhe antes ou especificamente ao atingir valor de K_{Jc} . Os três parâmetros que definem a curva de probabilidade acumulada:

κ = parâmetro de forma. A norma ASTM E1921, baseada em extensivos ensaios sobre aços estruturais, estabelece o valor $\kappa = 4$.

K_{min} = valor mínimo de tenacidade à fratura para a função densidade de probabilidade. A ASTM E1921 recomenda, para aços ferríticos com tensão de escoamento entre 275 e 825 MPa, o valor: $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{m}$.

K_0 = parâmetro de escala de Weibull, correspondente à tenacidade à fratura para $p_f = 63,2\%$, num corpo de prova 1T ($B = 25 \text{ mm}$). Ou seja, aplicando-se $p_f = 0,632$ na eq.(3), obtém-se $K_{Jc} = K_0$. A norma ASTM E1921 especifica a metodologia experimental de obtenção de K_0 , o que permite, em conjunto com os parâmetros $\kappa = 4$ e $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{m}$, a completa determinação da função probabilidade acumulada (equação 3).

É importante ressaltar que os aços estruturais, cuja microestrutura é prevalentemente ferrítica, apresentam funções probabilidade acumulada de falha similares [10,12, 34].

O parâmetro de escala K_0 é estimado a partir dos dados de tenacidade de um conjunto de corpos de prova, testados numa mesma temperatura, por meio da seguinte equação:

$$K_0 = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc(i)} - 20)^4}{r} \right]^{1/4} + 20 \text{ MPa}\sqrt{m} \quad (4)$$

Na qual: N = número de corpos de prova da amostra

r = número de corpos de prova cujos resultados não foram censurados

A temperatura de ensaio é estimada com base na curva de transição dúctil-frágil do material, obtida a partir de ensaios Charpy. A ASTM E1921 recomenda que a temperatura de ensaio seja determinada a partir da temperatura T_{28J} , ou alternativamente T_{41J} , (temperaturas correspondentes, respectivamente, às energias de impacto Charpy de 28 J e 41 J , sobre a curva de transição). Este procedimento costuma fornecer uma boa estimativa de temperatura para os ensaios de tenacidade à fratura, nos quais provavelmente haveria predominância (mas não a exclusividade) da clivagem. Porém a certificação de que tal condição tenha efetivamente ocorrido nos ensaios é obtida apenas na análise *post-mortem* das superfícies de fratura. Caso tal condição não se confirme, ou seja, as superfícies de fratura apresentem grande número de microcrateras, evidenciando a prevalência da fratura dúctil, então todos os dados devem ser descartados. Neste caso, novos ensaios devem ser realizados, em temperatura mais baixa.

Além disso, há um mecanismo de censura implícito na metodologia de obtenção do

parâmetro K_0 , decorrente de uma importante premissa, qual seja: mesmo que a integral J compreenda o efeito de plasticidade na ponta da trinca (desta forma representando melhor o comportamento do material em relação aos tradicionais ensaios da Mecânica da Fratura Linear Elástica), tal plasticidade deve permanecer restrita a uma região relativamente pequena. Por este motivo a norma ASTM E1921 estabelece um valor limite de tenacidade à fratura $K_{Jc(limite)}$, o qual, segundo o próprio texto da norma: ‘representa a capacidade máxima do espécimen testado’ (tradução livre do autor). Por meio deste parâmetro é aplicado o mecanismo de censura, o qual consiste no seguinte comando: [SE $K_{Jc} > K_{Jc(limite)}$ ENTÃO $K_{Jc} = K_{Jc(limite)}$].

Considera-se que uma Curva Mestra é suficientemente robusta, sob o ponto de vista estatístico, quando tenham sido obtidos ao menos 6 dados não censurados [10,12].

A ASTM E1921 recomenda a seguinte equação para o valor limite de tenacidade (obs.: este limite se aplica à Curva Mestra média):

$$K_{Jc(limite)} = \sqrt{\frac{E b_0 \sigma_{ys}}{30(1-\nu^2)}} \quad (5)$$

Na qual:

b_0 = comprimento do ligamento remanescente ($b_0 = W - a_0$), sendo W = largura do corpo de prova e a_0 = comprimento inicial da trinca.

σ_{ys} = tensão de escoamento do material.

O processo de fratura por clivagem é representado pelo modelo do elo mais fraco, segundo o qual a tenacidade é tanto menor quanto mais extensa for a ponta da trinca, pois, neste caso, há maior probabilidade de ocorrência de regiões ou partículas frágeis em suas cercanias. Esse modelo torna possível, portanto, estimar o efeito da espessura do corpo de prova sobre a tenacidade à fratura do material. Na prática são empregadas correlações entre os valores medidos de K_{Jc} , obtidos em corpos de prova de menor espessura, e os valores da geometria padrão 1T [10,12,34]. A norma ASTM E1921 recomenda a seguinte equação:

$$K_{Jc}(x) = 20 + [K_{Jc}(0) - 20] \left(\frac{B_0}{B_x} \right)^{1/4} \quad (6)$$

Na qual: B_0 = espessura do corpo de prova padrão 1T, B_x = espessura dos corpos de prova testados e $K_{Jc(0)}$ = tenacidade equivalente do corpo de prova testado [12].

Num resumo, caso as seguintes premissas tenham sido atendidas: *a)* as análises *post-mortem* comprovaram, sobre as superfícies de fratura, a predominância da clivagem, *b)* os dados de tenacidade foram corrigidos, caso tenham sido empregados corpos de prova de

menor espessura em relação ao padrão 1T e, por fim, c) a maior parte ou a totalidade dos dados de tenacidade passou incólume pelo mecanismo de censura; então o valor mediano de tenacidade da amostra, segundo a ASTM E1921, é obtido pela seguinte equação:

$$K_{Jc(med)} = 20 + 0,91(K_0 - 20) \left[MPa\sqrt{m} \right] \quad (7)$$

Esta equação (7) é obtida a partir da expressão de Weibull (equação 3), para uma probabilidade acumulada de falha de 50% ($p_f = 0,5$). Associa-se o termo ‘mediano’ ao parâmetro $K_{Jc(med)}$ porque a probabilidade acumulada $p_f = 0,5$ divide o intervalo amostrado em parcelas superior e inferior.

A temperatura de referência é obtida pela equação:

$$T_0 = T - \left(\frac{1}{0,019} \right) \ln \left(\frac{K_{Jc(med)} - 30}{70} \right) \left[^\circ C \right] \quad (8)$$

Na qual: T = temperatura de ensaio dos corpos de prova.

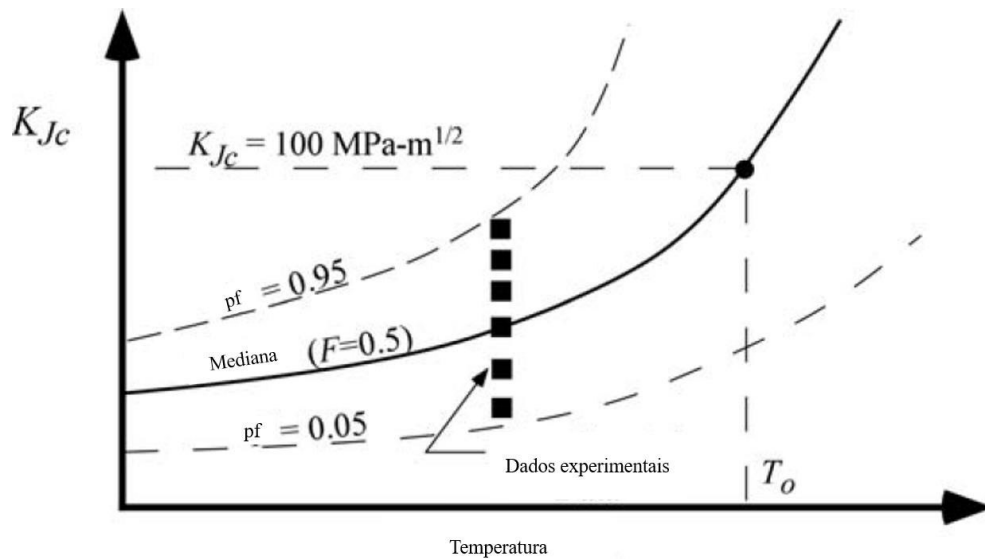
Por fim, a Curva Mestra mediana é traçada por meio da seguinte equação:

$$K_{Jc(med)} = 30 + 70e^{[0,019(T-T_0)]} \left[MPa\sqrt{m} \right] \quad (9)$$

Ressalta-se que o valor de $K_{Jc(med)}$ calculado pela eq. (7) representa o valor mediano de tenacidade obtida na amostra testada. Já a equação (9) permite traçar a Curva Mestra dentro de um intervalo de temperaturas.

A Figura 3 ilustra esquematicamente a CM de tenacidade à fratura para um determinado aço. Combinando as equações (3) e (9), é possível inferir, além da curva mediana correspondente à eq.(7), curvas limites de tenacidade. Na Fig. 4 foram traçadas as curvas correspondentes às probabilidades acumuladas de 5% e de 95%. Tal recurso permite uma abordagem pela ótica da confiabilidade. Por exemplo, tomando-se um ponto sobre a curva correspondente à $p_f = 5\%$ (limite inferior), ou seja $K_{Jc(5\%)}$. Tal valor de tenacidade, sob o ponto de vista de taxa de sobrevivência, tem o seguinte significado: há grande probabilidade de que 95% dos espécimes de uma amostra suficientemente grande, apresentem valor de tenacidade superior a $K_{Jc(5\%)}$.

Figura 4 - Exemplo de Curva Mestra mediana com limites correspondentes a p_f de 5% e de 95%.



Fonte: ANDERSON, T.L., 2017 [35]

A Fig. 4 torna evidente que a CM não representa toda a curva de transição dúctil-frágil em tenacidade à fratura, mas apenas sua parcela inferior. Na realidade a Curva Mestra apresenta maior nível de exatidão numa faixa de temperaturas em torno de T_0 . Caso determinada estrutura venha a operar numa temperatura relativamente distante da T_0 , ensaios nesta temperatura de interesse proporcionariam resultados mais confiáveis.

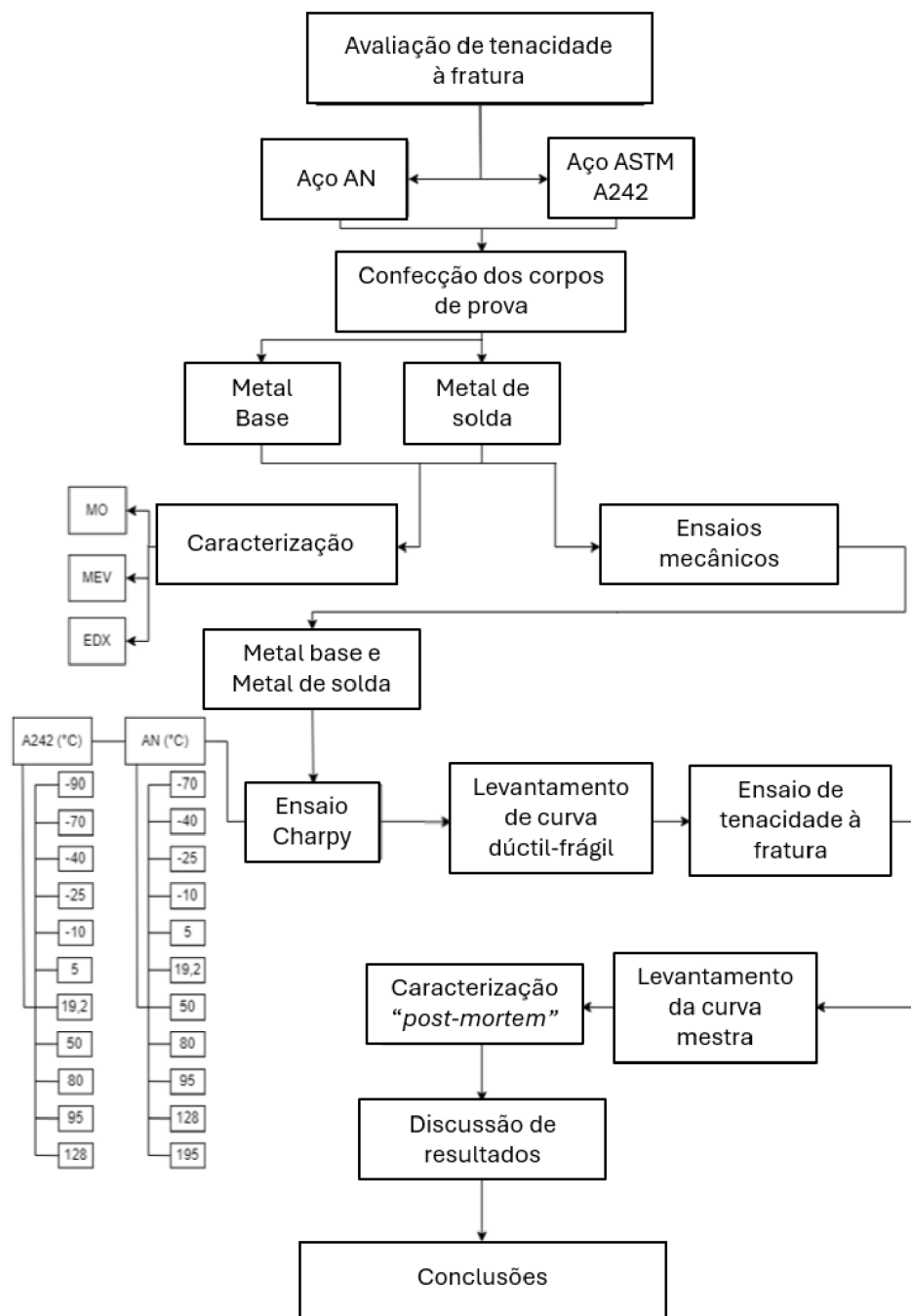
Por outro lado, a metodologia da Curva Mestra adota uma distribuição tripamétrica, na qual dois dos parâmetros necessários para determiná-la foram previamente definidos a partir de extensos dados experimentais. O valor $K_{Jc} = 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, ao qual está associada a temperatura de referência T_0 , é bastante representativo para o conjunto de aços estruturais, incluindo as ligas de elevada resistência mecânica. Em outras palavras, o intervalo de temperaturas em que a Curva Mestra apresenta maior exatidão, corresponde a uma faixa de grande interesse aos engenheiros de estruturas.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Esta seção apresenta uma breve descrição dos materiais e procedimentos adotados para a caracterização do comportamento à fratura.

3.1 FLUXOGRAMA METODOLÓGICO

Figura 5 - Fluxograma experimental



3.2 Materiais

Os dois materiais avaliados neste estudo são aços patináveis de alta resistência e baixa liga, quais sejam: a) ASTM A242, fornecido em chapas laminadas de $\sim 19\text{ mm}$ de espessura, e b) uma liga em desenvolvimento, aqui denominada AN (Aço Novo), fornecida em chapas laminadas de $13,3\text{ mm}$ de espessura.

Foram preparadas amostras soldadas, com o intuito de avaliar também as propriedades do metal de solda e da zona afetada pelo calor.

Os metais de adição correspondentes são os seguintes: a) AWSA5.18-2017 ER70S-6 para o aço ASTM A242 e b) AWSA5.282005(R2015)ER110S-1 para o AN.

3.3 Métodos

3.3.1.1 Processo de soldagem

A soldagem, por procedimento GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), foi realizada com uma fonte Lincoln Electric modelo Flextec 450 e um alimentador de arame modelo LF 33. O arame-eletrodo apresentava diâmetro de $1,2\text{ mm}$; tendo sido empregado um gás de proteção de teor 100% de CO_2 . O deslocamento da tocha foi efetuado por um trator com 2 graus de liberdade da marca BUG-O. Os principais parâmetros empregados são mostrados na Tab.3.

Tabela 3 - Parâmetros de soldagem.

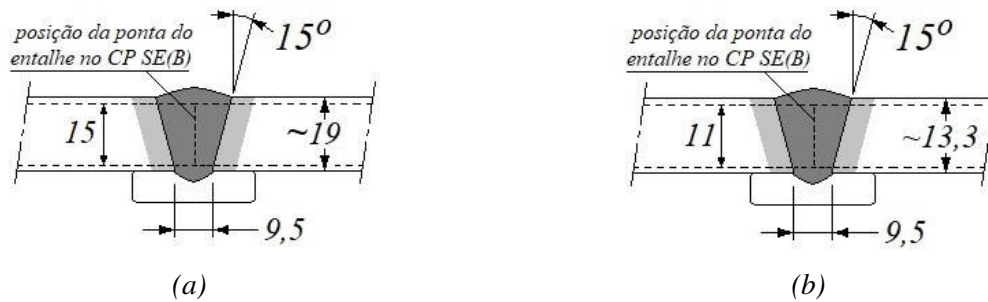
$V_{\text{alimentação}}$ (m/min)	V_{soldagem} (cm/min)	DBCP*	Vazão gás (l/min)	Tensão (V)	Corrente (A)	Aporte de calor (kJ/mm)
7	15	15	17	24,5	230	2,3

*DBCP - Distância do bico de contato à peça

A Figura 6 mostra os parâmetros geométricos empregados na preparação das juntas. Sobre os desenhos é mostrada, em linhas tracejadas, a espessura final dos corpos de prova de tenacidade, bem como a posição da ponta do entalhe, que traspassa todo o metal de solda, desde a face até a raiz. Como será explicado mais adiante, houve pequena alteração das dimensões dos corpos de prova para avaliação do metal de base, no caso NA.

Para produção dos corpos de prova, empregou-se uma serra fita para os cortes das chapas, enquanto os chanfros dos metais de solda foram realizados em retíficas. Subsequentemente, os corpos de prova foram submetidos a fresagem e, por fim, passaram pelo processo de usinagem de precisão.

Figura 6 - Desenhos com os parâmetros geométricos adotados na preparação ao processo de soldagem: a) junta sobre o aço ASTM A242 e b) junta sobre o AN.



3.3.2 Caracterização mecânica

Esta etapa consistiu na realização dos ensaios Charpy e de tenacidade à fratura. Os ensaios visaram determinar a variação das propriedades mecânicas em função da temperatura, bem como os mecanismos de fratura observados (dúcteis ou frágeis).

3.3.2.1 Ensaio Charpy

Os ensaios Charpy foram realizados de acordo com a norma ASTM E23-18 [14]. Os corpos de prova foram extraídos no centro da espessura da chapa, com a orientação transversal-longitudinal, conhecida como T-L.

As dimensões adotadas seguem o padrão Charpy tipo A, o qual tem 55 mm de comprimento e seção quadrada 10x10 mm. O entalhe central em V apresenta profundidade de 2 mm, ângulo entre faces de 45° e raio da raiz de 0,25 mm, conforme indicado na Figura 7. Para a realização dos ensaios foi utilizado um pêndulo da marca Tinius Olsen® modelo IT 406 (Fig. 8), pertencente ao Laboratório de Mecânica Offshore da Escola Politécnica da USP (LMO/PoliUSP). O mesmo procedimento foi adotado nos ensaios do metal base e do metal de solda.

Figura 7 - Geometria do corpo de prova Charpy.

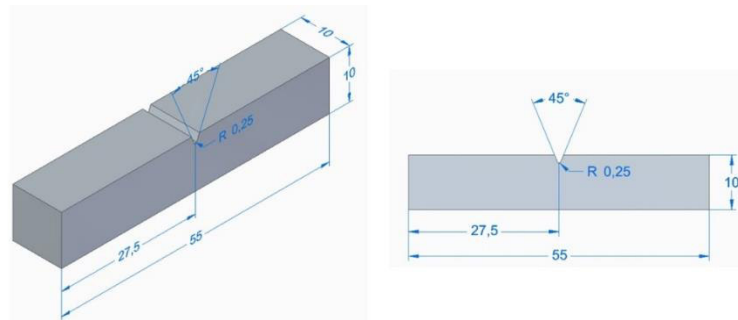


Figura 8 - Pêndulo de impacto utilizado no ensaio Charpy.



As curvas de energia ao impacto foram determinadas a partir de dois conjuntos contendo 33 corpos de prova, cada qual com entalhe central posicionado no interior, respectivamente, do metal de base e do metal de solda. Cada conjunto foi subdividido em 11 grupos de três amostras, os quais foram ensaiados em temperaturas diferentes, explicitadas na Tabela 4.

Tabela 4 - Temperaturas empregadas nos ensaios Charpy.

Temperatura (°C)											
ASTM A 242	-90	-70	-40	-25	-10	5	19,2	50	80	95	128
AN	-70	-40	-25	-10	5	19,2	50	80	95	128	195

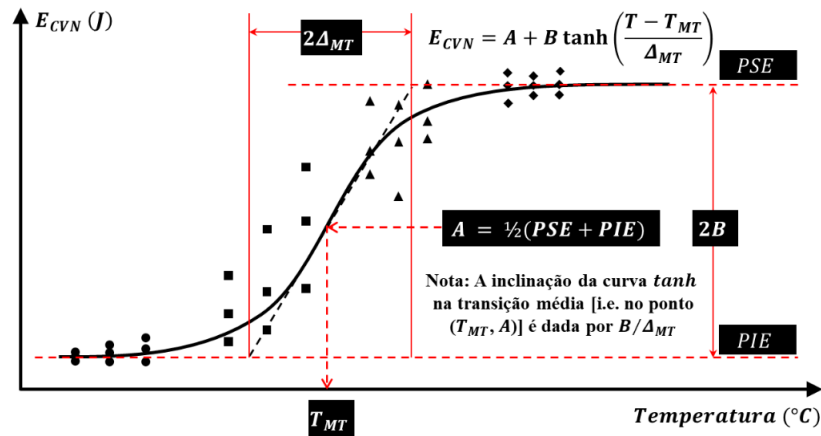
Para os testes em baixa temperatura, cada tríade de corpos de prova foi mergulhada em um reservatório contendo uma mistura de álcool absoluto e nitrogênio líquido, onde foram mantidos por um período aproximado de *15 min* antes do teste. Já para altas temperaturas, foi empregado um banho de óleo mineral em caixa térmica, com aquecimento sendo provido por um aquecedor elétrico, seguindo o mesmo critério de estabilização de temperatura. Em ambos os casos a temperatura foi monitorada por meio de termopar, com sua extremidade posicionada o mais próximo possível aos corpos de prova.

Apesar de aparentemente simples, o levantamento de uma curva de transição dúctil-frágil (curva-S) envolve uma fase inicial de tentativa e erro, necessária à determinação, mesmo que preliminar, dos platôs superior e inferior. Só então é possível distribuir, de forma relativamente equilibrada, as demais tríades de corpos de prova, atribuindo a cada qual uma temperatura de ensaio. O procedimento mais comum é começar os ensaios com um ou dois

espécimes em temperaturas previamente consideradas próximas aos platôs. Em sequência mais um ou dois espécimes são ensaiados em temperatura mais extrema. Compara-se então os resultados, avaliando as diferenças entre valores obtidos. Caso haja convergência de resultados, há indício de que o respectivo platô já foi atingido. Mais alguns corpos de prova são então testados, num laço contínuo de refinamento dos resultados. Da mesma forma, mesmo após determinados os platôs, a atribuição da temperatura mais adequada a uma nova tríade de corpos de prova implica na avaliação do conjunto de dados obtidos até aquele momento. Portanto a curva de transição dúctil-frágil é traçada ‘ao longo’ dos ensaios, e não ‘após’ estes. Eis o motivo pelo qual as temperaturas dispostas na Tab. 1 não são igualmente espaçadas.

Para traçar a curva-S que representa a transição dúctil-frágil foi empregada abordagem de Erickson Kirk et al. [15], a qual consiste na interpolação de uma função tangente hiperbólica, cujos parâmetros são mostrados na Fig. 9.

Figura 9 - curva tangente hiperbólica que representa a transição dúctil-frágil segundo o modelo de Erickson Kirk et al.



