



NATALÍCIO DE MEDEIROS NASCIMENTO

**Avaliação da tenacidade à fratura de juntas
soldadas por atrito com pino não consumível
em aço inoxidável supermartensítico**

09/2014

CAMPINAS
2013



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

NATALÍCIO DE MEDEIROS NASCIMENTO

**Avaliação da tenacidade à fratura de juntas
soldadas por atrito com pino não-consumível
em aço inoxidável supermartensítico**

Dissertação de Mestrado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas como parte dos requisitos exigidos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de Projeto Mecânico.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Alberto Cimini Júnior

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO
FINAL DA DISSERTAÇÃO DEFENDIDA PELO
ALUNO NATALÍCIO DE MEDEIROS
NASCIMENTO E ORIENTADA PELO PROF. DR.
CARLOS ALBERTO CIMINI JÚNIOR

A handwritten signature in blue ink, reading "Carlos Alberto Cimini Jr.", is written over a dotted line.

ASSINATURA DO(A) ORIENTADOR(A)

Campinas
2013

Ficha catalográfica
Universidade Estadual de Campinas
Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura
Elizangela Aparecida dos Santos Souza - CRB 8/8098

N17a Nascimento, Natalício de Medeiros, 1982-
Avaliação da tenacidade à fratura de juntas soldadas por atrito com pino não-consumível em aço inoxidável supermartensítico / Natalício de Medeiros Nascimento. – Campinas, SP : [s.n.], 2013.

Orientador: Carlos Alberto Cimini Júnior.
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Aço inoxidável - Soldagem. 2. Aço - Fratura. 3. Ligas de aço - Soldagem. 4. Fratura. 5. Mecânica da fratura. I. Cimini Júnior, Carlos Alberto. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Informações para Biblioteca Digital

Título em outro idioma: Evaluation of fracture toughness of joints welded by friction with non consumable pin in supermartensitic stainless steel

Palavras-chave em inglês:

Welding - Stainless steel

Fracture - Steel

Welding - Steel alloys

Fracture

Fracture mechanics

Área de concentração: Mecânica dos Sólidos e Projeto Mecânico

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora:

Carlos Alberto Cimini Júnior [Orientador]

Gustavo Henrique Bolognesi Donato

Antônio José Ramírez Londono

Data de defesa: 02-12-2013

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE SISTEMAS INTEGRADOS**

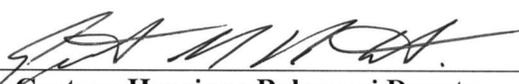
DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

**Avaliação da tenacidade à fratura de juntas
soldadas por atrito com pino não consumível em
aço inoxidável supermartensítico**

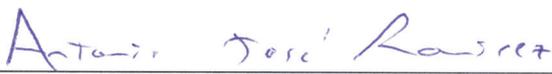
Autor: Natalício de Medeiros Nascimento

Orientador: Prof. Dr. Carlos Alberto Cimini Junior

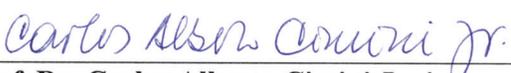
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



Prof. Dr. Gustavo Henrique Bolognesi Donato
DEM/FEI



Prof. Dr. Antonio José Ramirez Londoño
LNNANO/CNPEM



Prof. Dr. Carlos Alberto Cimini Junior
DEES/UFMG

Campinas, 02 de dezembro de 2013

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho ao governo federal, que através de seu empenho, vem erradicando a pobreza, reduzindo o desemprego, e investindo no desenvolvimento tecnológico de nosso país.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à Petrobras SA, pelo suporte financeiro necessário para a realização deste trabalho.

À Unicamp, pela oportunidade, aos professores, pelo empenho demonstrado durante o curso.

Aos Professores Carlos Cimini Júnior e Antônio José Ramirez Londono, pela orientação prestada.

Aos colegas Thaís, Victor e Júlian pelo apoio no laboratório.

Aos colegas da oficina mecânica do CNPEM pelo apoio na confecção dos corpos de prova.

À CAPES pela bolsa concedida.

Ao LNNANO, pela permissão de uso de suas instalações.

À Villares Metals, pelo fornecimento do material necessário.

RESUMO

A soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC), tem se mostrado muito útil na possível solução de limitações apresentadas por outros processos de soldagem, gerando juntas soldadas com menor nível de tensão residual e menor distorção final, permitindo soldar ligas metálicas não soldáveis por outros processos e apresentando a vantagem de não necessitar de material consumível. Porém, para uma possível aplicação prática desta tecnologia, torna-se importante o conhecimento de parâmetros de resistência mecânica, resistência à fadiga e resistência à fratura da junta soldada. Dentro desse contexto, este trabalho procurou avaliar experimentalmente a medida da tenacidade à fratura de juntas de aço inoxidável supermartensítico via SAPNC por meio de ensaios padronizados de CTOD (Crack Tip Opening Displacement) de acordo com a norma BS 7448. Para tanto, foi necessária a preparação de corpos de prova de tamanho padronizado em função da espessura da chapa. As chapas utilizadas foram usinadas com espessura de $17,7 \pm 0,2$ mm e posteriormente unidas por soldagem SAPNC, sendo a partir destas retirados corpos de prova de ensaio de flexão de três pontos. Procedendo-se à aplicação de uma carga senoidal sobre a amostra obtida, foram produzidas os pré-trincamentos necessários ao ensaio. Destes, obtiveram-se resultados que mostram que a soldagem deste material produz juntas com valores CTOD abaixo daqueles apresentados pelo material de base, fragilizando acentuadamente a junta soldada na chamada região de avanço. Além disso, o modo de fratura se mostrou dúctil, com a geometria do trincamento sendo fortemente influenciada pelas alterações microestruturais geradas pelo processo.

Palavras chave: Aço inoxidável-soldagem, Aço-fratura, Ligas de aço-soldagem, Fratura, Mecânica da fratura.

ABSTRACT

The friction welding with non-consumable pin (or simply Friction Stir Welding, FSW), has proved to be very useful in the solution of possible limitations presented by other welding processes, generating welded joints with lower residual stress and lower distortion, allowing welding of alloys not weldable by other processes and having the advantage of requiring no consumables. However, for a possible practical application of this technology, it becomes important to know the mechanical strength, fatigue strength and resistance to fracture of the welded joint. Within this context, this study sought to experimentally measure the fracture toughness of supermartensitic stainless steel joints made via FSW through standardized CTOD (Crack Tip Opening Displacement) tests in accordance with BS 7448 standard. For this was necessary to prepare specimens of standardized size as a function of plate thickness. The plates used were machined with a thickness of 17.7 ± 0.2 mm and subsequently joined by FSW welding, being then removed from these three point bending assay specimens. Proceeding applying a sinusoidal load on the obtained samples were produced precracks needed for testing. From these, were obtained results that show that the welding of this material produces joints with CTOD values below those presented by the base material, markedly weakening the welded joint in the region called advancing side. Furthermore, the fracture mode showed being ductile, and the geometry of the cracking being strongly influenced by the microstructural changes generated by the process.

Keywords: FSW, Supermartensitic Stainless Steel, CTOD, fracture toughness

ÍNDICE DE ILUSTRAÇÕES

Figura 3-1 - Aços inoxidáveis martensíticos.....	4
Figura 3-2 – Navio de lançamento de dutos pelo método de lançamento <i>reeling</i> , também chamado de <i>carretel</i>	7
Figura 3-3 - Zonas presentes na ZTA em junta soldada a arco com uso de arame tubular em aço inoxidável supermartensítico, evidenciando as regiões de metal de solda (<i>weld metal</i>), e diferentes zonas ZTAs (HAZ na imagem), sendo a zona HAZ 1 de metal parcialmente fundido, HAZ 2 a região com grande formação de ferrita δ , HAZ 3 onde há transformação parcial de austenita em ferrita δ , HAZ 4 região onde a martensita se transforma completamente em austenita, e HAZ 5, onde a martensita se transforma parcialmente em austenita. Há ainda a divisão da HAZ 4 nas regiões A, B e C, de acordo com a dissolução de carbeto e a recristalização ocorrida durante o processo, e a divisão da HAZ 5 em duas regiões, denominadas A e B, devido à diferente formação de austenita retida após o resfriamento a partir da austenita gerada durante o aquecimento.....	11
Figura 3-4 – Ilustração do processo de soldagem por atrito com pino não consumível, mostrando a designação das regiões de avanço e retrocesso em função do sentido de rotação da ferramenta. Também mostra a convenção utilizada para as direções Y e Z. A direção X é a mesma em que se dá o avanço da ferramenta ao longo da junta soldada.....	13
Figura 3-5 - Foto ilustrativa do processo SAPNC realizado no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais em barras de aço inoxidável supermartensítico.....	13
Figura 3-6 – Foto ilustrativa mostrando o conjunto de equipamentos utilizados na execução de soldas por atrito com uso de pino não consumível, indicando as linhas de refrigeração, que inclui fluxo de líquido e injeção de ar, juntamente com a ferramenta utilizada no processo e o sistema de fixação.....	14
Figura 3-7 - Zonas da junta soldada obtida, a partir de uma soldagem por atrito com pino não-consumível em dois passes em uma junta de aço inoxidável supermartensítico, em uma macrografia obtida a partir de um corte transversal seguido de ataque químico com Vilella.....	16
Figura 3-8 - Modos de carregamento possíveis em uma análise por via da mecânica da fratura.	17
Figura 3-9 – Coordenadas de um ponto a partir da raiz de uma trinca em uma placa infinita sujeita a carregamento unidirecional e uniforme.....	19

Figura 3-10 - Corpo de prova retangular padronizado segundo a norma BS 7448.	24
Figura 3-11 - Corpo de prova compacto padronizado pela norma BS 7448.	24
Figura 3-12 - Orientações possíveis para corpos de prova padronizados pela norma BS 7448 em relação à direção de laminação do corpo metálico de onde estes são retirados.	25
Figura 3-13 - Pré-trinca de fadiga localizada na raiz do entalhe em um corpo de prova do tipo retangular padronizado pela norma BS 7448.	26
Figura 3-14 - Clip Gage utilizado para medição do valor de CMOD.	27
Figura 3-15 - Dimensões durante ensaio em um corpo de prova do tipo retangular.	28
Figura 3-16 - Gráfico típico resultante de um ensaio de CTOD. Destacam-se as regiões devidas à deformação plástica (COD_p) e à deformação elástica (COD_e).	28
Figura 3-17 – Ilustração dos pontos de medição em um corpo de prova após ensaio CTOD padronizado para determinação do valor de tamanho de pré-trinca necessário ao cálculo do valor de CTOD.	29
Figura 3-18 - Pré-trincas com raízes de trinca onduladas (linhas pontilhadas) devidas à presença de tensão residual e de variação de estrutura metalúrgica em juntas soldadas.	30
Figura 3-19 – Ilustração do processo que gera a emissão de raios-x a partir de decaimentos entre camadas eletrônicas de um material analisado em microscopia eletrônica, na geração de dados por EDS.	32
Figura 3-20 – Espectro EDS típico obtido do material base utilizado.	33
Figura 4-1 - Participação em percentual de massa de cada componente no material de base utilizado.	34
Figura 4-2 - Microestrutura típica de material de base do aço inoxidável supermartensítico utilizado após ataque químico com Vilella.	35
Figura 4-3 - Aspecto geral da chapa de aço inoxidável supermartensítico após ser usinada, anteriormente ao processo de soldagem por fricção.	36
Figura 4-4 - Detalhe das marcas de ferramenta geradas durante o processo de fresamento das chapas de aço inoxidável supermartensítico utilizadas.	37
Figura 4-5 - Chapas soldadas obtidas pelo processo de soldagem por fricção utilizado.	37
Figura 4-6 - Aspecto geral da ferramenta utilizada na solda realizada por atrito com pino não consumível em chapas de aço inoxidável supermartensítico (dimensões em milímetros). O ponto onde é medida a temperatura (termopar) da ferramenta está destacado.	38

Figura 4-7 – Detalhe da ponta da ferramenta, mostrando a geometria espiral, tanto da região do ombro quanto do pino central, a qual promove a deformação plástica necessária ao processo de soldagem por atrito com pino não consumível.....	39
Figura 4-8 – Corte longitudinal da ponta da ferramenta utilizada na solda por atrito com uso de pino não-consumível em chapas de aço inox supermartensítico, mostrando as dimensões principais em milímetros.....	39
Figura 4-9 - Exemplo de gráfico obtido pela leitura das variáveis principais envolvidas no processo de soldagem por fricção utilizado. A distância percorrida (eixo das ordenadas) é dado em milímetros.....	40
Figura 4-10 – Orientação escolhida para a retirada dos corpos de prova para ensaio de tração padronizado pela norma ASTM E8 de 2012 e também dos corpos de prova CTOD padronizados segundo a norma BS 7448, quando retirados de metal de base.....	41
Figura 4-11 - Corpo de prova CTOD de seção quadrada utilizado, padronizado pela norma BS 7448.....	42
Figura 4-12 - Detalhe do polimento utilizado com o fim de facilitar a visualização das pré-trincas geradas através de carregamento cíclico.....	42
Figura 4-13 – Aspecto geral do corpo de prova CTOD de seção retangular em metal de base....	43
Figura 4-14 - Separação dos corpos de prova a partir de uma junta soldada por fricção.....	43
Figura 4-15 - Corpo de prova CTOD padrão, com dimensões em milímetros em função da espessura, padronizadas segundo a norma BS 7448.....	44
Figura 4-16 - Crescimento de trinca típico durante o processo de pré-trincamento dos corpos utilizados nos ensaios CTOD padronizados pela norma BS 7448, onde o tamanho de trinca foi medido durante o processo através da relação entre o CMOD e a força medidos durante o processo (compliance).....	46
Figura 4-17 - Detalhe da região trincada na raiz do entalhe de um corpo de prova de ensaio de tenacidade à fratura.....	47
Figura 4-18 - Corpo de prova de tração usinado a partir de metal de base em aço inoxidável supermartensítico na direção longitudinal à chapa utilizada, com dimensões em milímetros determinadas segundo a norma ASTM E8 de 2012.....	48

Figura 4-19 - Corpo de prova de tração usinado na direção transversal à chapa em aço inoxidável supermartensítico utilizada, com dimensões em milímetros determinadas segundo a norma ASTM E8 de 2012.....	48
Figura 4-20 - Corpos de prova de tração em aço inoxidável supermartensítico após usinagem. Os três corpos menores (à esquerda na figura) são aos corpos retirados na direção transversal à chapa, e os quatro corpos maiores (à direita na figura) retirados na direção longitudinal à mesma.	49
Figura 4-21 - Dimensões dos corpos de prova Charpy usinados em aço inoxidável supermartensítico.....	50
Figura 4-22 - Corpo de prova Charpy utilizado, obtido após a usinagem.....	50
Figura 4-23 – Extensômetro utilizado na medida de deformação da área útil de cada corpo de prova durante o ensaio de tração.	52
Figura 4-24 – Aspecto de corpo de prova utilizado para medição do coeficiente de Poisson do material de estudo, após o respectivo ensaio padronizado.	53
Figura 4-25 – Arranjo experimental para medição da deformação na mesma direção de aplicação da força, em uma câmara com temperatura controlada por meio de um termopar preso ao corpo de prova (A) e com a deformação medida por um extensômetro (B) com o fim de determinar o coeficiente de Poisson do material estudado.	54
Figura 4-26 - Arranjo experimental para medição da deformação na direção transversal à aplicação da força, em uma câmara com temperatura controlada com o uso de um termopar (A) em contato direto com o corpo de prova e com a deformação medida por meio de um extensômetro (B) com o fim de determinar o coeficiente de Poisson do material estudado.....	54
Figura 4-27 - Equipamento para o ensaio Charpy utilizado, fornecido pela Time Group INC, de modelo JB-W500.....	56
Figura 4-28 - Aparato experimental utilizado para a realização dos ensaios de CTOD segundo a norma BS 7448 de 1991 para os corpos de prova quadrados, onde é destacada a posição do termopar (A) utilizado no controle de temperatura e a posição do clip gage (B) utilizado na medição do tamanho de trinca durante o seu crescimento por fadiga e na medida do valor de CMOD durante o ensaio.	57
Figura 4-29 – Amostra de seção quadrada retirada do metal de base utilizado após o ensaio CTOD realizado.....	58

Figura 4-30 - Detalhe da região plastificada em uma amostra em metal de base de seção quadrada após o ensaio.....	58
Figura 4-31 – Aspecto típico geral do corpo de prova retangular em material base após o ensaio de tenacidade à fratura realizado.	58
Figura 4-32 - Aspecto típico geral do corpo de prova retangular em material de solda, com entalhe central, após o ensaio de tenacidade à fratura padronizado pelas normas BS 7448 e ASTM 1820	59
Figura 4-33 - Região fraturada de uma amostra de seção quadrada em metal de base (amostra 3), obtida por meio de quebra induzida por flexão em três pontos após resfriamento em nitrogênio líquido	59
Figura 4-34 - Flexão em três pontos em prensa hidráulica utilizada para o fraturamento frágil dos corpos ensaiados, com vista a permitir a medição de tamanho de pré-trinca de fadiga efetivo de acordo com as orientações da norma BS 7448	60
Figura 4-35 - Microestrutura típica de uma seção soldada por fricção, em dois passes, com lado de avanço coincidente, embutida em baquelite e posteriormente polida e atacada com Vilela ...	61
Figura 5-1 - Resultados dos ensaios de tração em aço inoxidável supermartensítico realizados em material base. Destacam-se os pontos do ensaio realizado onde foi retirado o extensômetro do corpo ensaiado (A).....	63
Figura 5-2 - Resultados dos ensaios de tração, com deformação medida diretamente na região útil do corpo de prova a partir do extensômetro utilizado. Destacam-se os pontos de retirada do extensômetro utilizado do corpo de prova ensaiado (A).	64
Figura 5-3 – Valores de tensão limite de resistência de engenharia e de escoamento encontrados nos ensaios de tração realizados à temperatura de 0°C em corpos de prova de material base, comparados com dados de fornecimento, acompanhados dos respectivos erros em seus valores. 65	65
Figura 5-4 - Valores de módulo elástico encontrados nos ensaios de tração realizados à temperatura de 0°C em corpos de prova em material de base, conjuntamente com os respectivos erros em seus valores.....	66
Figura 5-5 – Aspecto dos corpos de prova utilizados após os ensaios de tração padronizado realizados na temperatura de 0°C. Destaca-se a região onde houve o corte (círculo laranja) de uma das amostras para análise fractográfica	66

Figura 5-6 – Resultado dos ensaios de tração em metal de solda não padronizado realizados em amostras retiradas do centro da junta soldada e da região próxima à ZTA em uma junta soldada de aço inoxidável supermartensítico por meio de soldagem por atrito com uso de pino não consumível.....	67
Figura 5-7 – Aspecto geral dos corpos de prova não padronizados (planos) realizados em amostras retiradas da região misturada e da região próxima à ZTA em uma junta soldada em aço inoxidável supermartensítico por meio de soldagem por atrito com uso de pino não consumível utilizados nos ensaios de tração em metal de solda, sendo o inferior retirado da zona misturada e o superior retirado da região próxima à ZTA. Destaca-se a região de ruptura por deformação plástica na amostra próxima à ZTA (A), e as duas rupturas observadas na amostra retirada da região misturada (B e C)	68
Figura 5-8 – Gráfico obtido a partir dos dados gerados no ensaio realizado para determinação do módulo de elasticidade do material analisado. Destaca-se a região onde houve deslizamento do corpo ensaiado nas garras de fixação no início de cada ensaio (A).	69
Figura 5-9 - Valor de energia Charpy encontrado em cada ensaio realizado para corpos orientados longitudinalmente e transversalmente à chapa utilizada, conjuntamente com o valor encontrado por Carrouge.	70
Figura 5-10 - Corpos de prova Charpy transversal e longitudinal após o ensaio a 20°C	71
Figura 5-11 - Corpos de prova Charpy transversal e longitudinal após o ensaio a 10°C	71
Figura 5-12 - Corpos de prova Charpy de metal de base ensaiados à temperatura de 0°C	71
Figura 5-13 - Corpo de prova Charpy de metal de base ensaiado a -10°C	72
Figura 5-14 - Corpos de prova Charpy de metal de base ensaiados a -20°C	72
Figura 5-15 - Resultados de CTOD para os corpos de seção quadrada em aço inox supermartensítico ensaiados à temperatura de 0°C em um ensaio de flexão em três pontos padronizado pela norma BS 7448 de 1991.....	73
Figura 5-16 - Superfícies de fratura obtidas após o fraturamento dos corpos de prova ensaiados à temperatura de 0° em ensaio padronizado segundo a norma BS 7448 de 1991, de seção quadrada, com prévio resfriamento em nitrogênio líquido, sendo as fraturas geradas a partir das amostras de número igual à numeração de cada item	74

Figura 5-17 - Resultados de CMOD para os corpos de seção retangular em aço inoxidável supermartensítico ensaiado à temperatura de 0°C em ensaio padronizado segundo a norma BS 7448.	75
Figura 5-18 – Aspecto do corpo de prova de seção retangular em aço inoxidável supermartensítico após o ensaio de tenacidade à fratura segundo a norma BS 7448 na temperatura de 0°C	76
Figura 5-19 - Superfícies de fratura obtidas após o fraturamento em prensa hidráulica, com prévio resfriamento em nitrogênio líquido, dos corpos de prova de seção retangular em metal de base ensaiados em ensaio padronizado de tenacidade à fratura, onde cada fratura foi gerada a partir da amostra de número correspondente	76
Figura 5-20 - Resultados de CMOD para amostras retiradas do lado de avanço de uma junta soldada por soldagem com uso de pino não consumível em dois passes em aço inoxidável supermartensítico ensaiados à temperatura de 0°C. Destacam-se as regiões representantes de descolamento de superfícies durante o ensaio (A e B).	77
Figura 5-21 - Superfícies de fratura obtidas após a fratura frágil por meio de uma flexão em três pontos em prensa hidráulica, com prévio resfriamento em nitrogênio líquido, de corpos de prova ensaiados a 0°C em ensaio CTOD padronizado pela norma BS 7448, onde cada foto se refere à amostra de número correspondente. Destacam-se as linhas de raiz de trinca correspondentes a diferentes modos de crescimento de trinca (A e D), indicando a efetividade da mudança no modo de carregamento durante o pré-trincamento e da prensagem lateral na retilinearidade da raiz de trinca obtida. Também são destacadas as regiões de rompimento da formação de <i>galing</i> (B e E)	78
Figura 5-22 - Resultados de CMOD para ensaios padronizados segundo a norma BS 7448 na temperatura de 0°C, com o entalhe lado de retrocesso de uma junta soldada em dois passes por soldagem por atrito com uso de pino não consumível em aço inoxidável supermartensítico.	80
Figura 5-23 - Superfícies de fratura obtidas após a fratura frágil por meio de uma flexão em três pontos em prensa hidráulica, com prévio resfriamento em nitrogênio líquido, de amostras ensaiadas em ensaio CTOD padronizado pela norma BS 7448, onde cada imagem se refere à amostra de número correspondente. Destacam-se as linhas limites entre diferentes fases de crescimento de pré-trinca de fadiga (A e B), onde se procedeu a prensagem da lateral do corpo juntamente com mudança no ciclo de carregamento.	81

Figura 5-24 - Resultados de CTOD para corpos de prova ensaiados em ensaio padronizado pela norma BS 7448, na temperatura de 0°C, de uma junta soldada por meio de soldagem por atrito com uso de pino não consumível em aço inox supermartensítico, com entalhe na zona misturada.	83
Figura 5-25 - Superfícies de fratura obtidas após fratura frágil dos corpos de prova com entalhe na zona misturada ensaiados em ensaio padronizado de tenacidade à fratura pela norma BS 7448 de 1991, ensaiados na temperatura de 0°C, onde cada imagem se refere à amostra de número correspondente. Destacam-se as regiões limite entre estágios de pré trincamento padronizado (A, D e E), e entre estágios de pré trincamento modificados propositalmente com o fim de se melhorar a morfologia da raiz de trinca obtida no processo (B e C). Destaca-se também a região onde houve a fratura do <i>galing</i> presente na junta soldada (F). São mostradas também as regiões de sobreposição de passes (G a K) e os lados referentes ao primeiro (1º) e segundo passe (2º) ..	84
Figura 5-26 - Valores de CTOD medidos nas diferentes configurações utilizadas, a partir de dados provenientes de ensaios padronizados, com seu cálculo sendo realizado seguindo orientação da norma BS 7448, apresentados conjuntamente com o fim comparativo. Destaca-se o requisito da norma Petrobras N-1859 para qualificação de consumíveis de soldagem (linha tracejada em cor laranja).....	86
Figura 5-27 - Fratura observada em um corpo de prova de tração retirado das chapas originais em aço inoxidável supermartensítico, na direção transversal após este ser submetido ao ensaio citado ..	88
Figura 5-28 - Detalhe da fratura observada na Figura 5-27, mostrando as microcavidades geradas durante o ensaio ..	88
Figura 5-29 - Detalhe de uma cavidade obtida após o ensaio de tração em aço inoxidável supermartensítico de uma amostra retirada na direção transversal à direção de laminação da chapa original ..	89
Figura 5-30 – Distribuição encontrada dos elementos titânio, manganês, cromo, vanádio, ferro e níquel na superfície da fratura mostrada na Figura 5-29, mostrando a presença de titânio no fundo das cavidades encontradas.	90
Figura 5-31 – Superfície de fratura encontrada após ensaio de tração padronizado em aço inoxidável supermartensítico proveniente de uma amostra retirada na direção transversal à direção de laminação ..	91