Fonte: BARBOSA, 2019. [10]

As equações associadas são as seguintes:

$$E_{cvm} = A + B \tanh\left(\frac{T - T_{MT}}{\Delta_{MT}}\right) \quad (1)$$

$$E_{cvm} = \frac{(PSE + PIE)}{2} + \frac{(PSE - PIE)}{2} \tanh\left(\frac{T - T_{MT}}{\Delta_{MT}}\right) \quad (2)$$

Nas quais:

E_{CVN} = energia de impacto associada a um ponto sobre a curva interpolada [J]

T = temperatura associada a um ponto sobre a curva interpolada [°C]

PSE = platô superior de energia [J]

PIE = platô inferior de energia [J]

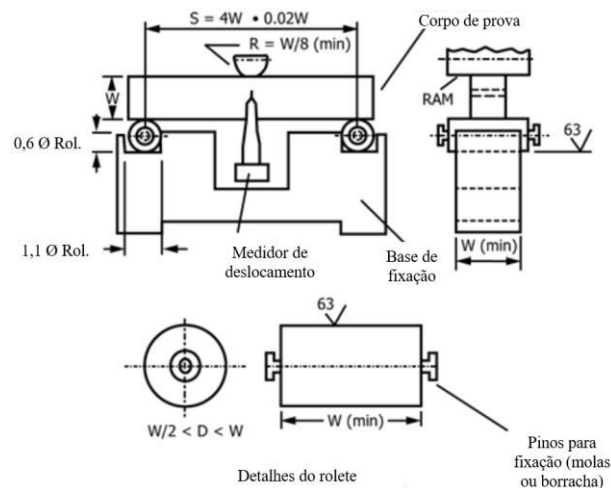
$2\Delta_{MT}$ = intervalo de temperaturas na transição

T_{MT} = ponto central do intervalo de temperaturas na transição, também conhecida por temperatura de transição dúctil-frágil.

3.3.2.2 Planejamento dos ensaios de tenacidade à fratura

Os ensaios de tenacidade a fratura foram realizados em corpos de prova de geometria *Single Edge Bending* – SE(B) – extraídos na orientação T-L, com relação $a/W \cong 0,5$ (trinca profunda). Todos os demais parâmetros de teste, por exemplo, a distância entre apoios e diâmetro dos roletes de apoio, seguiram as orientações da norma ASTM E1820-20 [11]. O aparato utilizado no teste é mostrado na Fig. 10.

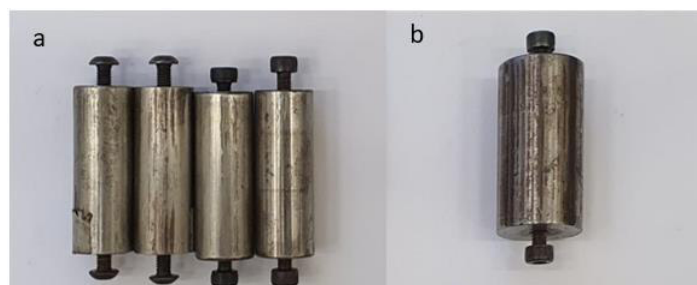
Figura 10 - Desenho esquemático do aparato utilizado no ensaio de três pontos.



Fonte: ASTM 1820-20 (adaptado) [11]

A Figura 11 mostra imagens dos roletes empregados no teste, bem como um corpo de prova sobre o dispositivo.

Figura 11 - Roletes definidos para o ensaio sendo (a) o par de roletes de apoio ($\varnothing = 15$ mm) e (b) o rolete cursor ($\varnothing = 21$ mm) (c) fixação do corpo de prova.





Fonte: próprio autor

Devido à diferença de espessura das chapas de matéria prima (de espessura $t = 19 \text{ mm}$ no aço A242 e $13,3 \text{ mm}$ no AN) os corpos de prova apresentaram dimensões diferentes. A ASTM E1921-19 [12], estabelece uma geometria SE(B) cujos parâmetros são múltiplos da espessura B ($W = 2B$ e $S = 4W$, sendo S a distância entre os roletes de apoio). Além disso, os corpos de prova soldados sobre o AN apresentaram pequena distorção angular e, portanto, foi necessário diminuir sua espessura. Apesar das placas soldadas do caso A242 também terem sofrido distorção angular, havia material suficiente para que fosse mantida a geometria original, ou seja, idêntica àquela do metal de base correspondente.

A geometria das amostras de avaliação do metal de base é mostrada nas Figs. 12 e 13. A versão modificada, para avaliação do metal de solda do NA, é apresentada na Fig. 14.

Como já mencionado, nos corpos de prova para avaliação do metal de solda, o entalhe foi disposto de forma que sua extremidade atravessasse toda a junta, desde a face até a raiz. Desta forma é possível são amostradas as diferentes microestruturas geradas pela deposição dos cordões.

Figura 12 - Geometria do corpo de prova para o aço NA, metal base.

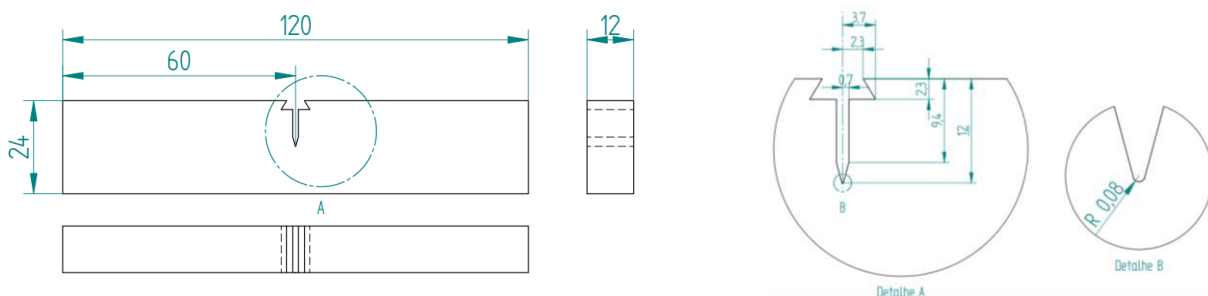


Figura 13 - Geometria do corpo de prova para o ASTM A242, metal base.

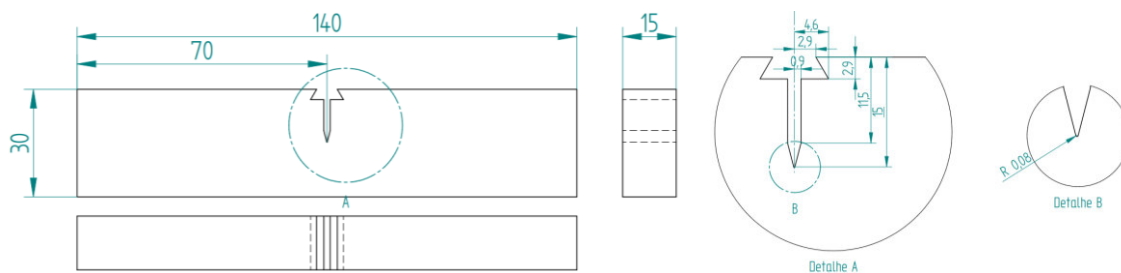
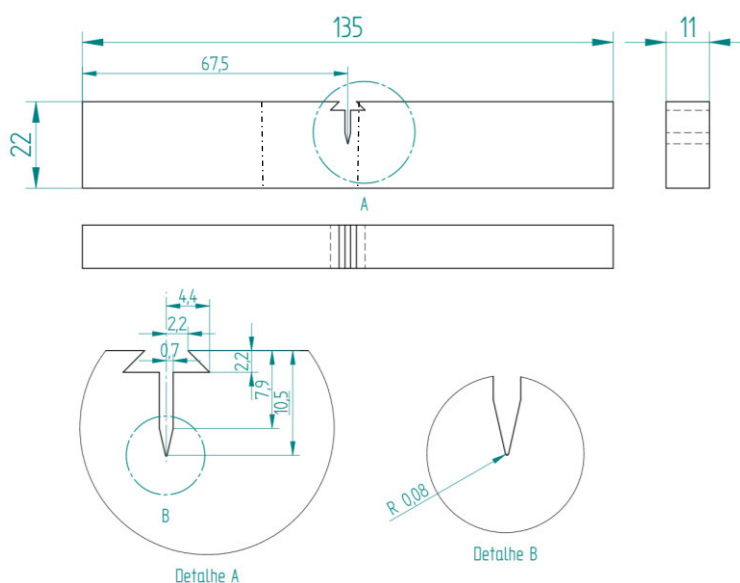


Figura 14 - Geometria do corpo de prova para o aço AN, metal de solda.



Fonte: Próprio autor.

Os corpos de prova foram usinados por fresagem e as faces laterais foram retificadas. Os entalhes foram usinados por eletroerosão a fio.

O próximo passo consistiu na nucleação da pré-trinca por fadiga. O procedimento é realizado à temperatura ambiente (20°C), empregando a carga e a frequência recomendadas pela norma [11,12].

Em sequência foi iniciada a preparação dos ensaios de tenacidade em baixa temperatura. Para tal é necessário definir previamente a temperatura de ensaio. Como anteriormente mencionado, a ASTM E1921 recomenda o uso de uma equação de correlação entre a temperatura a ser empregada no ensaio e a temperatura associada à energia de impacto (teste Charpy) de 28 J (ou, alternativamente, de 41 J). Esse foi um dos objetivos atribuídos ao levantamento das curvas de transição dúctil-frágil, por meio de ensaios Charpy, do metal de base e do metal de solda, curvas essas reportadas no presente trabalho. A equação de

correlação é a seguinte

$$T = T_{CVN} + C \quad (3)$$

Na qual:

T_{CVN} = temperatura associada à energia Charpy de 28 J ou 41 J

C = constante retirada da Tabela 5

Tabela 5 - Constantes para estimativa inicial da temperatura de ensaio de tenacidade à fratura.

Tamanho do corpo de prova (nT)	Constante C (°C)	
	28 J	41 J
0.4 ^A	-32	-38
0.5	-28	-34
1	-18	-24
2	-8	-14
3	-1	-7
4	2	-4

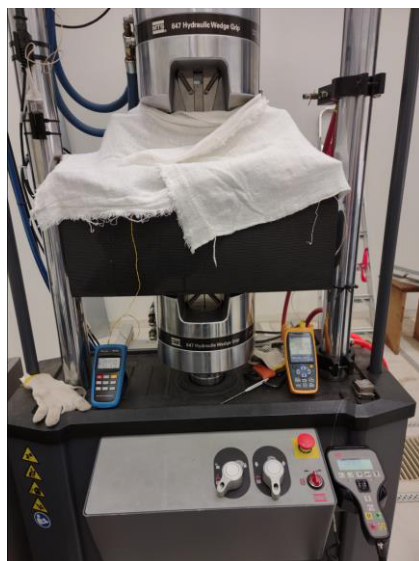
^APara corpos de prova Charpy pré-trincados, utilize $C = -50^{\circ}\text{C}$ ou -56°C .

Fonte: ASTM 1921-20 (adaptado) [12]

Após definida a temperatura de ensaio, os dispositivos necessários à realização dos testes de fratura foram instalados. Como já mencionado, estes ensaios foram realizados no Laboratório de Mecânica *Off-shore* da Escola Politécnica da USP (LMO/PoliUSP). Foi empregada uma máquina servohidráulica MTS de 20 kN de capacidade.

A Figura 15 mostra a máquina de ensaio, sobre a qual foi instalada uma cuba, responsável por conter a mistura de álcool etílico absoluto e nitrogênio líquido. A regulação da temperatura, monitorada por termopares, é efetuada pela adição gradual do nitrogênio ao álcool. No fundo da cuba é instalada a coluna de suporte do rolete cursor, responsável pela aplicação da carga durante o ensaio.

Figura 15 – Imagem da cuba de ensaio, registrada durante período de estabilização do banho.



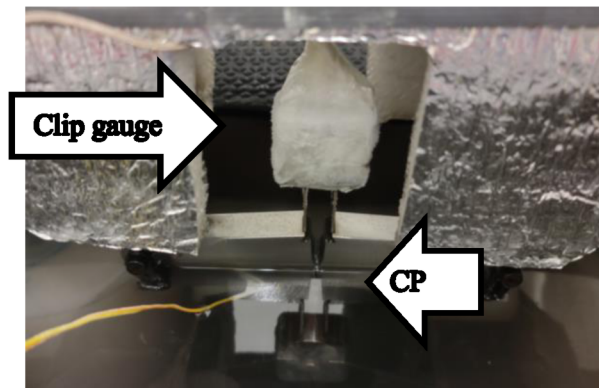
Fonte: Próprio autor.

As amostras foram mergulhadas no banho e lá mantidas por cerca de 30 minutos. Então, de forma sequencial, cada corpo de prova foi instalado no dispositivo de ensaio, sendo alojado sobre o espécimen o sensor de deslocamento (*clip-gauge*), responsável por gerar o sinal CMOD (*Crack-Mouth-Opening-Displacement*). Tal operação demandou a retirada do corpo de prova do banho por breve período. Portanto, terminado o procedimento de instalação no dispositivo, o corpo de prova era novamente mergulhado no banho, lá permanecendo por cerca de 20 minutos, antes da realização do teste.

3.3.2.3 Determinação das curvas *P-CMOD*

A tenacidade à fratura J_c é calculada com base na curva *P-CMOD* (carga *vs.* abertura da boca da trinca). Durante o ensaio o carregamento é aplicado por atuador servohidráulico, de forma monotônica ascendente até a ruptura, sendo monitorada por célula de carga da própria máquina. Já o sinal CMOD, como já mencionado, é fornecido por um sensor acoplado ao corpo de prova. A Figura 16 mostra um espécime já rompido, mas ainda sobre o dispositivo. Cabe aqui explicar que usualmente o corpo de prova não se rompe completamente, restando ainda unida uma pequena parcela do ligamento remanescente. Por esse motivo o corpo de prova ainda permanece montado sobre o dispositivo, mesmo após o colapso.

Figura 16 – Imagem do corpo de prova já testado, antes de ser retirado da máquina.



Fonte: Próprio autor.

3.3.3 Caracterização microestrutural e morfológica

3.3.3.1 Microscopia óptica

Todas as imagens de microscopia óptica neste trabalho foram obtidas em parceria com o laboratório de metalografia da Universidade Federal do Rio Grande. O microscópio óptico utilizado foi um Olympus modelo GX51.

3.3.3.2 Microscopia eletrônica de varredura

As sessões de microscopia eletrônica de varredura foram realizadas junto ao CEME-Sul da Universidade Federal do Rio Grande. Foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura Jeol, modelo JSM-6610LV, utilizando uma tensão de 15 kV durante as sessões.

4 Resultados e discussão

A descrição dos resultados é iniciada pelas caracterizações microestruturais. Cabe salientar que, por este trabalho estar lidando com um aço em desenvolvimento, alguns ensaios são mais bem detalhados no AN. Por outro lado, algumas informações não podem ser divulgadas, como por exemplo a composição química do AN.

4.1 Carbono equivalente

A Tabela 6 mostra as equações utilizadas e o percentual de carbono equivalente (C_{eq}) dos respectivos metais base analisados.

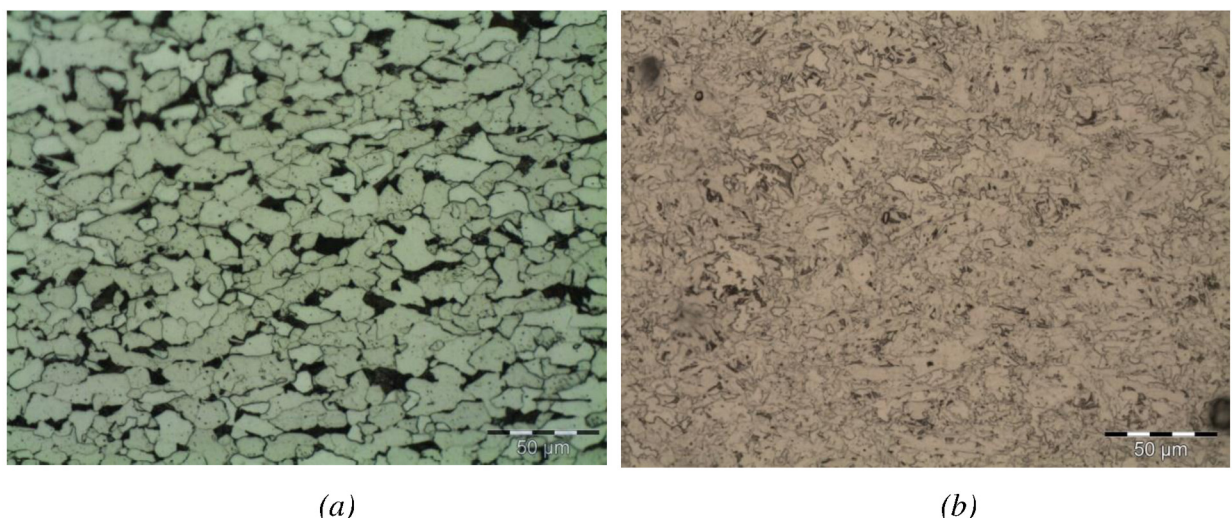
Tabela 6 – Carbono equivalente dos metais de base avaliados

Norma/autor	Equação	Carbono Equivalente	
		ASTM A242	AN
EN10025 (IIW)	$C_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$	~ 0,34%	~ 0,38%
Graville	$C_{Grav} = C + \frac{Mn + Si}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$	~ 0,34%	~ 0,46%

4.2 Microestrutura

A Figura 17 mostra imagens da microestrutura de ambos os metais base, obtidas por microscopia óptica.

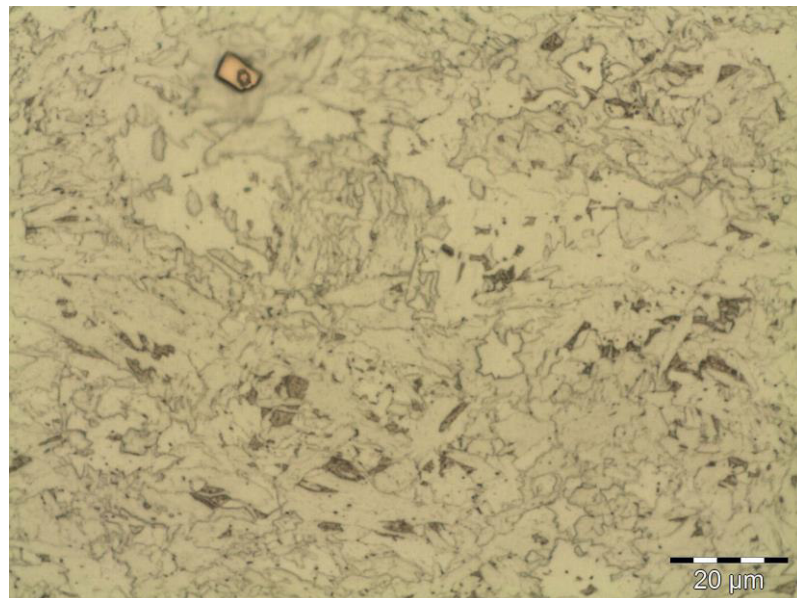
Figura 17 – Microestrutura dos aços analisados: a) ASTM A242 (Nital 4%) e b) AN (Marshall A).



Ambos os materiais apresentam uma matriz ferrítica, com o ASTM A242 contendo teor de perlita e granulação consideravelmente mais grosseira em relação ao AN. Também é

observado, no A242, certo nível de equiaxialidade entre os grãos. Tal microestrutura é típica nos aços estruturais convencionais. Já o AN apresenta grãos consideravelmente finos, porém com morfologia complexa e assimétrica, com grande variação de tamanho. A imagem da Fig.16(b) também revela leve alongamento de grãos no sentido longitudinal. Além disso foram observadas regiões de maior sensibilidade ao reagente de revelação da estrutura, o que pode ter sido ocasionado pela heterogeneidade microestrutural. Por fim, além da variabilidade da forma e tamanho dos grãos, foi constatada a presença de grande número de inclusões. A Figura 18 mostra uma visão ampliada da microestrutura do AN, na qual se destaca uma partícula de tonalidade dourada, de contorno aproximadamente retangular.

Figura 18 - Microscopia ótica - aço AN



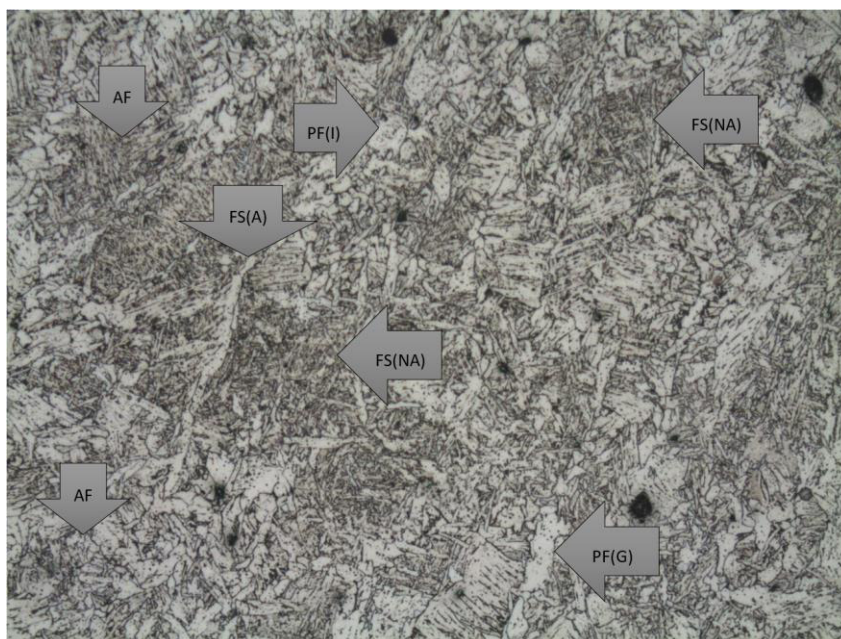
Para a análise da microestrutura do metal de solda foi utilizada a conceituação segundo Modenesi et al., 2012. Contudo os constituintes são, em geral, de difícil identificação por microscopia ótica. Além disso a literatura contém diferenças de terminologia. Por este motivo o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) desenvolveu um sistema de classificação para os principais microconstituintes de metais de solda, os quais são listados na Tabela 5. Feita esta primeira análise visual, normalmente, em estudos que envolvem a correlação entre a microestrutura e as propriedades do metal de solda, é necessário realizar metalografia quantitativa no metal de solda, determinando-se a fração ou predominância de seus diferentes constituintes.

4.2.1 Metal de solda resultante de ASTM A242 + E70

A Figura 19 mostra imagem ampliada da superfície do metal de solda após ataque. Esta região compreende o metal depositado que não foi afetado por passes posteriores, ou seja, em seu estado bruto de fusão. A estrutura apresenta forma dendrítica e a granulação, em relação o metal de base, é mais grosseira. O crescimento de grão é resultado do ciclo térmico. Elevado aporte de calor e baixa taxa de resfriamento formam um cenário propício ao crescimento dos grãos, devido ao tempo disponível para a formação dos mesmos [38]. Portanto o fenômeno não se restringe ao metal de solda, mas também à região afetada pelo calor.

As microestruturas observadas foram as seguintes: ferrita acicular [AF], de segunda fase alinhada [FS(A)], segunda fase não alinhada [FS(NA)], ferrita intragranular poligonal [PF(I)], ferrita de contorno de grão [PF(G)].