Figura 5-32 – Mapeamento dos elementos titânio, vanádio, cromo, ferro e níquel por EDS da superfície de fratura mostrada na Figura 5-31, mostrando a presença de titânio no fundo das cavidades encontradas.	92
Figura 5-33 – Vista geral da superfície fraturada de uma amostra de seção quadrada em metal base (amostra 3) após ensaio CTOD, com imagem da região em destaque mostrada na Figura 5-34	93
Figura 5-34 - Vista geral da superfície fraturada obtida por meio de microscopia eletrônica de varredura da região destacada na Figura 5-33, com imagem da região em destaque mostrada na Figura 5-35	94
Figura 5-35 – Detalhe da região destacada na Figura 5-34, com região destacada mostrada em detalhe na Figura 5-36	94
Figura 5-36 - Detalhe da Figura 5-35	95
Figura 5-37 – Imagem do centro da amostra 6, em aço inoxidável supermartensítico e de seção quadrada, após ensaio CTOD padronizado. Destacam-se as regiões de raiz original de trinca (linha tracejada), de estiramento de raiz (B), e a região plastificada (A). As duas últimas são mostradas na Figura 5-38 e na Figura 5-39, respectivamente	96
Figura 5-38 – Detalhe A da Figura 5-37	96
Figura 5-39 – Detalhe B da Figura 5-37, com região destacada (retângulo) mostrado na Figura 5-40	97
Figura 5-40 – Detalhe da Figura 5-39	97
Figura 5-41 – Detalhe da região estirada próxima à raiz da trinca em uma amostra típica após ensaio CTOD em um corpo cujo entalhe se deu na zona termicamente afetada no lado de avanço	98
Figura 5-42 – Detalhe da superfície da junta soldada no lado de avanço, rompida durante o ensaio CTOD padronizado à 0°C, mostrando a porosidade encontrada	99
Figura 5-43 – Detalhe da região de ruptura ilustrada na Figura 5-21, amostra 4, mostrando o aspecto geral da porosidade encontrada na superfície fraturada após ensaio CTOD padronizado de uma amostra com entalhe na região de avanço. O detalhe em destaque é mostrado na Figura 5-44	100

Figura 5-44 – Detalhe da Figura 5-43, mostrando o detalhe das linhas de fluxo de material pelo movimento da ferramenta durante o processo de soldagem. O detalhe em destaque é mostrado na Figura 5-45	100
Figura 5-45 – Detalhe da Figura 5-44 mostrando a grande porosidade da superfície de fratura encontrada no detalhe da amostra4 da Figura 5-21	101
Figura 5-46 – Superfície de fratura do destacamento observado na amostra 2 obtida a partir de um ensaio CTOD padronizado com entalhe no lado de avanço, após fratura em um ensaio a 0°C. O detalhe em destaque é mostrado na Figura 5-47	101
Figura 5-47 – Detalhe da Figura 5-46, mostrando a superfície de fratura dúctil encontrada. Destacam-se também as linhas de separação entre as diversas camadas encontradas (linhas tracejadas)	102
Figura 5-48 – Fratura encontrada na região de destacamento da amostra2 da Figura 5-21, obtida durante o ensaio CTOD padronizado realizado na temperatura de 0°C em uma amostra com entalhe na região de avanço	102
Figura 5-49 – Imagem da região de fratura frágil de um corpo típico ensaiado, em que o entalhe se deu na região de retrocesso da zona termicamente afetada	104
Figura 5-50 – Detalhe da superfície de pré-trincamento por fadiga na região próxima à raiz da trinca no centro de uma amostra cujo entalhe foi realizado no lado de retrocesso	104
Figura 5-51 – Detalhe do estiramento da raiz da trinca em corpos retangulares de metal de solda com entalhe na região de retrocesso, após ensaio CTOD padronizado. Destacam-se as regiões de crescimento por fadiga(B) e a zona estirada(A), além da transição entre as duas regiões citadas (linha tracejada)	105
Figura 5-52 – Raiz da trinca típica observada nos corpos de prova retangulares ensaiados em ensaio CTOD padronizado nos quais o entalhe se deu na região de retrocesso	105
Figura 5-53 – Imagem obtida por meio de microscopia eletrônica de varredura de um corpo com entalhe na zona misturada, após ensaio CTOD padronizado e fratura frágil em baixa temperatura. O detalhe é mostrado na Figura 5-54. Destacam-se também a região de fratura frágil (A) e a região de trinca de fadiga (B), além da raiz original da trinca (linha tracejada)	106
Figura 5-54 – Detalhe da Figura 5-53, mostrando uma imagem ampliada do estiramento da raiz de trinca (A), após o ensaio CTOD padronizado de uma amostra de seção quadrada em aço inox supermartensítico de uma amostra com entalhe da região misturada. O detalhe da imagem	

(retângulo) é mostrado na Figura 5-55. Destaca-se também a região de pré-trinca de fadiga (B), e a raiz de trinca original (linha tracejada)	107
Figura 5-55 – Detalhe da raiz da trinca em um ensaio de CTOD realizado em metal de solda, com entalhe na região central, mostrando o estiramento sofrido durante o ensaio	108
Figura 5-56 – Raiz da trinca em um ensaio CTOD realizado em metal de solda, com entalhe no centro, mostrando a grande região de plastificação encontrada na área de sobreposição de passes. Destaca-se o detalhe da imagem mostrado em maior magnificação na Figura 5-57, que mostra o estiramento observado na raiz de trinca	108
Figura 5-57 – Detalhe da Figura 5-56, mostrando o estiramento observado na raiz de trinca em um corpo com entalhe em zona misturada, após ensaio CTOD padronizado	109
Figura 5-58 – Vista geral das três regiões distintas na região próxima à raiz da trinca em ensaios CTOD realizados no cento da região soldada: Pré-trinca de fadiga (A), região plastificada (B), e região de fratura frágil (C)	109

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 4-1 – Quadro composicional da liga de aço inoxidável supermartensítico utilizada.	34
Tabela 4-2 - Parâmetros de soldagem utilizados.....	38
Tabela 4-3 - Quantidade de corpos de prova de cada tipo.....	51
Tabela 4-4 - Sequência de preparação.....	61
Tabela A 1 – Dados obtidos de valor médio, desvio padrão e erro padrão para os corpos de seção quadrada.....	122
Tabela A 2 - Dados obtidos de valor médio, desvio padrão e erro padrão para os corpos de seção retangular.....	122
Tabela A 3 - Dados obtidos de valor médio, desvio padrão e erro padrão para os corpos de seção retangular na região central da junta soldada.	123
Tabela A 4 - Dados obtidos de valor médio, desvio padrão e erro padrão para os corpos de seção retangular na região de avanço da junta soldada.....	123
Tabela A 5 - Dados obtidos de valor médio, desvio padrão e erro padrão para os corpos de seção retangular na região de retrocesso da junta soldada.....	123
Tabela A 6 – Dados obtidos para o tamanho de trinca das amostras de seção quadrada ensaiadas em material base.....	124
Tabela A 7 – Dados obtidos para o tamanho de trinca das amostras de seção retangular ensaiadas em material base.....	124
Tabela A 8 – Dados obtidos para o tamanho de trinca das amostras de seção retangular da região de avanço da junta soldada.....	125
Tabela A 9 - Dados obtidos para o tamanho de trinca das amostras de seção retangular da região central da junta soldada.....	125
Tabela A 10 - Dados obtidos para o tamanho de trinca das amostras de seção retangular da região de retrocesso da junta soldada.....	126
Tabela AB 1– Energia Joule absorvida nos ensaios Charpy realizados.....	139

Tabela AC 1 – Parâmetros encontrados no ajuste de curvas efetuado a partir dos dados obtidos dos ensaios de tração à 0°C em material base.....	142
Tabela AC 2- Resultados dos ensaios de tração longitudinal.....	142
Tabela AC 3 - Resultados dos ensaios de tração transversal.....	143
Tabela AC 4 – Resultados dos ensaios em metal de solda.	143
Tabela AD 1 – Resultados CTOD em metal de base em seção quadrada.	143
Tabela AD 2 – Resultados CTOD em metal de base em seção retangular.	144
Tabela AD 3 - Resultados CTOD em metal de solda em região central.	144
Tabela AD 4 - Resultados CTOD em metal de solda em região de avanço.	144
Tabela AD 5 - Resultados CTOD em metal de solda em região de retrocesso.	144

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Letras latinas

<i>a</i>	Comprimento de trinca.	[m]
<i>a₀</i>	Tamanho inicial de entalhe, incluindo a pré-trinca de fadiga.	[m]
<i>a_{eff}</i>	Tamanho efetivo de trinca.	[m]
<i>B</i>	Espessura do corpo de prova.	[m]
<i>b</i>	Ponto de intersecção com o eixo das ordenadas em um ajuste de curva pelo método de mínimos quadrados.	A mesma do mensurando.
<i>D</i>	Diâmetro da parte útil do corpo de prova submetido ao ensaio de tração.	[m]
<i>D_f</i>	Diâmetro final da parte útil do corpo de prova de tração que sofreu estricção durante o ensaio à tração.	[m]
<i>D_i</i>	Diâmetro inicial da parte útil do corpo de prova de tração antes do ensaio.	[m]
<i>E</i>	Módulo elástico do material.	[Pa]
<i>F</i>	Carga aplicada durante ensaio de tração.	[N]
<i>F_f</i>	Carga máxima de pré-trincamento.	[N]
<i>f(x₁, x₂, ..., x_n)</i>	Função que gera a medida requerida a partir dos mensurandos primários.	A mesma da medida
<i>F_y</i>	Força na aplicada durante o ensaio padronizado para determinação do coeficiente de Poisson.	[N]
<i>G_c</i>	Taxa crítica de liberação de energia de deformação para crescimento de trinca pela teoria de Griffith.	[J/m ²]
<i>H</i>	Espessura do corpo de prova para ensaio não-padronizado de tração em metal de solda.	[m]
<i>i</i>	Índice de somatório.	Adimensional
<i>I_B</i>	Incerteza na medida da largura do corpo de prova de ensaio CTOD.	[m]
<i>I_{ΔL}</i>	Incerteza na medida da variação no comprimento da parte útil do corpo de prova sujeito à tração.	[m]

I_C	Incerteza cumulativa.	A mesma do mensurando.
I_D	Incerteza na medida do diâmetro da parte útil do corpo de prova de tração antes do ensaio.	[m]
I_{D_f}	Incerteza na medida do diâmetro final da região sujeita à estrição em corpos de prova ensaiados à tração.	[m]
I_{D_i}	Incerteza na medida do diâmetro inicial da região sujeita à estrição em corpos de prova ensaiados à tração.	[m]
I_E	Incerteza no módulo de elasticidade medido.	[Pa]
I_F	Incerteza na medida da força registrada durante o ensaio.	[N]
I_H	Incerteza na medida da espessura do corpo de prova de tração utilizado.	[m]
I_L	Incerteza no comprimento inicial da parte útil do corpo de prova anteriormente ao ensaio de tração.	[m]
I_m	Incerteza na medida do valor do coeficiente angular obtido a partir de um ajuste de curva linear usando o método de mínimos quadrados.	A mesma do mensurando.
I_{m_y}	Incerteza na medida de m_y .	[N]
I_{m_z}	Incerteza na medida de m_z .	[N]
I_S	Incerteza na medida do valor da distância entre os apoios laterais de um corpo de prova durante ensaio CTOD.	[m]
I_{V_P}	Incerteza no valor de COD medido.	[m]
I_W	Incerteza na medida da altura do corpo de prova de ensaio CTOD.	[m]
$I(x)$	Incerteza associada ao mensurando x .	A mesma do mensurando.
I_ν	Incerteza no valor do módulo de Poisson medido para o material ensaiado.	Adimensional
I_{σ_y}	Incerteza na medida do limite de escoamento.	[Pa]
k	Índice de somatório.	Adimensional
K_{eff}	Fator de intensidade de tensão efetivo.	[Pa \sqrt{m}]

K_I	Fator de intensidade de tensões na ponta da trinca no modo I de fratura.	$[Pa\sqrt{m}]$
K_{IC}	Fator de intensidade de tensão crítico para abertura de trinca.	$[Pa\sqrt{m}]$
K_{II}	Fator de intensidade de tensões na ponta da trinca no modo II de fratura.	$[Pa\sqrt{m}]$
K_{III}	Fator de intensidade de tensões na ponta da trinca no modo III de fratura.	$[Pa\sqrt{m}]$
L	Comprimento da parte útil do corpo de prova submetido ao ensaio de tração.	[m]
m	Coeficiente angular obtido a partir de um ajuste de curva linear usando o método de mínimos quadrados.	A mesma da variável dependente.
m	Coeficiente angular (inclinação da reta).	Adimensional.
m_k	Mensurando de índice k.	A mesma do mensurando.
m_y	Coeficiente angular encontrado via ajuste de curva pelo método dos mínimos quadrados tendo como variável independente a deformação medida transversalmente à direção de aplicação da força.	[N]
m_z	Coeficiente angular encontrado via ajuste de curva pelo método dos mínimos quadrados tendo como variável independente a deformação medida longitudinalmente à direção de aplicação da força.	[N]
n	Número de amostragens obtidas.	Adimensional
$p(t)$	Densidade de probabilidade.	Adimensional
r	Distância a partir da raiz da trinca.	[m]
$RA\%$	Redução percentual de área na região sujeita à estrição no corpo de prova sujeito ao ensaio de tração.	Adimensional
r_y	Raio plástico desenvolvido na ponta da trinca.	[m]
$r(\theta)$	Raio plástico previsto em função do ângulo.	[m]
s	Desvio padrão de amostra.	A mesma do mensurando.

S	Distância entre suportes exteriores em um ensaio padronizado CTOD.	[m]
t	Variável independente em distribuição normal.	A mesma do mensurando.
U_v	Parâmetro adimensional.	Adimensional
V	Abertura de boca de entalhe (COD – Crack Tip Opening Displacement).	[m]
V_e	COD gerado pela deformação elástica durante o ensaio de tenacidade à fratura.	[mm]
V_p	COD gerado pela deformação plástica durante o ensaio de tenacidade à fratura.	[mm]
W	Altura do corpo de prova.	[m]
\bar{x}	Valor médio da variável independente em um ajuste de curva pelo método de mínimos quadrados.	A mesma do mensurando.
x_i	Valor i da variável independente em um ajuste de curva pelo método de mínimos quadrados.	A mesma do mensurando.
Y	Fator de forma.	Adimensional
y_i	Valor i da variável dependente em um ajuste de curva pelo método de mínimos quadrados.	A mesma da variável.
z	Fator adimensional / Espessura da aresta utilizada para fixação do clip gage.	Adimensional / [m]
\hat{y}_i	Valor esperado da variável dependente em um ajuste de curva por mínimos quadrados.	A mesma do mensurando.

.....

Letras gregas

ΔL	Varição no comprimento da área útil do corpo de prova de tração durante o ensaio.	[m]
γ	Energia por unidade de área desprendida no crescimento de área de trinca devido à deformação elástica.	[J/m ²]
γ_P	Energia por unidade de área desprendida no crescimento de área de trinca devido à deformação plástica.	[J/m ²]

γ_s	Energia por unidade de área requerida para criação de superfície de trinca.	[J/m ²]
δ	Abertura de raiz de trinca (CTOD).	[m]
δ_{el}	Parcela da abertura de raiz de trinca que é devida à deformação elástica.	[m]
δ_{PL}	CTOD devido à deformação plástica.	[m]
ε	Deformação sofrida pelo corpo de prova durante o ensaio.	Adimensional
ε_y	Deformação na direção y.	Adimensional
ε_z	Deformação na direção z.	Adimensional
θ	Ângulo a partir da linha da trinca.	Adimensional
μ	Média de população.	A mesma da medida
ν	Coefficiente de Poisson do material ensaiado.	Adimensional
π	Razão entre o comprimento da circunferência do círculo e seu diâmetro.	Adimensional
σ	Tensão mecânica aplicada ao componente trincado, longe da trinca. / Variância amostral encontrada.	[Pa] / mesma do mensurando
σ_1	Tensão principal na direção 1.	[Pa]
σ_2	Tensão principal na direção 2.	[Pa]
σ_3	Tensão principal na direção 3.	[Pa]
σ_e	Tensão equivalente pelo critério de von Mises.	[Pa]
σ_f	Tensão crítica de fratura frágil.	[Pa]
σ_{zz}	Tensão na direção paralela à raiz da trinca na região próxima a esta.	[Pa]
σ_{xx}	Tensão na direção horizontal na região próxima à raiz da trinca.	[Pa]
τ_{xy}	Tensão de cisalhamento na região próxima à ponta da trinca.	[Pa]

.....

Abreviações

- AISI** (*American Iron and Steel Institute*) Instituto Americano de Ferro e Aço
- ASTM** (*American Society for Testing in Materials*) Sociedade Americana para Testes em Materiais.

BS	(<i>British Standard</i>) Norma Britânica.
BSI	(<i>British Standard Institute</i>) Instituto Britânico de Padronização.
COD	(<i>Crack Opening Displacement</i>) Abertura de boca de entalhe.
CTOD	(<i>Crack Tip Opening Displacement</i>) Abertura de raiz de trinca em corpo de prova medido indiretamente por meio da leitura de um <i>Clip Gage</i> .
FPSO	(<i>Float Production Storage Offloading</i>) Unidade de produção, armazenamento e transferência de petróleo.
FSW	(<i>Friction Stir Welding</i>) Soldagem por atrito com pino não consumível.
INMETRO	Instituto Nacional de Metrologia, Qualidade e Tecnologia.
ISO	(<i>International Organization for Standardization</i>) Organização Internacional para Padronização.
MAG	(<i>Metal Active Gas</i>) Soldagem realizada por meio de arco elétrico a partir de um eletrodo consumível e proteção gasosa por gás ativo.
MIG	(<i>Metal Inert Gas</i>) Soldagem realizada por meio de um arco elétrico a partir de eletrodo consumível e proteção gasosa por gás inerte.
NACE	(North American Corrosion Engineers) Engenheiros de Corrosão Norte-Americanos.
TIG	(<i>Tungsten Inert Gas</i>) Soldagem realizada por meio de um eletrodo não consumível de tungstênio e metal de adição.
ZTA	Zona Termicamente Afetada.

SUMÁRIO

Dedicatória	vii
Agradecimentos	ix
Resumo	xi
Abstract.....	xiii
Índice de ilustrações	xv
Índice de tabelas	xxvii
Lista de abreviaturas e siglas	xxix
1 Introdução	1
2 Objetivo.....	3
3 Revisão bibliográfica	4
3.1 Aços inoxidáveis martensíticos e supermartensíticos	4
3.2 Uso de dutos na indústria de petróleo.....	5
3.3 Metalurgia dos aços inoxidáveis supermartensíticos.....	7
3.3.1 Cromo	8
3.3.2 Níquel.....	9
3.3.3 Manganês.....	9
3.3.4 Silício.....	9
3.3.5 Molibdênio.....	10
3.3.6 Nitrogênio	10
3.4 Metalurgia de soldas em aços inoxidáveis supermartensíticos	10
3.5 Tratamentos térmicos em aços inoxidáveis supermartensíticos	12
3.6 Soldagem por atrito com uso de pino não consumível.....	12
3.7 Fatores que influenciam a tenacidade à fratura de juntas fabricadas por FSW	15
3.8 Conceitos de mecânica da fratura.....	17
3.9 Mecânica da fratura elasto-plástica	21
3.10 <i>Crack Tip Opening Displacement</i> ou CTOD	22
3.11 Medida experimental de tenacidade à fratura.....	23
3.12 Ensaio de CTOD padronizado pela norma BS 7448	23
3.13 Aplicação de CTOD a juntas soldadas	29

3.14	Uso do CTOD como critério de falha.....	31
3.15	Ensaio EDS ou Energy Dispersive Spectroscopy.....	32
4	Materiais e métodos	34
4.1	Material utilizado.....	34
4.2	Preparação das chapas a serem soldadas	36
4.3	Execução das soldas	37
4.4	Obtenção dos corpos de prova e amostras.....	41
4.5	Ensaio de tração.....	51
4.6	Ensaio para medição do coeficiente de Poisson	53
4.7	Ensaio Charpy	55
4.8	Ensaio CTOD	56
4.9	Análise microestrutural.....	60
4.10	Análise fractográfica e análise EDS	62
5	Resultados e discussão	63
5.1	Ensaio de tração.....	63
5.1.1	Metal de base	63
5.1.2	Metal de solda.....	67
5.2	Ensaio para determinação do coeficiente de Poisson	69
5.3	Ensaio Charpy	70
5.4	Ensaio de CTOD.....	72
5.4.1	Material de base	73
5.4.2	Zona de avanço	77
5.4.3	Zona de retrocesso	80
5.4.4	Zona misturada	83
5.5	Análise fractográfica e análise EDS	87
5.5.1	Ensaio de tração	87
5.5.2	Metal de base	93
5.5.3	Zona termicamente afetada no lado de avanço.....	98
5.5.4	Zona termicamente afetada no lado de retrocesso.....	103
5.5.5	Zona misturada	106
6	Conclusões	110

Referências	112
Apêndice A - Avaliação de erros experimentais e detalhamento de cálculos de propriedades mecânicas.	120
Apêndice A 1 - Incerteza nas medidas dos corpos	122
Apêndice A 2 – Tamanho de raiz de trinca	124
Apêndice A 3 – Valor de CTOD	126
Apêndice A 4 – Coeficiente de Poisson	133
Apêndice A 5 – Redução de área percentual.....	135
Apêndice A 7 – Cálculo das tensões de escoamento e ruptura	135
Apêndice A 8 – Cálculo do módulo de elasticidade.....	138
Apêndice B – Dados detalhados dos ensaios Charpy.....	139
Apêndice C – Dados detalhados dos ensaios de tração	140
Apêndice C 1 - Fratura dos corpos de prova	140
Apêndice C 2 – Medida de propriedades mecânicas	142
Apêndice D – dados detalhados dos valores CTOD obtidos.....	143
Apêndice E – corpo de prova CTOD retangular	145
Apêndice F – corpo de prova CTOD quadrado.....	146
Apêndice G – corpo de prova de tração longitudinal.....	147
Apêndice H – corpo de prova de tração transversal.....	148

1 INTRODUÇÃO

O projeto de componentes mecânicos deve levar em consideração os esforços aos quais este componente estará sujeito durante a sua vida útil e também o efeito do ambiente em que ele se encontra. Além disso, devem ser consideradas as possíveis variações nas propriedades mecânicas dos materiais utilizados.

Assim sendo, podem existir previamente e/ou serem criadas durante o serviço trincas no material, o que reduz consideravelmente a resistência do mesmo à aplicação de esforços mecânicos sem que haja a ocorrência de falha. Isso leva ao interesse de se compreender como a presença de trincas em componentes mecânicos altera a sua resistência à aplicação de carga e à fadiga, assim como a forma em que se dá a evolução do tamanho destas em função do tempo e do carregamento aplicado.

Felizmente, vários trabalhos pioneiros na área permitiram a compreensão do mecanismo de formação de trincas e seu crescimento, e trabalhos posteriores proveram o levantamento de dados necessários à estimativa de vida remanescente de componentes trincados. Atualmente, com o advento e a popularização dos recursos de simulação computacional, se tornou possível a simulação do comportamento mecânico de trincas em componentes sujeitos a carregamentos variáveis em geometrias complexas, o que levou a dimensionamentos mais precisos e confiáveis.

Um dos pontos estruturais que sem dúvida é um dos mais críticos, é a união soldada, que apresenta tanto pontos de concentração de tensão quanto tensões residuais, e também regiões de microestrutura potencialmente alterada, que acabam por afetar a resistência ao crescimento de trincas da região citada. Apesar de haver muitos trabalhos a respeito de medidas de tenacidade à fratura de juntas soldadas por eletrodo revestido, TIG e MIG/MAG, existem ainda poucos trabalhos no que se refere a medidas de tenacidade à fratura de juntas soldadas por soldagem por atrito com pino não-consumível (SAPNC), especialmente de juntas soldadas de aço inoxidável supermartensítico.

O material citado tornou-se recentemente de grande interesse da indústria de petróleo offshore devido à sua grande resistência à corrosão por H_2S , CO_2 e por apresentar custos consideravelmente inferiores aos apresentados pelos aços inoxidáveis duplex, sendo um forte

candidato à substituição dos mesmos na produção de dutos submarinos para transporte de óleo e gás.

Porém, os processos de soldagem convencionais produzem soldas de dureza elevada, que são susceptíveis à fragilização por hidrogênio (ASM INTERNATIONAL, 2003), não atendendo às recomendações das normas NACE quer no metal de solda, quer na zona termicamente afetada (ZTA), além de, devido ao grande aporte térmico envolvido na fusão do metal de adição, gerar-se no metal de solda ciclos térmicos que propiciam o aparecimento de ferrita δ , comprovadamente deletéria às propriedades mecânicas da junta obtida. É sabido que a soldagem por atrito utilizando pino não consumível, pelo fato de se dar em estado sólido e sem o uso de consumíveis, é imune à fragilização por hidrogênio, e que, devido ao processo não envolver fusão de material nem tampouco adição de metal, o que garante maior homogeneidade microestrutural, há menor tensão residual gerada no processo, minimizando por isso também a ocorrência de trincas nas soldas obtidas, além de propiciar um ciclo térmico de soldagem com menor temperatura máxima envolvida, prevenindo assim a formação de ferrita δ no processo.