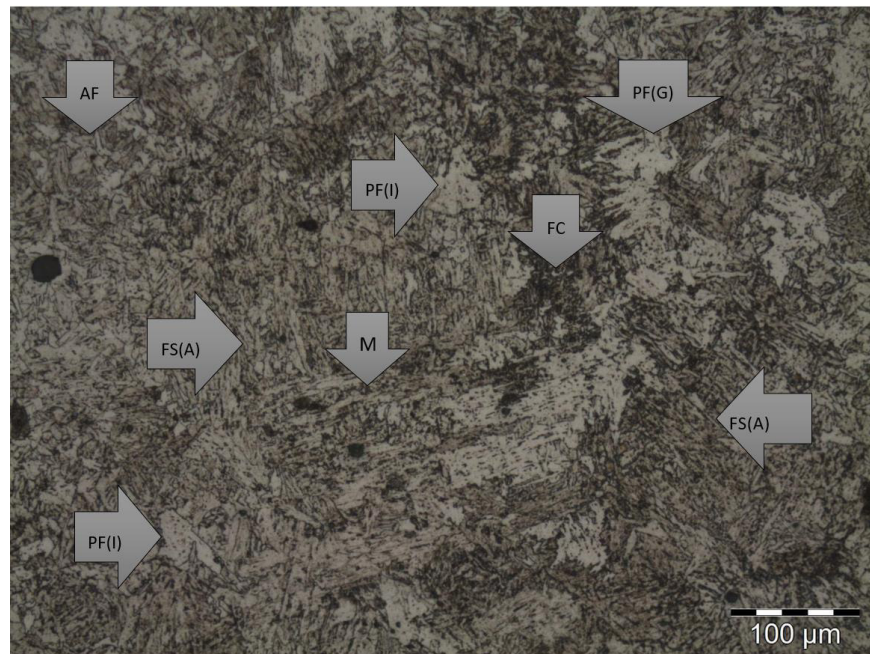
Figura 19 - Microestrutura da região central de amostra do metal de solda 'ASTM A242 + E70 (fator de amplificação: 200x)



4.2.2 Metal de solda resultante de AN + E110

A Figura 20 mostra a microestrutura obtida neste caso. Sobre a imagem estão indicadas as regiões de ferrita acicular [AF], de segunda fase alinhada [FS(A)], ferrita intragranular poligonal [PF(I)], ferrita de contorno de grão [PF(G)], agregado ferrita carbono [FC] e, aparentemente, martensita [M].

Figura 20 - Microestrutura da região central de amostra do metal de solda ‘AN + E110’



4.2.3 Efeito do processo de soldagem na microestrutura do metal de solda

Segundo Kou (2003), a temperatura aplicada no processo de soldagem e o processo de solidificação do material estão intrinsecamente relacionados. O autor cita trabalho anterior, de Savage et al., os quais desenvolveram uma correlação entre corrente aplicada no processo, velocidade de avanço da fonte de calor e microestrutura apresentada pelo material. Tal correlação é resumida na Tab. 7.

Tabela 7 - Relação dos parâmetros de soldagem com a morfologia de grão (Kou, 2003).

	Corrente		
<i>Vel.av. [mm/s]</i>	150 A	300 A	450 A
0,85	Celular	Celular dendrítico	Celular dendrítico grosseiro
1,69	Celular	Celular dendrítico refinado	Celular dendrítico grosseiro
3,39	Celular refinado	Celular – pequenas mordeduras	Mordedura severa*
6,77	Celular muito refinado	Celular – mordeduras*	Mordedura severa*

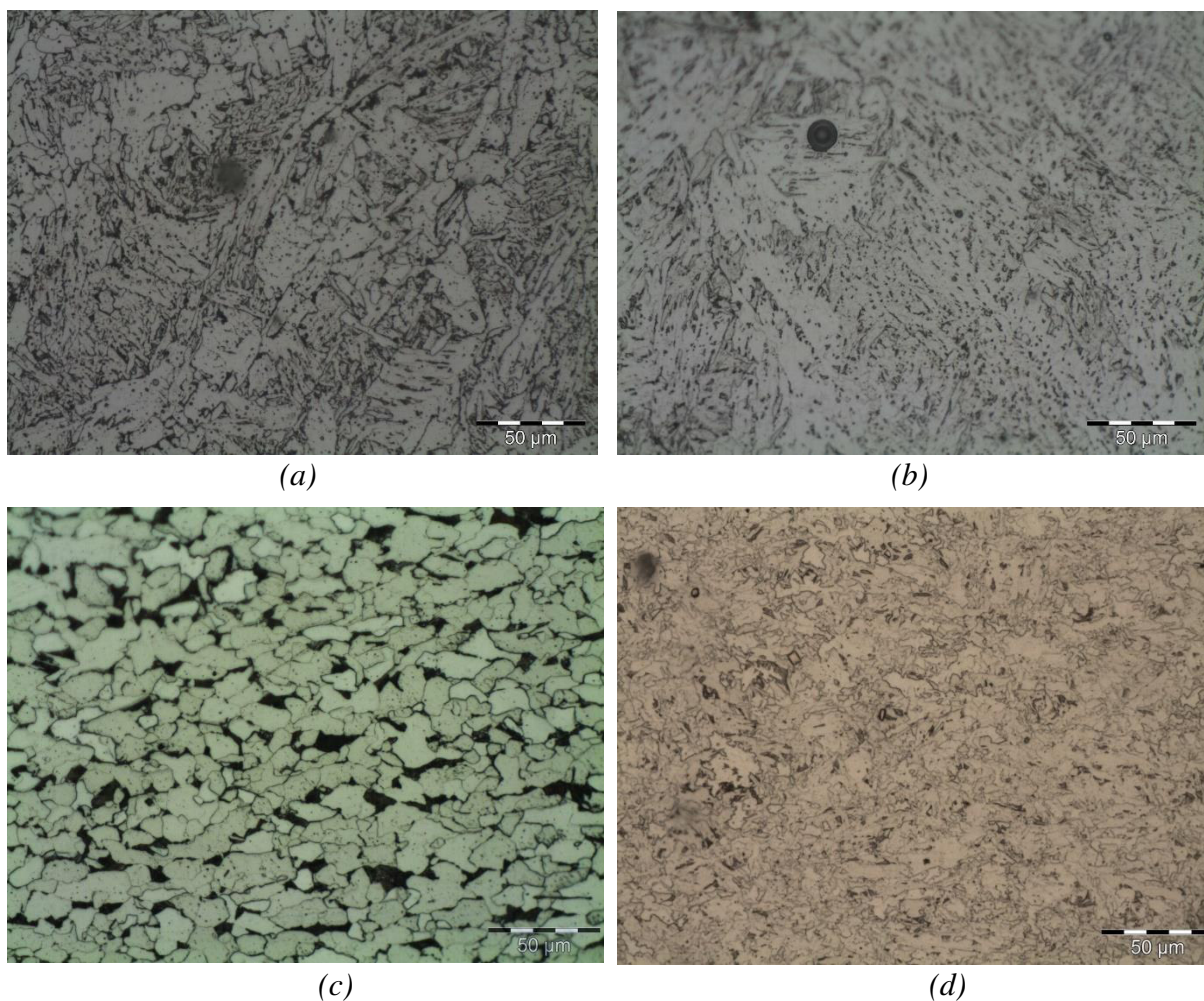
Tendo sido empregada, no processo de soldagem, uma velocidade de alimentação de 7 m/min e uma corrente média de ~230 A, a morfologia resultante estaria posicionada entre os campos “celular muito refinado” e “celular – mordeduras”. Ao compararmos ambos os metais de solda com os metais base, observamos que os grãos no material são significativamente mais refinados do que os do ASTM A242, apresentando uma

granulometria próxima à do AN. As imagens ampliadas em 500x dos dois metais de solda podem ser visualizadas na figura 21 (a) e (b).

A microestrutura dos metais de solda em comparação com os metais base revela um notável refinamento nos grãos do material soldado, aproximando-se da granulometria observada no AN. A inspeção das imagens ampliadas dos metais de solda, apresentadas nas figuras 21 (a) e (b) em 500x, bem como as microestruturas dos metais base (c) e (d), destaca a influência direta do processo de soldagem na morfologia dos grãos.

A comparação entre as imagens (a) e (c) revela uma diferença significativa no tamanho de grão entre o Metal de Solda e o metal de base ASTM A242, evidenciando grãos mais refinados no primeiro. Já a comparação entre (b) e (d) indica uma granulometria mais refinada no metal base em relação ao seu metal de solda correspondente.

Figura 21 - Microestrutura dos aços analisados: a) ER70S -6 (Nital 4%); b) ER110S-1 (Nital 4%); c) ASTM A242 (Nital 4%) e d) AN (Marshall A).



A ligação entre os resultados obtidos nos ensaios de tenacidades e a microestrutura do

material pode ser entendida a partir da proposta de Curry & Knott (1978), a qual se baseia numa análise estatística, focada no tamanho de grão e no diâmetro de carbonetos esferoidizados, visando compreender o fenômeno de clivagem. O estudo revelou que apenas uma quantidade limitada de partículas é propensa à iniciação da microtrinca de Griffith, a partir da qual se desencadeia o processo de fratura. Em seu trabalho, os autores observaram que a clivagem tem início no maior carbeto observável, quando esta partícula está devidamente orientada e a tensão de tração local é suficientemente elevada, situação que corresponde ao modelo de Energia proposto por Griffith [10, 36]. No caso de materiais de baixo teor de carbono, especialmente quando estes apresentam estrutura refinada, foi constatada uma correlação inversa entre tensão de clivagem e tamanho de grão ferrítico, ou seja: quanto menor o grão, tanto maior a tensão de clivagem. Tal correlação consequentemente representa um possível mecanismo de otimização de propriedades mecânicas [10, 36].

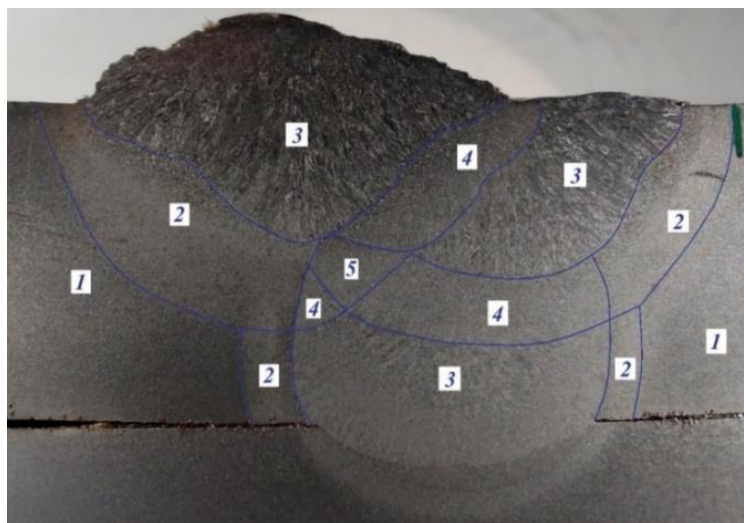
Num resumo, ao considerar a morfologia dos materiais na tenacidade à fratura, o trabalho de Curry & Knott (1978) argumenta que tanto o tamanho de grão ferrítico quanto o diâmetro de carbonetos influenciam a tensão de ruptura por clivagem. A correlação entre o tamanho de grão ferrítico e a tensão é particularmente notória em materiais de grão refinado e com baixo teor de carbono. Não obstante, variações na composição química também exercem impacto nos resultados, sinalizando que o tamanho de grão, embora substancial, não constitui a única variável determinante no comportamento mecânico desses materiais, especialmente no contexto da tenacidade à fratura [10, 36].

4.3 Microdureza

4.3.1 Junta soldada do aço novo (AN+ER110)

O ensaio para a junta soldada “AN+ER110S” compreendeu 1008 pontos de medição, distribuídos de forma equidistante, com espaçamento de 0,5 mm. A região ensaiada, cujo mosaico é apresentado com linhas de contorno na Figura 22, inclui tanto a parte interna como as regiões próximas à superfície da chapa.

Figura 22 - Regiões de análise de microdureza do metal de solda ‘AN+ER110’.



Os números dispostos sobre as diferentes regiões da junta têm o seguinte significado:

região 1: metal de base (MB).

região 2: zona afetada pelo calor no metal de base (ZAC/MB).

região 3: metal de solda inalterado, ou seja, com estrutura bruta de fusão (MS).

região 4: zona afetada pelo calor imposto pelo passe subsequente, sobre o metal de solda (ZAC/MS).

região 5: material da região 4, que foi novamente afetada por passe de solda posterior (ZAC²).

A Tabela 8 mostra a média e o desvio padrão dos resultados obtidos para cada região, bem como uma estimativa da resistência mecânica, calculada a partir do valor médio de dureza.

Tabela 8 - Quadro resumo dos valores de dureza Vickers (HV0,3) – Junta AN+ER110S

<i>Área</i>	<i>Dureza Média (HV)</i>	<i>S_{ut} estimado (MPa)</i>	<i>DP (HV)</i>
1 - Metal Base (MB)	288,6	930	30,5
2 – ZAC/MB	237,6	770	26,6
3 - Metal de Solda (MS)	213, 2	690	28,3
4 – ZAC/MS	203,3	660	19,8
5 – ZAC²	194,5	630	17,3

Constatou-se grande amplitude na faixa de valores de dureza, a qual se estendeu desde ~131 HV até ~566 HV. Ou seja, o valor máximo de dureza é aproximadamente 4,3 vezes maior que o valor mínimo.

Analisando especificamente o metal de base, observou-se certa tendência à maior dureza nas regiões próximas às superfícies. Contudo alguns pontos nestas mesmas regiões

forneceram valores relativamente baixos. Consequentemente é razoável considerar que tal variabilidade de dureza é fruto da miscelânea de constituintes, a qual compreende desde grãos ferríticos até inclusões não metálicas muito duras. Portanto o encruamento gerado pelo processo de laminação não parece ser o principal responsável pela dureza média ligeiramente maior nas regiões próximas à superfície.

Quanto ao metal de solda, este compreendeu tanto o maior quanto o menor valor de dureza do conjunto de dados, o que indica extrema variabilidade de microconstituintes. Por outro lado, desconsiderando a região ZAC/MB neste momento, a Tab.8 revela uma escala descendente dos valores médios de dureza entre metal de base e metal de solda. Na tentativa de explicar esse comportamento, as seguintes hipóteses foram levantadas:

- Região 1 → metal de base: valor máximo de dureza média (~289 HV)
Hipótese: isto se deve ao fato de o AN apresentar elevada resistência mecânica, em decorrência de sua composição química e do processo controlado de laminação.
- Região 3 → metal de solda no estado bruto de fusão: dureza média de ~213 HV
Hipótese: o metal de adição ER110 também apresenta elementos de liga, mas em menor proporção do que o MB. Além disso, além de apresentar grãos dendríticos grosseiros, a região é composta por amplo conjunto de microconstituintes. Tais fatores naturalmente conduzem a uma não correspondência de propriedades entre MB e MS (em inglês, esta condição é chamada ‘*undermatch*’).
- Região 4 → ZAC dentro do metal de solda: dureza média de ~203 HV
Hipótese: o calor imposto por passe posterior de solda ativa o processo de difusão e causa recristalização.
- Região 5 → ZAC²: dureza média de ~195 HV
Hipótese: repetem-se os processos que causaram atenuação da dureza da região 4.

Por fim, quanto à queda de dureza nas regiões de ZAC, as alterações advindas do crescimento de grão na região adjacente à linha de fusão, bem como a difusão, são bastante conhecidas. Cabe destacar que o procedimento de soldagem, no caso em questão, gerou aporte de calor relativamente elevado. Além disso, a presença considerável de elementos de liga no metal de base pode ter sido um fator intensificador do processo de difusão.

4.3.2 Junta soldada do aço A242 (A242+ER70S)

O ensaio da junta soldada “A242+ER70S” compreendeu 225 pontos de medição,

distribuídos de forma equidistante, com espaçamento de 1 mm . A região de ensaio é semelhante ao caso “AN+ER110S”. A Tabela 9 mostra a média dos resultados obtidos para cada região, sendo que na junta, houve uma grande amplitude na faixa de valores obtidos, variando de 95 HV até 204 HV.

Tabela 9 - Quadro resumo dos valores de dureza Vickers (HV0,3) – Junta A242+ER70S.

<i>Área</i>	<i>Dureza Média (HV)</i>	<i>S_{ut} estimado (MPa)</i>	<i>DP (HV)</i>
<i>Metal de Base</i>	<i>188,6</i>	<i>621</i>	<i>10,5</i>
<i>Metal de Solda</i>	<i>177,8</i>	<i>569</i>	<i>11,5</i>

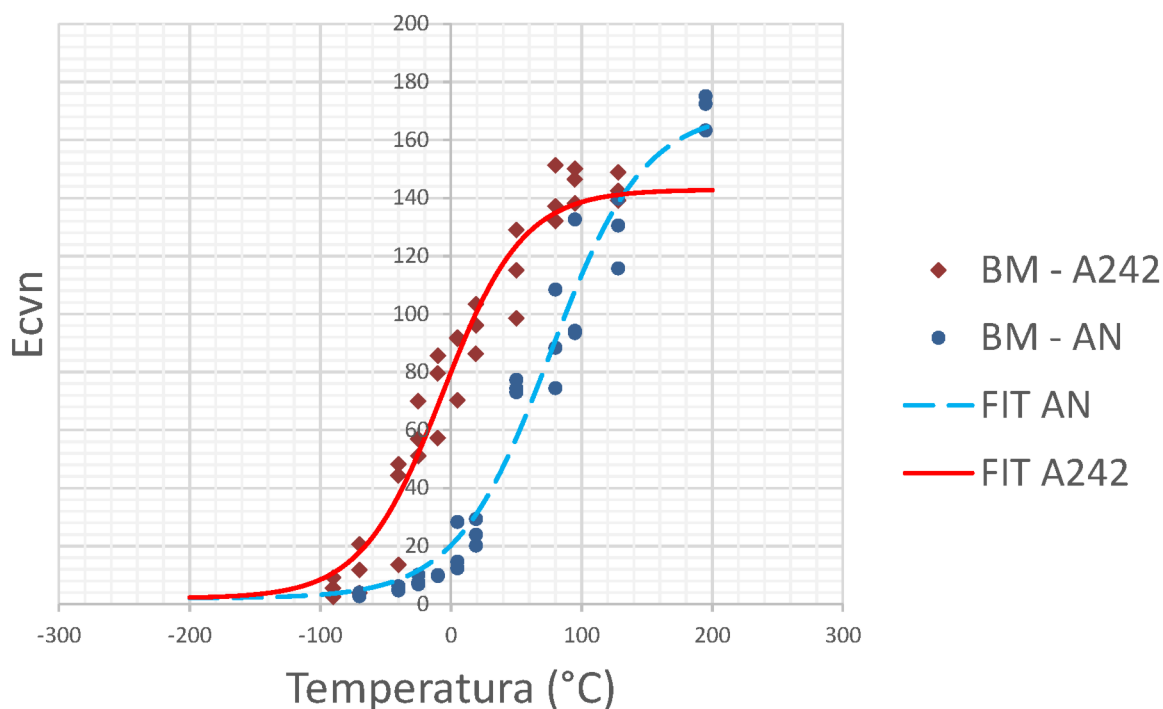
4.4 Curvas de Transição Dúctil-Frágil

Como mencionado na introdução do trabalho, a curva de transição dúctil-frágil Charpy apresenta informações importantes para o caso de estruturas sujeitas a diversas faixas de temperatura. Além disso, a ASTM E1921 adota como referência as temperaturas associadas às energias de impacto de 28 J ou 41 J para estimar a temperatura de ensaio dos espécimes de tenacidade à fratura.

4.4.1 Metal base

A Figura 23 mostra as curvas de transição obtidas. Para este trabalho, os dados relacionados ao aço ASTM A242 são dispostos na cor vermelha, já para o aço AN é empregada a cor azul.

Figura 23 - Curvas de transição dúctil-frágil obtidas no ensaio de impacto Charpy - Metais Base.



A Tabela 10 apresenta os valores das temperaturas de transição dúctil-frágil (pivô intermediário às partes superior e inferior da curva S) e a correspondente energia de impacto. Também são apresentados os valores de temperatura para energia de impacto de 28 J e de 41 J.

Tabela 10 - Temperaturas de transição dúctil-frágil e temperaturas associadas a ECVN = 28 J e 41 J.

	A242	AN
temperatura de transição dúctil-frágil	-6,6 °C	75,8 °C
temperatura para E = 28 J	-52,3 °C	14,6 °C
temperatura para E = 41 J	-36,1 °C	32,6 °C
Intervalo de temperatura	123,1 °C	143,9 °C

A curva do aço ASTM A242 guarda semelhança às observadas em materiais estruturais convencionais. Já o AN apresentou um comportamento fora dos padrões, o qual pode ser resumido aos seguintes aspectos:

- O platô superior é elevado, o que é uma característica positiva, condizente com um aço de elevada resistência mecânica.
- A temperatura de transição dúctil-frágil é muito alta, fato que limita a utilização deste tipo de aço tanto em condições de temperatura ambiente quanto em ambientes de baixa temperatura.

4.4.2 Metal de solda

Para levantamento das curvas dos metais de solda foram empregados 27 corpos de prova de cada material, distribuídos em pelo menos nove temperaturas de ensaio. Como as curvas puderam ser definidas com menor número de espécimes, consequentemente os demais foram preservados. Como já mencionado, os espécimens foram confeccionados de forma que a ranhura em V estivesse posicionada semelhantemente ao entalhe dos corpos de prova de tenacidade à fratura.

A Figura 24 mostra as curvas obtidas e a Tabela 11 os principais parâmetros obtidos.

Figura 24 - Curvas de transição dúctil-frágil obtidas no ensaio de impacto Charpy - Metais de solda.

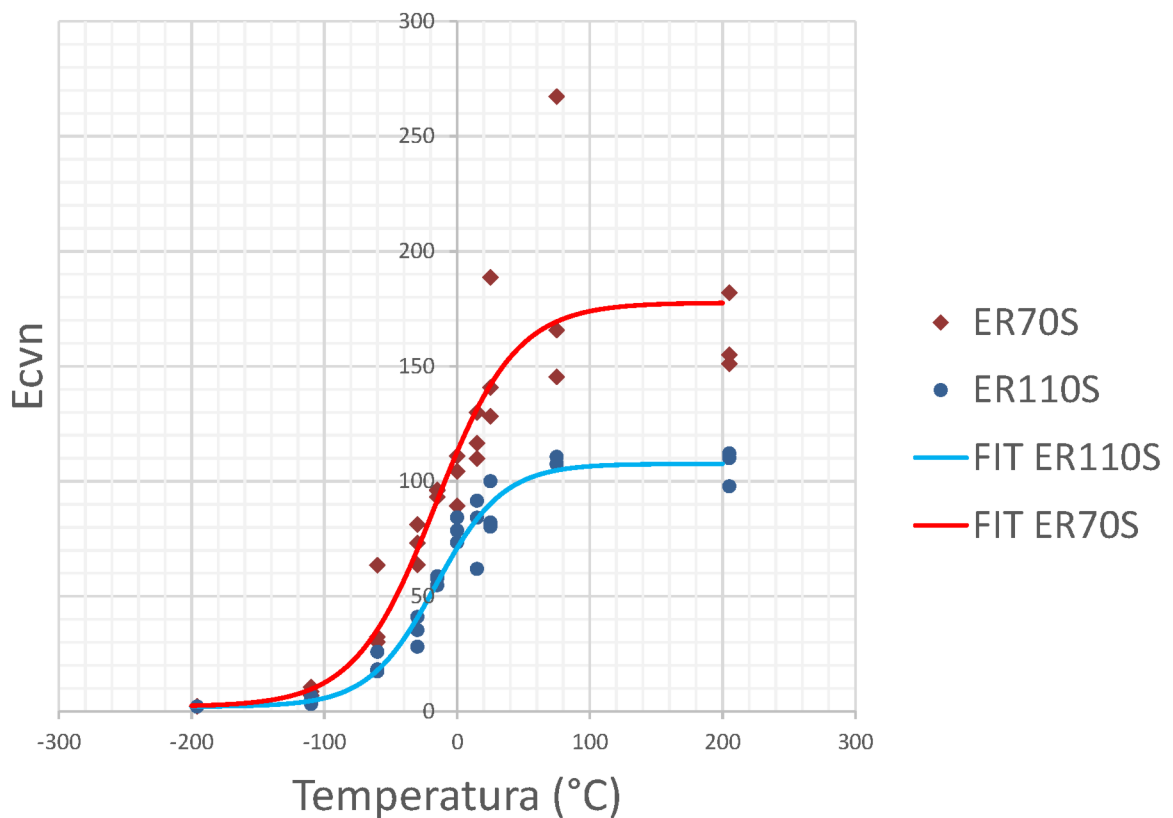


Tabela 11 - Parâmetros de temperatura nas curvas dúctil-frágil dos metais de solda.