Além disso, não há na literatura muita informação a respeito da tenacidade do material em questão em baixa temperatura, especialmente a 0°C, que é a temperatura mais baixa esperada no leito oceânico do atlântico sul (KATSUMATA; FUKASAWA, 2011; COLES et al, 1996; MOROZOV et al, 2010), gerando grande utilidade de medições experimentais desta propriedade.

Neste contexto, torna-se interessante o levantamento de dados referentes à tenacidade à fratura de juntas soldadas por FSW de aço inoxidável supermartensítico, por meio de ensaios padronizados de flexão em três pontos em corpos previamente entalhados e pré-trincados segundo a norma BS 7448.

2 OBJETIVO

Objetiva-se então, a partir deste trabalho a medida experimental de tenacidade à fratura de juntas de aço inoxidável supermartensítico soldadas por FSW via ensaios com corpos de prova CTOD do tipo SE(B)(*Single Edge Notch*), em diferentes regiões da junta soldada, assim como no metal de base, padronizados segundo as normas BS 7448, na temperatura de 0°C.

Em conjunto, é realizada uma análise da fratura obtida no processo via microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, com o fim de determinar os mecanismos de fratura envolvidos no processo.

Tenta-se, a partir das informações obtidas, fornecer informações úteis ao dimensionamento mecânico de juntas soldadas com o material e o processo citados, permitindo o uso prático da tecnologia de soldagem por atrito com pino não consumível na fabricação e montagem de componentes mecânicos de aço inoxidável supermartensítico.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços inoxidáveis martensíticos e supermartensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos são aços altamente temperáveis devido ao seu alto teor de cromo, apresentando, portanto, grande resistência mecânica, superior àquela apresentada por aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, devido ao fato de a estrutura martensítica apresentar poucos sistemas de deslizamento em relação à ferrita e à austenita.

Os aços inoxidáveis martensíticos são designados, segundo a American Iron and Steel Institute (AISI) como AISI grau 410, com variações que definem seu uso, como é mostrado na Figura 3-1 que segue:

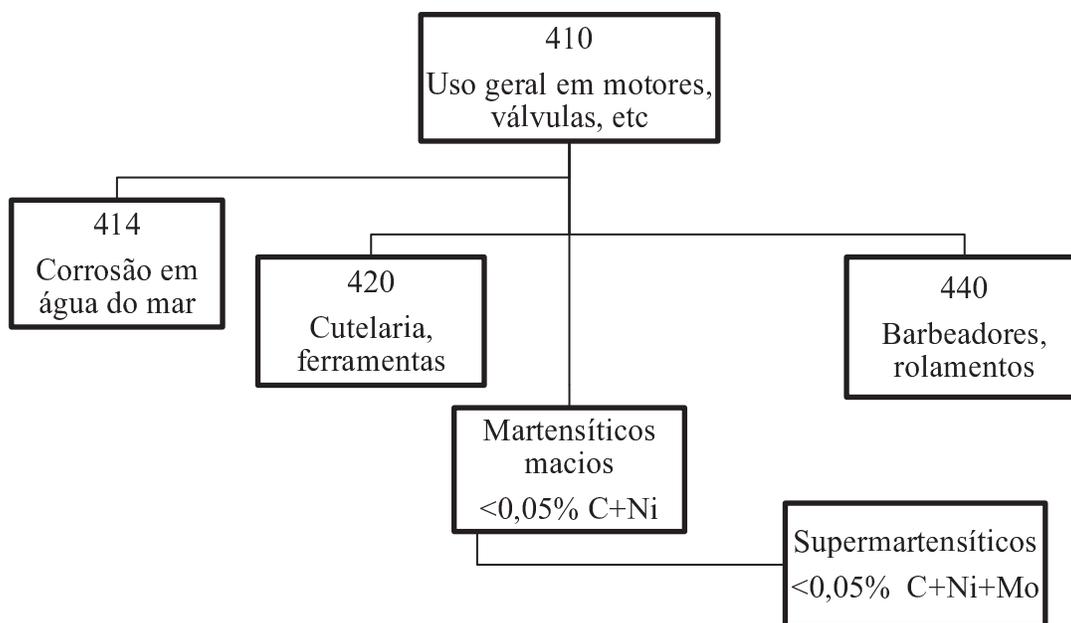


Figura 3-1 - Aços inoxidáveis martensíticos (V. DA COSTA E SILVA e MEI, 2006).

Apesar das muitas aplicações práticas, estes aços, devido à sua grande temperabilidade, têm soldabilidade bastante limitada (YUKIO; MITSUO; TOMOYA, 2006), sendo desenvolvidos posteriormente os aços inoxidáveis supermartensíticos, que, com baixos teores de carbono e nitrogênio, permitem uma maior ductilidade, permitindo acomodar melhor as tensões residuais do processo, aumentando assim a soldabilidade do material citado.

O uso de aços inoxidáveis martensíticos vem sendo bastante cogitado no transporte de óleo e gás devido à sua grande resistência à corrosão por CO₂ e ao SO₂ (*sour service*), devido ao seu alto teor de cromo (KONDO et al, 2002), porém, sua alta temperabilidade o torna muito difícil de soldar, sendo necessários preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem para se obter uma junta soldada de boa qualidade. Os aços inoxidáveis duplex têm se mostrado uma boa solução para o problema citado sem apresentar baixa soldabilidade, porém, com custo bem mais elevado. Uma outra classe de aços inoxidáveis martensíticos, os chamados aços inoxidáveis supermartensíticos, ou “super 13Cr”, que apresentam boa soldabilidade e ao mesmo tempo mantêm a resistência aos processos corrosivos citados, têm sido utilizados na aplicação citada, em gasodutos e oleodutos submarinos (HEIER; JOHANSEN, 2004; WOOLLIN; KOSTRIVAS, 2006), com bom desempenho ante os aços inoxidáveis martensíticos, principalmente em relação à soldabilidade.

Trabalhos anteriores (CARROUGE, 2002) mostram que um dos motivos mais proeminentes para a fragilização da liga citada é a ocorrência da fase chamada de ferrita δ , que é formada em temperaturas variando de 1250°C a 1500°C (THIBAULT; BOCHER; THOMAS, 2009), sendo confirmada por trabalhos posteriores (CARROUGE; WOOLLIN, 2004; WANG et al, 2010.) a queda de tenacidade da liga citada por meio de ensaios padronizados do tipo Charpy.

O fato de o processo de soldagem por fricção apresentar menor temperatura de pico, possibilita processos de soldagem sem a ocorrência da fase deletéria citada, permitindo soldas de boa qualidade sem necessidade de tratamento térmico pós-soldagem. Além disso, pelo mesmo motivo, há menor tensão residual gerada no processo, possibilitando soldas com menor possibilidade de falha por trincamento a frio. Assim, o processo de soldagem citado é esperado a gerar juntas soldadas do material estudado com um gasto menor de energia e menor probabilidade de ocorrência de falha.

3.2 Uso de dutos na indústria de petróleo

Um dos principais meios de transporte de fluidos entre instalações de produção, seja em terra ou no mar, é o uso de tubulações de longa extensão, comumente chamados de dutos. Seu

uso pode englobar o transporte de líquidos, gases, misturas bifásicas e sólidos em suspensão, como nos chamados minerodutos.

Os dutos são formados pela junção de vários tubos, tipicamente de aço, formando redes de distribuição e transporte que podem chegar a dezenas ou centenas de quilômetros de extensão. Através deles, se permite transporte contínuo de produtos como gás natural em localidades distantes das regiões produtoras do mesmo. O seu uso permite transporte seguro e de baixo custo de petróleo, gás natural, combustíveis, água, minério, entre outros, desde jazidas localizadas em regiões longínquas até navios de transporte, estações de processamento e instalações de refino, assim como entre estas últimas e o consumidor final.

Devido a tais características, o transporte de fluidos por meio de dutos é um dos meios principais de transporte de fluidos na produção e no transporte de petróleo e gás na indústria *offshore*, sendo utilizados no transporte de petróleo bruto desde a cabeça do poço até as plataformas de produção, assim como desta até navios de transporte. Também são utilizados para transporte de gás natural produzido desde unidades flutuantes de processamento primário de petróleo, existentes em plataformas de produção ou *FPSOs*, até estações de tratamento e distribuição.

Para instalação dos mesmos, existem diversos métodos, sendo os principais os chamados *S-lay*, *J-lay* e *reeeling* (BAI; BAI, 2012).

No método denominado *S-lay*, o duto é instalado por meio de um lançamento segmentado de trechos soldados seguidamente em um navio lançador. Neste método, o posicionamento de novos tubos, a soldagem de cada um dos passes e as inspeções posteriores são realizados simultaneamente, de forma que o lançamento é quase contínuo.

No método chamado *J-lay*, a tubulação é lançada seguidamente por meio da soldagem de trechos de tubulação, semelhantemente ao que é realizado no método *S-lay*, porém, neste caso, as seções unidas se encontram na posição vertical, de maneira que o posicionamento dos trechos a ser unidos, a soldagem de diferentes passes, a inspeção destes e a aplicação do revestimento se dão de maneira seguida, fazendo o lançamento ocorrer pausadamente.

Na técnica denominada *reeeling*, o lançamento do duto é feito a partir de um carretel sendo a tubulação previamente enrolada. Esta técnica permite a realização de todas as operações necessárias à fabricação do duto em terra firme, tornando o processo de lançamento do duto contínuo. Este método é ilustrado na Figura 3-2.



Figura 3-2 – Navio de lançamento de dutos pelo método de lançamento *reeling*, também chamado de *carretel* (WIKIMEDIA COMMONS, 2013).

Em todos os métodos citados, durante a instalação, assim como no posterior teste hidrostático, a tubulação sofre esforços mecânicos de tração, levando ao grande interesse em informações que levem a determinar o tamanho crítico de trinca e outros defeitos possivelmente existentes nas juntas soldadas durante a fabricação, de forma a se definir critérios de aceitação e controle de qualidade, gerando a busca por informações quantitativas de tenacidade à fratura dessas regiões fornecidas por ensaios padronizados.

3.3 Metalurgia dos aços inoxidáveis supermartensíticos

A composição básica dos aços inoxidáveis supermartensíticos é semelhante àquela de outros aços inoxidáveis, com a diferença que estes contêm um teor de carbono particularmente muito baixo (VILLARES METALS, 2012; MA et al, 2012; V. DA COSTA E SILVA e MEI, 2006), tipicamente inferiores a 0,02%, e são baseados no sistema Fe-Cr-Ni-Mo e microligados por meio de adições de nitrogênio.

Devido à sua alta temperabilidade, sua microestrutura é composta majoritariamente de martensita (como o próprio nome já sugere), com possíveis regiões com partículas de austenita retida e austenita reversa, esta última gerada a partir da martensita por meio de revenimento

posterior à têmpera, e sendo estável a baixas temperaturas. As áreas de austenita ocorrem primordialmente entre as ripas de martensita, e nos contornos de grão (BILMES; SOLARI; LLORENTE, 2001), mas há também a presença de carbonitretos de titânio (RODRIGUES et al, 2011; RODRIGUES et al, 2006) em meio à matriz metálica, notadamente pontos preferenciais de formação de microvazios (dimples) durante a deformação plástica.

Como já citado, a presença de ferrita δ no material estudado é prejudicial a suas propriedades mecânicas de tenacidade, sendo evitada com a adição de elementos que estabilizam a austenita, como o Níquel.

Sujeitos à sua composição, os aços inoxidáveis supermartensíticos são classificados em três classes (RODRIGUES et al, 2004), a saber, de baixo teor de Cr, Ni e Mo; de médio teor de Ni e Mo; e com alto teor de Ni e Mo.

Há na literatura diagramas de fase simulados (MA et al, 2012; RODRIGUES et al, 2011) que preveem regiões de austenita, martensita e ferrita δ , a depender da composição e da temperatura, gerando nas soldas efetuadas deste material diversas ZTAs, como é discutido nos itens seguintes.

A influência de cada elemento de liga presente é também citada a seguir (ASM INTERNATIONAL, 2011; FOLKHARD, 1988; LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

3.3.1 Cromo

O principal efeito benéfico da adição de cromo em aços inoxidáveis em geral é o considerável aumento da resistência à corrosão que este elemento propicia, devido à formação de uma camada de óxido de cromo na superfície metálica, criando uma superfície passivadora de maneira espontânea na presença de oxigênio. A presença de cromo estabiliza quimicamente o ferro presente na liga metálica devido à maior afinidade química do oxigênio ao cromo em comparação ao ferro, criando uma superfície protetora, como citado.

O cromo é também formador de carbeto, como carbeto de cromo, responsável pelo fenômeno de sensitização em soldas de aço inoxidável ferrítico, retirando cromo da matriz metálica e gerando regiões susceptíveis à corrosão em torno de juntas soldadas. Nos aços inoxidáveis em geral, o cromo atua como estabilizador da ferrita, e nos aços inoxidáveis martensíticos, promove a formação e retenção de ferrita, sendo necessário portanto, com o fim de

evitar o aparecimento de ferrita δ , a adição de elementos austenitizantes, como o níquel, que é citado a seguir.

3.3.2 Níquel

Um dos elementos principais da composição dos aços inoxidáveis, o níquel é um elemento cujo o principal efeito é a promoção de fase austenítica, tornando possível a existência de aços inoxidáveis com estrutura completamente austenítica à temperatura ambiente e em baixas temperaturas, permitindo o uso dos aços inoxidáveis austeníticos como material criogênico. Apesar de seu grande poder austenitizante, o níquel possui pouca afinidade com o carbono, gerando pouca formação de carbetos de níquel, ao contrário do nitrogênio e do manganês.

3.3.3 Manganês

Semelhante ao níquel, o manganês é um elemento austenitizante, porém, ao contrário do níquel, apresenta afinidade com o carbono suficiente para a formação de carbetos de manganês e ferro. Seu efeito austenitizante, porém, é bastante inferior ao do níquel. Seu uso se mostra muito frequente na prevenção de trincamento à quente devido à segregação de sulfetos durante a solidificação do metal de solda fundido, especialmente em aços inoxidáveis austeníticos, e no aumento da solubilidade ao nitrogênio que a adição de manganês propicia.

3.3.4 Silício

Elemento típico residual, resultante do processo de desoxigenação de aços e ferros fundidos, após a injeção de oxigênio com o fim de controlar o teor de carbono de aços e ferros fundidos gerados a partir do ferro-gusa de altos-fornos, o silício intensifica a reatividade do carbono, aumentando assim a velocidade de formação de carbetos em estado sólido. Além disso, o silício apresenta-se como elemento promotor de fase ferrítica, similar ao molibdênio, criando a necessidade de maior adição de elementos austenitizantes, como o níquel, com o fim de manter a estrutura austenítica da liga metálica. O silício forma uma série de compostos com o ferro e o

romo, tais como FeSi, Fe₂Si, Fe₃Si, Fe₅Si₃, e Cr₃Si, que tendem a fragilizar a liga metálica, e a se segregar durante a solidificação, gerando fases de baixo ponto de fusão.

3.3.5 Molibdênio

Adicionado a aços inoxidáveis de vários tipos, a principal função do molibdênio é o aumentar a resistência à corrosão localizada. O molibdênio é um elemento que tende a promover a formação de fase ferrítica, sendo um problema em caso de aços inoxidáveis martensíticos, devido à sua tendência a estabilização de ferrita δ , além de ter influência na formação de fases qui e sigma em aços inoxidáveis duplex.

3.3.6 Nitrogênio

Em aços de baixa liga, a adição de nitrogênio aumenta consideravelmente a resistência mecânica e à corrosão, porém, fragiliza os aços ao carbono. Em aços inoxidáveis, este se apresenta como promotor de fase austenítica, reduzindo, portanto, a tendência à formação de ferrita δ , tendo boa solubilidade nesta última, prevenindo assim a formação de fases intermetálicas indesejáveis de precipitados de nitrogênio em aços inoxidáveis austeníticos. Caso se atinja o ponto de saturação na concentração de nitrogênio em aços inoxidáveis, o excesso deste tende a se precipitar na forma de nitretos de cromo (Cr₂N), e sua presença também influencia na formação da fase χ em aços inoxidáveis duplex.

3.4 Metalurgia de soldas em aços inoxidáveis supermartensíticos

Há diversos trabalhos em soldagem utilizando aço inoxidável supermatensítico como metal de base envolvendo fusão do metal base e/ou de metais de adição, tipicamente aços inoxidáveis duplex (THIBAULT; BOCHER; THOMAS, 2009; GRIFFITHS et al, 2004). Com o fim de aumentar a ductilidade do material-base, as peças de aço inoxidável supermartensítico sempre são temperadas e revenidas, sendo o ciclo térmico da soldagem gerador de várias regiões afetadas pelo calor, com diferentes durezas a depender da microestrutura. Na região de metal

fundido, há geralmente a presença de ferrita δ , conjuntamente com estrutura martensítica, geradas a partir da solidificação citada. Na região bem próxima à região fundida, há, durante o ciclo térmico de soldagem, temperatura suficiente para a austenitização do metal, mas não para sua fusão, o que acaba por gerar um ciclo completo de têmpera, gerando uma estrutura final martensítica. Nesta região a temperatura também é suficiente para o crescimento dos grãos e para a dissolução dos carbeto presentes no metal de base. Em seguida, vem uma região onde não há temperatura suficiente para o crescimento dos grãos, e não há dissolução completa dos precipitados, resultando em uma martensita com tamanho de grão semelhante ao material de base. Logo após essa área, há uma região metalúrgica onde não há aquecimento suficiente para a austenitização, ocorrendo possivelmente uma coalescência dos carbonetos presentes, gerando uma microestrutura muito parecida com o material de base. As regiões citadas são ilustradas na Figura 3-3.

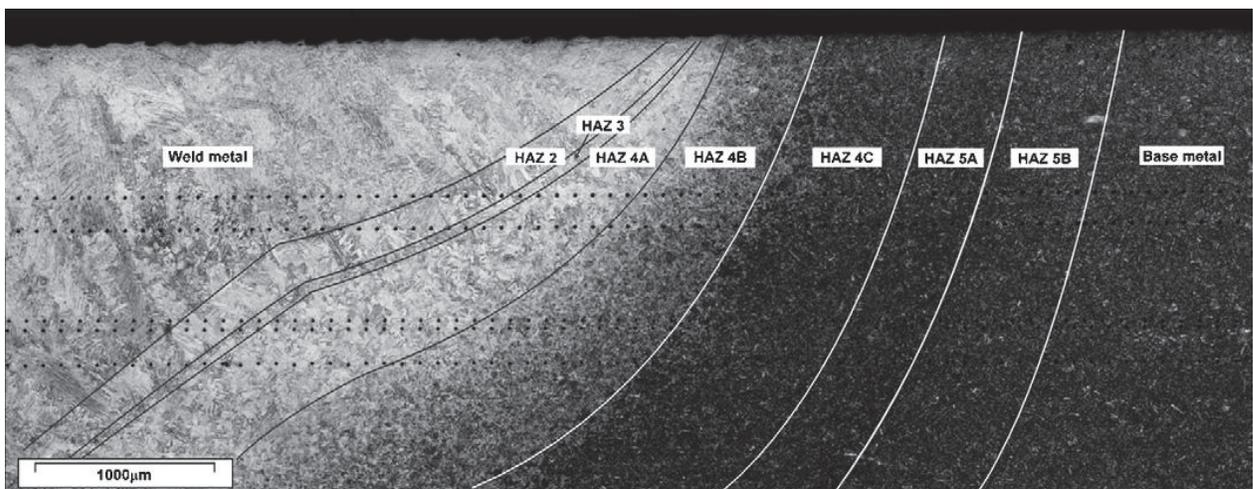


Figura 3-3 - Zonas presentes na ZTA em junta soldada a arco com uso de arame tubular em aço inoxidável supermartensítico, evidenciando as regiões de metal de solda (*weld metal*), e diferentes zonas ZTAs (HAZ na imagem), sendo a zona *HAZ 1* de metal parcialmente fundido, *HAZ 2* a região com grande formação de ferrita δ , *HAZ 3* onde há transformação parcial de austenita em ferrita δ , *HAZ 4* região onde a martensita se transforma completamente em austenita, e *HAZ 5*, onde a martensita se transforma parcialmente em austenita. Há ainda a divisão da *HAZ 4* nas regiões A, B e C, de acordo com a dissolução de carbeto e a recristalização ocorrida durante o processo, e a divisão da *HAZ 5* em duas regiões, denominadas A e B, devido à diferente formação de austenita

retida após o resfriamento a partir da austenita gerada durante o aquecimento (THIBAUT, BOCHER e THOMAS, 2009).

3.5 Tratamentos térmicos em aços inoxidáveis supermartensíticos

Os tratamentos térmicos dados aos aços inoxidáveis supermartensíticos são muito semelhantes aos utilizados em aços temperáveis comuns, ou seja, têmpera e possível posterior revenimento com o fim de aumento da ductilidade e da tenacidade.

Para a têmpera, trabalhos anteriores têm mostrado que, devido ao baixíssimo teor de carbono deste tipo de material, a martensita existente na estrutura se mostra na forma de ripas (YU-RONG et al, 2011), e que a austenitização entre 1050°C e 1100°C induz pouco crescimento de grão, com a vantagem de dissolver carbetos formados em temperaturas inferiores, mostrando-se esta opção apropriada para refino de grão.

Para o revenimento, dados da literatura disponíveis (YU-RONG et al, 2011) mostram que o aumento na temperatura de revenimento tende a alterar a resistência mecânica do material, assim como a sua dureza, devido à formação de austenita reversa durante o processo, que, sob deformação mecânica tende a formar martensita, aumentando a sua ductilidade e tenacidade, obtendo-se o máximo desta fase no revenimento entre 600°C e 650°C, aproximadamente. Há trabalhos que confirmam (DE-NING et al, 2010) o fenômeno citado, citando também que este se dá devido à formação de austenita reversa além daquilo que os constituintes austenitizantes permitem estabilizar, gerando a queda citada a alta temperatura.

3.6 Soldagem por atrito com uso de pino não consumível

A técnica de soldagem por fricção utilizando pino não-consumível (FSW) foi inventada no Welding Institute no Reino Unido em 1991 (M. THOMAS et al, 1995), como uma técnica de união em estado sólido, desenvolvida inicialmente para soldagem de ligas de alumínio. Baseia-se na união de materiais metálicos em estado sólido por meio da fricção de uma ferramenta de geometria especial contra o material da junta soldada. A Figura 3-4, a Figura 3-5 e a Figura 3-6 ilustram o processo.

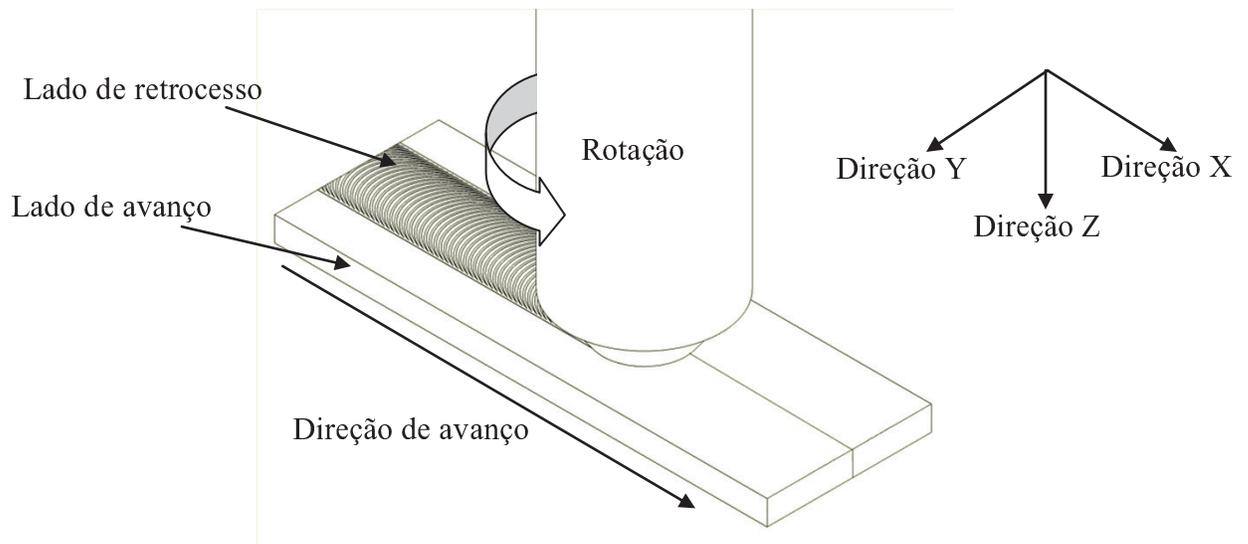


Figura 3-4 – Ilustração do processo de soldagem por atrito com pino não consumível, mostrando a designação das regiões de avanço e retrocesso em função do sentido de rotação da ferramenta. Também mostra a convenção utilizada para as direções Y e Z. A direção X é a mesma em que se dá o avanço da ferramenta ao longo da junta soldada.



Figura 3-5 - Foto ilustrativa do processo SAPNC realizado no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais em barras de aço inoxidável supermartensítico (fonte: autor).

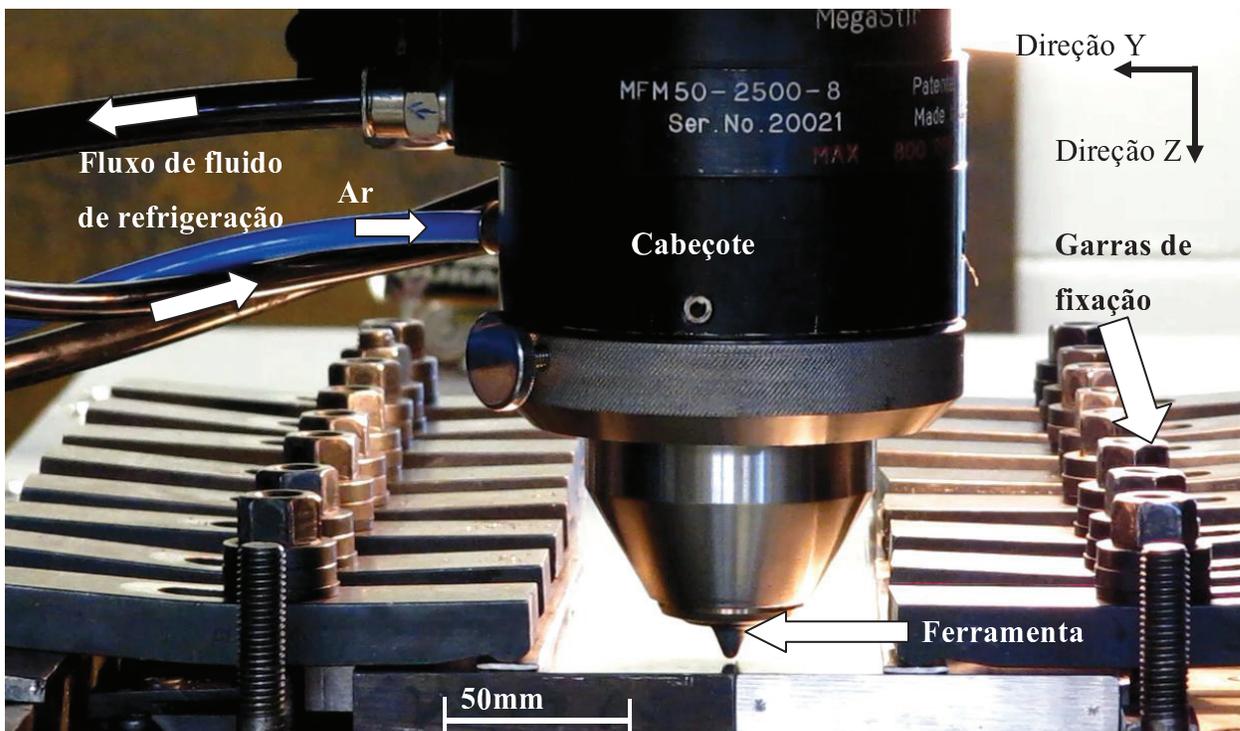


Figura 3-6 – Foto ilustrativa mostrando o conjunto de equipamentos utilizados na execução de soldas por atrito com uso de pino não consumível, indicando as linhas de refrigeração, que inclui fluxo de líquido e injeção de ar, juntamente com a ferramenta utilizada no processo e o sistema de fixação (fonte: autor).

A ferramenta, no seu movimento de rotação e avanço exerce três funções básicas, que são aquecer a região que sofre processo de soldagem, criar a movimentação necessária ao processo de soldagem e conter o material para que este fique confinado à região de junta soldada. O calor é gerado no processo a partir da fricção e da deformação plástica do material promovidas pelo movimento da ferramenta, que amacia o material a ser soldado e permite que haja a mistura de material proveniente das duas chapas unidas, o que cria a junta soldada.

Como resultado do processo, uma união em estado sólido é criada, sem a ocorrência de fusão do material, o que gera inúmeras vantagens em relação a outros processos de soldagem, como, por exemplo, ausência de consumíveis no processo e não apresentar fusão do material no processo, o que permite soldar ligas metálicas não soldáveis por outros processos. Além destes, o processo gera tensões residuais de soldagem que se mostram muito inferiores àquelas observadas em processos comumente usados, o que gera muito menos distorções nas peças unidas, e se mostra imune ao trincamento induzido por hidrogênio.

Assim como em outros processos de soldagem, a soldagem por fricção gera diferentes áreas microestruturais na região soldada, que comumente na literatura são denominadas como se segue:

- Material de base ou material não-afetado (MB): região não-afetada pelo processo de soldagem, tanto em termos de microestrutura, quanto em termos de propriedades mecânicas.
- Zona termicamente afetada (ZTA): Região próxima do centro onde o material base sofreu alteração em suas propriedades mecânicas e/ou microestruturais devido ao calor gerado pelo processo de soldagem, porém, sem a presença de deformação plástica.
- Zona termomecanicamente afetada (ZTMA): nesta região, o movimento da ferramenta causou plastificação na região citada e o calor gerado no processo gerou mudanças microestruturais e/ou de propriedades mecânicas.
- Zona misturada (ZM): Região que sofre intensa mistura de material proveniente de ambas as partes soldadas, e que constitui a parte central da junta.

Desenvolvida inicialmente para a união de peças em alumínio, o processo citado tem se mostrado útil para a soldagem de juntas de aço (ÇAM, 2011), apresentando todas as vantagens citadas no que se refere a propriedades mecânicas. Vários trabalhos na área (SANTOS et al, 2010; LAKSHMINARAYANAN; BALASUBRAMANIAN, 2012; CHUNG et al, 2010) tem mostrado que as juntas obtidas por este processo apresentam boas propriedades de resistência mecânica e de tenacidade à fratura.

3.7 Fatores que influenciam a tenacidade à fratura de juntas fabricadas por FSW

Como o presente trabalho se faz pioneiro em soldagem por pino não consumível em aço inoxidável supermartensítico, não há certeza de quais fatores serão mais importantes nas juntas a ser obtidas. Porém, trabalhos anteriores em outros processos utilizando o mesmo material-base concluíram que o ciclo térmico gerado, devido às temperaturas obtidas, pode gerar formação de ferrita δ (CARROUGE; BHADESHIA; WOOLLIN, 2004; THIBAUT; BOCHER; THOMAS, 2009), o que tende a fragilizar a junta soldada.

Além disso, trabalhos em andamento (ATEHORTÚA, 2013) mostram, através de análise por difração de raios-x, que a microestrutura da ZTA de soldas deste tipo depende do estado inicial das chapas de material-base utilizadas, pois o revenimento após a têmpera tende a gerar uma microestrutura de austenita retida e estável, com lamelas de espessura dependente do revenido utilizado (BILMES; SOLARI; LLORENTE, 2001), as quais tendem a produzir uma maior energia absorvida ao impacto Charpy, em função do tratamento térmico utilizado.

O trabalho citado também mostrou uma microestrutura como mostrada na Figura 3-7:

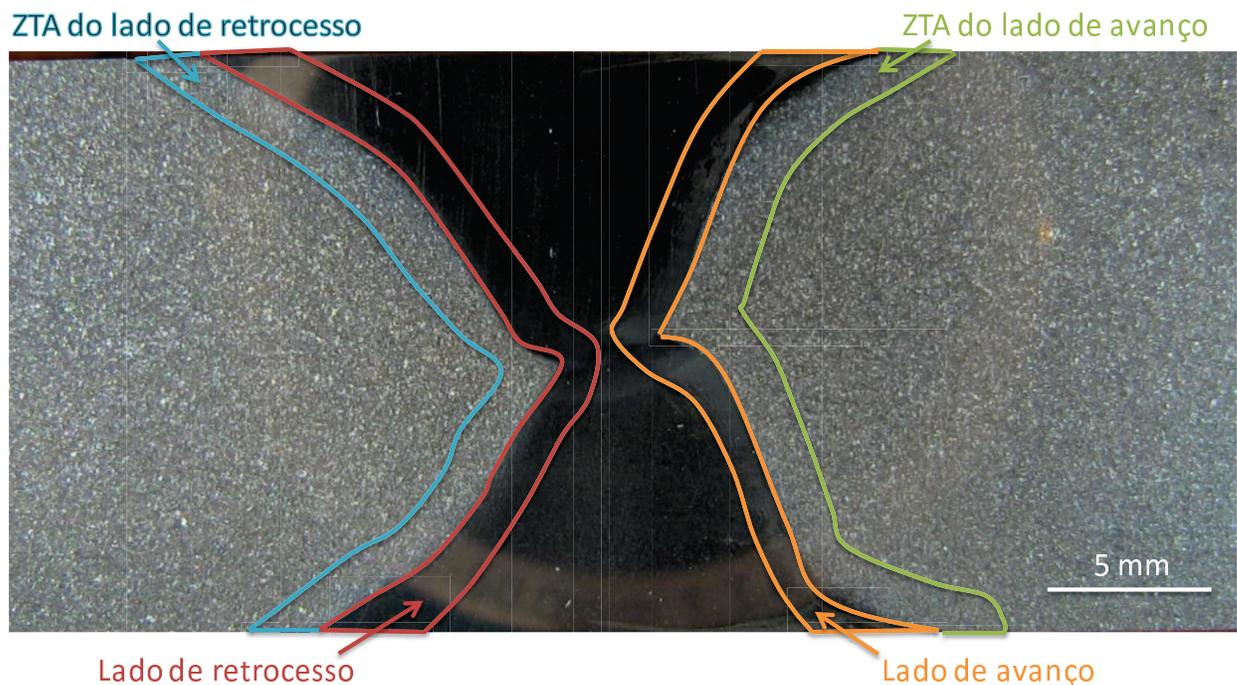


Figura 3-7 - Zonas da junta soldada obtida, a partir de uma soldagem por atrito com pino não-consumível em dois passes em uma junta de aço inoxidável supermartensítico, em uma macrografia obtida a partir de um corte transversal seguido de ataque químico com Vilella (ATEHORTÚA, 2013).

Onde a zona misturada se mostrou formada de martensita, de grão bastante refinado, com uma ZTA formada por uma estrutura composta por martensita gerada a partir da austenita inicialmente presente na microestrutura, temperada pelo ciclo térmico produzido. Assim, o ciclo térmico envolvido tende a gerar regiões mais frágeis, especialmente se o metal de base estiver revenido, alterando as propriedades mecânicas do material obtido no processo.

3.8 Conceitos de mecânica da fratura

A mecânica da fratura visa prever e/ou descrever o comportamento mecânico dos materiais a partir de medidas de tamanho de defeitos, tenacidade do material e estado de carregamento atuante no mesmo. Procuram-se obter assim informações que levem a determinar a resistência de dado componente trincado a um determinado carregamento mecânico.

Existem basicamente três modos de carregamento, que são ilustrados na Figura 3-8, e são denominados modo I, II e III, respectivamente.

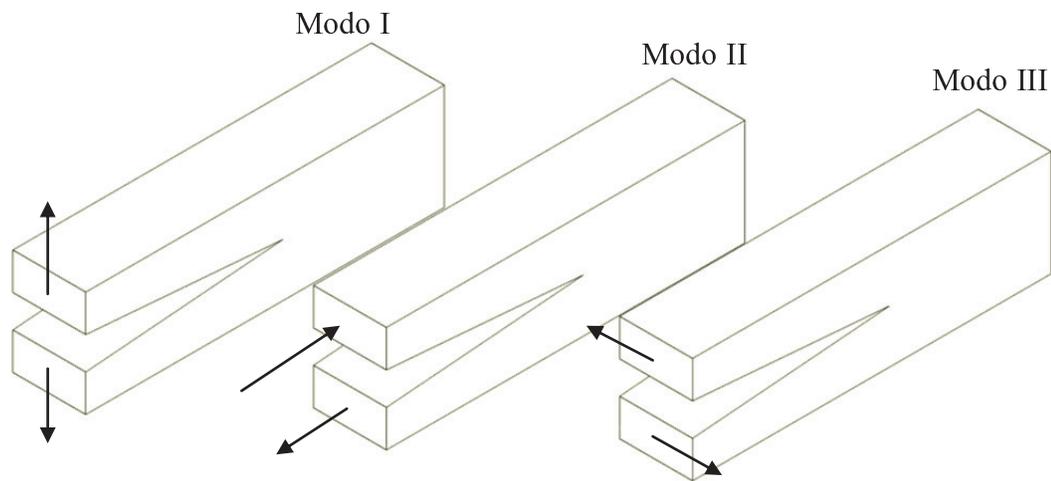


Figura 3-8 - Modos de carregamento possíveis em uma análise por via da mecânica da fratura (ANDERSON, 2005).

O modo I é o mais crítico, cujo estado de carregamento imposto mais contribui para a separação das duas superfícies, sendo, portanto, aquele que mais colabora para o crescimento de trinca.

O modelo inicial de fratura foi proposto por Griffith (1920 apud ANDERSON, 2005), baseado no critério de energia, sendo que, por este modelo, o processo de crescimento instável de trinca se dá quando a taxa de liberação de energia por unidade de área (variação na energia de deformação com o aumento da área de trinca) é igual ou superior a um valor crítico, determinado G_c , que é uma medida de tenacidade à fratura.

Assim, pela teoria de Griffith, para uma trinca de tamanho $2a$ em uma placa infinita sujeita a uma tensão de tração remota perpendicular à trinca σ , a taxa de liberação de energia crítica seria dada pela Equação 3-1:

$$G_c = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad 3-1$$

onde E é o módulo de elasticidade do material. Utilizando o trabalho sobre análise de tensões de Inglis (1931 apud ANDERSON, 2005), Griffith mostrou que a Equação 3-1 leva a seguinte tensão crítica de falha (Equação 3-2):

$$\sigma_f = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{1/2} \quad 3-2$$

onde γ_s é a energia de superfície do material. A Equação 3-2 é válida somente para materiais frágeis, por não considerar a plastificação na região da ponta da trinca.

Irwin (1948 apud ANDERSON, 2005) e Orowan (1948 apud ANDERSON, 2005) modificaram a formulação de Griffith com o fim de incluir o efeito da plastificação, adicionando o trabalho plástico por unidade de área da superfície criada, denominado por γ_p . A tensão crítica de abertura de trinca ficaria então na forma (Equação 3-3):

$$\sigma_f = \left(\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a} \right)^{1/2} \quad 3-3$$

Porém, a teoria de Griffith se baseia na premissa de que o comportamento do material é elástico linear, e, por isso, o modelo de Irwin e Orowan só se faz válido se a região plástica se limitar a uma região pequena em comparação às dimensões da trinca.

Em todas as abordagens citadas, faz-se necessário o conhecimento da forma como os carregamentos aos quais determinado componente trincado está sujeito influencia o estado de tensões na ponta da trinca presente no mesmo, permitindo a correlação entre carregamentos limites e a geometria de trincas em componentes trincados. O caso mais simples de todos, que serviu de base para análise em geometrias mais complexas, é o caso de uma chapa infinita sujeita a um carregamento uniforme unidirecional, com uma trinca passante de tamanho $2a$.

Para este caso, o estado de tensões na ponta da trinca depende, além do estado de carregamento imposto, da espessura da chapa, tendendo a ser um estado plano de deformação à medida que a espessura aumenta. Segundo trabalhos pioneiros na área (IRWIN, 1957;

SNEDDON, 1946; WILLIAMS, 1957), as tensões na ponta da trinca citada, sob o modo I de carregamento, são dadas por (Equações 3-4 a 3-9):

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \quad 3-4$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \quad 3-5$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \quad 3-6$$

$$\sigma_{zz} = 0 \quad 3-7$$

para tensão plana

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \text{ para deformação plana} \quad 3-8$$

$$\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \quad 3-9$$

onde K_I é constante, denominado fator de intensidade de tensão, θ e r são as coordenadas, em coordenadas polares, do ponto onde a tensão é dada, a partir da raiz de trinca, ilustradas na Figura 3-9, juntamente com as tensões citadas.

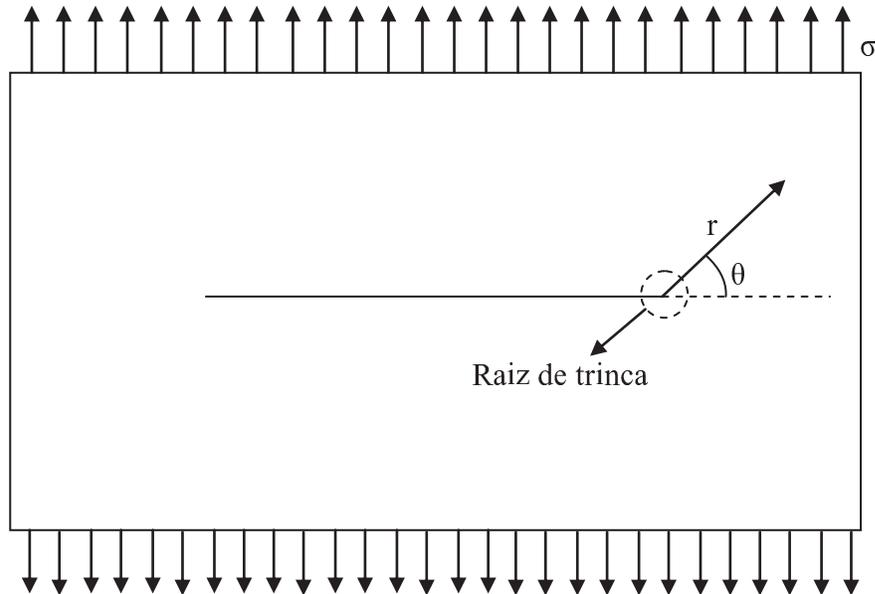


Figura 3-9 – Coordenadas de um ponto a partir da raiz de uma trinca em uma placa infinita sujeita a carregamento unidirecional e uniforme.

Assim, considerando o critério de escoamento como sendo o critério de von Mises para tensão equivalente de escoamento (Equação 3-10):

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2]^{1/2} \quad 3-10$$

onde σ_1 , σ_2 , e σ_3 são as tensões principais, dadas pelas equações 3-11 a 3-13:

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right)\right] \quad 3-11$$

$$\sigma_2 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right)\right] \quad 3-12$$

$$\sigma_3 = 0$$

para tensão plana, e

$$\sigma_3 = \frac{2\gamma K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad 3-13$$

para deformação plana. Considerando a tensão de escoamento do material como tensão limite, o critério de von Mises, leva ao seguinte raio plástico em função de θ (equações 3-14 e 3-15):

$$r(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y}\right)^2 \left[1 + \cos(\theta) + \frac{3}{2} \operatorname{sen}^2(\theta)\right] \quad 3-14$$

para tensão plana e

$$r(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y}\right)^2 \left[(1 - 2\gamma)^2 (1 + \cos(\theta)) + \frac{3}{2} \operatorname{sen}^2(\theta)\right] \quad 3-15$$

para deformação plana.

Sabendo que o valor de K_I , caso a trinca seja em uma placa infinita unidirecionalmente carregada, pode ser dado por (ANDERSON, 2005) (Equação 3-16):

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad 3-16$$

pode-se, a partir da Equação 3-1 chegar a (Equação 3-17):

$$G_c = \frac{K_I^2}{E} \quad 3-17$$

para estado plano de tensão, e (Equação 3-18):

$$G_c = \frac{K_I^2}{\frac{E}{1-\nu^2}} \quad 3-18$$

para estado plano de deformação.

Para o caso geral, a Equação 3-16 ficaria na forma (Equação 3-19):

$$K_I = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad 3-19$$

onde o fator Y é um fator de correção que depende da geometria e do estado de carregamento considerado. Assim, para o caso de uma trinca em uma placa infinita com carregamento em tração perpendicular à trinca, Y=1. Valores do fator Y para diversos carregamentos e geometrias estão disponíveis na literatura (ANDERSON, 2005; MURAKAMI, 1987; FETT, 2009).

3.9 Mecânica da fratura elasto-plástica

À medida que se aumenta a presença de deformação plástica na ponta da trinca, os resultados experimentais obtidos se afastam da dominância da mecânica da fratura linear-elástica, o que torna a teoria citada pouco aplicável a materiais de engenharia típicos.

Buscando uma extensão desta teoria, de forma a incluir os efeitos da plastificação apresentada, Irwin (1957) desenvolveu uma modificação da teoria clássica de mecânica da fratura, onde o parâmetro de tamanho de trinca, tipicamente representado por a , é acrescido do raio plástico desenvolvido, r_y , dado por (Equação 3-20):

$$r_y = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad 3-20$$

Assim o tamanho de trinca efetivo sendo o dado por (Equação 3-21):

$$a_{eff} = a + r_y \quad 3-21$$

Assim o fator de intensidade de tensão fica na forma (Equação 3-22):

$$K_{eff} = Y(a_{eff})\sigma\sqrt{\pi a_{eff}} \quad 3-22$$

No caso de uma trinca passante em uma placa infinita, com carregamento perpendicular à trinca, tem-se (ANDERSON, 2005)(Equação 3-23):

$$K_{eff} = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{1 - \frac{1}{2}\left(\frac{\sigma}{\sigma_y}\right)^2}} \quad 3-23$$

Dugdale (DUGDALE, 1960.), e Barenblatt (BARENBLATT, 1962.) propuseram outra abordagem, onde a plastificação gerada na ponta da trinca é modelada como a junção de uma extensão desta com o raio plástico mais a aplicação, dentro da região prevista de plastificação, de uma tensão de valor igual à tensão de escoamento do material de forma a tentar fechar a mesma. Assim, o fator de intensidade de tensão efetivo gerado no processo seria dado por (ANDERSON, 2005) (Equação 3-24):

$$K_{eff} = \sigma \sqrt{\pi a \sec\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y}\right)} \quad 3-24$$

onde σ é a tensão aplicada, σ_y é a tensão de escoamento do material e a é metade do tamanho de trinca utilizado. Correlações posteriores (ANDERSON, 2005) geraram um valor mais realista (Equação 3-25), tendo em vista que a Equação 3-24 superestima o fator de intensidade de tensão efetivo.

$$K_{eff} = \sigma_y \sqrt{\pi a} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln\left(\sec\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y}\right)\right) \right]^{1/2} \quad 3-25$$

3.10 Crack Tip Opening Displacement ou CTOD

Devido à grande plastificação experimentada por um componente em material dúctil trincado até a ruptura, a mecânica da fratura linear elástica perde a sua dominância, levando à necessidade de um novo critério de avaliação de integridade estrutural de componentes trincados sujeitos a carregamento mecânico. Percebendo que a tenacidade à fratura aumenta conforme aumenta a abertura de raiz de trinca para o caso citado, Wells (1961) propôs como parâmetro de medida de tenacidade à fratura a abertura de raiz de trinca, que, na língua inglesa, é denominado *Crack Tip Opening Displacement*, ou CTOD, medido indiretamente a partir da medida de deformação de um corpo de prova durante o ensaio. Esta pode ser medida por diversas técnicas, sendo a mais amplamente utilizada a medida indireta por meio da medição da abertura do entalhe

na superfície da peça, denominado em inglês de *Crack Mouth Opening Displacement*, ou CMOD, medido tipicamente por meio de dispositivos especiais com extensômetros. A partir desta medida, o CTOD é calculado utilizando as técnicas que são citadas a seguir.

3.11 Medida experimental de tenacidade à fratura

Para medida experimental de tenacidade à fratura de materiais, existem ensaios padronizados por diferentes organizações, incluindo a ASTM (*American Society of Testing in Materials*), a BSI (*British Standards Institute*) e a ISO (*International Institute of Standards*). Os padrões citados incluem dimensões dos corpos de prova e procedimentos padronizados para medidas de K_{IC} , CTOD, integral J e curvas CTOD-R e J-R.

Devido ao fato de a norma BS 7448 ser a mais abrangente, permitindo variações maiores na geometria da pré-trinca obtida, esta foi escolhida para ser utilizada neste trabalho.

3.12 Ensaio de CTOD padronizado pela norma BS 7448

Pela norma BS 7448, a determinação do valor de CTOD, é obtido por meio de um ensaio padronizado, utilizando um corpo de prova entalhado, de dimensões padronizadas de acordo com a aplicação pretendida.

Os corpos de prova padronizados tem cada um uma aplicação específica, a depender da origem do material de teste. Os corpos de prova chamados corpos de prova compactos (Figura 3-11), e os chamados corpos de prova tipo SE(B) (Figura 3-10), são de aplicação geral.

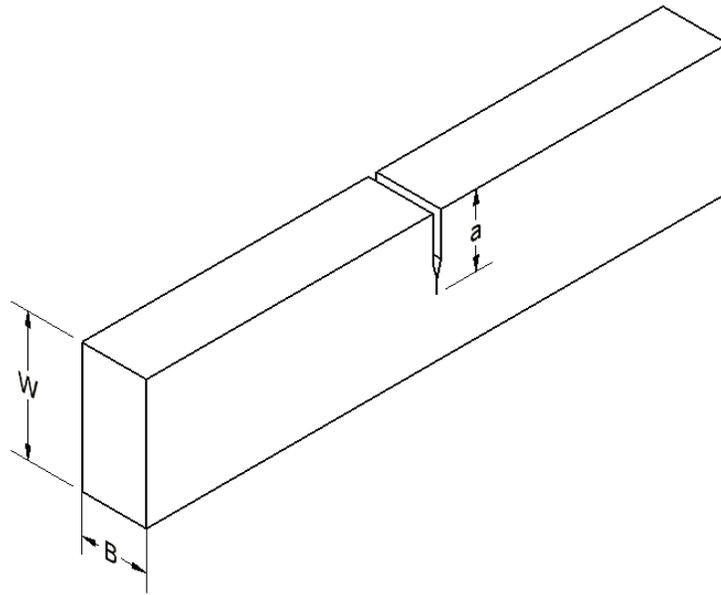


Figura 3-10 - Corpo de prova retangular padronizado segundo a norma BS 7448.