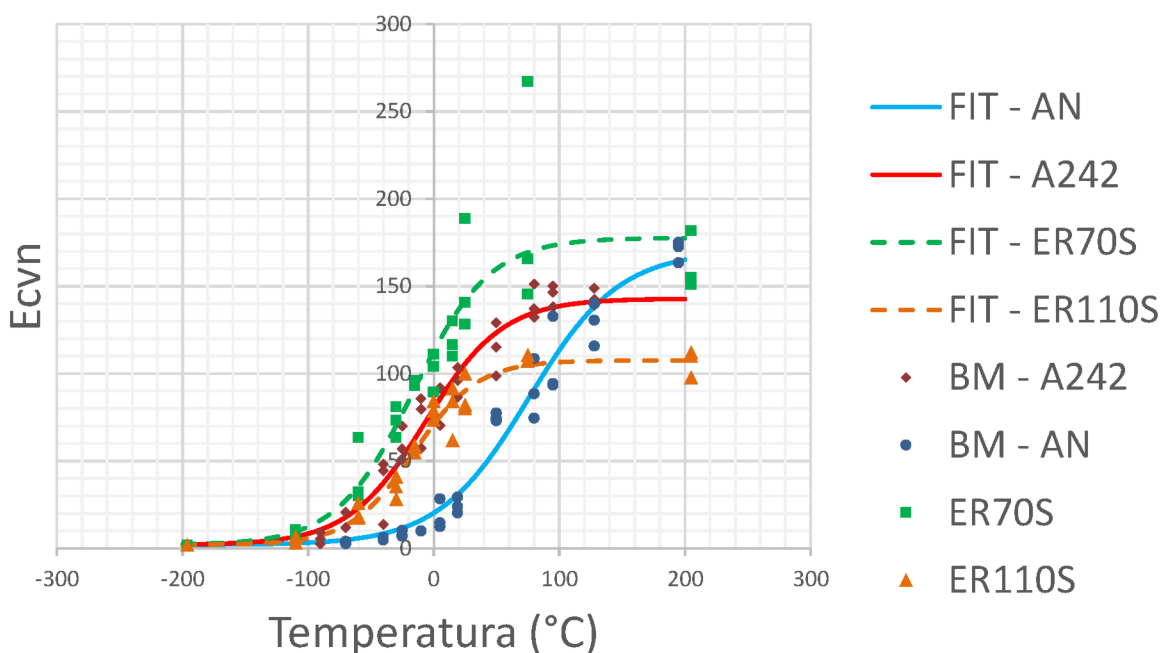
	242+ER70S	AN+ER110S
<i>Temperatura de transição dúctil-frágil</i>	-16,2 °C	-16,0 °C
<i>Temperatura para E = 28 J</i>	-69,3 °C	-44,4 °C
<i>Temperatura para E = 41 J</i>	-54,2 °C	-29,6 °C
<i>Intervalo de temperaturas</i>	121,2 °C	101,3 °C

Ambos os metais de solda exibiram variações semelhantes em suas características mecânicas, no entanto, o ER70S destacou-se ao demonstrar consistentemente valores mais altos de E_{CVN} em todas as amostras testadas. Essa distinção é evidente no gráfico, onde apesar de uma notável diferença nos patamares superiores, a temperatura de transição dúctil-frágil foi similar àquela do ER110S. Esses resultados indicam um desempenho consideravelmente superior do ER70S em todo o intervalo de ensaio.

4.4.3 Análise conjunta – Metal base + metal de solda

Para visualização completa do cenário, a Figura 25 apresenta a superposição das quatro curvas de transição obtidas. Manteve-se o código de cores, ou seja: *i*) casos ‘ASTM A242’ e ‘242+ER70S’ em vermelho e *ii*) casos ‘AN’ e ‘AN+ER110S’ em azul. Contudo as curvas dos metais de solda foram representadas por linhas tracejadas.

Figura 25 - Curvas de transição dúctil-frágil obtidas no ensaio de impacto Charpy – Comparação.



Na análise de cada metal de base e sua respectiva junta soldada, constata-se certa tendência nos resultados. Os ensaios de dureza evidenciaram que a junta ‘242+ER70S’ apresentava, aproximadamente, correspondência de propriedades mecânicas (*matching*) entre os metais de base e de solda. Da mesma forma, as curvas de transição resultaram próximas. Contudo o metal de solda apresentou maior capacidade de suportar impacto, bem como uma temperatura de transição mais baixa. Portanto, especificamente no que concerne a estas propriedades, o metal de solda não é o elo mais fraco da junta.

Já no caso ‘AN+ER110S’ os dados de dureza evidenciaram menor resistência mecânica do metal de solda em relação ao metal de base (*undermatch*). Tal resultado é coerente com a acentuada diferença nos platôs superiores das curvas de transição. Por outro lado, o metal de solda apresentou melhores características em baixas temperaturas, condição tornada evidente pela diferença nas temperaturas de transição.

4.5 Ensaios de Tenacidade à Fratura

4.5.1 Abertura de pré-trinca

Anteriormente ao teste, os espécimes foram submetidos a carregamento cíclico para a propagação de uma trinca de fadiga na ponta do entalhe. Este procedimento de pré-trinca, baseado nas orientações da norma ASTM E1820, resultou numa relação $a/W \approx 0,5$ nos corpos de prova, o que representa uma trinca profunda.

4.5.2 Determinação da temperatura de ensaio de tenacidade à fratura

Nesta seção é aplicada a regra sugerida pela norma ASTM E1921 para especificação da temperatura de ensaio de tenacidade. As relações dadas norma são as seguintes:

$$T_{ensaio} = T_{28J} + C_{(28J)} \quad \text{ou} \quad T_{ensaio} = T_{41J} + C_{(41J)}.$$

Nas quais a constante C é obtida pela interpolação dos valores informados na Tab.4. A Tabela 12 apresenta o quadro de temperaturas.

Tabela 12 - Temperaturas calculadas para ensaio de tenacidade - Metais base.

	A 242 B=15 mm (3/5T = 0,6T)	AN B=12 mm (~1/2T)
Constante C_{28J}	-26 °C*	-28 °C
Temperatura de ensaio (28 J)	$T_{e242(28J)} = -52,4 - 26 = \underline{\underline{-78,4^\circ\text{C}}}$	$T_{eAN(28J)} = 14,8 - 28 = \underline{\underline{-13,2^\circ\text{C}}}$
Constante C_{41J}	-32 °C*	-34 °C
Temperatura de ensaio (41 J)	$T_{e242(41J)} = -36,2 - 32 = \underline{\underline{-68,2^\circ\text{C}}}$	$T_{eAN(41J)} = 32,8 - 34 = \underline{\underline{-1,2^\circ\text{C}}}$

* valor obtido por interpolação dos valores expostos na Tab.3.

Tendo em mente a elevada resistência mecânica e a capacidade de encruamento relativamente baixa, adotou-se para o aço AN o valor de temperatura menos conservativo, fundamentado na energia $E_{CVN} = 41 \text{ J}$, ou seja: $T_{ensaio(AN)} = -1,2^\circ\text{C} \cong -1^\circ\text{C}$. Já o aço ASTM A242 mostrou as características regulares de um aço estrutural, ou seja, um bom equilíbrio entre resistência mecânica e ductilidade. Consequentemente, em vista da capacidade de sofrer grande deformação plástica anterior à fratura, Adotou-se a temperatura de ensaio mais

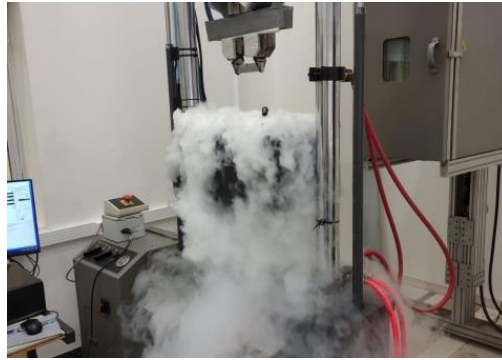
conservativa, baseada na $E_{CVN} = 28 J$, ou seja: $T_{ensaio(242)} = -78,4^{\circ}C \cong -80^{\circ}C$.

O mesmo procedimento foi aplicado para determinação das temperaturas de ensaio dos metais de solda, as quais foram: i) para o caso ‘242+E70’: $T_{ensaio(MS242)} = -70^{\circ}C$ e ii) para o caso ‘AN+E110’: $T_{ensaio(MSAN)} = -44^{\circ}C$.

4.5.3 Resultados do ensaio

A Figura 26 contém uma imagem da etapa de preparação do banho de resfriamento. Na parte superior do dispositivo de três pontos pode ser visto um corpo de prova que acabou de ser instalado.

Figura 26 - Instalação de um corpo de prova para ensaio de tenacidade em baixa temperatura.



Fonte: próprio autor

Um conjunto de 7 corpos de prova do aço A242 e 6 corpos de prova dos demais aços foram testados. Os valores de tenacidade à fratura são aqui expressos por meio da *integral-J*, que representa a energia associada ao crescimento e propagação da trinca. Quando for conveniente ou necessário, os parâmetros baseados na *integral-J* serão convertidos num valor equivalente de Fator de Intensidade de Tensões (K_I).

A ASTM E1820 sumariza alguns conceitos da Mecânica da Fratura Elastoplástica (MFEP) e define a forma como é computada a *integral-J*, por meio das seguintes equações:

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (13)$$

$$J = \frac{K(1-\nu^2)}{E} + \frac{\eta_p A_{pl}}{B(b_0)} \quad (14)$$

Nas quais:

K = Fator de Intensidade de Tensões para $a = a_0$

a_0 = comprimento inicial da trinca.

Obs.: as equações para cálculo de K (região elástica) estão na própria ASTM E1820.

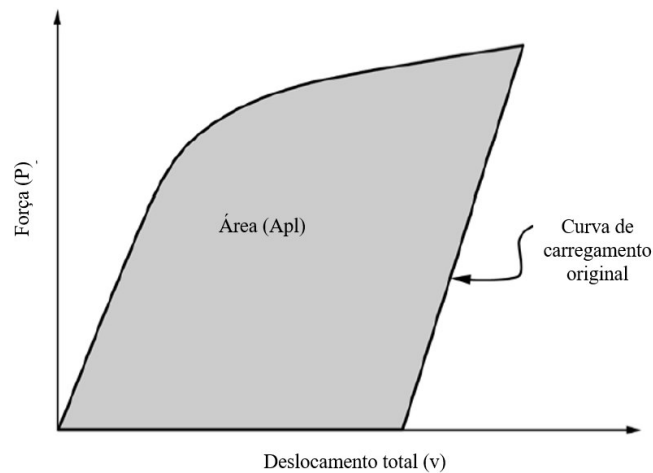
B = espessura do corpo de prova

b_0 = ligamento remanescente ($b_0 = W - a_0$, sendo W = largura do corpo de prova)

η_{pl} = constante adimensional, dependente da geometria de corpo de prova empregada.

A_{pl} = área sob a curva P vs. $CMOD$ (carga vs. abertura da boca da trinca). A Figura 27 mostra um gráfico genérico desta curva.

Figura 27 - Diagrama Carga vs $CMOD$.



Fonte: ASTM E1820(2016) [11]

O valor preliminar da *integral-J* de cada corpo de prova testado, englobando tanto a contribuição elástica (J_{el}) quanto a plástica (J_{pl}), foi obtido por meio do *software* 'FRACTUS' [37].

As Tabelas 13 e 14 apresentam os resultados obtidos para os metais base e os metais de solda, respectivamente. A simbologia dos parâmetros de geometria de corpo de prova e das propriedades de material já foi exposta ao longo do texto. Já os parâmetros relacionados à *integral-J*, correspondentes às colunas das Tabelas 13 e 14, são os seguintes:

$J_{(FRACTUS)}$: valor da Integral-J fornecido pelo Fractus, com base na curva P vs. $CMOD$ medida.

$K_{Jc(15mm)}$, $K_{Jc(12mm)}$ e $K_{Jc(11mm)}$: Fator de Intensidade de Tensões Crítico Equivalente obtido pela aplicação da Eq.(1) sobre a coluna $J_{(FRACTUS)}$. O valor corresponde à tenacidade do corpo de prova testado ($B = 11\text{ mm}$, 12 mm ou 15 mm , dependendo do caso).

Coluna $K_{Jc(25mm)}$: Os corpos de prova empregados no estudo têm espessura menor que o padrão 1T ($B = 25\text{ mm}$). Aplica-se equação da norma ASTM E1921 para converter os valores de tenacidade medidos em valores equivalentes 1T.

Coluna $K_{J(limite)}$: valor limite usado como parâmetro de censura, obtido por meio da Eq.(5).

Coluna K_0 : obtido por meio da Eq.(4), trata-se do parâmetro de escala da curva de Weibull correspondente à Curva Mestra dos corpos de prova testados.

Coluna $K_{Jc(mediano)}$: valor de tenacidade mediano do intervalo de dispersão obtido nos ensaios.

Coluna T_0 : temperatura associada, sobre a Curva Mestra, ao valor de tenacidade de $100\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Tabela 13 - Resultado dos ensaios de tenacidade - Metais base.

ASTM A242																
Geometria - B = 15 mm, W = 30 mm, S = 120 mm, relação a ₀ /W = 0,53																
CP	T _{ensaio}	a ₀	b ₀	v	E	E (E1921)	Sy	Sy (E1921)	J(FRACTUS)	K _{Jc} (15mm)	K _{Jc} (25mm)	K _J (limite)	K _{Jc} (25mm)	K ₀	K _{Jc} (mediano)	T ₀
	[°C]	[mm]	[mm]	[--]	[GPa]	[GPa]	[Mpa]	[Mpa]	[kJ/m²]	[MPa√m]	(inicial)	[MPa√m]	(definitivo)	[MPa√m]	[MPa√m]	[°C]
2	-80,00	15,80	14,20	0,30	206,00	209,00	345,00	444,18	54,27	111,64	100,21	219,74	100,21	141,03	130,14	-98,85
3									72,77	129,28	115,64		115,64			
6									93,59	146,61	130,81		130,81			
7									119,46	165,64	147,47		147,47			
4									125,77	169,96	151,25		151,25			
1									129,59	172,52	153,49		153,49			
5									134,95	176,05	156,58		156,58			
AN																
Geometria - B = 12 mm, W = 24 mm, S = 96 mm, relação a ₀ /W = 0,53																
CP	T _{ensaio}	a ₀	b ₀	v	E	E (E1921)	Sy	Sy (E1921)	J(FRACTUS)	K _{Jc} (12mm)	K _{Jc} (25mm)	K _J (limite)	K _{Jc} (25mm)	K ₀	K _{Jc} (mediano)	T ₀
	[°C]	[mm]	[mm]	[--]	[GPa]	[GPa]	[Mpa]	[Mpa]	[kJ/m²]	[MPa√m]	(inicial)	[MPa√m]	(definitivo)	[MPa√m]	[MPa√m]	[°C]
2	-1,00	12,70	11,30	0,30	206,00	204,06	800,00	815,42	31,30	83,78	72,72	262,44	72,72	121,88	112,71	-9,78
3									44,30	99,67	85,86		85,86			
6									97,50	147,86	125,70		125,70			
7									99,00	149,00	126,63		126,63			
4									103,50	152,35	129,40		129,40			
1									125,50	167,76	142,14		142,14			

Tabela 14 - Resultado dos ensaios de tenacidade - Metais de solda.

ER 70S																	
Geometria - B = 15 mm, W = 30 mm, S = 120 mm, relação a ₀ /W = 0,53																	
CP	T _{ensaio}	a ₀	B	b ₀	v	E	E (E1921)	Sy	Sy (E1921)	J _(FRACTUS)	K _{Jc(15mm)}	K _{Jc(25mm)}	K _{J(limite)}	K _{Jc(25mm)}	K ₀	K _{Jc(mediano)}	T ₀
	[°C]	[mm]	[mm]	[mm]	[--]	[GPa]	[GPa]	[Mpa]	[Mpa]	[kJ/m ²]	[MPa√m]	(inicial)	[MPa√m]	(definitivo)	[MPa√m]	[MPa√m]	[°C]
1	-70,00	15,70	15,00	14,30	0,30	189,95	208,38	423,35	508,32	370,12	291,12	258,62	235,55	235,55	283,61	259,89	-132,58
2										295,68	260,20	231,41		231,41			
3										470,09	328,09	291,15		235,55			
4										240,23	234,54	208,82		208,82			
5										457,82	323,78	287,36		235,55			
6										683,62	395,65	350,61		235,55			
ER 110S																	
Geometria - B = 11 mm, W = 22 mm, S = 88 mm, relação a ₀ /W = 0,51																	
CP	T _{ensaio}	a ₀	B	b ₀	v	E	E (E1921)	Sy	Sy (E1921)	J _(FRACTUS)	K _{Jc(11mm)}	K _{Jc(25mm)}	K _{J(limite)}	K _{Jc(25mm)}	K ₀	K _{Jc(mediano)}	T ₀
	[°C]	[mm]	[mm]	[mm]	[--]	[GPa]	[GPa]	[Mpa]	[Mpa]	[kJ/m ²]	[MPa√m]	(inicial)	[MPa√m]	(definitivo)	[MPa√m]	[MPa√m]	[°C]
1	-44,00	11,30	11,00	10,70	0,30	204,80	206,75	510,64	564,48	308,19	264,61	219,22	213,87	213,87	191,38	175,96	-82,67
2										211,86	219,39	182,40		182,40			
3										159,25	190,21	158,63		158,63			
4										217,91	222,51	184,93		184,93			
5										113,98	160,92	134,77		134,77			
6										312,40	266,41	220,69		213,87			

Cabe ressaltar que os dados fornecidos pelo FRACTUS nesta etapa são preliminares, pois o tamanho inicial de trinca (a_0), parâmetro necessário para o cálculo do J_{el} e do $K_{J(limite)}$, corresponde ao valor fornecido pelo *software* da máquina de ensaio na etapa de geração da pré-trinca. Trata-se de uma estimativa, baseada na flexibilidade apresentada pelo corpo de prova. O valor definitivo de a_0 é obtido por meio da análise *post-mortem* das superfícies de fratura. Os detalhes acerca do procedimento empregado são explicados na seção a seguir.

4.5.4 Medição das frentes de trinca

A norma ASTM E1820 – 20a (2020) estabelece, para obtenção do comprimento inicial da trinca, o método dos nove pontos, o qual compreende o atendimento de premissas importantes, quais sejam:

- i) deve ter havido predominância da clivagem, a qual se caracteriza pela ruptura abrupta. Portanto não pode ter ocorrido crescimento prévio da trinca antes da fratura, quer seja por arredondamento demasiado (*blunting*) ou rasgamento.
- ii) a ponta da pré-trinca, gerada por fadiga, deve ter apresentado forma relativamente regular. Esta frente de trinca costuma ter uma forma suave de meia lua (a propagação é mais intensa no núcleo do que nas extremidades). Uma forma irregular indica elevada heterogeneidade de propriedades mecânicas ao longo da frente de trinca.

A medição do comprimento da pré-trinca de fadiga envolve nove linhas igualmente espaçadas em relação à linha central da amostra. As linhas externas são estabelecidas a uma distância $d = 0,005W$ da superfície do espécime. O cálculo do comprimento da pré-trinca de fadiga (a_0) é obtido por meio da média das duas medições externas, próximas à superfície, combinadas com as sete medições restantes do tamanho da trinca. O comprimento a_0 corresponde à média final desta combinação, ou seja:

$$a_0 = \frac{\frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^8 a_i}{8} \quad (15)$$

A máxima diferença aceitável entre a_0 e um valor específico medido a_i é determinada pela seguinte equação:

$$\Delta a_{lim} = a_i - a_0 \leq 0,1\sqrt{Bb_0} \quad (16)$$

As Tabelas 15 e 16 apresenta os resultados obtidos. Ao final do procedimento, todos os corpos de prova foram validados.

Tabela 15 - Quadro resumo da verificação das frentes de trinca pelo método dos nove pontos – Metais base.

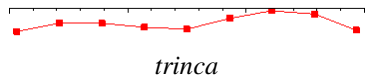
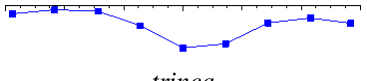
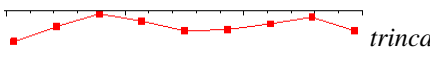
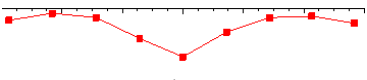
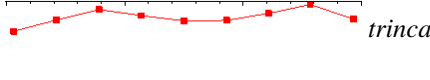
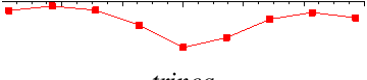
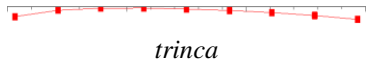
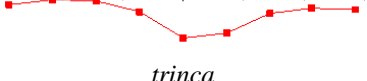
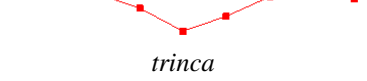
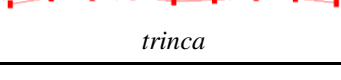
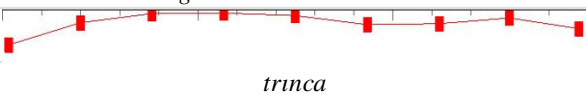
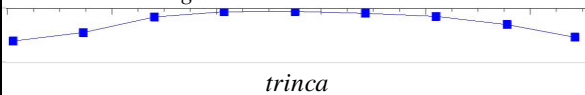
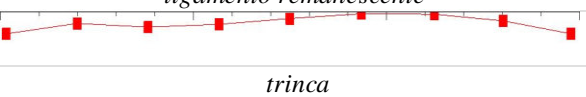
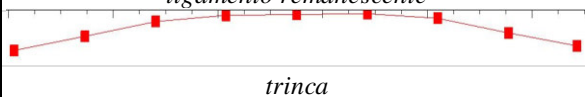
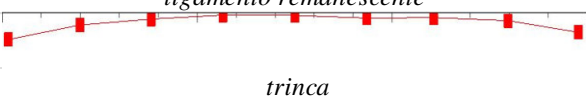
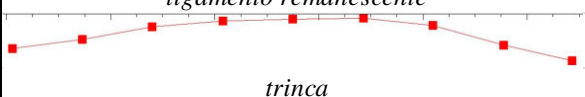
ASTM A242				AN			
CP	a_0	Δa_{lim}	aspecto da trinca	CP	a_0	Δa_{lim}	aspecto da trinca
1	15,97	1,45	ligamento remanescente  trinca	1	13,00	1,15	ligamento remanescente  trinca
2	16,05	1,45	ligamento remanescente  trinca	2	13,07	1,15	ligamento remanescente  trinca
3	15,89	1,45	ligamento remanescente  trinca	3	13,08	1,14	ligamento remanescente  trinca
4	16,17	1,44	ligamento remanescente  trinca	4	13,08	1,14	ligamento remanescente  trinca
5	16,25	1,44	ligamento remanescente  trinca	5	13,11	1,14	ligamento remanescente  trinca
6	16,29	1,43	ligamento remanescente  trinca	6	12,91	1,15	ligamento remanescente  trinca
7	16,02	1,45	ligamento remanescente  trinca				

Tabela 16 - Quadro resumo da verificação das frentes de trinca pelo método dos nove pontos - Metais de solda.

ER 70S				ER 110S			
CP	a_0	Δa_{lim}	aspecto da trinca	CP	a_0	Δa_{lim}	aspecto da trinca
1	16,151047	1,441299056		1	12,3492541	1,03033104	
2	16,297517	1,433657011		2	12,2816311	1,03393452	
3	16,279876	1,434579614		3	12,4180236	1,0266535	
4	16,145999	1,441561725		4	12,3654778	1,02946464	
5	16,214469	1,437995005		5	12,3021601	1,0328419	
6	16,135637	1,442100684		6	12,2015884	1,03818364	

As observações revelaram pequenas diferenças nas frentes de trinca nos metais de base ASTM A242 e AN. No primeiro material as trincas apresentaram a forma esperada e certa regularidade. Já as trincas dos espécimes AN apresentaram uma forma fora do comum, decorrente de crescimento maior das regiões externas em relação ao núcleo. Comentários acerca deste fenômeno serão colocados mais adiante, após a apresentação das imagens das superfícies de fratura, obtidas por microscopia óptica.