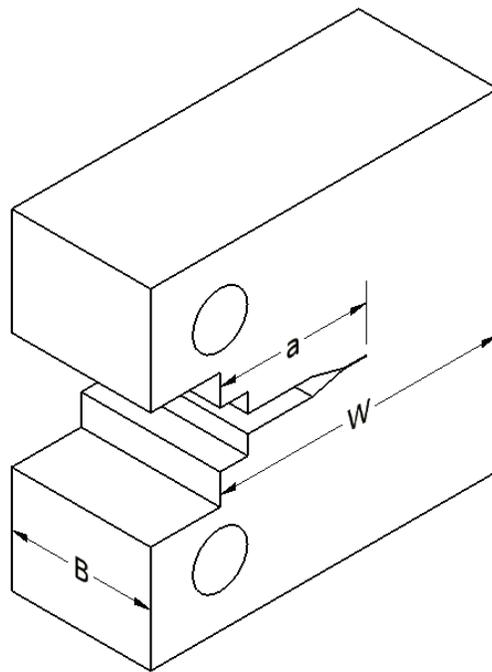


Figura 3-11 - Corpo de prova compacto padronizado pela norma BS 7448.

Além de tipos padronizados, há ainda orientações possíveis para os espécimes citados, sendo a nomenclatura de acordo com a BSI como sendo aquela ilustrada na Figura 3-12 (BRITISH STANDARD, 1997.). Devido ao fato de muitas vezes as propriedades mecânicas do

material a ser testado serem anisotrópicas, se faz interessante avaliar a tenacidade à fratura do mesmo em uma direção específica a depender da aplicação.

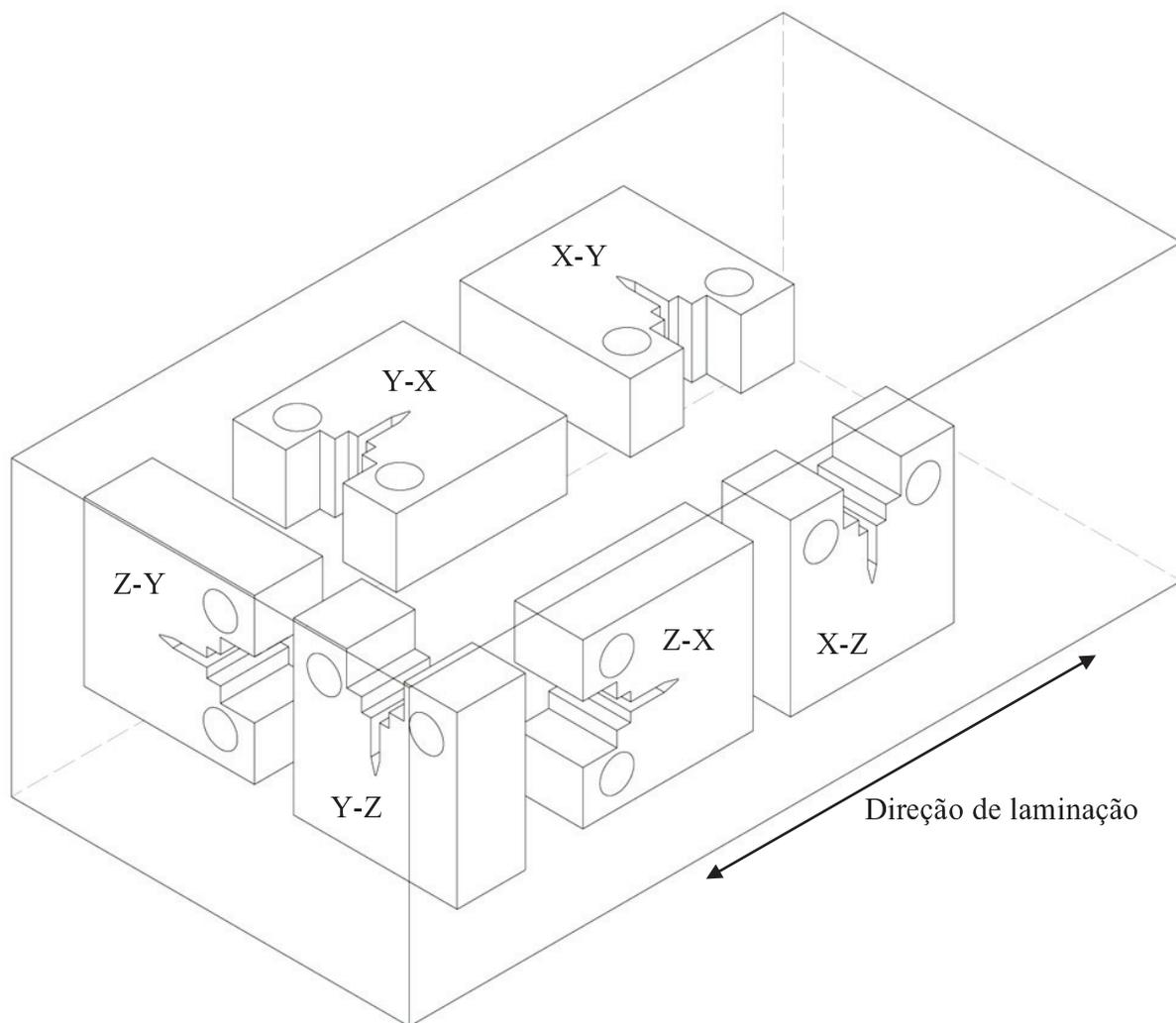


Figura 3-12 - Orientações possíveis para corpos de prova padronizados pela norma BS 7448 em relação à direção de laminação do corpo metálico de onde estes são retirados.

O ensaio citado necessita de um trincamento por fadiga anterior a este, com o fim de que haja uma condição de trinca real. Portanto, o ensaio se divide em duas etapas básicas, a pré-trinca por fadiga e o ensaio de CTOD em si.

O pré-trincamento por fadiga se dá por meio da aplicação de uma carga cíclica ao corpo de prova, de maneira a criar na raiz do entalhe a trinca necessária ao ensaio. Apesar de a norma citada não recomendar uma frequência específica para a realização do pré-trincamento, a partir de trabalhos anteriores, sabe-se que uma boa frequência para provimento de bons resultados está na

faixa de 10Hz a 20Hz (HIBINO, 2011; OLIVEIRA, 2008). A carga necessária para a operação de pré-trincamento é limitada pelo item 6.4.5 da norma BS7448-1, e dada pelo menor dos valores entre os resultados de três equações, sendo que, para o presente caso, o valor menor é dado pela Equação 3-26:

$$F_f = \frac{B(W - a_0)^2(\sigma_y + \sigma_t)}{4S} \quad 3-26$$

onde B é a espessura do corpo de prova, W é a largura do corpo de prova, a_0 é o tamanho inicial da trinca, S é a distância entre os roletes (*span*), σ_y é a tensão de escoamento do material e σ_t é o limite de resistência do material de teste ao ensaio de tração.

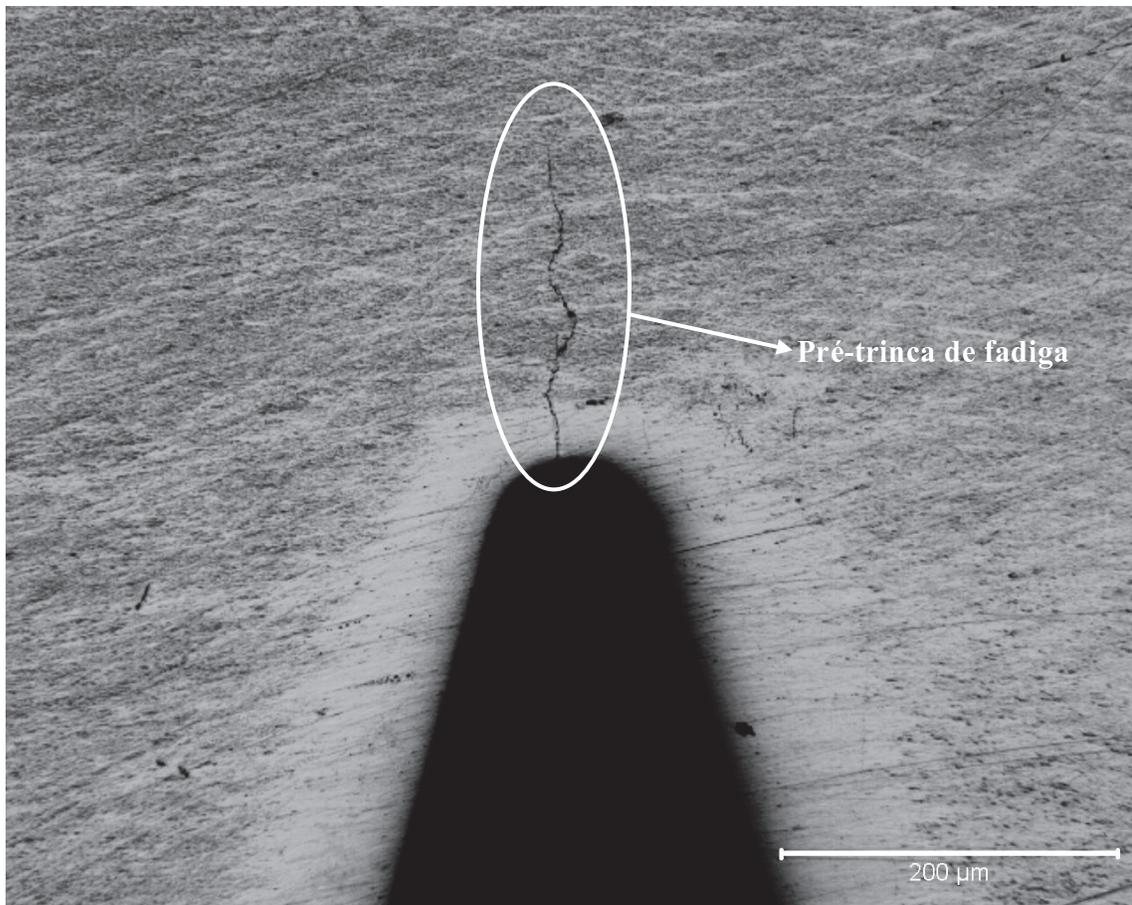


Figura 3-13 - Pré-trinca de fadiga localizada na raiz do entalhe em um corpo de prova do tipo retangular padronizado pela norma BS 7448 (fonte: autor).

O tamanho da pré-trinca de fadiga necessária ao ensaio deve estar entre limites especificados pela norma citada, sendo estes o intervalo $0,45 \leq a_0/W \leq 0,7$. Ao longo do procedimento de pré-trinca, a medição do tamanho da mesma se dá pela medida da abertura da

boca de trinca do corpo de prova, o qual, para o tipo utilizado neste trabalho tem uma relação com o tamanho da trinca dado por (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING IN MATERIALS, 2011.) (Equação 3-27):

$$\frac{a_0}{W} = 0,999748 - 3,9504U_V + 2,9821U_V^2 - 3,21408U_V^3 + 51,51564U_V^4 - 113,031U_V^5 \quad 3-27$$

onde

$$U_V = \frac{1}{\sqrt{\frac{4WBE\Delta V}{S\Delta F} + 1}} \quad 3-28$$

Em que ΔV é o valor medido para CMOD. A medida de CMOD se dá a partir de um sensor específico, chamado *ClipGage*, ilustrado na figura que segue (Figura 3-14):



Figura 3-14 - Clip Gage utilizado para medição do valor de CMOD (fonte: autor).

O ensaio CTOD é realizado por meio da aplicação de uma carga especificada pela norma BS 7448 para a abertura da boca da trinca, e a partir dos valores medidos de abertura em função da carga aplicada, pode-se inferir a abertura na ponta da trinca.

A abertura de um corpo de prova é gerada por uma deformação elástica e uma deformação plástica na ponta da trinca, sendo que a deformação elástica é relacionada com o valor de intensidade de tensões como segue (BRITISH STANDARD, 1997.)(Equação 3-29):

$$\delta_{el} = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{2\sigma_y E} \quad 3-29$$

onde K é fator de intensidade de tensões, ν é o módulo de Poisson do material, e E é o módulo elástico do material, σ_y é a tensão de escoamento do material.

Já o valor da parcela plástica do CTOD é dado por (BRITISH STANDARD, 1997.)(Equação 3-30):

$$\delta_{pl} = \frac{0.4(W - a_0)V_p}{0.46W + 0.6a_0 + z} \quad 3-30$$

onde W , a_0 , e z são as dimensões mostradas na Figura 3-15:

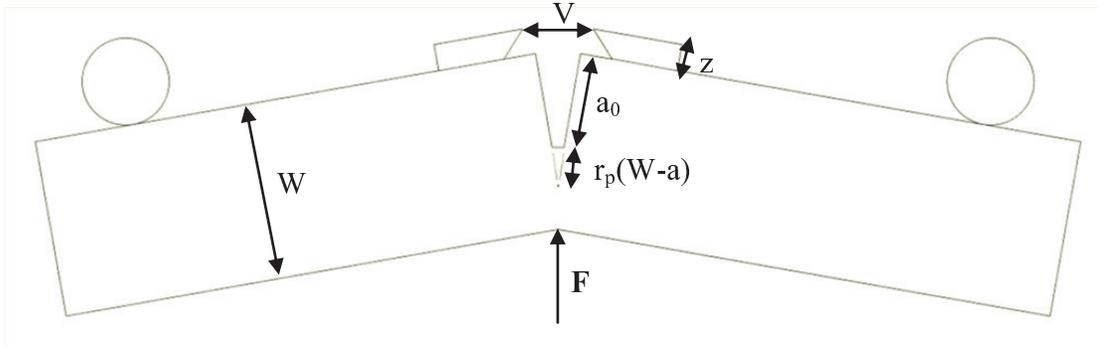


Figura 3-15 - Dimensões durante ensaio em um corpo de prova do tipo retangular (ANDERSON, 2005).

O termo V_p se refere à parte do CMOD devida à deformação plástica do corpo de prova durante o ensaio, como ilustrado na Figura 3-16.

O termo r_p é uma constante, cujo valor se encontra entre 0 e 1, que define a posição de um ponto aparente de rotação, gerado pela plastificação no corpo de prova, durante o ensaio. Para o caso em questão, o valor de r_p é 0,4 (ANDERSON, 2005; DONATO, 2008).

O gráfico de força versus deformação de um ensaio típico é mostrada na Figura 3-16.

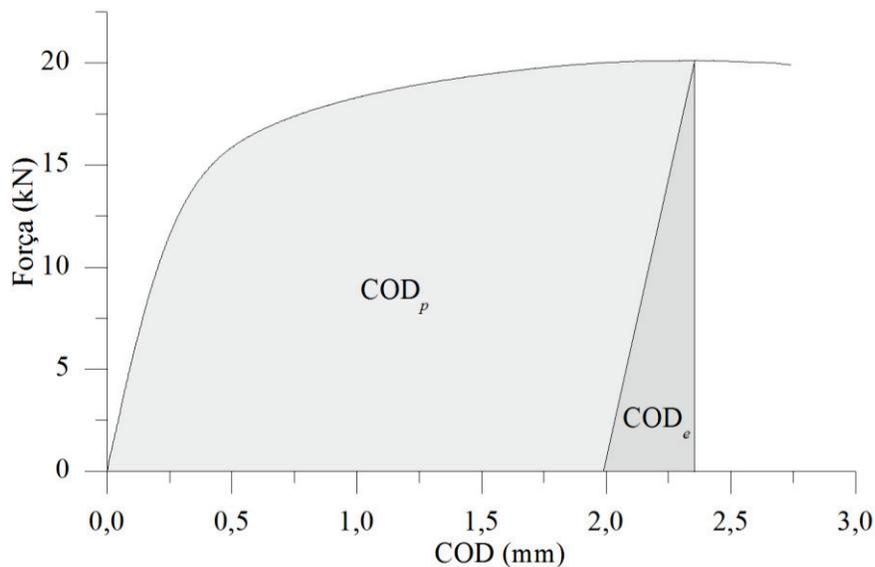


Figura 3-16 - Gráfico típico resultante de um ensaio de CTOD. Destacam-se as regiões devidas à deformação plástica (COD_p) e à deformação elástica (COD_e).

Para a determinação de a_0 , é necessário o acesso às dimensões da raiz da pré-trinca obtida anteriormente ao ensaio. Com esse fim, procede-se à fratura frágil do corpo ensaiado, em temperatura criogênica, em uma flexão em três pontos em prensa hidráulica, como descrito no item 4.8. Após esse procedimento, o valor de a_0 é determinado a partir da medição da distância entre a raiz da trinca obtida e a superfície livre do corpo ensaiado em nove pontos igualmente espaçados, como mostrado na Figura 3-17, procedendo-se então, por meio da Equação 3-31 ao cálculo do valor de a_0 .

$$a_0 = \frac{\frac{a_1 + a_9}{2} + a_2 + a_3 + a_4 + a_5 + a_6 + a_7 + a_8}{8} \quad 3-31$$

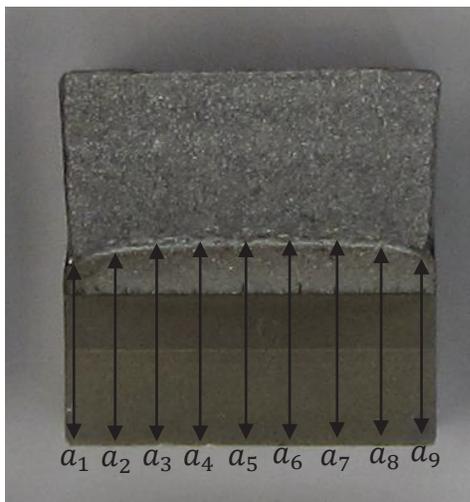


Figura 3-17 – Ilustração dos pontos de medição em um corpo de prova após ensaio CTOD padronizado para determinação do valor de tamanho de pré-trinca necessário ao cálculo do valor de CTOD (fonte: autor).

3.13 Aplicação de CTOD a juntas soldadas

Na aplicação do ensaio de CTOD em juntas soldadas, deve-se levar em consideração a heterogeneidade do material resultante do processo de soldagem envolvido, devido ao ciclo térmico da soldagem, gerando regiões mais dúcteis ou mais frágeis, e também a existência de mismatch. Assim, torna-se importante decidir previamente qual região será analisada, de modo que se permita realizar um entalhe de forma a gerar o crescimento da trinca ao longo da região

pela qual se tem interesse. Um mapa de dureza, neste caso se torna bastante útil, pois geralmente, a menor tenacidade à fratura se encontra na região da junta soldada que apresenta maior dureza.

Outro parâmetro que também influencia no processo são as tensões residuais decorrentes do ciclo térmico experimentado pelo material, que podem afetar tanto a velocidade de crescimento da pré-trinca de fadiga, quanto o valor medido do ensaio em si, o que torna necessário o cuidado com a região e a orientação em que se utiliza o corpo de prova.

Existem trabalhos (TOWERS; DAWES, 1985) que reportam dificuldades de conseguir trincamentos por fadiga em corpos de prova soldados, especialmente se forem utilizados vários passes durante o processo, devido às tensões residuais variarem ao longo do comprimento da trinca. A Figura 3-18 ilustra trincamentos não uniformes em corpos de prova com a microestrutura citada.

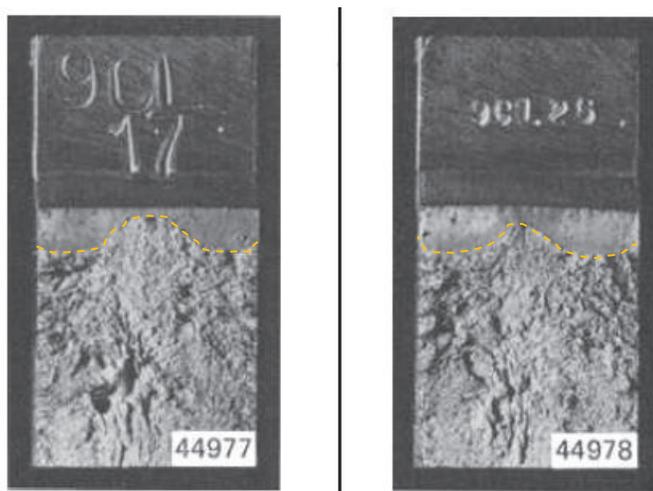


Figura 3-18 - Pré-trincas com raízes de trinca onduladas (linhas pontilhadas) devidas à presença de tensão residual e de variação de estrutura metalúrgica em juntas soldadas (TOWERS e DAWES, 1985).

A configuração escolhida para os ensaios em região soldada foi a geometria retangular, devido ao fato de esta geometria ser menos exigente com relação à uniformidade da raiz da pré-trinca obtida (BRITISH STANDARD, 1997.), ao longo do crescimento da mesma, fazendo com que seja menor a possibilidade de não adequação do ensaio de tenacidade, o que maximiza o número de ensaios de CTOD efetivamente validados. A exigência, neste caso, é que a variação na dimensão a_i , como mostrado na Figura 3-17, não seja superior a 20% do valor encontrado para a_0 .

3.14 Uso do CTOD como critério de falha

O uso do parâmetro CTOD é bastante difundido no que se refere à avaliação de integridade estrutural em componentes trincados sujeitos a esforços mecânicos. Devido a este levar em consideração a plasticidade do material durante o crescimento da fratura, o CTOD é largamente utilizado na avaliação de tenacidade à fratura de materiais dúcteis, assim como é recomendado em procedimentos de avaliação de conformidade e qualificação de consumíveis de soldagem (PETROBRAS, 2012).

Devido às características citadas, a abertura de raiz de trinca, ou CTOD, reflete mais realmente a tenacidade à fratura de materiais dúcteis, ao contrário do parâmetro K_{IC} , que não leva em consideração este fenômeno. Devido a esta característica, o valor de CTOD medido pode ser utilizado em avaliações de tenacidade em componentes mecânicos, incluindo tubulações de dutos e *risers* (RAMOS, 2009) e vasos de pressão (MENEGATTI, 2010), existindo correlações disponíveis na literatura que permitem determinar os fatores de intensidade de tensão para diferentes geometrias, incluindo bocais de vasos de pressão, tubulações e chapas (BRITISH STANDARD, 2005; AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2000). A norma BS 7910 e a API RP 579 contêm orientações de procedimentos para a avaliação de integridade de componentes mecânicos trincados, com diversas formas e tamanho de defeitos, com o fator de intensidade de tensão previsto para o carregamento considerado, e de uso de medidas de CTOD como parâmetro de avaliação.

O uso do parâmetro CTOD também pode ocorrer por meio das chamadas curvas de projeto, ou *CTOD Design Curves*, onde se correlaciona a abertura de boca de trinca adimensionalizada em função do carregamento imposto, gerando diagramas com áreas chamadas “*seguras*” e “*inseguras*”, sendo adotado por procedimentos recomendados como a norma BS 6493. Dados da literatura (XUE e SHI, 1998) mostram correlações baseadas em análises numéricas, em função das características do material, do esforço aplicado adimensionalizado e da deformação sofrida, gerando as curvas de projeto citadas.

3.15 Ensaio EDS ou Energy Dispersive Spectroscopy

A análise por EDS, ou do inglês *Energy Dispersive Spectroscopy*, é uma técnica analítica muito utilizada em análises por microscopia eletrônica de varredura para a determinação da composição provável de uma amostra ou de seus microconstituintes. Ela se baseia na análise da radiação emitida pelos átomos presentes na amostra analisada quando excitados pelos elétrons lançados na amostra durante o processo de formação da imagem de microscopia eletrônica.

A interação dos elétrons emitidos em direção aos átomos da amostra cria possíveis arrancamentos dos elétrons do material em níveis próximos ao núcleo, gerando decaimentos posteriores que por sua vez, geram emissões de raios-x características dos átomos analisados. Procedendo-se um mapeamento das intensidades da radiação gerada no processo, é possível a identificação dos átomos presentes, assim como sua abundância relativa. A Figura 3-19 ilustra o processo citado.

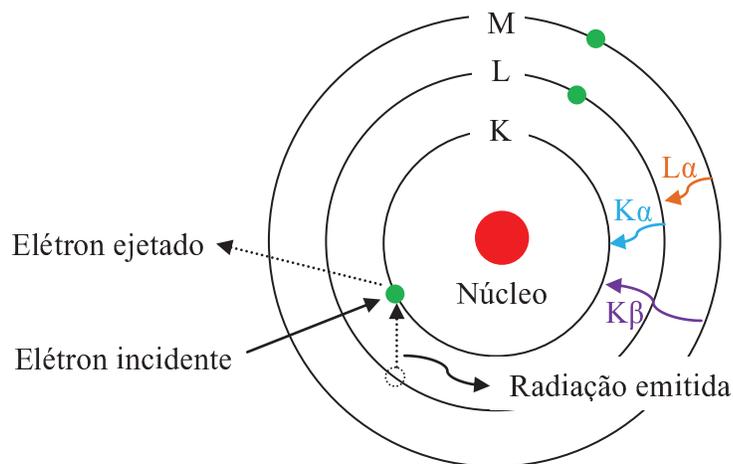


Figura 3-19 – Ilustração do processo que gera a emissão de raios-x a partir de decaimentos entre camadas eletrônicas de um material analisado em microscopia eletrônica, na geração de dados por EDS (fonte: autor).

Devido ao fato da técnica citada poder ser utilizada conjuntamente com a microscopia eletrônica, permite a análise química dos componentes, partículas, fases, precipitados, etc microscópicos, difíceis de serem analisados por outras técnicas. Além disso, permite a realização de mapeamentos de composição ao longo da superfície da amostra, gerando informações bastante

úteis a respeito da distribuição do componente analisado ao longo da superfície da amostra analisada.

A técnica citada pode ser utilizada para a realização de análises qualitativas e quantitativas da composição microestrutural da amostra analisada, sendo a análise quantitativa sensível ao número atômico, fazendo com que, quanto mais leve for o elemento analisado, mais difícil se torna a medição. Uma imagem típica de um espectro obtido neste trabalho é mostrada na Figura 3-20.

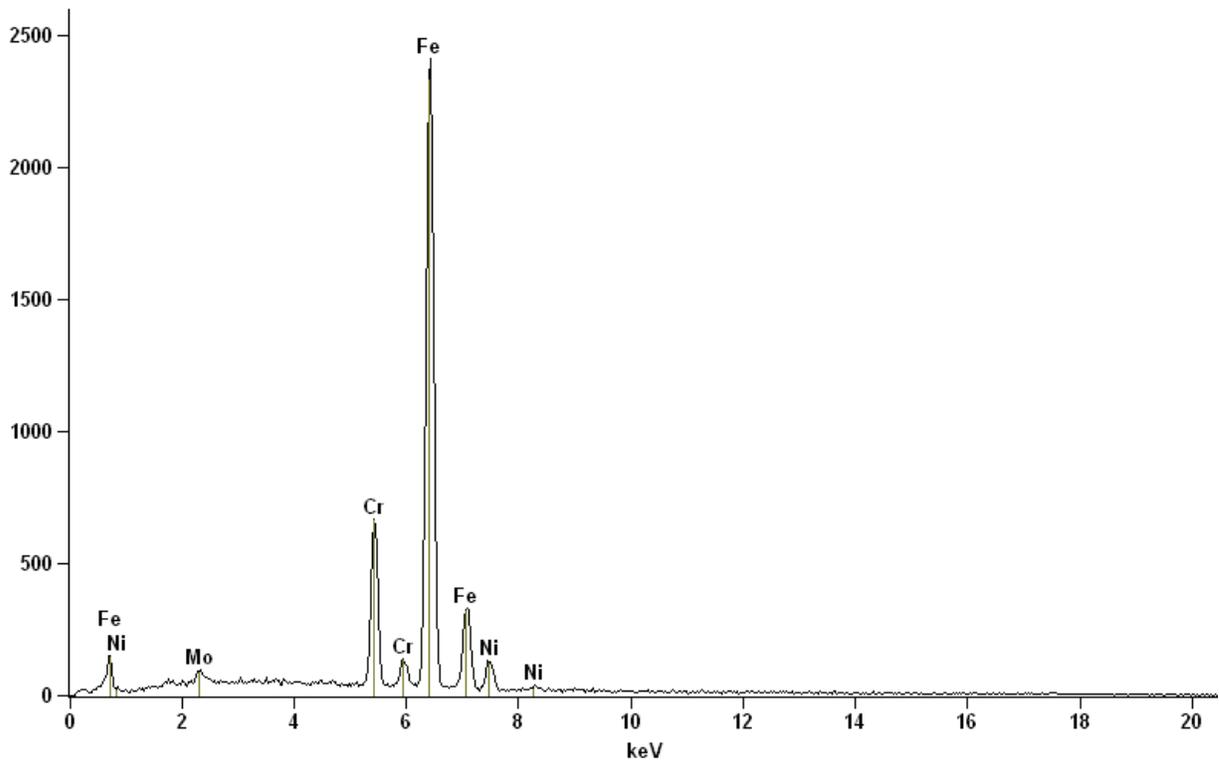


Figura 3-20 – Espectro EDS típico obtido do material base utilizado (fonte: autor).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material utilizado

O material utilizado neste trabalho é um aço inoxidável supermartensítico, fornecido pela Villares Metals, produzido por laminação controlada, e com composição química apresentada na Figura 4-1 e na Tabela 4-1.

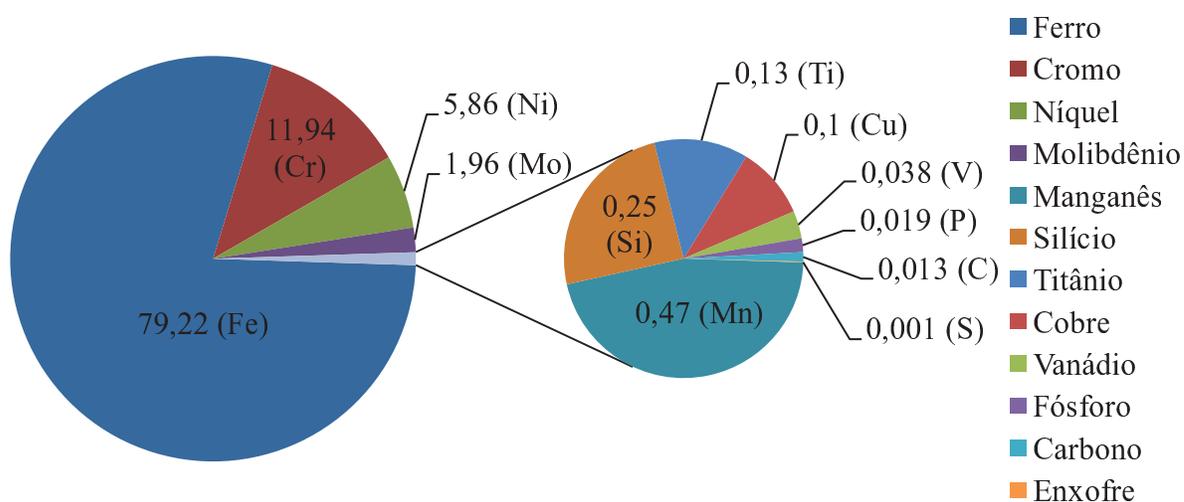


Figura 4-1 - Participação em percentual de massa de cada componente no material de base utilizado (VILLARES METALS, 2012).

Tabela 4-1 – Quadro composicional da liga de aço inoxidável supermartensítico utilizada (VILLARES METALS, 2012).

Elemento	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	V	P	S
Percentual em massa	0,013	0,25	0,47	11,94	5,86	1,96	0,1	0,13	0,038	0,019	0,001

A microestrutura do material citado é formada basicamente por martensita, devido à alta temperabilidade da liga. A Figura 4-2 mostra uma microestrutura típica desta, onde a imagem foi obtida por meio de um ataque químico de Vilela.

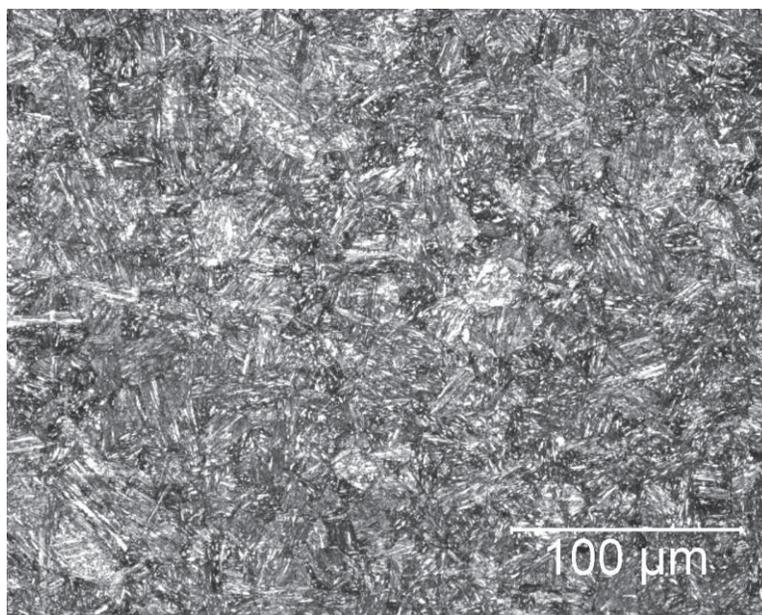


Figura 4-2 - Microestrutura típica de material de base do aço inoxidável supermartensítico utilizado após ataque químico com Vilella (fonte: autor).

Devido ao fato do material fornecido ser diferente do material utilizado em tubulações da indústria de petróleo, o material fornecido para este trabalho foi submetido a um tratamento térmico de têmpera e revenimento, por meio de uma austenitização a 1050°C durante uma hora, seguida de uma têmpera ao ar com posterior revenimento a 620°C durante duas horas.

A fim de averiguar se o material obtido por meio do tratamento térmico citado estava de acordo com o esperado, realizaram-se ensaios de dureza, difração de raios-x e metalografia, comparando-se, a partir dos mesmos ensaios, os resultados obtidos a partir do material de estudo, após o referido tratamento térmico, e o material de tubos em aço inoxidável supermartensítico comercial para a aplicação em dutos submarinos, cedido pela Petrobras.

O ensaio de dureza realizado foi do tipo Rockwel C, onde a dureza esperada foi cerca de 27HRC (RAMIREZ, 2007; YU-RONG et al, 2011), sendo obtidas durezas variando entre 26 e 28 HRC. O ensaio citado foi realizado em uma máquina marca ZWICK/ROELL modelo 8187.5 LKV A, utilizando ponta de diamante e carga de 150kg.

A análise metalográfica foi realizada por meio de um embutimento de amostras do material tratado termicamente e de amostras de tubos de aço inoxidável supermartensítico fornecido pela Petrobras em baquelite, utilizando-se uma embutidora SimpliMet 1000, seguido de um polimento

metalográfico com posterior ataque químico de Vilella (ASM INTERNATIONAL, 2004) durante 20 segundos, auxiliado por uma tensão de 4 volts (ATEHORTÚA, 2013).

Por meio de caracterização via difração de raios-x, (ATEHORTÚA, 2013) encontrou uma estrutura basicamente martensítica, com cerca de 30% em volume de austenita estável, formada durante o revenimento citado.

4.2 Preparação das chapas a serem soldadas

Com o fim de se planificar as chapas a serem utilizadas para confecção das soldas e dos ensaios de tenacidade à fratura em material base, eliminando as distorções geradas pelo tratamento térmico anterior, usinaram-se as amostras até atingirem a dimensão de chapas de 17,7mm de espessura, 100mm de largura e 500mm de comprimento, cujo aspecto geral se encontra na Figura 4-3:



Figura 4-3 - Aspecto geral da chapa de aço inoxidável supermartensítico após ser usinada, anteriormente ao processo de soldagem por fricção (fonte: autor).

O acabamento final ficou com pequenas marcas de ferramenta, onde a variação máxima nas dimensões citadas ficou no intervalo de $\pm 0,1$ mm. A Figura 4-4 mostra o detalhe das típicas marcas de ferramenta encontradas:

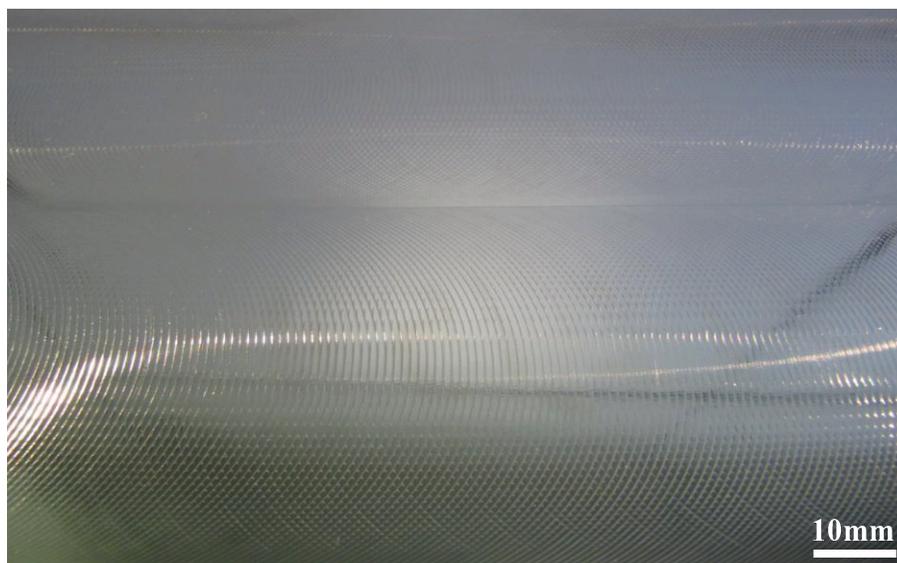


Figura 4-4 - Detalhe das marcas de ferramenta geradas durante o processo de fresamento das chapas de aço inoxidável supermartensítico utilizadas (fonte: autor).

4.3 Execução das soldas

A partir das chapas usinadas, se realizaram soldas por FSW entre duas chapas, na direção longitudinal, em dois passes, um superior e outro inferior, de forma que houvesse coincidência nos lados de avanço, gerando a macrografia mostrada na Figura 3-7, obtendo-se as juntas ilustradas na Figura 4-5, utilizando os parâmetros de soldagem mostrados na Tabela 4-2:

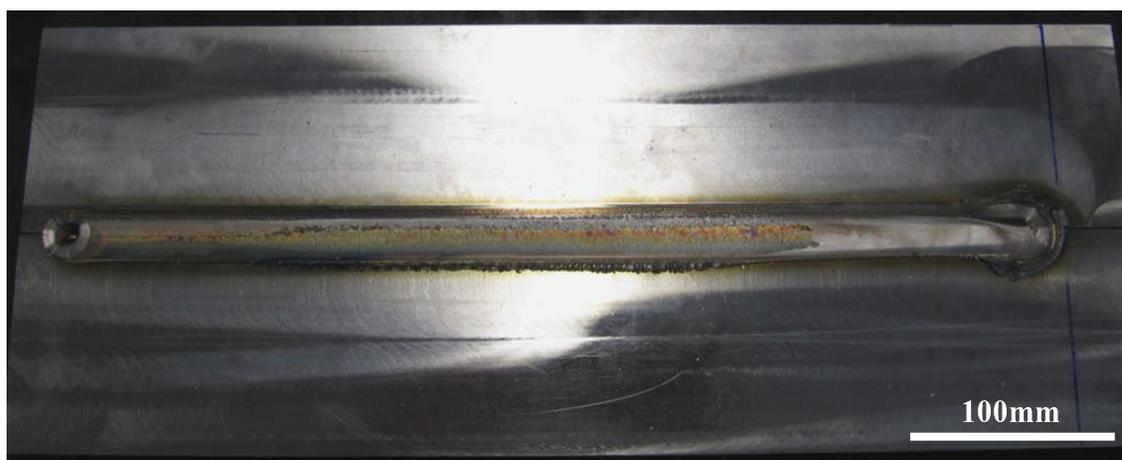


Figura 4-5 - Chapas soldadas obtidas pelo processo de soldagem por fricção utilizado (fonte: autor).

Tabela 4-2 - Parâmetros de soldagem utilizados.

Parâmetro de soldagem	Rotação (rpm)	Taxa de avanço (mm/min)	Força em Z (kN)
Valor utilizado	300	100	60

As soldas foram feitas com uso de ferramentas com ponta de tungstênio-rênio-nitreto de boro policristalino, cujo aspecto geral se encontra ilustrada na figura que segue (Figura 4-6). Estas, por sua vez, possuem um ponto próprio para inserção de um termopar utilizado na medição da temperatura da ferramenta durante o processo de soldagem.

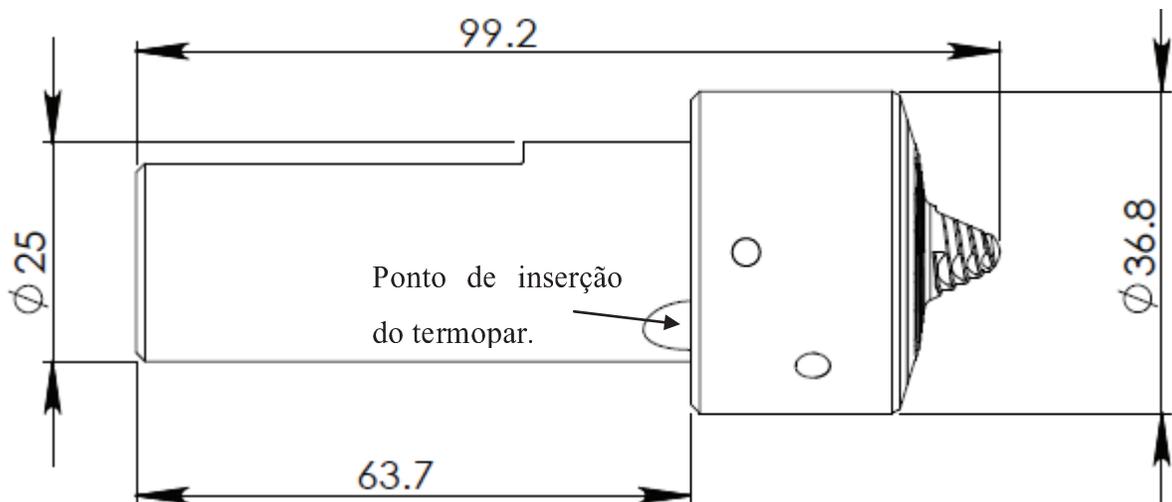


Figura 4-6 - Aspecto geral da ferramenta utilizada na solda realizada por atrito com pino não consumível em chapas de aço inoxidável supermartensítico (dimensões em milímetros). O ponto onde é medida a temperatura (termopar) da ferramenta está destacado.

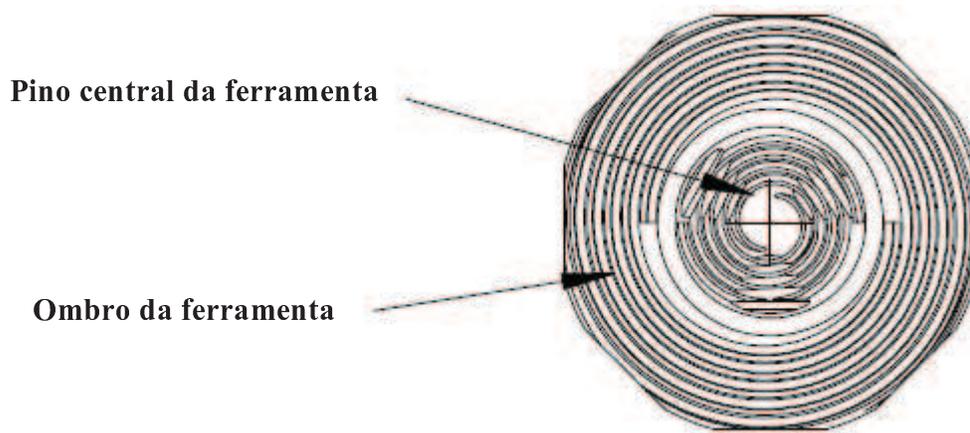


Figura 4-7 – Detalhe da ponta da ferramenta, mostrando a geometria espiral, tanto da região do ombro quanto do pino central, a qual promove a deformação plástica necessária ao processo de soldagem por atrito com pino não consumível.

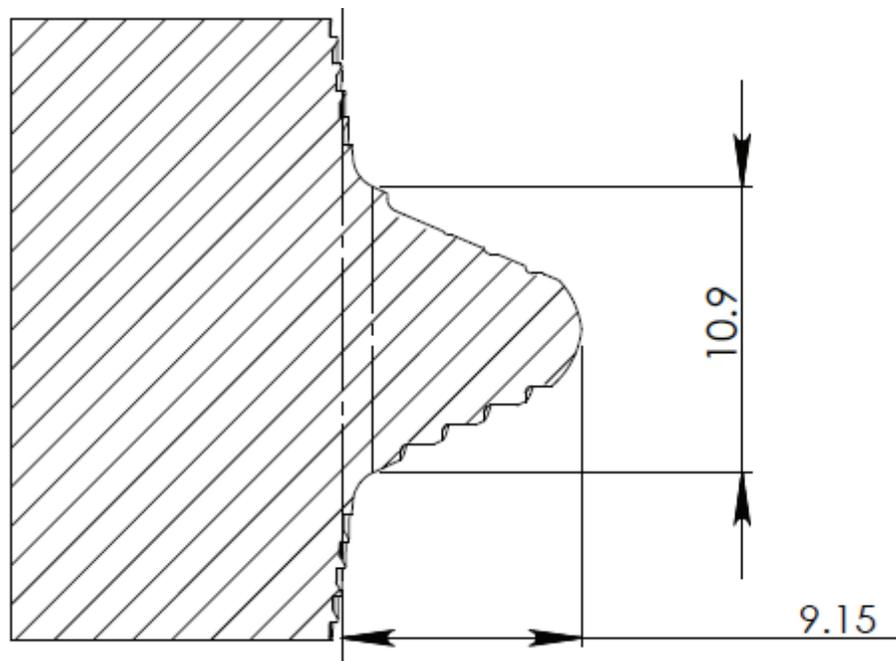


Figura 4-8 – Corte longitudinal da ponta da ferramenta utilizada na solda por atrito com uso de pino não-consumível em chapas de aço inox supermartensítico, mostrando as dimensões principais em milímetros.

Os valores lidos para a junta soldada citada são mostrados na imagem que segue (Figura 4-9):

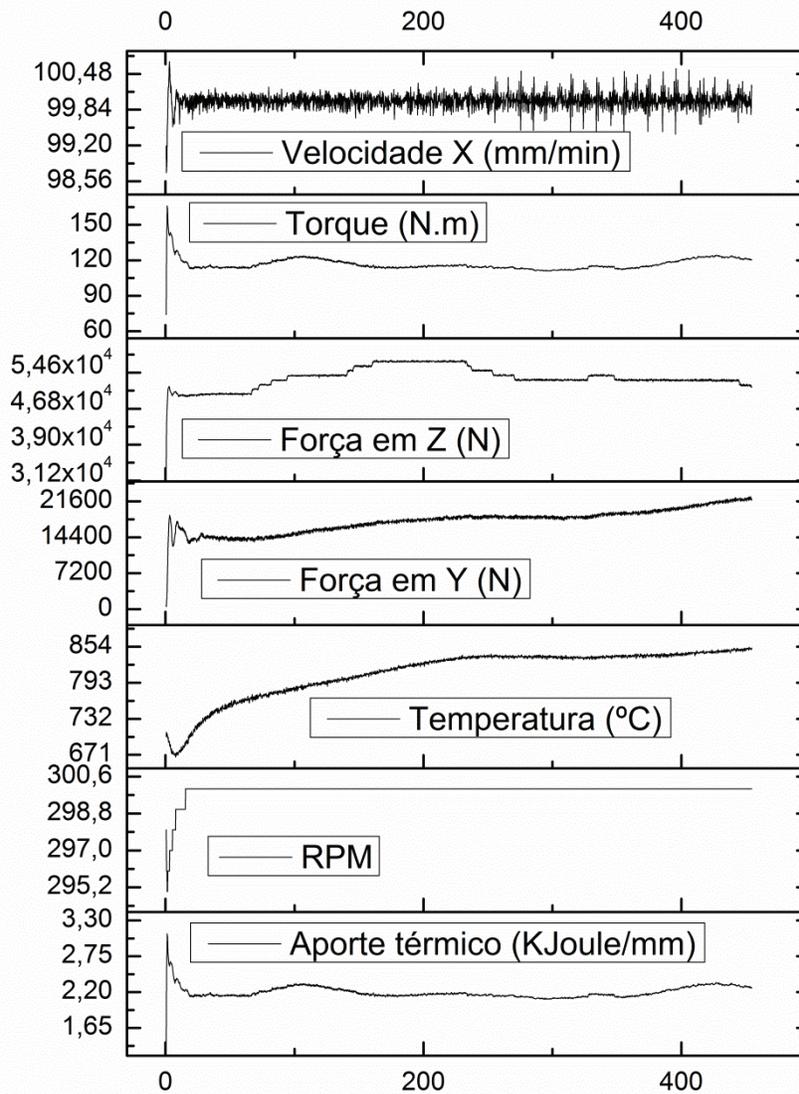


Figura 4-9 - Exemplo de gráfico obtido pela leitura das variáveis principais envolvidas no processo de soldagem por fricção utilizado. A distância percorrida (eixo das ordenadas) é dado em milímetros.

Pelo fato de o processo de soldagem em questão ser autógeno, isto é, sem a adição de metal de base, não se usinaram chanfros nas laterais das chapas utilizadas, utilizando-se as mesmas com as bordas em 90° umas com as outras.

4.4 Obtenção dos corpos de prova e amostras

A partir das juntas soldadas obtidas conforme o procedimento citado anteriormente, foram retirados corpos de prova de tração, CTOD (tenacidade à fratura) de metal de solda, CTOD de metal de base e corpos de prova Charpy, além de amostras para análise microestrutural. A orientação destes da forma em que foram retirados, quando retirados de metal de base, é mostrada na Figura 4-10.