4.5.5 Correção dos valores da Integral-J com os comprimentos de trinca medidos (a_0)

Tendo sido obtidos, pela metodologia dos nove pontos, os valores reais de comprimento inicial de trinca (a_0), os parâmetros dependentes devem ser corrigidos. A Tabela 17 apresenta os resultados definitivos para os metais de base e a tabela 18 para os metais de solda, ao passo que as Figuras 28 e 29 apresentam as correspondentes Curvas Mestras dos metais base e as Figuras 30 e 31 as curvas dos metais de solda.

Com os novos resultados obtidos vemos que os corpos de prova dos metais base, independentemente do material utilizado, apresentaram valores de tenacidade à fratura abaixo do limite estabelecido. Portanto, a cláusula de censura, que normalmente seria aplicada quando os valores excedem o limite, não foi utilizada. Com esses resultados, não houve a necessidade de ajustar o valor da temperatura T_0 , nem das Curvas Mestras, sendo este um indicativo positivo, sugerindo que houve predominância do mecanismo de fratura por clivagem.

Já pra os metais de solda, foram constatados casos em que a censura dos valores de tenacidade foi necessária, onde o ER70S apresentou 5 corpos censurados e o ER110S apresentou 2, mostrando que a temperatura utilizada para a realização poderia ser consideravelmente mais baixa.

Tabela 17 - Quadro de parâmetros e resultados dos ensaios de tenacidade (ajustado) – metais de base.

ASTM A242																
Geometria - B = 15 mm, W = 30 mm, S = 120 mm, relação a ₀ /W = 0,53																
CP	T _{ensaio}	a ₀	b ₀	v	E	E (E1921)	Sy	Sy (E1921)	J(FRACTUS)	K _{Jc(15mm)}	K _{Jc(25mm)}	K _{J(limite)}	K _{Jc(25mm)}	K ₀	K _{Jc(mediano)}	T ₀
	[°C]	[mm]	[mm]	[--]	[GPa]	[GPa]	[Mpa]	[Mpa]	[kJ/m²]	[MPa√m]	(inicial)	[MPa√m]	(definitivo)	[MPa√m]	[MPa√m]	[°C]
2	-80,00	16,05	14,00	0,30	206,00	209,00	345,00	444,18	54,27	111,64	99,92	218,19	99,92	140,36	129,53	-98,53
3		15,89	14,10						72,77	129,28	115,47	218,97	115,47			
6		16,29	13,70						93,59	146,61	129,82	215,84	129,82			
7		16,02	14,00						119,46	165,64	147,02	218,19	147,02			
4		16,17	13,80						125,77	169,96	150,31	216,63	150,31			
1		15,97	14,00						129,59	172,52	153,02	218,19	153,02			
5		16,25	13,80						134,95	176,05	155,61	216,63	155,61			
AN																
Geometria - B = 12 mm, W = 24 mm, S = 96 mm, relação a ₀ /W = 0,53																
CP	T _{ensaio}	a ₀	b ₀	v	E	E (E1921)	Sy	Sy (E1921)	J(FRACTUS)	K _{Jc(12mm)}	K _{Jc(25mm)}	K _{J(limite)}	K _{Jc(25mm)}	K ₀	K _{Jc(mediano)}	T ₀
	[°C]	[mm]	[mm]	[--]	[GPa]	[GPa]	[Mpa]	[Mpa]	[kJ/m²]	[MPa√m]	(inicial)	[MPa√m]	(definitivo)	[MPa√m]	[MPa√m]	[°C]
2	-1,00	13,07	10,90	0,30	206,00	204,06	800,00	815,42	31,30	83,78	72,25	257,75	72,25	121,11	112,01	-9,33
3		13,08	10,90						44,30	99,67	85,27	257,75	85,27			
6		12,91	11,10						97,50	147,86	125,23	260,11	125,23			
7		13,11	10,90						99,00	149,00	125,68	257,75	125,68			
4		13,00	11,00						103,50	152,35	128,67	258,93	128,67			
1		13,08	10,90						125,50	167,76	141,05	257,75	141,05			

Figura 28 - Curva mestra – ASTM A242

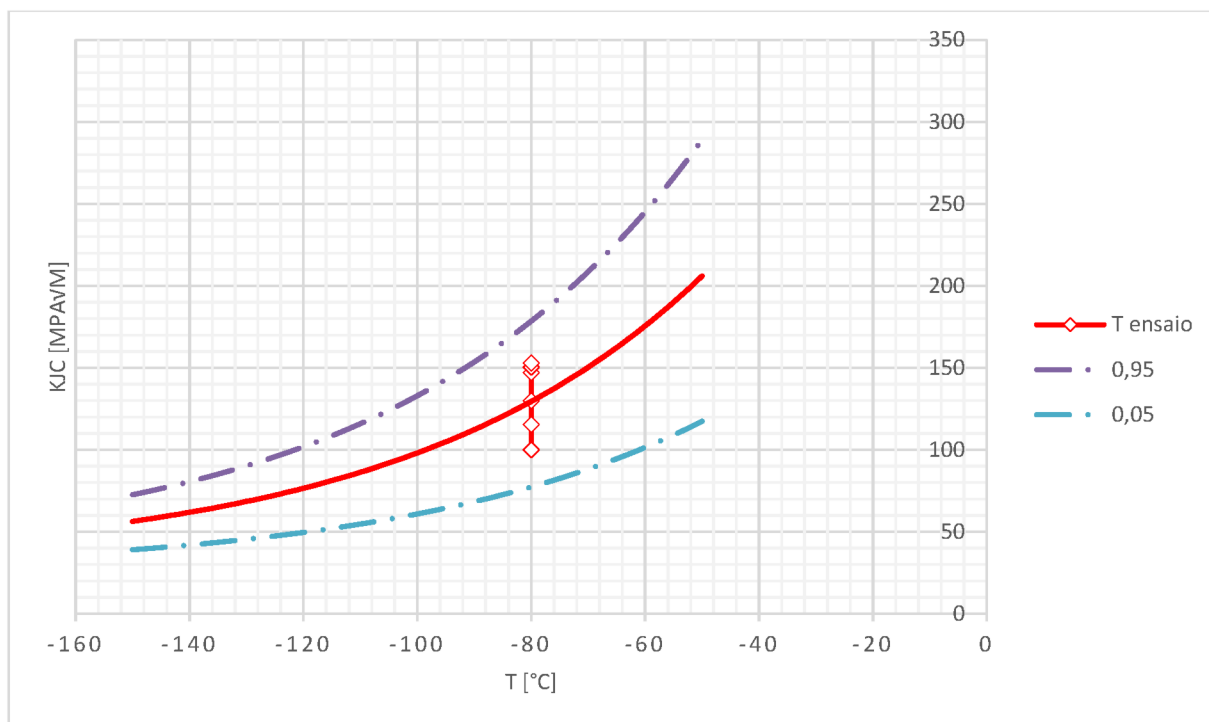


Figura 29 - Curva mestra – AN

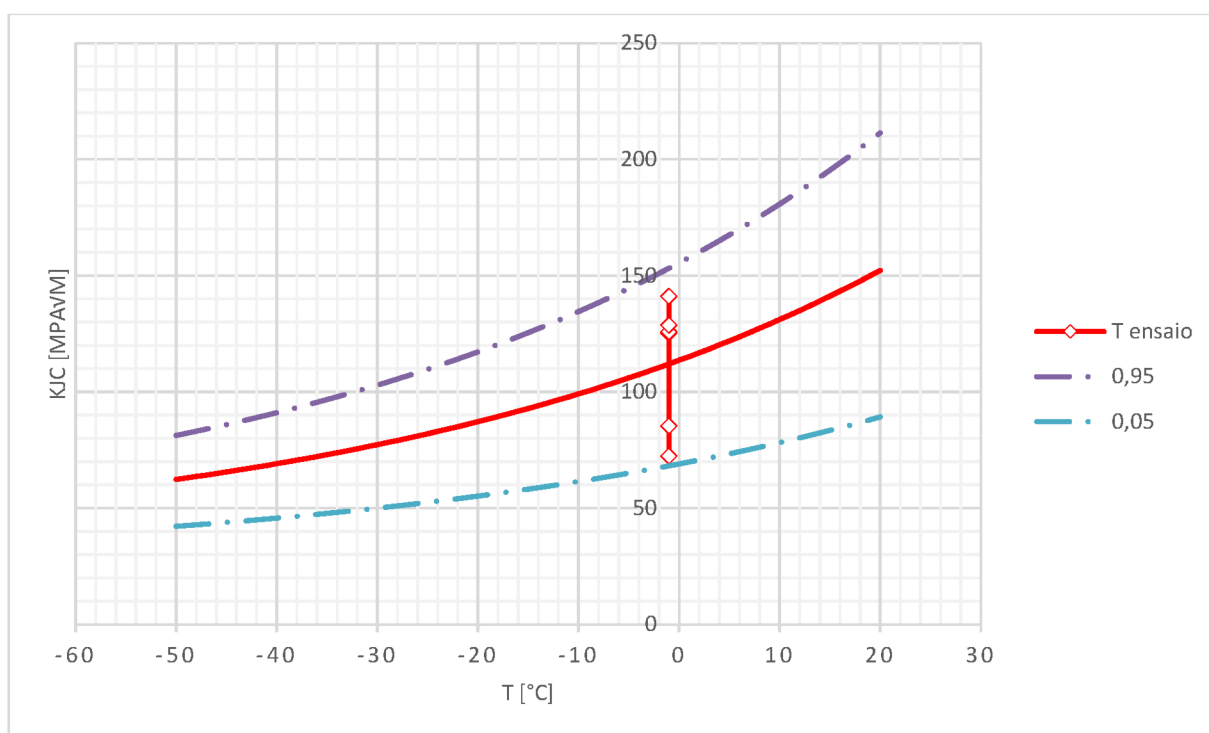


Tabela 18 - Quadro de parâmetros e resultados dos ensaios de tenacidade (ajustado) – metais de solda.

ER 70S																	
Geometria - B = 15 mm, W = 30 mm, S = 120 mm, relação a ₀ /W = 0,53																	
CP	Tensaio	a ₀	B	b ₀	v	E	E (E1921)	Sy	Sy (E1921)	J(FRACTUS)	K _{Jc} (15mm)	K _{Jc} (25mm)	K _J (limite)	K _{Jc} (25mm)	K ₀	K _{Jc} (mediano)	T ₀
	[°C]	[mm]	[mm]	[mm]	[--]	[GPa]	[GPa]	[Mpa]	[Mpa]	[kJ/m ²]	[MPa√m]	(inicial)	[MPa√m]	(definitivo)	[MPa√m]	[MPa√m]	[°C]
1	-70,00	16,15	15,00	13,85	0,30	189,95	208,38	423,35	508,32	370,12	291,12	253,90	231,80	231,80	278,22	254,98	-131,45
2		16,30		13,70						295,68	260,20	226,68	230,57	226,68			
3		16,28		13,72						470,09	328,09	285,17	230,72	230,72			
4		16,15		13,85						240,23	234,54	205,10	231,85	205,10			
5		16,21		13,79						457,82	323,78	281,78	231,27	231,27			
6		16,14		13,86						683,62	395,65	344,17	231,93	231,93			
ER 110S																	
Geometria - B = 11 mm, W = 22 mm, S = 88 mm, relação a ₀ /W = 0,51																	
CP	Tensaio	a ₀	B	b ₀	v	E	E (E1921)	Sy	Sy (E1921)	J(FRACTUS)	K _{Jc} (15mm)	K _{Jc} (25mm)	K _J (limite)	K _{Jc} (25mm)	K ₀	K _{Jc} (mediano)	T ₀
	[°C]	[mm]	[mm]	[mm]	[--]	[GPa]	[GPa]	[Mpa]	[Mpa]	[kJ/m ²]	[MPa√m]	(inicial)	[MPa√m]	(definitivo)	[MPa√m]	[MPa√m]	[°C]
1	-44,00	12,35	11,00	9,65	0,30	204,80	206,75	510,64	564,48	308,19	264,61	212,81	203,12	203,12	186,08	171,13	-80,90
2		12,28		9,72						211,86	219,39	177,44	203,83	177,44			
3		12,42		9,58						159,25	190,21	153,93	202,39	153,93			
4		12,37		9,63						217,91	222,51	179,55	202,95	179,55			
5		12,30		9,70						113,98	160,92	131,22	203,61	131,22			
6		12,20		9,80						312,40	266,41	214,97	204,66	204,66			

Figura 30 - Curva Mestra - ER 70S

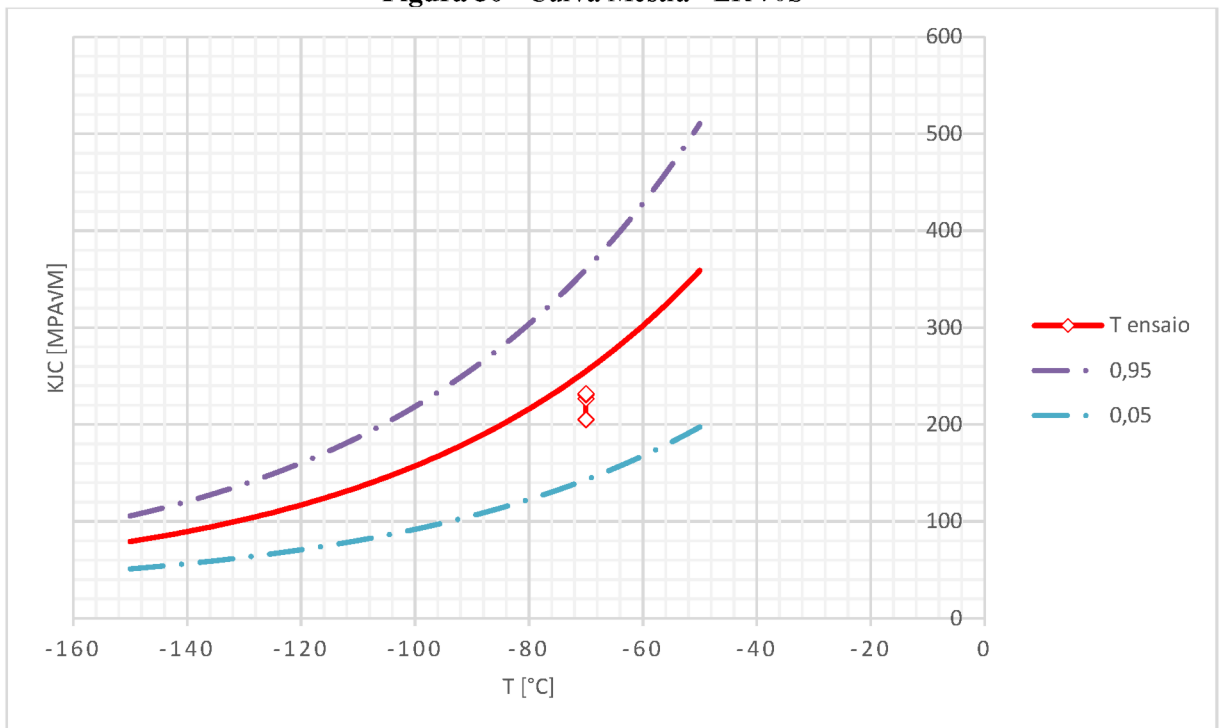
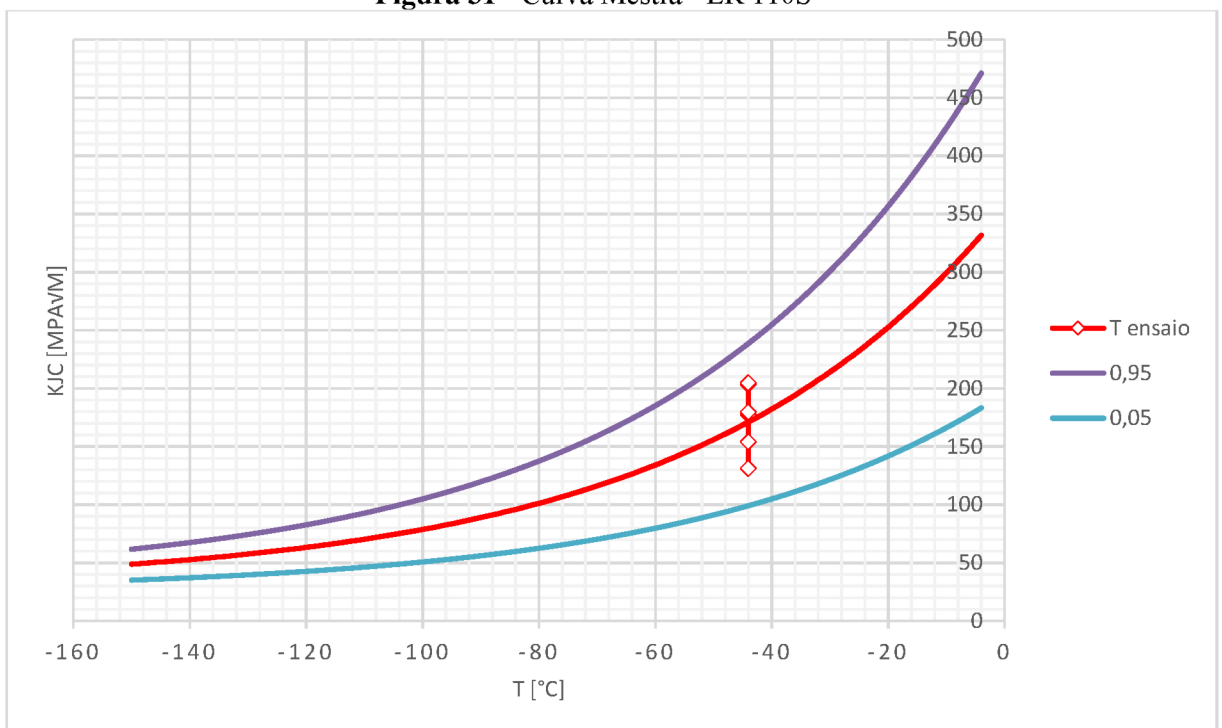


Figura 31 - Curva Mestra - ER 110S



Ao abordar os resultados obtidos para os metais base, destaca-se uma distribuição mais ampla dos resultados, aproximando-se do esperado para uma distribuição de Weibull. O ASTM A242, sendo o material de referencial, demonstrou um comportamento padrão de um

aço estrutural com uma distribuição relativamente uniforme dos resultados, e os cálculos da temperatura de ensaio, apesar de apontarem divergência da temperatura de ensaio, esta mostrou-se ser baixa o suficiente para uma condição de ensaio, evitando qualquer censura nos resultados. Já os resultados correspondentes ao AN também possuem uma distribuição mais próxima ao esperado, embora de maneira menos uniforme do que em comparação com o ASTM A242.

Comparando as duas curvas e analisando as tabelas, destaca-se uma maior tenacidade à fratura por parte do ASTM A242 em todo o intervalo. Esse desempenho superior pode ser associado a diversos fatores, com um destes podendo ser visto através da tensão de escoamento e os resultados de microdureza, onde o metal base AN apresentou valores consideravelmente mais elevados do que o ASTM A242. Apesar de ser um ponto positivo em termos de características mecânicas, a dureza, por ser inversamente proporcional à tenacidade, impacta diretamente nas propriedades de resistência do material.

Além disso, durante o ensaio do material AN, observou-se um fenômeno peculiar, foi ouvido um som assemelhando-se ao "quebra ou lascamento" de um vidro durante o carregamento. Embora esse fenômeno não tenha sido refletido como pop-ins na curva do ensaio, ele pode estar diretamente relacionado a um desempenho inferior em comparação com o aço de referência, refletindo características de sua estrutura que podem impactar negativamente a tenacidade do material. Vale ressaltar que essa investigação será continuada na análise microestrutural do material, visando compreender mais profundamente os fatores que influenciam as propriedades mecânicas e de tenacidade.

Ao examinarmos os resultados dos metais de solda, tornam-se evidentes discrepâncias notáveis, principalmente em relação às temperaturas. Inicialmente, os valores utilizados divergiram significativamente das temperaturas T_0 estimadas. Apesar da temperatura de teste situar-se consideravelmente acima da prevista para T_0 , os resultados indicam uma performance satisfatória para ambos os metais de solda.

Essa constatação torna-se mais clara quando comparamos as temperaturas empregadas para cada conjunto de materiais. No caso do par "A242+ER70S", ambos foram ensaiados em temperaturas relativamente próximas, e como pode ser visto nas tabelas 17 e 18, onde é possível ver que em todos os resultados obtidos, o ER70S foi superior, somando isso a outras características já abordadas, é evidenciado um material com boas propriedades mecânicas de maneira geral.

No conjunto "AN+ER110S", mesmo que o metal de solda apresente algumas

características mecânicas inferiores em relação ao seu metal base, o ER110S demonstra uma tenacidade à fratura consideravelmente maior. Isso fica evidente nos resultados obtidos entre as tabelas, onde, para cada temperatura de ensaio (-44°C para o ER110S e -1°C para o AN), uma diferença significativa é observada. Mesmo com o metal de solda sendo submetido a uma temperatura mais rigorosa, os resultados continuam a ser superiores em todos os casos, ressaltando a notável qualidade das propriedades mecânicas do ER110S.

No entanto, é crucial salientar que a temperatura elevada no caso do metal de solda enfrentou desafios relacionados à censura de múltiplos resultados para ambos os materiais. No caso do ER70S, apenas dois resultados ficaram aquém do limite inferior de tenacidade à fratura, enquanto o ER110S, apesar de apresentar uma quantidade maior de resultados não censurados, ainda registra dois corpos de prova com valores de K_{Jc} superiores ao limite estabelecido.

A influência dessa censura é perceptível nas curvas mestras, revelando uma concentração significativa de resultados, que antes da censura, estariam próximos a linha de 95%, e devido a censura, vemos no gráfico apresentado na Figura 30 os pontos obtidos pelos cálculos concentrados em uma única região. Este padrão não condiz com a distribuição desejada para a construção de uma curva baseada em uma distribuição de Weibull. Idealmente, para seis corpos de prova, espera-se três resultados acima da linha central e três abaixo, em contraste com a atual concentração observada, comprometendo a representação precisa da distribuição de tenacidade à fratura. Essa constatação sugere a necessidade de uma análise mais aprofundada para compreender os efeitos da censura nos resultados e aprimorar a representação estatística das propriedades de tenacidade dos materiais. [10]

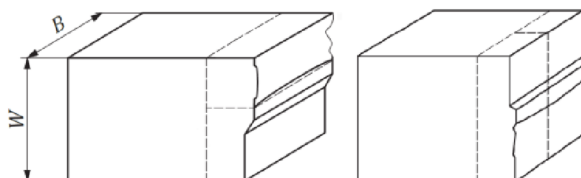
4.6 Avaliação de aspectos metalúrgicos das amostras de tenacidade à fratura

Conforme mencionado anteriormente, um dos principais critérios de validação dos ensaios de tenacidade é a certificação de que tenha ocorrido a predominância da clivagem como mecanismo de fratura. Esta seção tem por objetivo realizar análises complementares para validar os dados obtidos, expandindo algumas das informações apresentadas anteriormente.

Na primeira etapa foi realizada uma análise visual das superfícies de fratura. Posteriormente, seguindo a norma BS EN ISO 15653, os corpos de prova foram seccionados como mostrado na Figura 32, com o intuito de permitir a observação da região da frente de trinca, no centro do espécime. Esta observação foi realizada por microscopia óptica e

eletrônica (MEV). Tais análises são necessárias, visto que, na mencionada região central, o material é submetido a condições de tensão mais elevadas, devido à predominância do Estado Plano de Tensões; o qual, por sua vez, é resultado do efeito Poisson. Consequentemente, a menos que ocorram fatos excepcionais, o desencadeamento do processo de fratura se dá a partir do núcleo do espécime.

Figura 32 - Seccionamento dos corpos de prova na região central da frente de trinca.