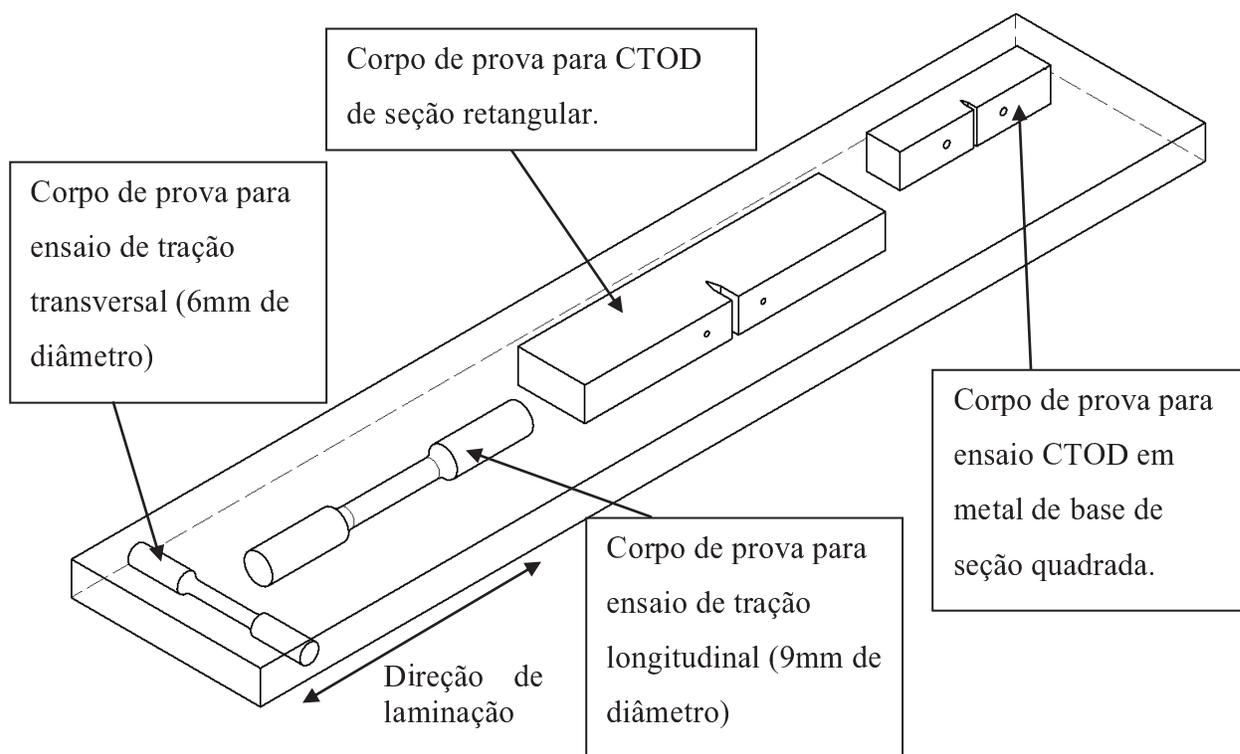


Figura 4-10 – Orientação escolhida para a retirada dos corpos de prova para ensaio de tração padronizado pela norma ASTM E8 de 2012 e também dos corpos de prova CTOD padronizados segundo a norma BS 7448, quando retirados de metal de base.

A partir de material base em chapas como mostradas na Figura 4-3, foram confeccionados corpos de prova para ensaio CTOD de seção quadrada (cujas dimensões detalhadas se encontram no Apêndice F), de orientação longitudinal à chapa, com 17,7mm X 17,7mm de seção transversal, e aparência geral como ilustrado na Figura 4-11:

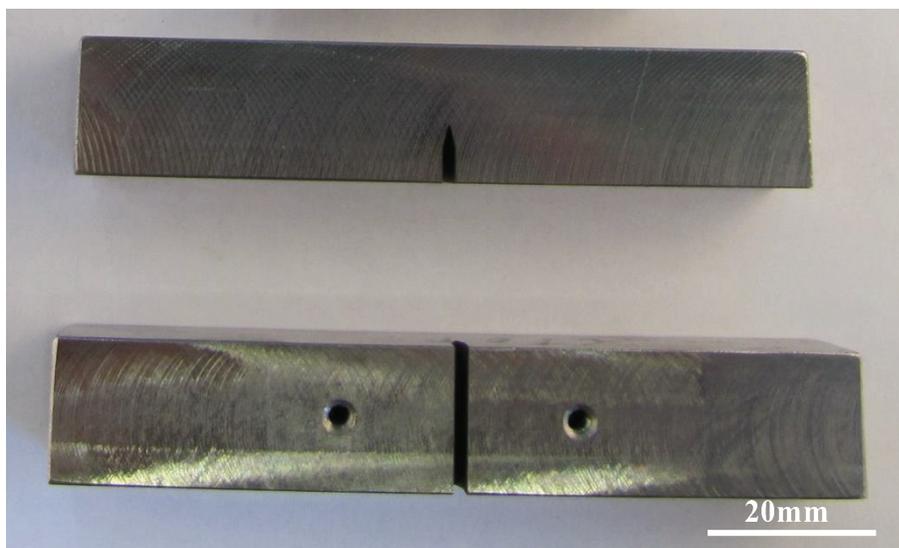


Figura 4-11 - Corpo de prova CTOD de seção quadrada utilizado, padronizado pela norma BS 7448 (fonte: autor).

O entalhe foi feito por meio de eletroerosão, com dimensões de acordo com a norma BS 7448, em que foi tomado o cuidado de polir a região próxima ao entalhe, como mostrado na Figura 4-12, de forma a permitir a fácil visualização da pré-trinca de fadiga gerada no processo, assim como três linhas paralelas marcadas no corpo de prova com fim de delimitar os tamanhos máximo e mínimo do trincamento permitido por norma.

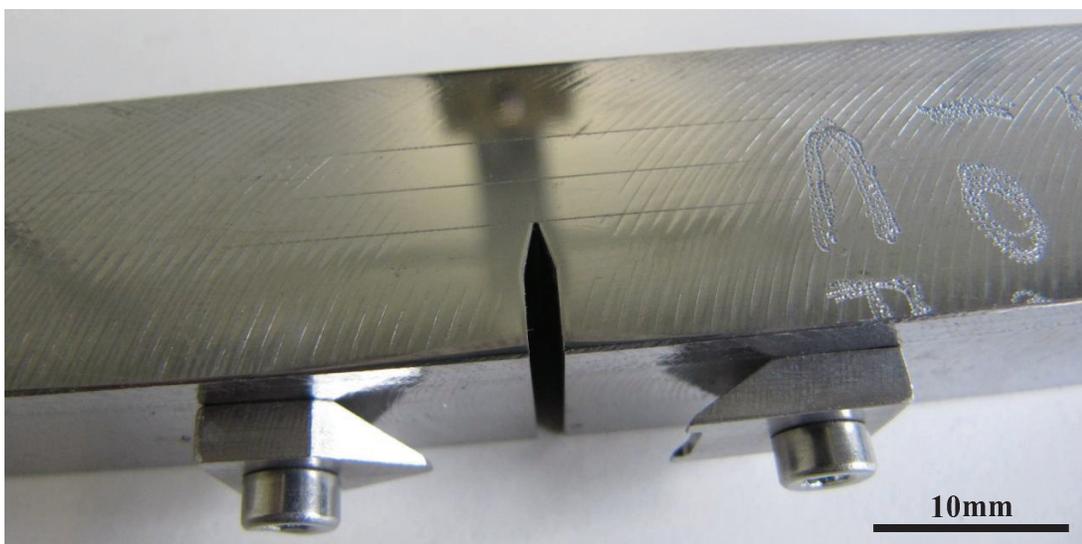


Figura 4-12 - Detalhe do polimento utilizado com o fim de facilitar a visualização das pré-trincas geradas através de carregamento cíclico (fonte: autor).

Também foram fabricados corpos de prova de seção retangular em metal de base (cujas dimensões detalhadas estão no Apêndice E), com procedimento bastante semelhante ao anteriormente utilizado na fabricação dos corpos de prova de seção quadrada, sendo usinados corpos retangulares de dimensões padronizadas, com o mesmo polimento na região próxima ao entalhe utilizado nos corpos quadrados. Foram ensaiados no total três corpos de prova nesta configuração. O aspecto geral destes últimos é mostrado na Figura 4-13.



Figura 4-13 – Aspecto geral do corpo de prova CTOD de seção retangular em metal de base (fonte: autor).

A orientação dos corpos de prova retirados de metal de base foi determinada considerando-se o objetivo de se verificar a influência do tamanho da amostra na medida, que, conjuntamente com a dimensão limitada da largura das chapas disponíveis, impossibilitou o uso de corpos de prova cujo entalhe coincidia com a orientação dos corpos de prova em metal de solda. As amostras de junta soldada foram retiradas como ilustrado na Figura 4-14:

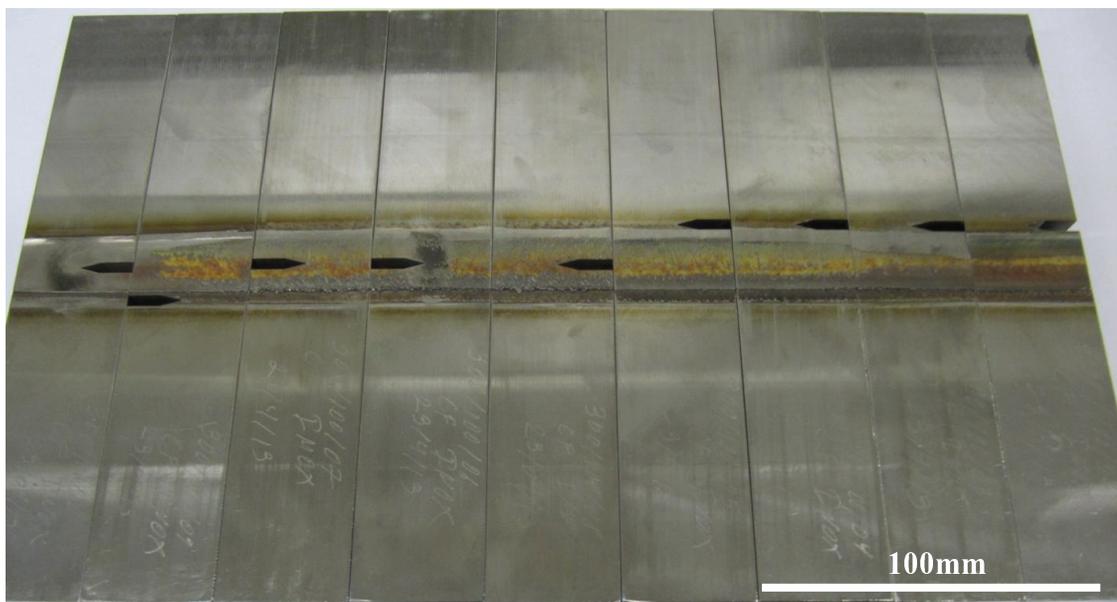


Figura 4-14 - Separação dos corpos de prova a partir de uma junta soldada por fricção (fonte: autor).

Assim, a partir da junta soldada obtida, se usinaram corpos de prova de tenacidade à fratura, segundo a norma BS, de geometria retangular, com as dimensões mostradas na Figura 4-15. As dimensões detalhadas deste se encontram no Apêndice E.

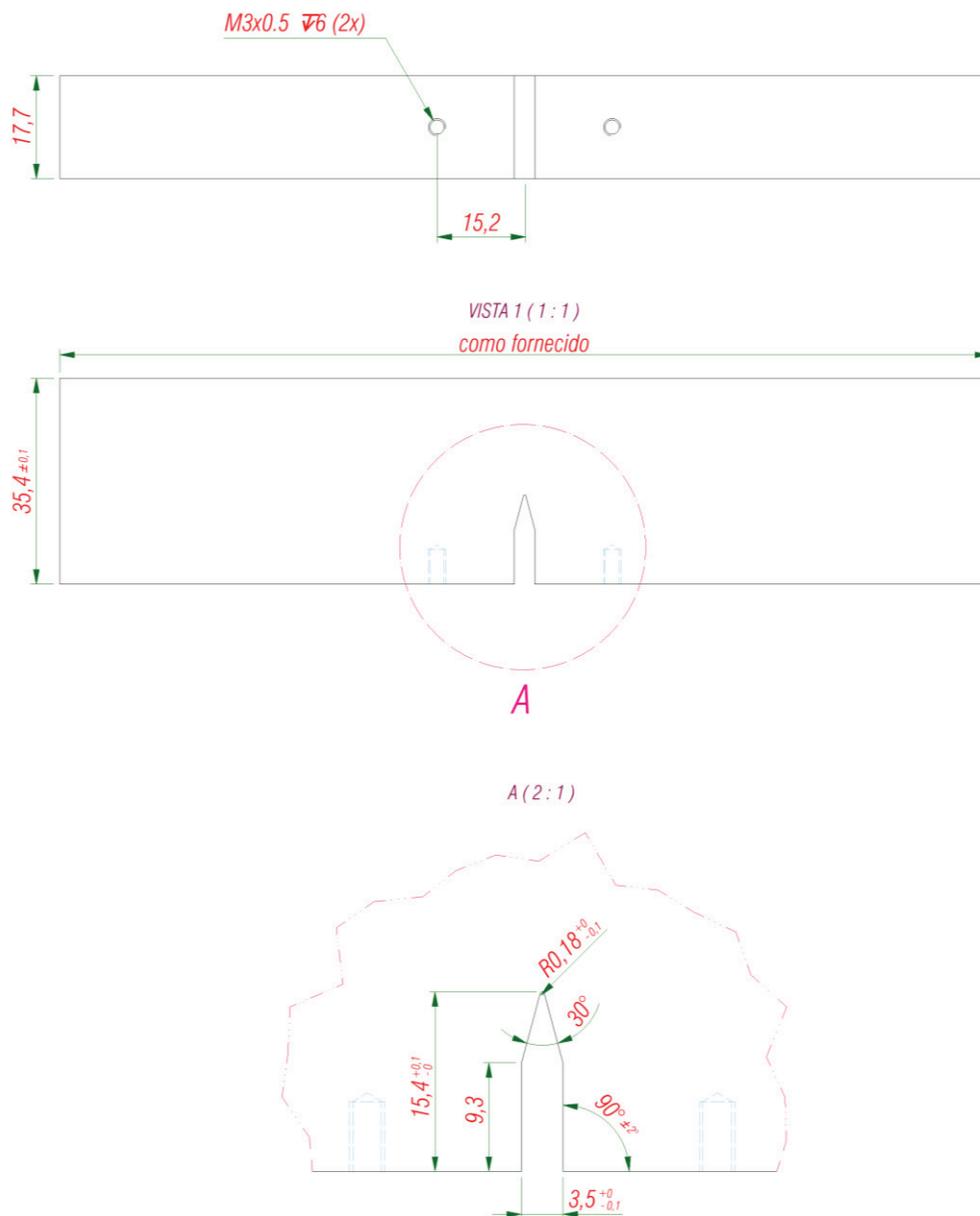


Figura 4-15 - Corpo de prova CTOD padrão, com dimensões em milímetros em função da espessura, padronizadas segundo a norma BS 7448.

Nestes corpos de prova, a posição do entalhe variou entre 5mm à direita e 5mm à esquerda a partir do centro, além de corpos de prova com entalhe localizado no centro da região da junta

soldada. O número escolhido de corpos obtidos para cada configuração foi de quatro unidades, com exceção da região central, para o que foram fabricadas cinco unidades. A escolha do número de corpos em cada configuração foi determinada de acordo com a quantidade de material disponível. Os corpos citados foram usinados através do processo de eletroerosão, onde o raio da raiz do entalhe foi limitado a 0,18mm devido a limitações do processo utilizado.

A posição dos entalhes foi escolhida de forma a permitir a análise das regiões de avanço e de retrocesso da ferramenta, que, pela geometria da ferramenta e pelo processo citado, criam uma microestrutura onde as regiões citadas se encontram nas distâncias mencionadas.

Na primeira etapa de nucleação da trinca, nos corpos usinados em metal de base, foi utilizado um fator de intensidade de tensão (K) de até $25\text{MPa}\sqrt{m}$, de forma a promover rapidamente a nucleação de uma trinca no entalhe, utilizando uma frequência de 40Hz, uma razão entre força máxima e força mínima aplicada de 10.

Na segunda etapa, nos corpos usinados em metal de base, se procedeu somente ao crescimento da trinca de forma a esta chegar ao tamanho ideal para o ensaio. Nesta etapa, foi utilizado um fator de intensidade de tensão máximo de $15\text{MPa}\sqrt{m}$, de forma a atender à norma utilizada. Nesta etapa também foi utilizada uma frequência de 40Hz e uma razão entre força máxima e força mínima aplicada de 10. A Figura 4-16 mostra uma evolução típica da trinca produzida em ambas as etapas, onde a medida do tamanho de trinca durante o ensaio foi controlado com a medida da abertura de boca de entalhe durante processo (compliance).

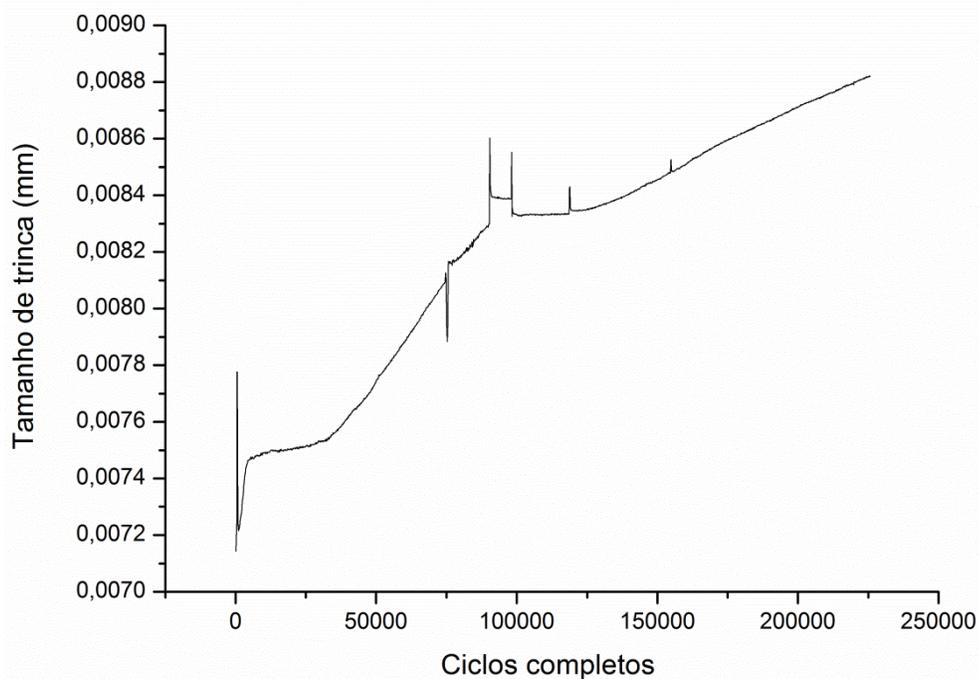


Figura 4-16 - Crescimento de trinca típico durante o processo de pré-trincamento dos corpos utilizados nos ensaios CTOD padronizados pela norma BS 7448, onde o tamanho de trinca foi medido durante o processo através da relação entre o CMOD e a força medidos durante o processo (compliance) (fonte: autor).

Para os corpos de prova em zona misturada e ZTA, tentou-se o mesmo procedimento de início. Porém, resultados dos ensaios mostraram que as pré-trincas obtidas sofreram forte influência das tensões residuais e diferença microestrutural, gerando trincamentos não-uniformes, como o mostrado na Figura 5-21, gerando resultados em desconformidade com os limites impostos pela norma de referência utilizada. Devido a esse fato, se executaram procedimentos recomendados por norma aplicável (BRITISH STANDARD, 1997.) de prensagem (deformação plástica) na região de pré-trincamento, conjuntamente com a mudança na razão entre a força máxima e a mínima durante o mesmo de 10 para 2. A partir desse procedimento, se obteve uma raiz de trinca mais uniforme, como mostrado na Figura 5-26 item 3.

Em todos os pré-trincamentos, o tamanho da trinca foi determinado por meio da deformação elástica da boca da trinca (CMOD) em função da carga imposta (*compliance*).

A Figura 4-17 ilustra uma trinca gerada em um corpo de prova típico que passou pelo processo citado.



Figura 4-17 - Detalhe da região trincada na raiz do entalhe de um corpo de prova de ensaio de tenacidade à fratura (fonte: autor).

Para os corpos de prova de ensaio de tração, em número de três amostras na direção transversal e quatro na direção longitudinal, se seguiram dois dos tamanhos padrão dados pela norma ASTM E8 de 2012 (Specimens 2 e 3), e cujas dimensões são ilustradas como segue (Figura 4-18 e Figura 4-19) e também nos Apêndices G e H, onde a escolha do número de corpos se deu em função da quantidade de material disponível e do objetivo de se verificar a existência de anisotropia no material de base estudado. Com o fim de se reduzir o tempo e o custo de usinagem se optaram, quando possível, por corpos de prova com diâmetro o mais próximo possível da espessura da chapa, de forma a minimizar a retirada de material, sendo os corpos transversais em diâmetro menor devido à largura limitada da chapa utilizada.

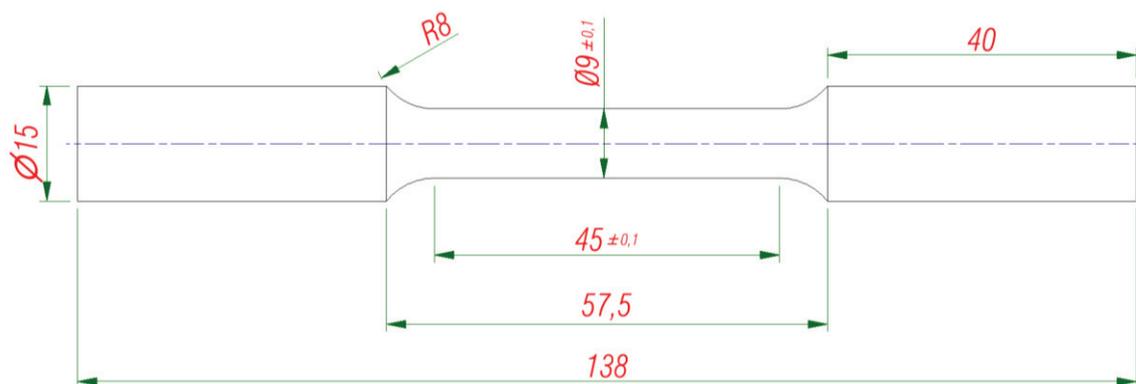


Figura 4-18 - Corpo de prova de tração usinado a partir de metal de base em aço inoxidável supermartensítico na direção longitudinal à chapa utilizada, com dimensões em milímetros determinadas segundo a norma ASTM E8 de 2012.

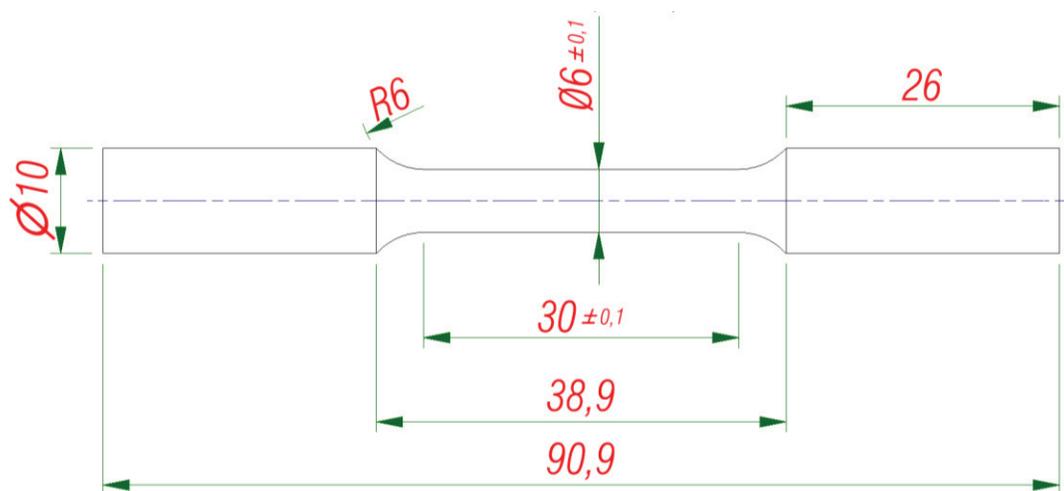


Figura 4-19 - Corpo de prova de tração usinado na direção transversal à chapa em aço inoxidável supermartensítico utilizada, com dimensões em milímetros determinadas segundo a norma ASTM E8 de 2012.

Após a usinagem, as amostras tiveram o aspecto ilustrado como segue (Figura 4-20):



Figura 4-20 - Corpos de prova de tração em aço inoxidável supermartensítico após usinagem. Os três corpos menores (à esquerda na figura) são aos corpos retirados na direção transversal à chapa, e os quatro corpos maiores (à direita na figura) retirados na direção longitudinal à mesma (fonte: autor).

Para os ensaios em corpos de metal de solda, foram realizados cortes longitudinais à junta soldada, com um disco diamantado, obtendo-se tiras de metal de solda, que foram utilizadas para a realização de ensaios de tração na região metalúrgica citada, com o fim de obter dados a respeito das propriedades mecânicas do material estudado.

Os corpos de prova de ensaio Charpy foram usinados conforme a figura que segue (Figura 4-21):

VISTA 1 (2:1)

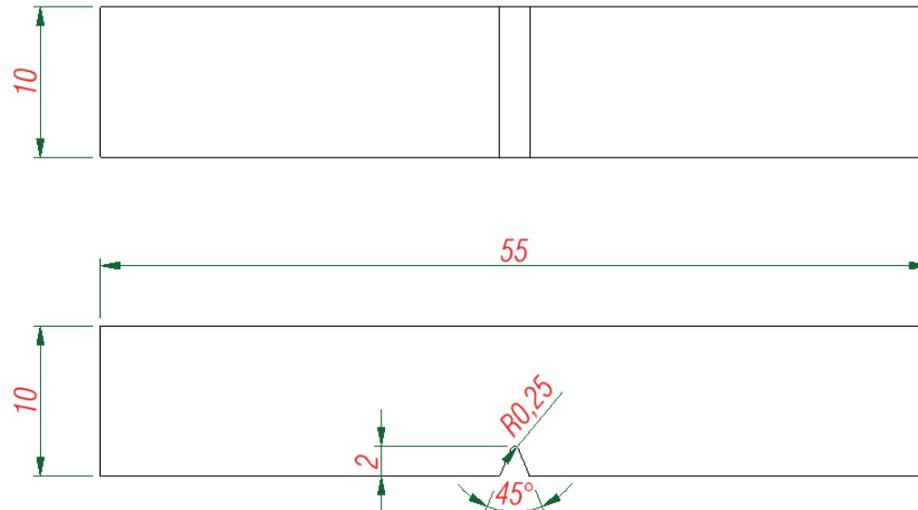


Figura 4-21 - Dimensões dos corpos de prova Charpy usinados em aço inoxidável supermartensítico.