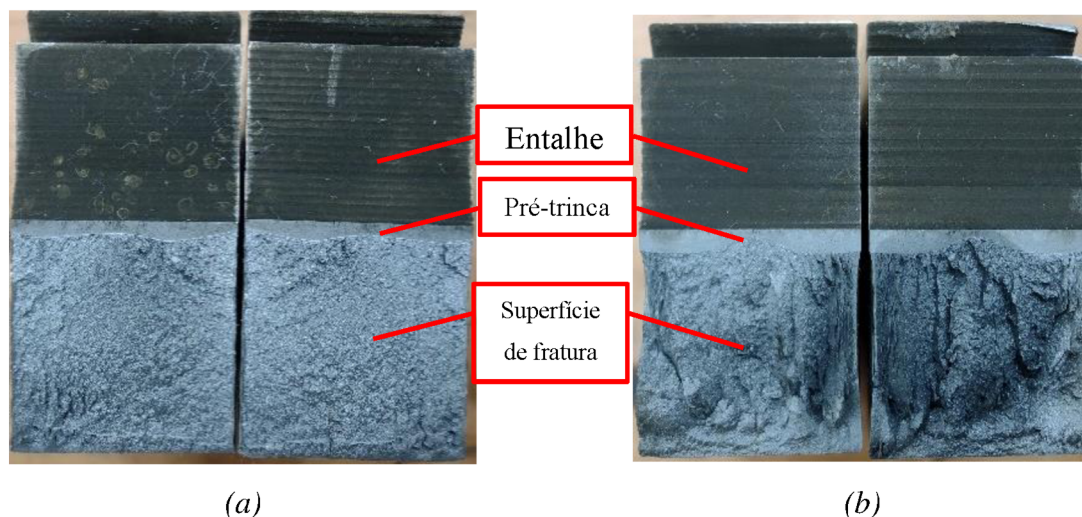


Fonte: BS EN ISO 15653

4.6.1 Aspecto geral das superfícies de fratura – Metal Base

Neste estágio da pesquisa, foram escolhidos corpos de prova representativo para cada categoria de aço. Tais amostras apresentaram os menores valores de tenacidade dentro de seus respectivos grupos de corpos de prova. A Figura 33 mostra vistas panorâmicas das superfícies de fratura.

Figura 33 - Superfícies de fratura de espécimes SE(B): a) ASTM A242 (CP2) e b) AN (CP2).

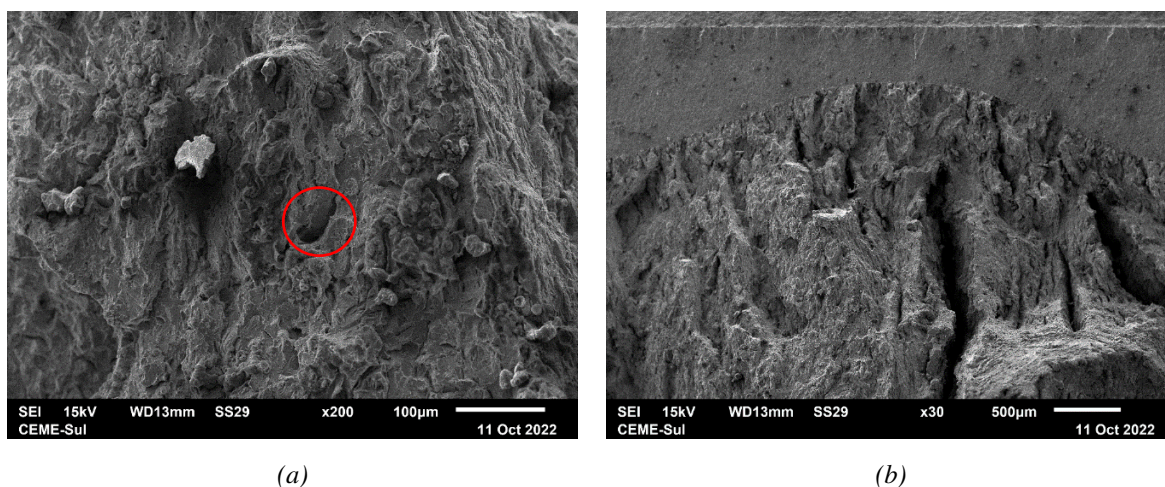


As divergências morfológicas reveladas na Fig. 33 se manifestam consistentemente em todos os corpos de prova analisados. As superfícies de fratura do aço ASTM A242 exibem uma morfologia mais plana e menor rugosidade em comparação com as do AN. Apesar das particularidades em sua superfície de fratura, é importante destacar que o usual fenômeno de tunelamento (crescimento maior da pré-trinca de fadiga no núcleo do que nas bordas do corpo

de prova) foi observado apenas em três espécimes do aço A242. Em todos os demais, em ambos os metais de base, houve propagação inversa. Este fenômeno atípico foi mais acentuado no AN.

Alguns resultados obtidos por meio de microscopia óptica e eletrônica (MEV) indicaram um menor nível de coesão interna ou microestrutural nas amostras do AN em relação ao usualmente observado em aços estruturais. A Figura 34 mostra imagens da superfície de fratura do espécime 4 do AN (metal de base).

Figura 34 - Imagens MEV do AN: a) Região central da face de fratura; b) Frente de trinca.



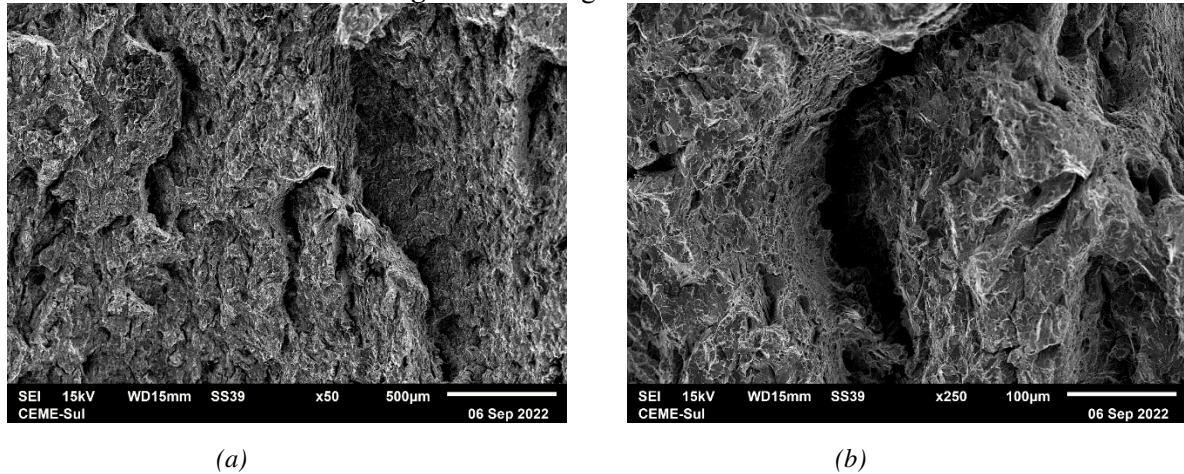
A Figura 34a representa uma região central da face de fratura. A imagem revela uma superfície irregular com cavidades e relevos, cercados por pontos que sugerem uma fratura transgranular, com um destes pontos sendo marcado na imagem, bem como pontos com características morfológicas distintas das típicas em aços estruturais submetidos a ensaios de tenacidade. Os pontos que representam as possíveis fraturas transgranulares podem ser indícios de decoesão resultante de uma trinca intergranular, sendo abordadas em detalhes nas Figuras 36 e 37.

A Figura 34b evidencia o crescimento de trinca invertido em relação à expectativa, ou seja: maior propagação nas bordas do que no núcleo do espécime. Tal fenômeno já havia sido comentado na seção de medição do comprimento de trinca segundo o método dos 9 pontos. A imagem também revela acentuada irregularidade na face de fratura, bem como fissuras significativas. Cabe ressaltar que a presença de algumas fissuras é usual em superfícies de fratura de aços estruturais. Porém, no caso dos espécimes do AN, o que chama a atenção é a quantidade de fissuras, associada à acentuada irregularidade de superfície.

Essas características atípicas foram consistentemente observadas nas demais análises

realizadas, corroborando os achados identificados no corpo de prova 4. A Figura 35 mostra imagens da superfície de fratura do corpo de prova número 2. A região amostrada é a parte central do espécime.

Figura 35 – Imagens de MEV – AN – CP02.



A Figura 35a proporciona uma visão mais abrangente da superfície da amostra, destacando elementos similares aos presentes no corpo de prova 4, sendo esses mais evidentes nas Figuras 35b e 37.

A Figura 37 evidencia a presença de "*feather marks*", conjuntamente com superfícies planas e lisas de fratura, indicando uma condição de clivagem. Contudo, no canto inferior direito, observa-se um "vale" na superfície da amostra, sugerindo a possibilidade de decoesão nessa região durante a fratura do corpo de prova.

As Figuras 35b e 36 oferecem uma ampliação detalhada da fissura presente na região central da Figura 35a. Com essa magnificação, é possível confirmar que o estado desejado de clivagem foi atingido no ensaio, mas também surge a possibilidade de ocorrência de decoesões nessa região.

Figura 36 - Região de alta tensão, adjacente à ponta da trinca. Na qual: Face de clivagem (FC); *Dimple* (D); Óxido (O); Trinca secundária (TS); Decoção (DC)

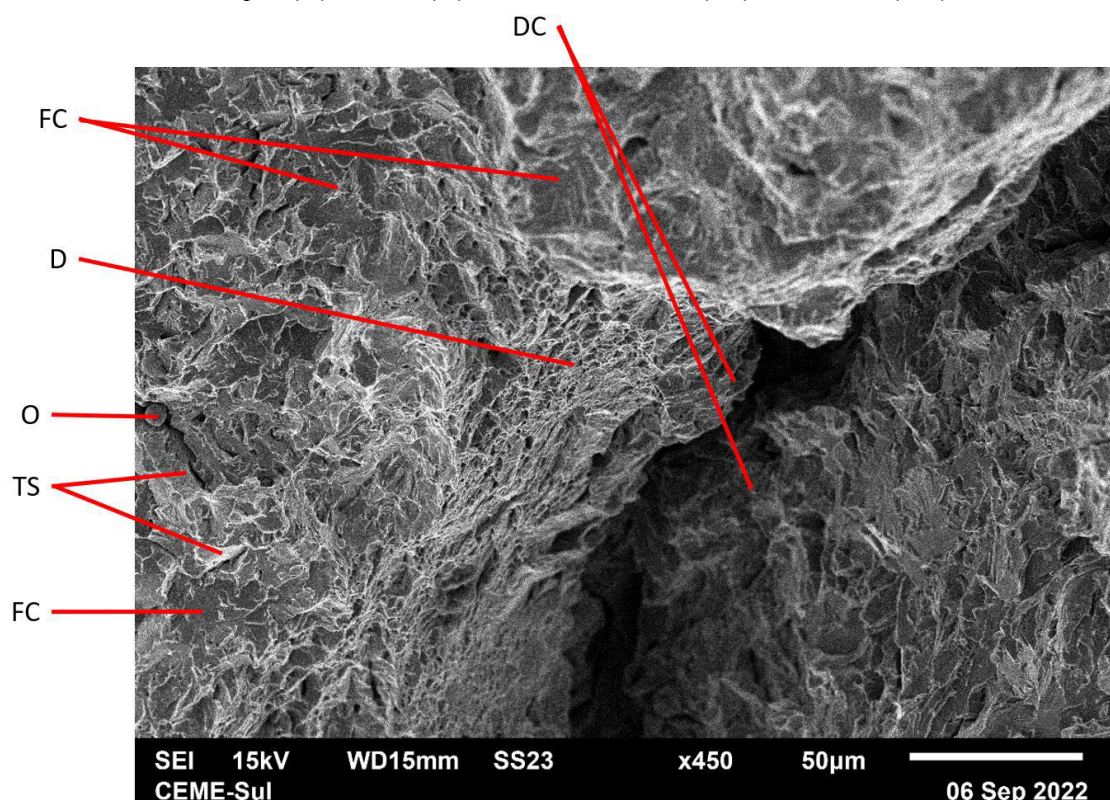
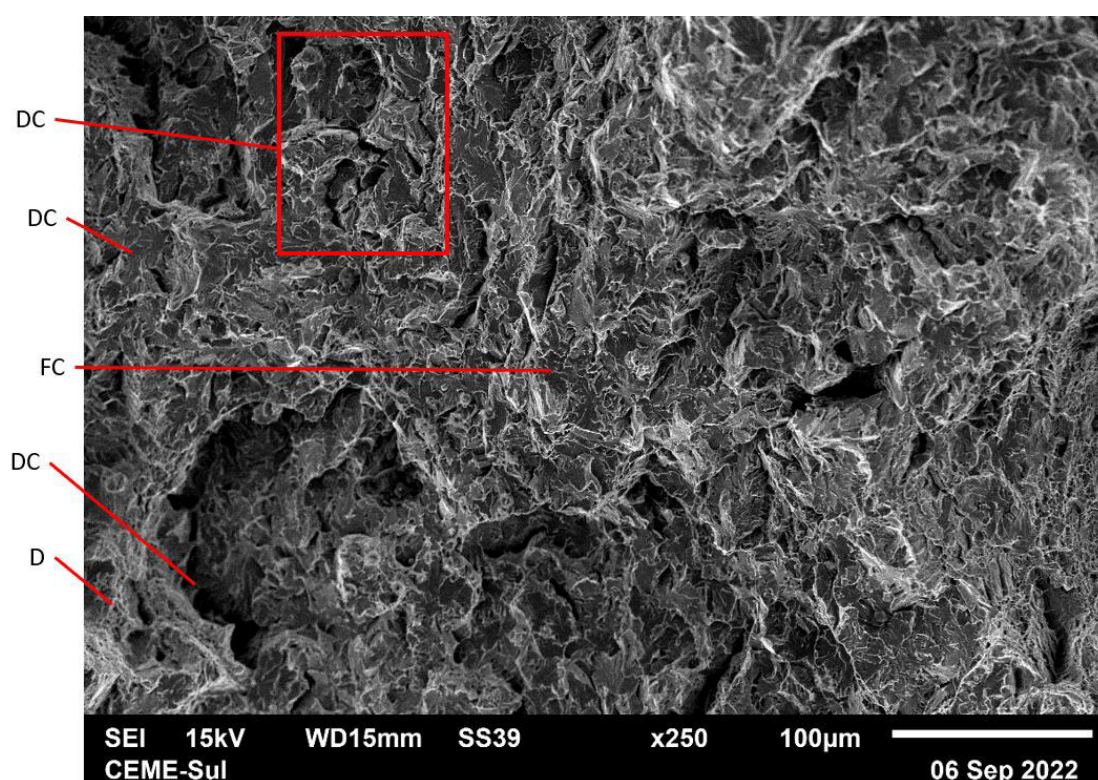


Figura 37 - Região próxima a ponta da trinca. Onde: Face de clivagem (FC); Dimple (D); Óxido (O); Trinca secundária (TS); Decoção (DC)

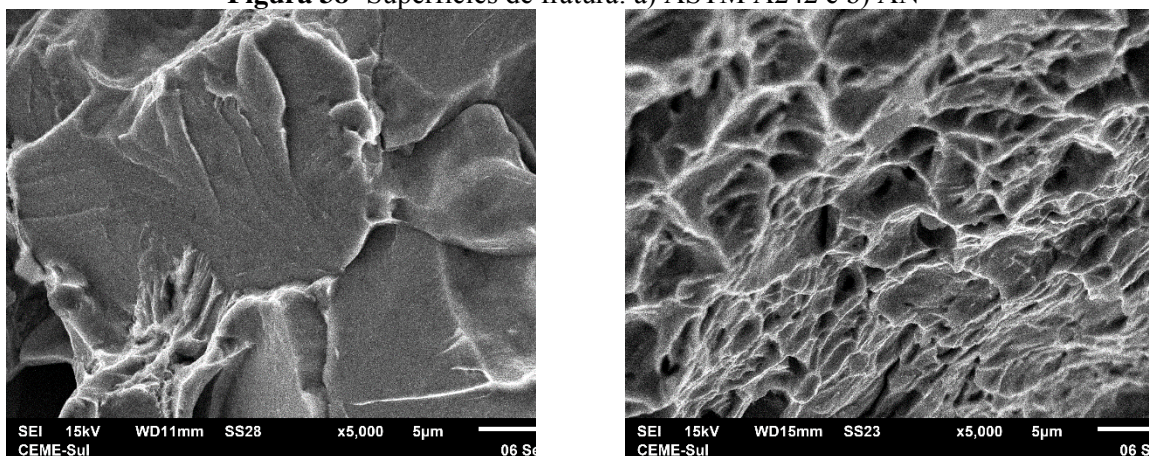


Como já mencionado, a região imediatamente à frente da ponta da trinca, localizada no centro do corpo de prova, está sujeita a uma componente transversal de tensão devido ao efeito Poisson. Em materiais com alta coesão, a fratura ocorre pela ruptura das partículas presentes na região logo adiante da ponta da trinca, geralmente dispostas no interior dos grãos. No caso do AN, como será explicado em seção posterior, constatou-se variedade considerável de partículas. Pode ter ocorrido também a presença de partículas ou sítios de segregação nos contornos dos grãos. Considerando apenas o primeiro caso, a condição de clivagem seria preservada, mas os valores de tenacidade à fratura seriam relativamente baixos. Já quando há segregação nos contornos de grão, é possível ocorrer a falha coesiva, ou seja, a ruptura intergranular, o que é particularmente prejudicial para a tenacidade do material. Por fim a coexistência de ambos os mecanismos de fratura também é possível.

As análises das superfícies de fratura indicam, portanto, que a diferença observada no nível de coesão interna do material pode ser responsável pela discrepância de desempenhos entre os aços ASTM A242 e NA nos ensaios de tenacidade.

As imagens apresentadas na Figura 38 foram obtidas por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), proporcionando uma melhor visão dos mecanismos de fratura presentes em cada amostra analisada.

Figura 38 -Superfícies de fratura: a) ASTM A242 e b) AN



(a)

(b)

A Figura 38a, apresenta predominância do mecanismo de clivagem no aço A242. Características típicas desse tipo de fratura, como degraus nos contornos de grãos, resultantes de mudanças nos planos preferenciais de separação, e “*feather marks*”, geradas durante a propagação da fratura, são facilmente identificadas. Na região inferior esquerda da imagem, ainda são observados resquícios de plasticidade. Esses resultados confirmam a adequação da temperatura de ensaio adotada para as amostras do aço A242.

Por outro lado, a Figura 38b apresenta inúmeras cavidades decorrentes de um comportamento dúctil, ou seja, nessa área específica, a falha ocorreu devido à coalescência dos vazios.

A Figura 36 fornece uma visão geral da região de alta tensão da qual a Figura 38b foi extraída. Essa região corresponde ao corpo de prova 2, que apresentou o menor valor de tenacidade dentro da amostra do aço AN. Nessa imagem, observamos diferentes processos de falha coexistindo, com faces de clivagem compartilhando espaço com áreas que apresentam comportamento dúctil (*dimples*). Além disso, a presença de uma população de trincas secundárias e faces relativamente lisas nas fendas pode ser indicativo de falha de coesão intergranular. Devido à complexidade da morfologia dos grãos e às pequenas dimensões de muitos deles, existe certa incerteza em relação às zonas de fratura de coesão, uma vez que essas podem ser compostas por grãos muito pequenos que sofreram clivagem.

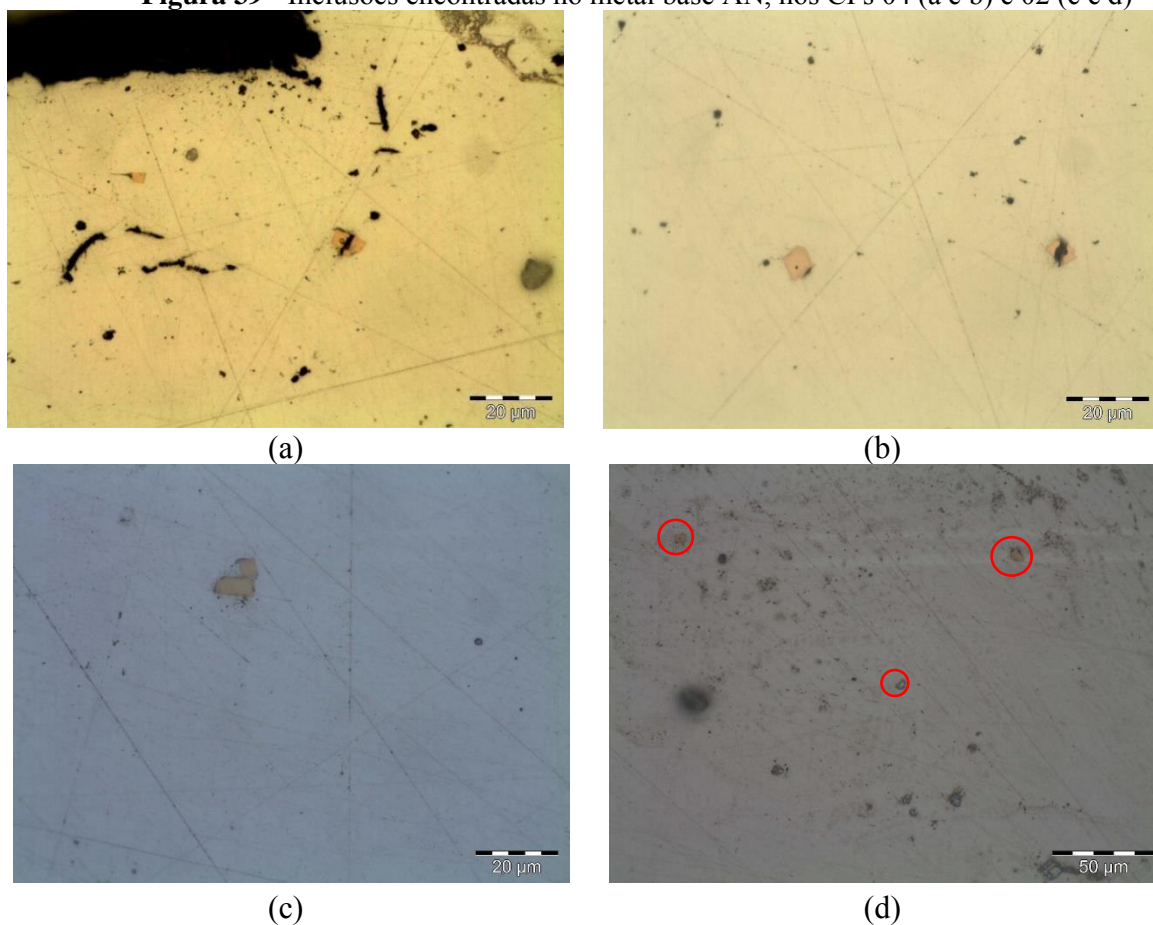
4.6.2 *Análise do material na região central da frente de trinca por MO/EDS – Metal Base*

É válido ressaltar que, em virtude das restrições de divulgação associadas ao material, esta seção não permite a divulgação integral dos resultados alcançados nesta fase do projeto.

Diante das características singulares observadas nos espécimes do AN, realizou-se uma investigação mais detalhada acerca das partículas presentes na região adjacente à superfície do material. Corpos de prova que apresentaram maior incidência dessas características foram escolhidos para um estudo aprofundado. A abordagem inicial envolveu microscopia óptica para mapear os pontos de interesse, os quais foram posteriormente investigados por meio de sensor EDS (Espectroscopia por energia dispersiva) em microscópio eletrônico de varredura.

Os corpos de prova CP04 e CP02 foram selecionados por exibirem de maneira mais evidente tais características singulares. Em muitas das imagens foram observadas partículas amarelas, de forma aproximadamente poligonal. A Figura 39 contém imagens da região próxima a superfície de fratura. Observa-se a presença das citadas partículas, algumas das quais com manchas vermiculares escuras transversais ou na interface com a matriz.

Figura 39 - Inclusões encontradas no metal base AN, nos CPs 04 (a e b) e 02 (c e d)



Essas inclusões foram identificadas em toda a superfície analisada dos corpos de prova, frequentemente concentrando-se em algumas regiões. A figura 39d mostra três desses pontos com uma ampliação de 500x, enquanto as figuras 39a e 39b exibem pares com uma ampliação de 1000x.

Com esse enfoque inicial de investigação, realizou-se a análise química por EDS de um desses pontos, sendo este visto na figura 40, cujos resultados são apresentados na Tabela 19.

Figura 40 - Imagem em BEC de partícula semelhante às encontradas com MO

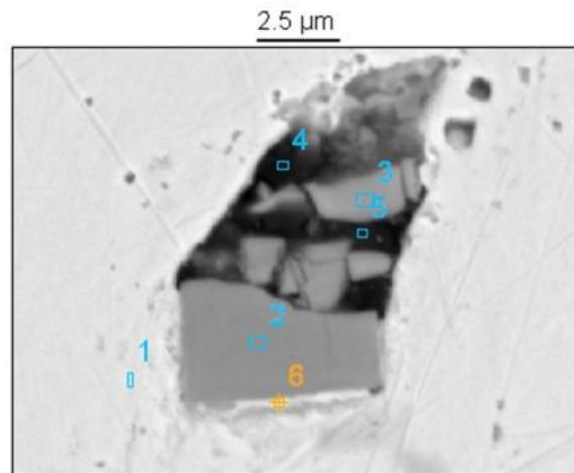


Tabela 19 - Análise EDS dos pontos 1 a 4 da Figura 40 [Weight%]. (*Ponto de referência na matriz)

Ponto	C	N	O	Fe	Mn	Si	Ti
1*	1,86	0,43	---	94,18	1,68	0,67	0,11
2	1,53	20,34	---	1,78	0,25	0,02	74,49
3	6,42	15,77	6,37	4,38	0,37	0,69	64,30
4	61,53	10,57	1,18	12,78	0,13	0,26	12,89

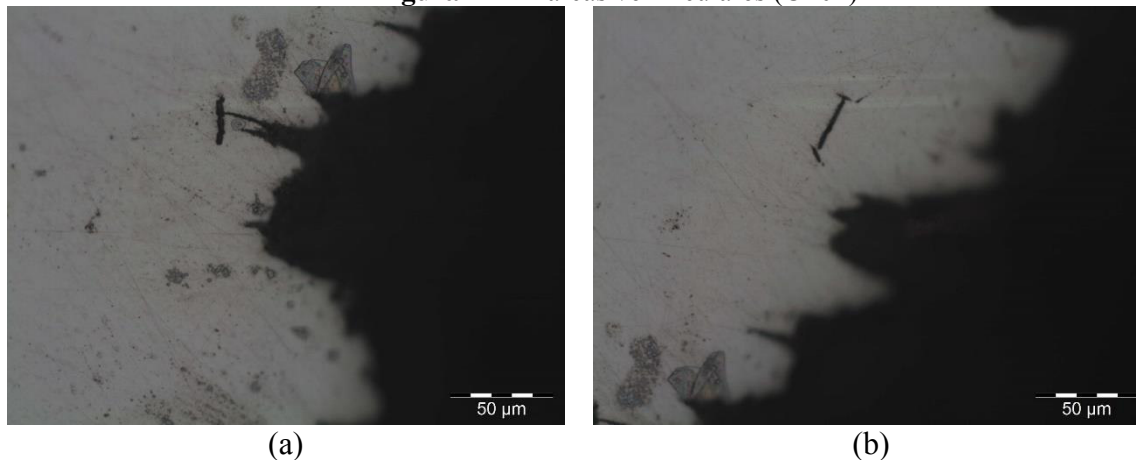
A análise por MEV/EDS revela que as manchas pretas identificadas nas inclusões durante a investigação com microscopia óptica indicam a fratura de sua superfície. Essa fratura é um indício de uma superfície com alta dureza e baixa tenacidade, decorrente da elevada concentração de elementos de liga nessa região. No ponto de amostragem 2 (Figura 40), situado sobre a parcela intacta da inclusão, observa-se presença mínima de ferro, sendo predominante o titânio. A composição química deste ponto 2, também corroborada pelo ponto de análise 3, indica se tratar de uma partícula de carbonitreto de titânio.

Essas concentrações sugerem a presença de heterogeneidade na superfície, com a concentração de elementos de liga formando partículas frágeis dentro da matriz ferrítica, em vez de se diluírem por solução sólida. Portanto dispersa sobre uma matriz de elevada ductilidade e baixa resistência mecânica, encontram-se inclusões extremamente duras e frágeis. Esse comportamento pode estar associado à variedade de mecanismos de fratura observados na superfície do material, conforme detalhado nas figuras 36 e 37.

As marcas vermiculares, visíveis nas figuras 41a, 41b e 39a, são observadas ao longo de todos os corpos de prova analisados. Embora a microscopia óptica tenha sido fundamental para essa análise, a falta de profundidade de campo dessa técnica torna imperativa a utilização

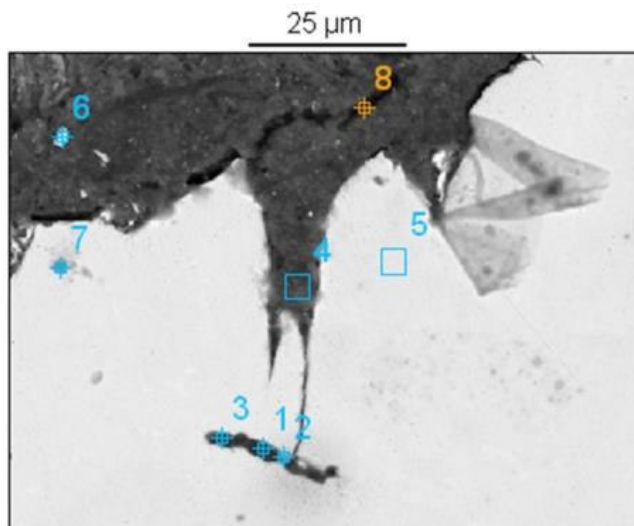
de uma técnica complementar para examinar sua morfologia mais detalhadamente.

Figura 41 - Marcas vermiculares (CP02)



Devido à dificuldade em discriminar se estas marcas se tratam de uma região com concentração de algum elemento ou, em outra hipótese, indicam pontos de separação parcial do material, a morfologia dessas marcas foi investigada por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Especificamente, a imagem MEV da marca presente na figura 41a é apresentada na Figura 42.

Figura 42 - Imagem de região com fissuras, compreendendo sub-regiões nas quais foi efetuada análise EDS.



A análise revelou que o ponto 7 possui elevado teor de carbono, sem destacar metais de adição significativos (além de manganês), não proporcionando uma indicação clara sobre sua estrutura. Entretanto, os pontos analisados em regiões semelhantes a fendas apresentaram elevados teores de carbono, nitrogênio e oxigênio, com teores de enxofre ligeiramente acima do desejado, especialmente nos pontos 1 e 8.

Duas hipóteses foram levantadas:

- i) As formas vermiculares podem ser trincas secundárias, originadas em regiões de encadeamento de partículas pequenas, predominantemente dispostas em contornos de grãos.
- ii) As formas vermiculares podem corresponder a ilhas de segregação ou fases secundárias. Neste caso, também é plausível a hipótese de que as manchas observadas não sejam fissuras.

Sobre a questão das marcas vermiculares serem ou não trincas secundárias, o elevado teor de carbono nos pontos internos sugere deposição inadvertida de partículas de diamante durante o polimento, explicando a queda nos teores de ferro e manganês. Isso corrobora a hipótese de que os entalhes observados são fissuras geradas durante o processo de falha, invalidando a consideração da composição química dos pontos sobre as fissuras na análise da microestrutura.

Dentro deste trabalho não foi possível definir precisamente os detalhes microestruturais responsáveis pelo desencadeamento das trincas secundárias e, por associação direta, do processo de fratura. Com isso foram levantadas as seguintes hipóteses:

A nucleação do processo de fratura pode ter ocorrido pelo colapso de partículas de grandes proporções, como o carbonitreto de titânio, na região de alta tensão, dispersas na matriz.

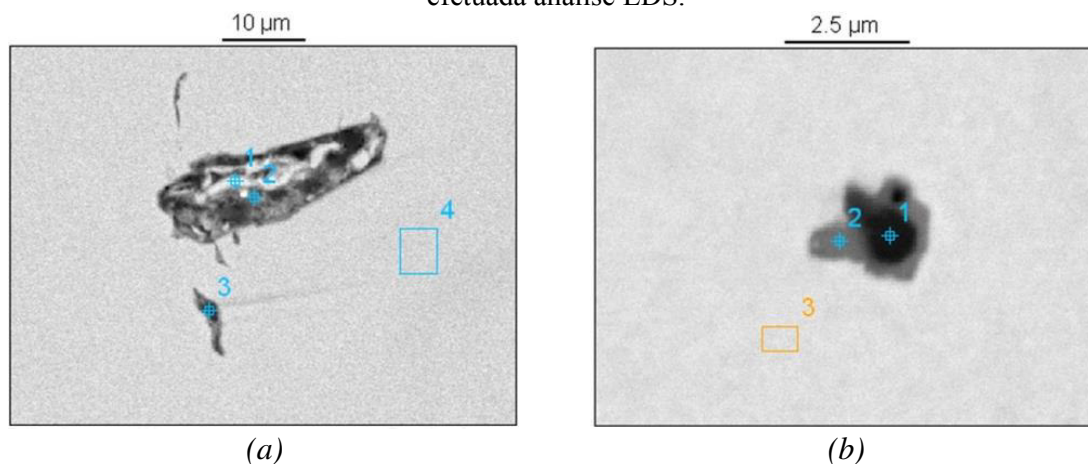
O processo de fratura pode ter sido ocasionado pela abertura de microfissuras em regiões fragilizadas na zona de alta tensão, correspondendo a zonas de segregação ou fases secundárias, predominantemente nos contornos de grãos.

O acúmulo de partículas formando pequenas linhas ou raias, aleatoriamente orientadas, pode contribuir para a formação de trincas secundárias (manchas vermiculares), evidenciado na figura 39a, que mostra a superposição da fratura de uma grande partícula com microfissuras secundárias.

A Figura 43 mostra outros detalhes microestruturais presentes na região da Figura 39(a). A ilha alongada mostrada na Fig 43(a), com comprimento aproximado de $25\ \mu\text{m}$ de comprimento, revelou características da perlita. No ponto de amostragem 1, a análise EDS indicou teores $\text{C} \approx 12,8\%$ e $\text{Fe} \approx 77,8\%$, enquanto o ponto 2 exibiu $\text{C} \approx 1,73\%$ e $\text{Fe} \approx 95,5\%$. A partícula na Figura 43(b), de formato circular e consideravelmente menor, possui um diâmetro de ordem micrométrica. A análise EDS realizada nesta partícula (ponto 1), revela uma composição relativamente complexa com teores elevados de nitrogênio, oxigênio, titânio e outros elementos de liga, os quais apresentam um teor discretamente acima do observado em

outras amostras, enquanto o enxofre está ligeiramente acima do desejado.

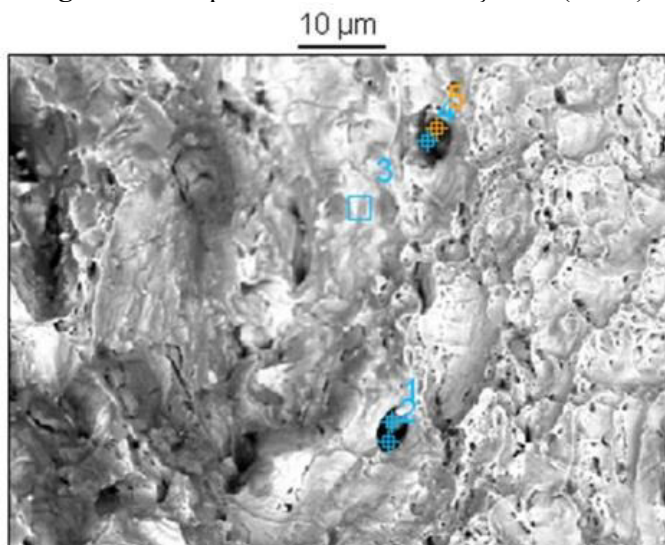
Figura 43 - Imagem de região com fissuras, compreendendo sub-regiões nas quais foi efetuada análise EDS.



No ponto 1 da figura 44, localizado em uma cavidade na superfície de fratura, foi identificado um aumento significativo nos teores de C, N e O, acompanhado por uma redução expressiva no teor de ferro e um acréscimo de alumínio. A ausência de destaques em outros elementos metálicos e a não utilização de alumina no polimento indicam uma partícula rica em alumínio, possivelmente oxidada superficialmente, devido à afinidade desse elemento com o oxigênio.

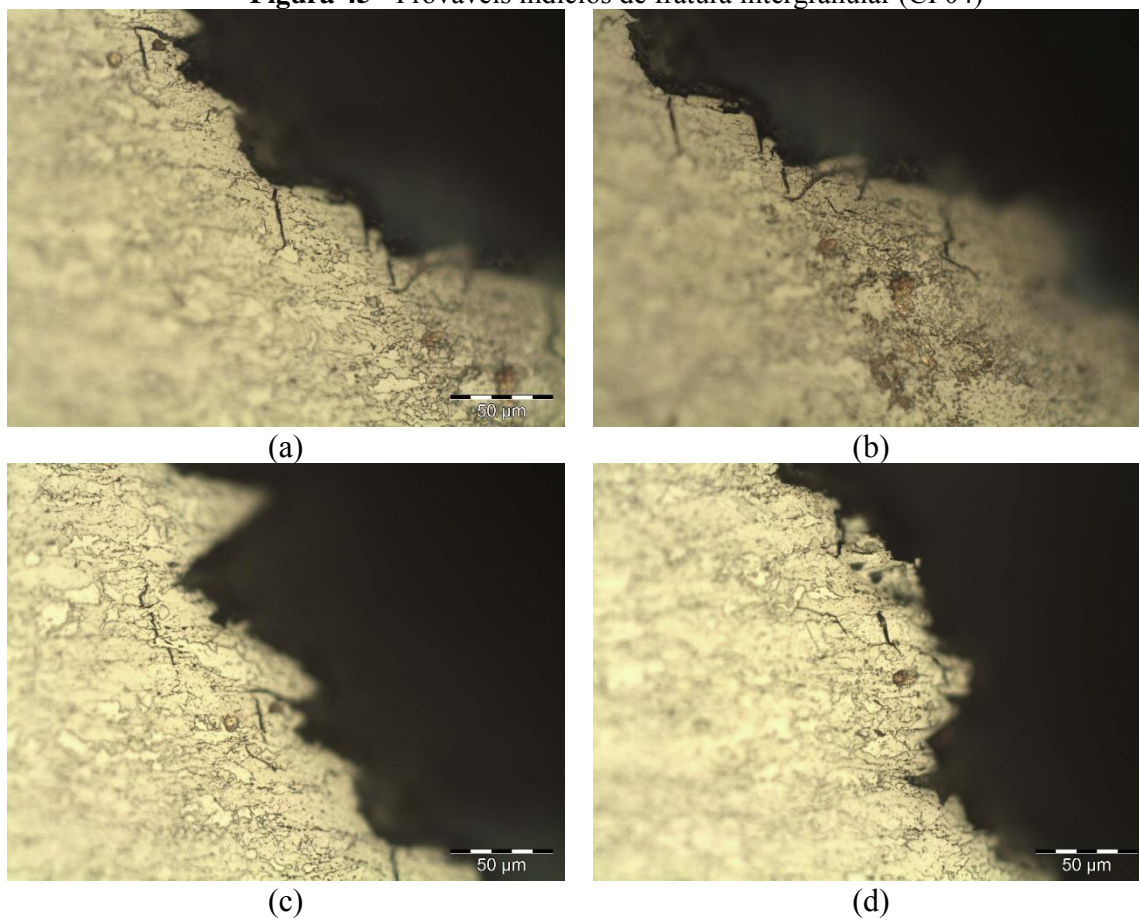
No ponto 4, os teores consideráveis de C e O, sem evidenciar elementos metálicos significativos, incluindo baixos níveis de fósforo e enxofre, dificultam a identificação de uma composição específica. Foi observada no ponto 5 uma alta presença de titânio sem um aumento proporcional de nitrogênio, ao contrário de observações anteriores. Apesar do teor moderado de carbono, a hipótese de ser carbeto de titânio permanece plausível.

Figura 44 - Superfície de fratura do aço AN (CP02) - BEC



Finalizando o procedimento de análise do AN e com o objetivo de elucidar o impacto gerado pela presença de diversas microrregiões frágeis no material, a Figura 45 mostra trincas secundárias situadas numa região adjacente à superfície de fratura. A amostra foi submetida a ataque para revelar a estrutura granular, revelando a coexistência de processos de fratura transgranular e intergranular na fissura em análise. Além disso, destaca-se a presença de uma partícula de grandes proporções, possivelmente carbonitreto de nióbio ou similar, que permaneceu intacta ao processo de fratura do corpo de prova.

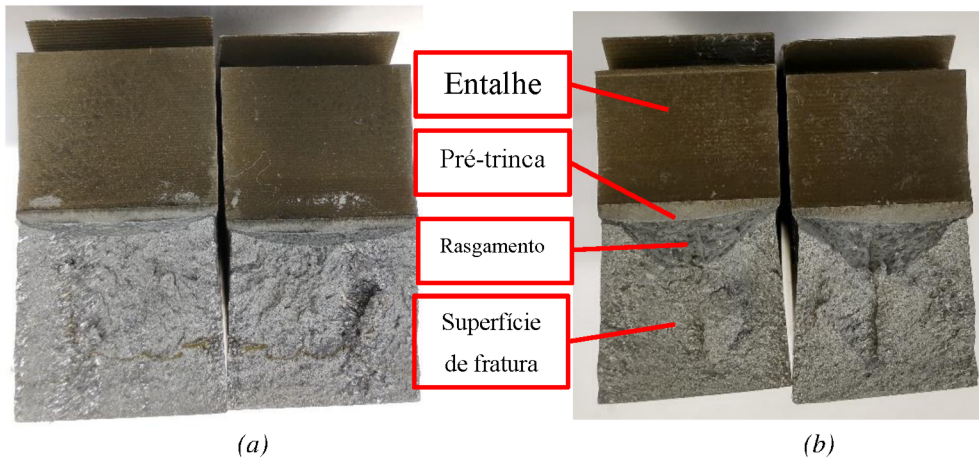
Figura 45 - Prováveis indícios de fratura intergranular (CP04)



4.6.3 Aspecto geral das superfícies de fratura – Metais de solda

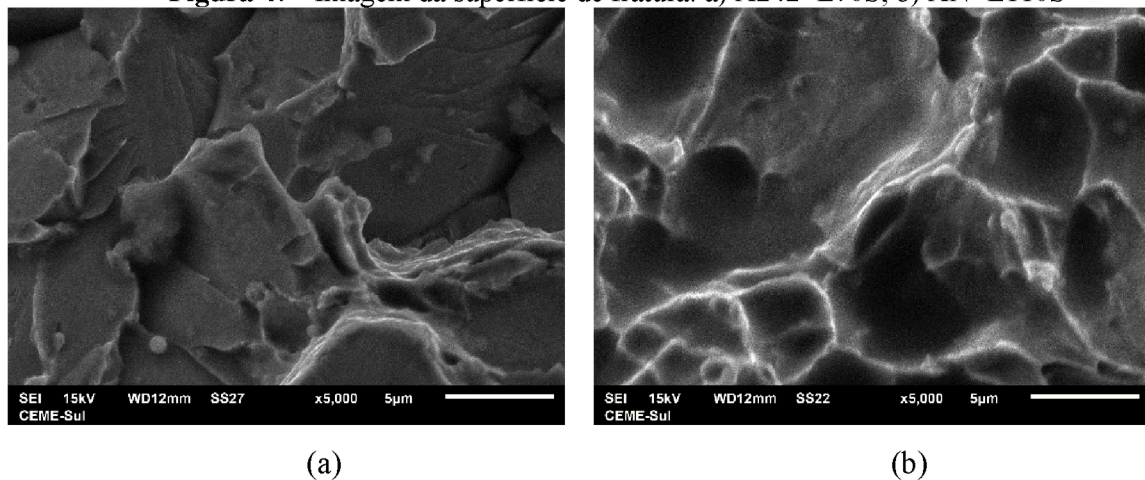
A Figura 46 exibe imagens da região de fratura de corpos de prova que manifestaram uma tenacidade superior. Nestes casos específicos, identificou-se uma área de rasgamento prévio à fratura, evidenciando a predominância de um comportamento dúctil.

Figura 46 - Imagens de corpos de prova fraturados: a) CP3 de ASTM A242+E70S e b) CP6 de AN+E110S.



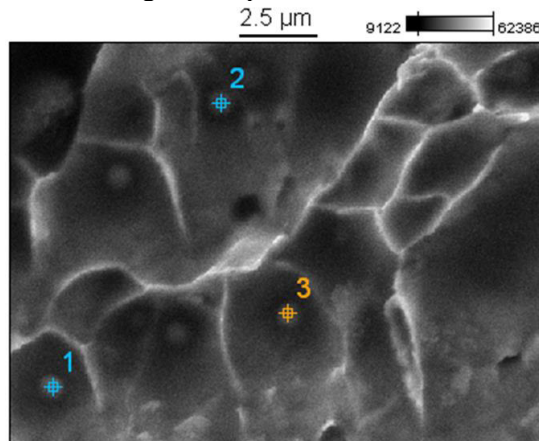
As Figuras 47a e 47b apresentam imagens das superfícies de fratura, capturadas por microscopia eletrônica. Ambas as situações revelaram um padrão de fratura misto, com uma clara predominância da clivagem. No entanto, essa predominância foi mais evidente no caso ASTM A242+E70 em comparação com o AN+E110S.

Figura 47 - Imagem da superfície de fratura: a) A242+E70S; b) AN+E110S



A região destacada na Figura 47b, correspondente ao caso AN+E110S, exibe uma menor propensão à clivagem. Essa região foi escolhida devido à presença significativa de crateras características da fratura dúctil. Algumas das partículas nesta imagem foram submetidas à análise por Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS).

Figura 48 - Imagem das partículas alvo de análise EDS



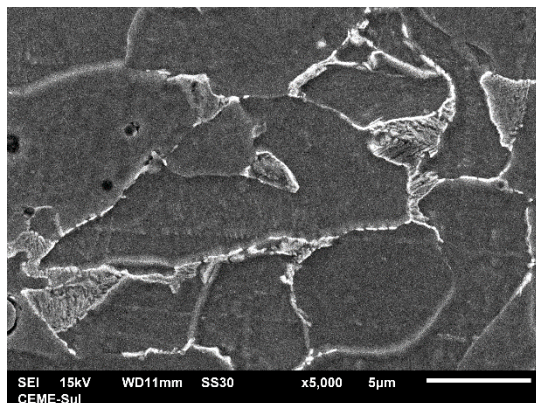
A Tabela 23 destaca os elementos de maior relevância identificados na amostra. Apesar da incerteza inerente às medições de elementos com baixo peso atômico, os dados apontam para a presença significativa de carbonetos ou carbonitreto na composição. Adicionalmente, uma hipótese plausível para a Partícula 1 corresponde ao silicato de manganês (MnO_3Si).

Tabela 20 - Resultados obtidos por EDS - AN+E110S

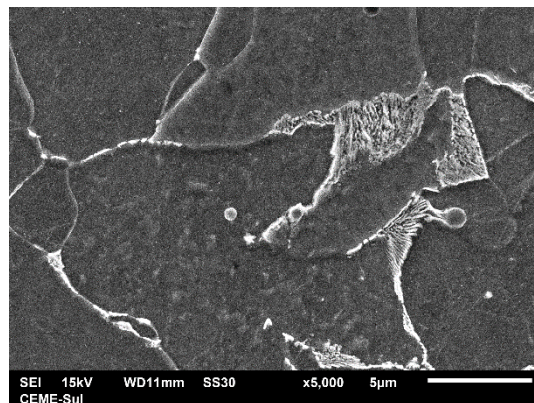
	<i>C</i>	<i>N</i>	<i>O</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>S</i>	<i>Ti</i>	<i>Cr</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Co</i>	<i>Ni</i>	<i>Nb</i>	<i>Mo</i>
Pto (1)	22.7	2.5	8.2	0.14	5.97	0.30	0.11	0.18	13.5	45.3	0.15	0.33	0.18	0.37
Pto (2)	35.2	2.1	---	0.08	0.34	0.14	---	0.13	0.95	59.2	0.13	1.06	0.06	0.43
Pto (3)	19.5	2.0	---	0.55		0.08	---	0.07	0.54	75.2	0.00	1.31	0.19	0.25

No contexto da microestrutura analisada nos cortes realizados nos corpos de prova fraturados, a Figura 49 apresenta, na superfície gerada pelo corte longitudinal conforme exemplificado na Figura 32, as áreas correspondentes ao rasgamento e à fratura final (Figura 46b).

Figura 49 - Centro de um corpo de prova A242+E70 fraturado: a) região onde houve rasgamento e b) região correspondente à fratura final.



(a)



(b)

A análise da microestrutura na região de iniciação do processo de fratura, imediatamente após a ponta da trinca no miolo do corpo de prova, revelou uma composição preponderante de ferrita e perlita. Essa estrutura é característica das modificações térmicas causadas por passes posteriores. A presença predominante de ferrita, exibindo uma morfologia aproximadamente poligonal, pode ter desempenhado um papel significativo no processo de rasgamento e contribuído para os notáveis valores de tenacidade registrados.

Apesar de proporcionar uma compreensão satisfatória do comportamento em fratura do material, as análises indicam a necessidade de condução de novos ensaios em temperaturas ligeiramente mais baixas. Essa abordagem visa mitigar o fenômeno de rasgamento identificado anteriormente, promovendo uma análise mais abrangente e refinada do desempenho do material em condições variadas.

5 Conclusão

Com base nas análises realizadas, foi identificado que o aço AN (metal de base) apresenta diversos detalhes microestruturais, os quais podem atuar concomitantemente para desencadear o processo de fratura e, desta forma, contribuir para a baixa tenacidade. Partículas aproximadamente poligonais, de dimensões consideráveis, dentre elas o nitreto (ou carbonitreto) de titânio, estão dispersas em grande número na estrutura. Estas partículas convivem com carbonetos e sulfetos de menores dimensões. Além disso, microregiões com acúmulo de segregados ou fase secundária foram observadas.

A abordagem da integridade estrutural, no caso de um aço estrutural, atribui um nível maior de relevância à capacidade de mitigar os efeitos deletérios ocasionados por trincas do que à própria resistência mecânica. Nos corpos de prova da liga AN, as análises *post-mortem* indicaram a coexistência de três modos de falha: a clivagem, ruptura dúctil e, possivelmente, decoesão (fratura intergranular). O fenômeno de *pop-in*, comumente observado em aços convencionais, não foi evidente nos corpos de prova da liga AN. Por outro lado, pouco antes da ruptura final dos corpos de prova de tenacidade à fratura do AN, era escutado um ruído suave de esmigalhamento. Este ruído pode estar relacionado ao desencadeamento simultâneo de vários modos de falha e, em especial, à decoesão.

A presença significativa de inclusões no material pode ter facilitado a coexistência de clivagem, comportamento dúctil e decoesão. Dentre esses três tipos de fratura, a fratura dúctil, observada em áreas relativamente extensas, pode ser mitigada pela redução da temperatura de ensaio. Além disso, durante a ciclagem para geração de pré-trincas, observou-se um padrão não usual de propagação nas regiões adjacentes ao plano central, sugerindo a concentração de partículas desencadeadoras do processo de fratura em camadas específicas ao longo da espessura da chapa.

Na análise do metal de solda, a região de iniciação da fratura apresentou uma estrutura composta principalmente por ferrita e perlita, modificada pelo calor imposto por passes posteriores. A predominância da ferrita, com uma estrutura aproximadamente poligonal, pode ter contribuído para o rasgamento e os elevados valores de tenacidade obtidos. Apesar da diferença entre as temperaturas de ensaio e a T_0 calculada de cada material, foram obtidos resultados satisfatórios. Essas considerações destacam a complexidade da mecânica da fratura no material estudado, exigindo uma abordagem criteriosa para melhorar suas propriedades mecânicas e, conseqüentemente, sua integridade estrutural.

6 Sugestões para trabalhos futuros

Os indícios apresentados sugerem que as partículas de menor dimensão podem desempenhar um papel preponderante no desencadeamento do processo de fratura. No entanto, é importante ressaltar que essa alegação carece de validação, uma vez que carbonitreto fraturados foram igualmente identificados tanto em amostras atacadas quanto em imagens capturadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Uma investigação mais abrangente dos mecanismos envolvidos na iniciação de trincas no aço AN pode ser conduzida por meio de microscopia eletrônica de transmissão (MET), especialmente nas regiões de contorno de grão.

Apesar dos resultados obtidos até o momento representarem de maneira satisfatória o comportamento em fratura do material, propõe-se a realização de novos ensaios. Estes deveriam ser conduzidos em temperaturas mais baixas e acompanhados por um processo mais minucioso de caracterização do material. Essa abordagem mais abrangente permitiria uma compreensão mais profunda dos fatores que influenciam a mecânica da fratura no aço AN e nos metais de solda, contribuindo para a melhoria da confiabilidade e desempenho do material em aplicações práticas.

7.1 Referências Nominais

[1] DEFLORIAN, F. et al., Premature corrosion failure of structural highway components made from weathering steel, **Engineering Failure Analysis**, Percentil Scopus: 85%, v. 9, 2002.

[2] GLASSMAN, J. D. et al., Mechanical properties of weathering steels at elevated temperatures, **Journal of Constructional Steel Research**, Percentil Scopus: 85%, v.168, 2020.

[3] KRIVY, V. et al., Development and failures of corrosion layers on typical surfaces of weathering steel bridges, **Engineering Failure Analysis**, Percentil Scopus: 88%, 2015.

[4] ZHOU, L et al. Investigation on crack propagation in band-like rust layers on weathering steel. **Construction and Building Materials**, Percentil Scopus: 95%, v. 281, 26 abr. 2021.

[5] TEWARY, N. K. et al., Microstructural characterization and corrosion performance of old railway girder bridge steel and modern weathering structural steel. **Corrosion Science**, Percentil Scopus: 92%, v. 113, p. 57–63, 1 dez. 2016.

[6] BARBOSA, V. S. et al. Charpy impact energy correlation with fracture toughness for low alloy structural steel welds. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, Percentil Scopus: 95%, v. 113, 1 jun. 2021.

[7] WANG, Z. et al. Role of inclusion and microstructure on corrosion initiation and propagation of weathering steels in marine environment. **Journal of Materials Research and Technology**, Percentil Scopus: 86%, v. 10, p. 306–321, 1 jan. 2021.

[8] ZHANG, T. et al. The function of Cr on the rust formed on weathering steel performed in a simulated tropical marine atmosphere environment. **Construction and Building Materials**, Percentil Scopus: 95%, v. 277, 29 mar. 2021.

[9] DOMINGOS, F. **Princípios da proteção de estruturas metálicas em situação de corrosão e incêndio coletânea do uso do aço**, volume 2, 1ª ed, 2020.

[10] BARBOSA, V. S., **Investigação experimental dos efeitos de geometria e de carregamento sobre a distribuição dos valores de tenacidade à fratura por clivagem medidos na região de transição dúctil-frágil de um aço estrutural ferrítico**, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2019.

[11] American Society for Testing and Materials, **Standard test method for**

measurement of fracture toughness, ASTM E1820-20 (2020).

[12] American Society for Testing and Materials, **Standard test method for determination of reference temperature, T₀, for ferritic steels in the transition range**, ASTM E1921-19 (2019).

[13] British Standard, Fracture mechanics toughness tests - Part 1. **Method for determination of K_{Ic}, critical CTOD and critical J values of metallic materials**, BS 7448-1:1991 (1991)

[14] American Society for Testing and Materials, **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**, ASTM E23-18 (2018).

[15] ERICKSONKIRK, M. et al. **Insights and observations arising from curve-fitting the Charpy V-notch and tensile data contained within the United States' light water reactor surveillance database**, in ASME 2008 Pressure Vessels and Piping Division Conference, 2008, pp. 389–396

[16] AHOLA, A. et al. Ultimate capacity of SHS X-joints made of normal and high-strength weathering steels. **Journal of Constructional Steel Research**, Percentil Scopus: 88%, v. 198, 1 nov. 2022.

[17] HARA, S. et al. Taxonomy for protective ability of rust layer using its composition formed on weathering steel bridge. **Corrosion Science**, Percentil Scopus: 92%, v. 49, n. 3, p. 1131–1142, mar. 2007.

[18] ALBRECHT, P. et al. **Guidelines for the use of weathering steel in bridges**, National cooperative highway research program report, v. 314, 1989.

[19] WANG, Y. et al. Microstructure and mechanical properties of weathering mild steel joined by friction stir welding. **Materials Science and Engineering A**, Percentil Scopus: 94%, v. 823, 17 ago. 2021.

[20] MIT Department of Civil and Environmental Engineering, **Design of Steel Structures: Chemical Composition of Structural Steels**, 1999 50–51, Massachusetts <http://web.mit.edu/1.51/www/pdf/chemical.pdf>.

[21] FUSHIMI, M. et al, Development of fire-resistant steel frame building structures, **Nippon Steel Tech. Rep.**, p. 29–36, 1995.

[22] European Committee for Standardization, EN1993-1-1, Eurocode 3 - Design of Steel Structures—Part 1–1: **General Rules and Rules for Buildings**, CEN, Brussels, 2009.

[23] American Society for Testing and Materials (ASTM). **Selected ASTM standards for structural steel fabrication**. 1997.

[24] KIM, J.J. et al, Instrumented indentation testing and FE analysis for investigation of mechanical properties in structural steel weld zone, **International Journal of Mechanical Sciences**, Percentil Scopus: 95%, v.103, p. 265–274, 2015.

[25] DI LORENZO, G. et al. Iron alloys and structural steels from XIX century until today: Evolution of mechanical properties and proposal of a rapid identification method. **Construction and Building Materials**, Percentil Scopus: 95%, v. 302, 4 out. 2021.

[26] DING, J. et al. Parametric studies on fire resistance of fire-resistant steel members. **Journal of Constructional Steel Research**, Percentil Scopus: 88%, v. 60, n. 7, p. 1007–1027, jul. 2004.

[27] HU, J. et al. Microstructure and mechanical properties of TMCP heavy plate microalloyed steel. **Materials Science and Engineering A**, Percentil Scopus: 94%, v. 607, p. 122–131, 23 jun. 2014.

[28] KELLY, F. et al. A comparison of the mechanical properties of fire-resistant and S275 structural steels, **Journal of Constructional Steel Research**, Percentil Scopus: 88%, v. 50, p. 223-233, 1999.

[29] KUMAR, W. et al. Mechanical properties of conventional structural steel and fire-resistant steel at elevated temperatures. **Journal of Constructional Steel Research**, Percentil Scopus: 88%, v. 181, 1 jun. 2021.

[30] NGUYEN, N. et al. E. Microstructure and strain rate sensitivity behavior of SM490 structural steel weld zone investigated using indentation. **Construction and Building Materials**, Percentil Scopus: 95%, v. 206, p. 410–418, 10 maio 2019.

[30] SAKUMOTO, Y. et al. High-temperature properties of fire-resistant steel for buildings, **Journal of Structural Engineering**, Percentil Scopus: 81%, v. 118, p. 392-407, 1992.

[31] WALLIN, K., The size effect in K_{IC} results, **Engineering fracture mechanics**, **Engineering fracture Mechanics**, Percentil Scopus: 90%, v. 22, p. 149-163, 1985

[32] WALLIN, K., Guidelines for deriving fracture toughness estimates from normal and miniature size Charpy-V specimen data, **Rakenteiden Mekaniikka**, v. 25, n 3, 1992, ss. 24 -40.

[33] WALLIN, K. et al., Theory based statistical interpretation of brittle fracture toughness of reactor pressure vessel steel 15X2MnA and its welds, **Nuclear Engineering and Design**, Percentil Scopus: 67%, v.135, p. 239-246, 1992.

[34] WALLIN, K. et al., Master Curve analysis of inhomogeneous ferritic steels.

Engineering Fracture Mechanics, Percentil Scopus: 90%, v. 71, n. 16–17, p. 2329–2346, nov. 2004.

[35] ANDERSON, T.L., **Fracture mechanics: fundamentals and applications**, 4th ed. Boca Raton: CRC Press, 2017.

[36] D. A. CURRY & J. F. KNOTT., **Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel**, Metal Science, 12:11, 511-514, 1978.

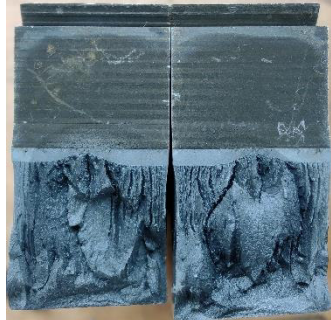
[37] RUGGIERI, C., **Fractus 2D: numerical computation of fracture mechanics parameters for 2-D cracked solids.**, Tech. Rep.: Fractus 2D Software, NAMEF/PNV/USP, São Paulo, 2011.

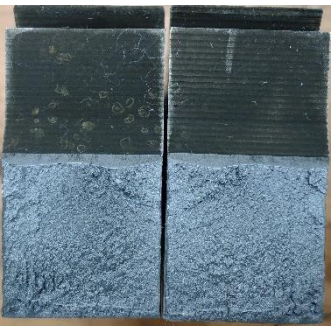
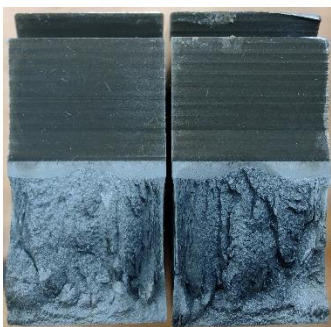
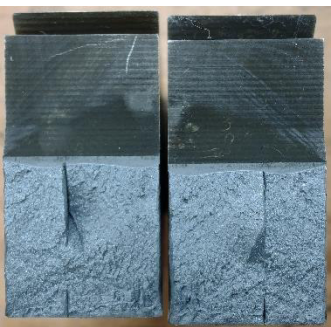
[38] KOU, S., **Welding Metallurgy.**, 2º Edição. Hoboken: Wiley Interscience, 2003. 461p.

[39] MODENESI, Paulo J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais**, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, abril de 2012.

[40] DIAS, Márcia F. M. **Efeitos dos Consumíveis no Metal Depositado com e sem Adição de Pó Metálico em Aço de Resistência Ambiental.** São Carlos: USP, Campus de São Carlos, 2022. Universidade de São Paulo, Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais.

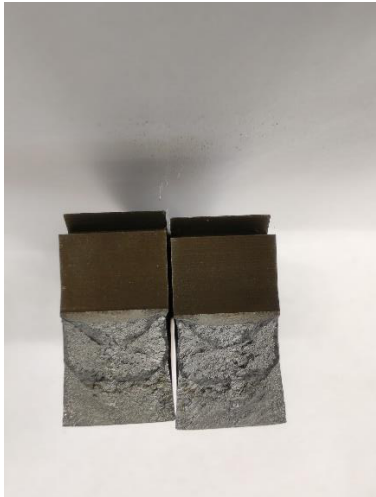
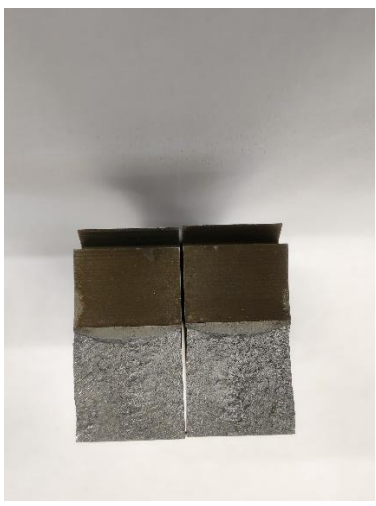
Tabela 21 - Frentes de trinca - Metais base.

Nº CP	ASTM A242 ($T_{ensaio} = -85^{\circ}C$)		AN ($T_{ensaio} = -1^{\circ}C$)	
	J _c [kJ/m ²]	Superfície de Fratura	J _c [kJ/m ²]	Superfície de Fratura
1	129,59		103,49	

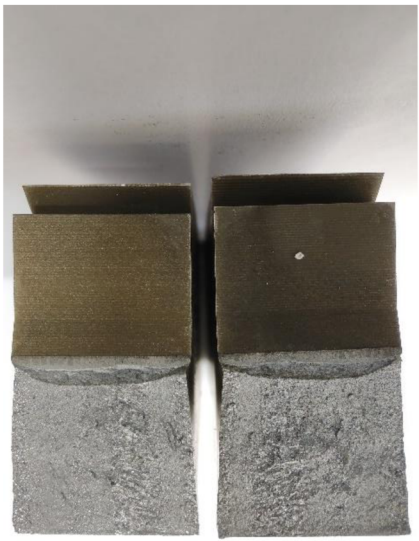
2	54,27		31,35	
3	72,77		44,32	
4	125,77		125,47	
5	134,95		99,05	
6	93,59		97,54	

7	119,46			
---	--------	---	--	--

Tabela 22 - Frentes de trinca - Metais de solda.

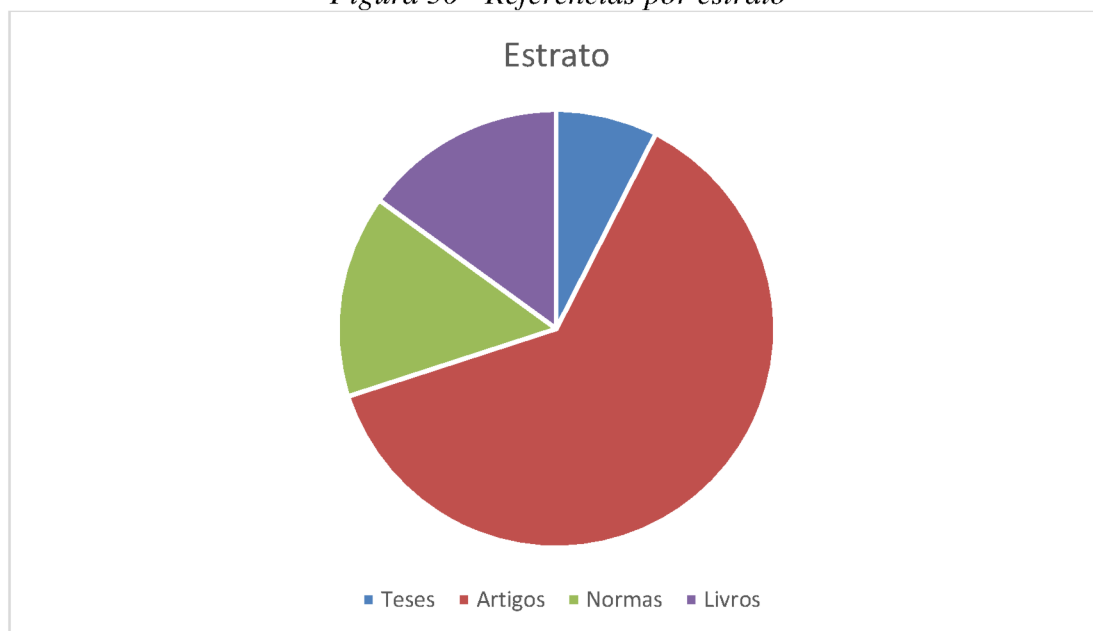
Nº CP	ER70S ($T_{ensaio} = -70^{\circ}C$)		ER110S ($T_{ensaio} = -45^{\circ}C$)	
	J_c [kJ/m ²]	Superfície de Fratura	J_c [kJ/m ²]	Superfície de Fratura
1	370,12		308,19	
2	295,68		211,86	

3	470,09		159,25	
4	240,23		217,91	
5	457,82		113,98	

6	683,62		312,4	
---	--------	---	-------	---

7.2 Referências por Estrato

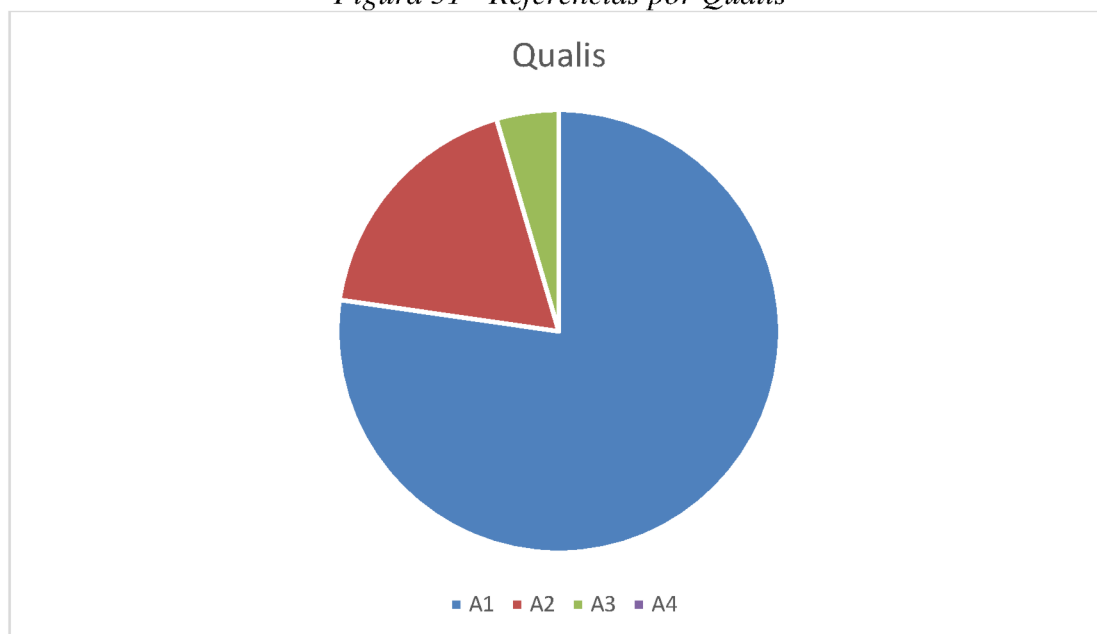
Figura 50 - Referencias por estrato



Fonte: Próprio autor.

7.3 Referências por Qualis

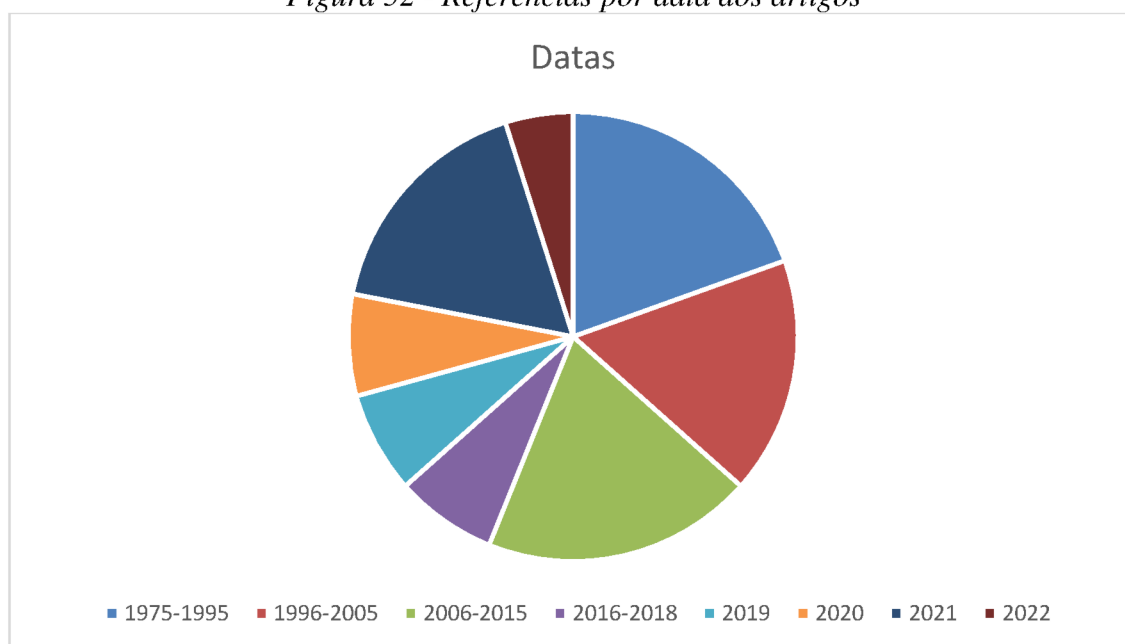
Figura 51 - Referencias por Qualis



Fonte: Próprio autor.

7.4 Referências por Data dos Artigos

Figura 52 - Referencias por data dos artigos



Fonte: Próprio autor.