Após a usinagem, as peças tiveram o aspecto mostrado na Figura 4-22, a seguir:

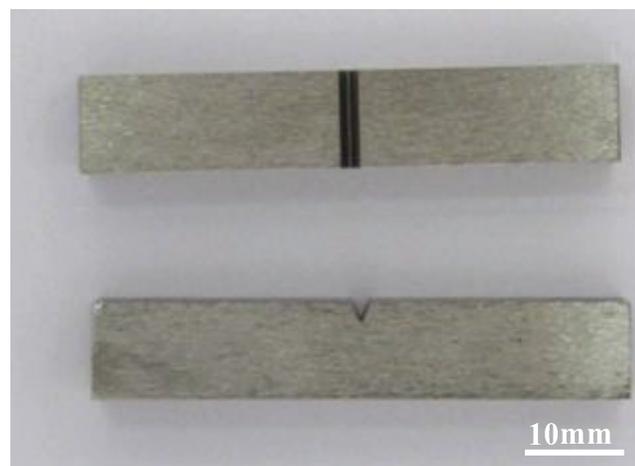


Figura 4-22 - Corpo de prova Charpy utilizado, obtido após a usinagem (fonte: autor).

Para confecção dos corpos Charpy, foram retirados cinco corpos da direção transversal e oito corpos retirados da direção longitudinal, de forma a verificar se haveria anisotropia nas propriedades mecânicas de energia absorvida no material estudado.

O número de corpos de prova de cada tipo é mostrado na Tabela 4-3, a seguir:

Tabela 4-3 - Quantidade de corpos de prova de cada tipo.

Tipo	Centro da junta soldada	Lado de avanço	Lado de retrocesso	Metal de base
Charpy	-	-	-	13
CTOD no sentido transversal à chapa	5	4	4	0
CTOD no sentido longitudinal à chapa	-	-	-	11
Tração no sentido transversal à chapa	-	-	-	3
Tração no sentido longitudinal à chapa	-	-	-	4

4.5 Ensaio de tração

Realizaram-se ensaios de tração de acordo com a norma ASTM E8 de 2012, em uma máquina de tração universal MTS350.25 com uma taxa de deslocamento constante de 3mm/min, até a ruptura do corpo de prova, sendo anotada a força aplicada ao longo do deslocamento, de forma a determinar a tensão máxima sob tração e o limite de escoamento.

Foram realizados ensaios de tração a partir de corpos de prova retirados em duas orientações diferentes, longitudinalmente à direção de laminação (corpo de 9mm de diâmetro), e transversalmente à direção de laminação (corpo de 6mm de diâmetro), com o objetivo de verificar a existência ou não de anisotropia no material utilizado, além das propriedades necessárias ao ensaio (limite de escoamento e módulo elástico). Também foram realizados ensaios de tração não padronizados em metal de solda, devido à grande dureza desta região, em conjunto com suas pequenas dimensões, impossibilitarem a usinagem de um corpo de prova padronizado.

A determinação do módulo de elasticidade citado se deu através do uso de um extensômetro marca MTS modelo 634.11F-25, ilustrado na Figura 4-23, colocado durante a deformação elástica do corpo de prova, sendo retirado do mesmo no início da plastificação do corpo citado, tendo sido o restante de cada ensaio realizado sem a presença do extensômetro.



Figura 4-23 – Extensômetro utilizado na medida de deformação da área útil de cada corpo de prova durante o ensaio de tração (fonte: autor).

Através da deformação obtida, e as dimensões de cada amostra, se obteve o módulo elástico por meio de um ajuste de curva linear nos dados referentes à região de deformação elástica linear no gráfico tensão versus deformação obtido a partir dos dados gerados nos ensaios de tração realizados.

A ductilidade foi medida por meio do parâmetro de redução de área percentual. Para esta, mediu-se o diâmetro antes e depois da ruptura por estrição, sendo então a redução de área percentual dada por (Equação 4-1):

$$RA\% = \frac{D_i^2 - D_f^2}{D_i^2} \quad 4-1$$

onde $RA\%$ é a redução de área percentual, D_i é o diâmetro inicial, D_f é o diâmetro final, após a estrição.

Para a determinação do limite de escoamento, se seguiu o procedimento recomendado pela norma citada, isto é, traçar uma reta paralela à região linear da curva força versus deformação

obtida, e, a partir dela, traçar uma paralela a esta separada de 0,2% de deformação, sendo a intersecção desta com a curva sendo considerada a tensão de escoamento.

Para a determinação do limite de resistência, simplesmente considerou-se esta como sendo a maior tensão de tração observada durante o ensaio, desde o início até a ruptura.

Em todas as análises citadas, o termo “tensão de engenharia” se refere à tensão calculada considerando como seção transversal aquela original do corpo de prova previamente ao ensaio.

4.6 Ensaio para medição do coeficiente de Poisson

Devido ao fato de os cálculos necessários para a determinação dos valores de CTOD requerer o coeficiente de Poisson do material estudado, procedeu-se a um ensaio padronizado pela norma ASTM E132 na temperatura escolhida, utilizando-se um corpo de prova retangular da espessura da chapa utilizada, ilustrado na Figura 4-24, mostrando as marcas deixadas pelas garras da máquina de ensaio.



Figura 4-24 – Aspecto de corpo de prova utilizado para medição do coeficiente de Poisson do material de estudo, após o respectivo ensaio padronizado (fonte: autor).

O ensaio se deu pela medida de deformação por meio do mesmo extensômetro utilizado nos ensaios de tração. Porém, para a medida pretendida neste caso é necessário o conhecimento da deformação sofrida pelo corpo de prova em duas diferentes posições, perpendiculares entre si, de forma a correlacionar a deformação sofrida na direção de aplicação da carga e aquela perpendicular à mesma, levando ao valor no módulo de Poisson procurado. A montagem experimental utilizada é ilustrada na Figura 4-25 e na Figura 4-26.

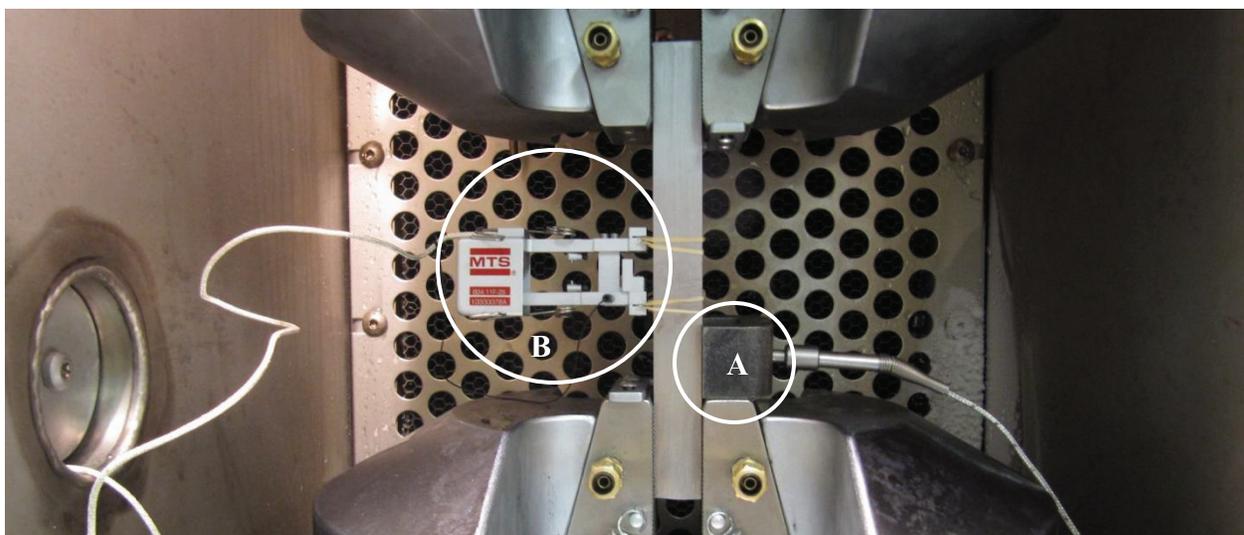


Figura 4-25 – Arranjo experimental para medição da deformação na mesma direção de aplicação da força, em uma câmara com temperatura controlada por meio de um termopar preso ao corpo de prova (A) e com a deformação medida por um extensômetro (B) com o fim de determinar o coeficiente de Poisson do material estudado (fonte: autor).

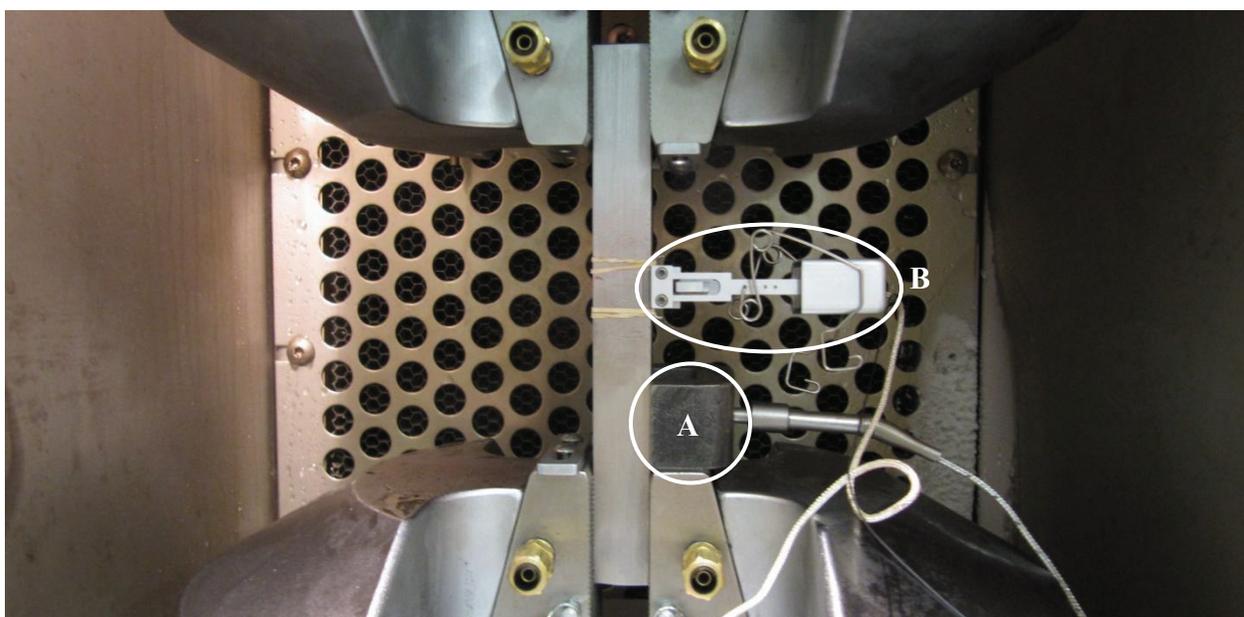


Figura 4-26 - Arranjo experimental para medição da deformação na direção transversal à aplicação da força, em uma câmara com temperatura controlada com o uso de um termopar (A) em contato direto com o corpo de prova e com a deformação medida por meio de um extensômetro (B) com o fim de determinar o coeficiente de Poisson do material estudado (fonte: autor).

A partir das medidas obtidas de deformação, com uma taxa de carregamento de 0,5kN/s, e uma força máxima de 90kN, obtiveram-se as curvas de deformação nos dois sentidos, procedendo-se então a um ajuste de curva linear nos dois casos citados, determinando-se então a razão entre elas, que se configura como o módulo de Poisson. O resultado obtido é mostrado na seção 5.2. A análise dos erros envolvidos e detalhes do cálculo citado se encontram no Apêndice A4.

4.7 Ensaio Charpy

Com o fim de confirmar a isotropia do material, com relação à sua tenacidade na temperatura de análise, foram realizados ensaios de impacto Charpy em 13 amostras do material base, sendo oito amostras com entalhe orientado longitudinalmente à chapa utilizada e cinco com orientação transversal à mesma.

Neste ensaio, os 13 corpos de prova utilizados foram entalhados para ensaio Charpy de acordo com a norma ASTM E23 de 2012, com dimensões nominais de 10mm X 10mm X 55mm. Os ensaios foram conduzidos com um pêndulo de impacto modelo JB-W500, cuja imagem é a Figura 4-27:

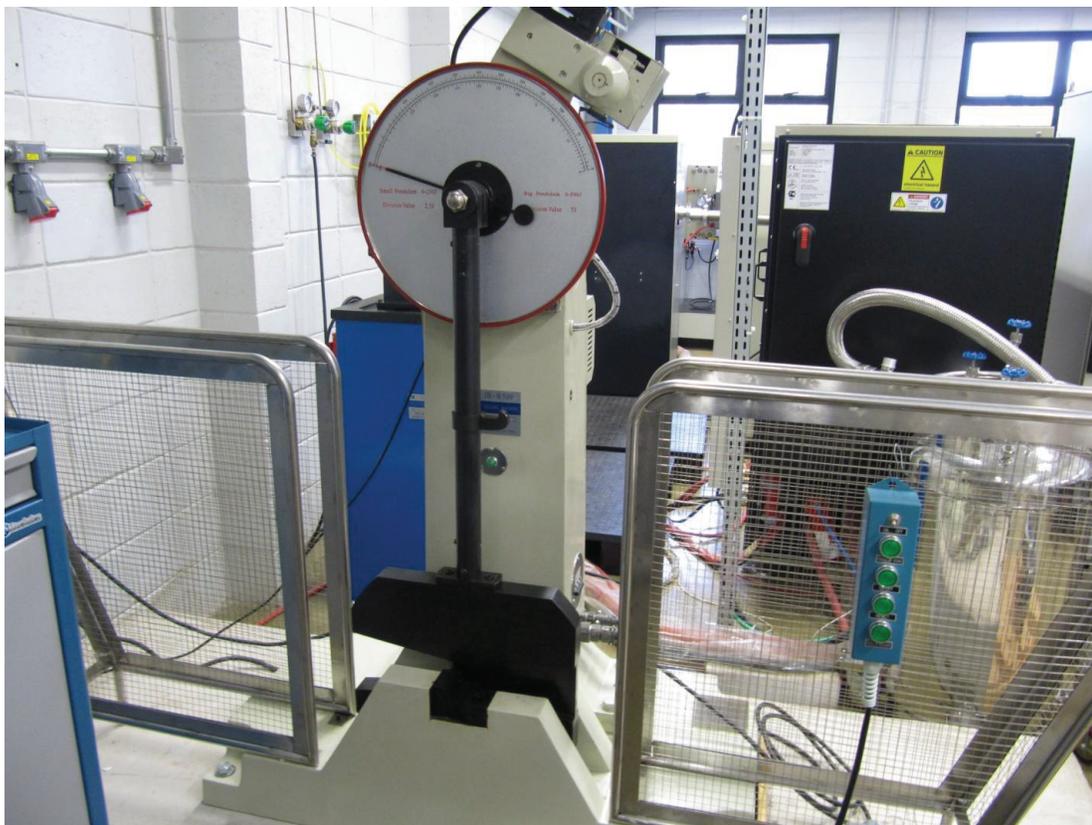


Figura 4-27 - Equipamento para o ensaio Charpy utilizado, fornecido pela Time Group INC, de modelo JB-W500 (fonte: autor).

Optou-se por realizar os ensaios em temperaturas separadas em 10°C , indo de -20°C a 20°C , optando-se por fazer mais ensaios na temperatura de interesse (0°C). Para obter a temperatura desejada em cada amostra, foi utilizada uma cuba refrigerada de marca Time Group INC.

Após o período de homogeneização de amostras na temperatura desejada, estas foram posicionadas em no máximo cinco segundos na máquina de ensaios citada, procedendo-se ao ensaio propriamente dito.

4.8 Ensaio CTOD

Para a execução do ensaio de tenacidade à fratura, foram realizados pré-trincamentos via carregamento cíclico de forma a obter uma pré-trinca de fadiga em conformidade com a norma

BS 7448 no item 4.4, por meio de uma máquina MTS, modelo 370.25, servocontrolada, com capacidade máxima de 250KN, com auxílio do software MTS Flex Test (MT) 40 Station Manager versão 5.25A 2912.

Os ensaios foram realizados na temperatura de 0°C em uma câmara refrigerada, com temperatura controlada por meio de um termopar acoplado à amostra, permitindo que a temperatura interior da câmara fosse controlada diretamente pela temperatura do corpo de prova. Em cada ensaio, após o posicionamento do corpo de prova na máquina de ensaio citada, esperou-se a temperatura indicada pelo termopar chegar à temperatura citada, e, após isso, um tempo de 18 minutos antes de cada ensaio, com o fim de estabilizar a temperatura ao longo do corpo de prova ensaiado.

A medição da abertura do entalhe durante o ensaio foi realizada com auxílio de um clip-gage marca MTS modelo 632.03F-30, montado como ilustrado na Figura 4-28:

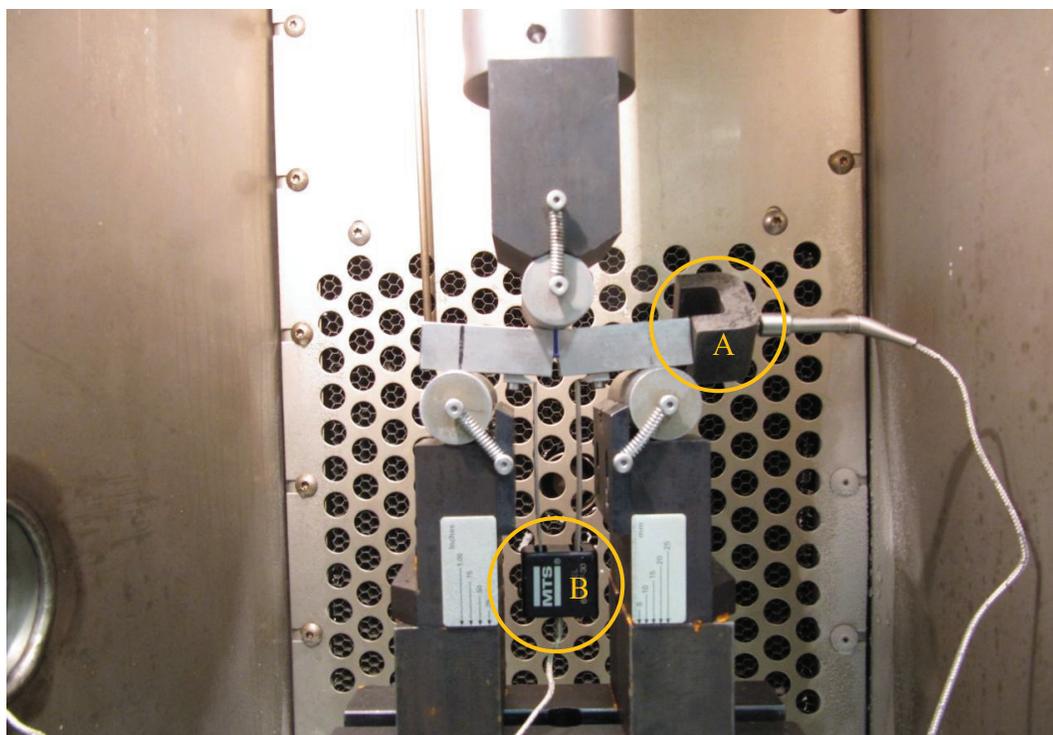


Figura 4-28 - Aparato experimental utilizado para a realização dos ensaios de CTOD segundo a norma BS 7448 de 1991 para os corpos de prova quadrados, onde é destacada a posição do termopar (A) utilizado no controle de temperatura e a posição do clip gage (B) utilizado na medição do tamanho de trinca durante o seu crescimento por fadiga e na medida do valor de CMOD durante o ensaio (fonte: autor).

Após o ensaio de CTOD, o corpo de prova teve a aparência como mostrado na Figura 4-29, Figura 4-30, Figura 4-31 e Figura 4-32:

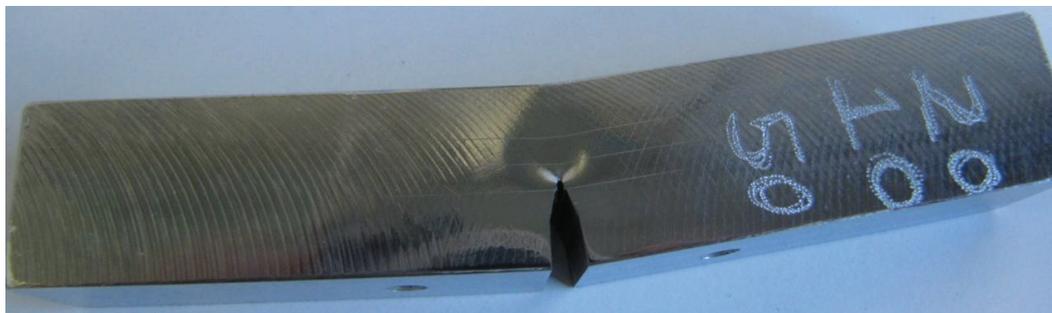


Figura 4-29 – Amostra de seção quadrada retirada do metal de base utilizado após o ensaio CTOD realizado (fonte: autor).

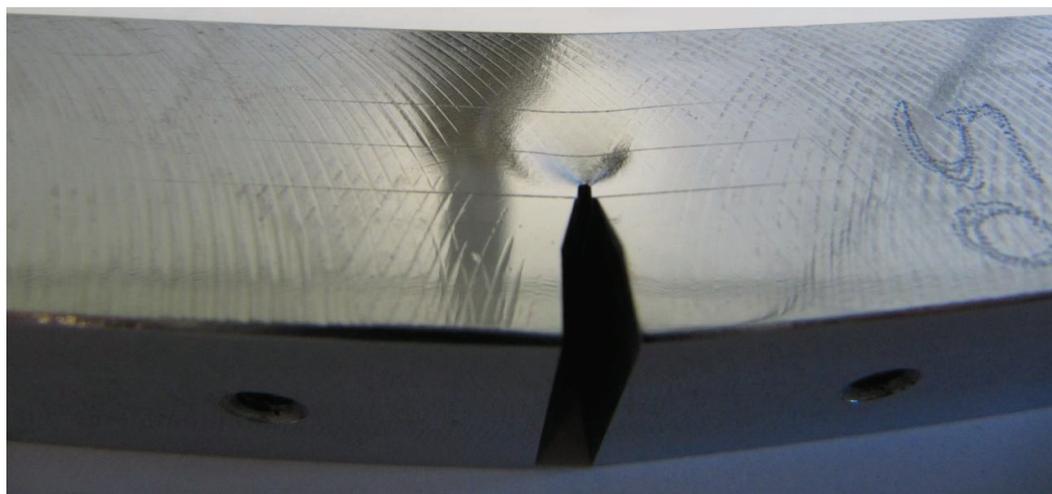


Figura 4-30 - Detalhe da região plastificada em uma amostra em metal de base de seção quadrada após o ensaio (fonte: autor).



Figura 4-31 – Aspecto típico geral do corpo de prova retangular em material base após o ensaio de tenacidade à fratura realizado (fonte: autor).

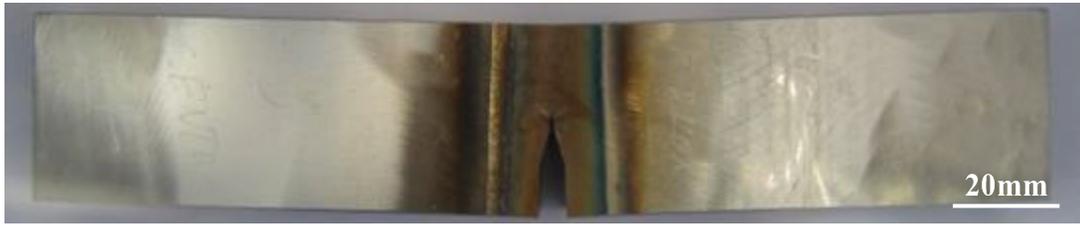


Figura 4-32 - Aspecto típico geral do corpo de prova retangular em material de solda, com entalhe central, após o ensaio de tenacidade à fratura padronizado pelas normas BS 7448 e ASTM 1820 (fonte: autor).

Os ensaios citados foram realizados com controle de deslocamento de 0,05mm/min, sendo cada corpo, após cada ensaio, resfriado em nitrogênio líquido e posteriormente fraturado por fratura frágil (devido à baixa temperatura) na região do entalhe por meio de uma flexão em três pontos com auxílio de uma prensa hidráulica, como ilustrado na Figura 4-34, para exposição da região de fratura dúctil produzida durante o ensaio realizado. A partir do corpo fraturado, com uso de um estereoscópio, foram feitas medições de tamanho de trinca em nove pontos distintos, cujos valores foram utilizados para o cálculo de CTOD. Segue uma imagem típica da região de fratura (Figura 4-33):

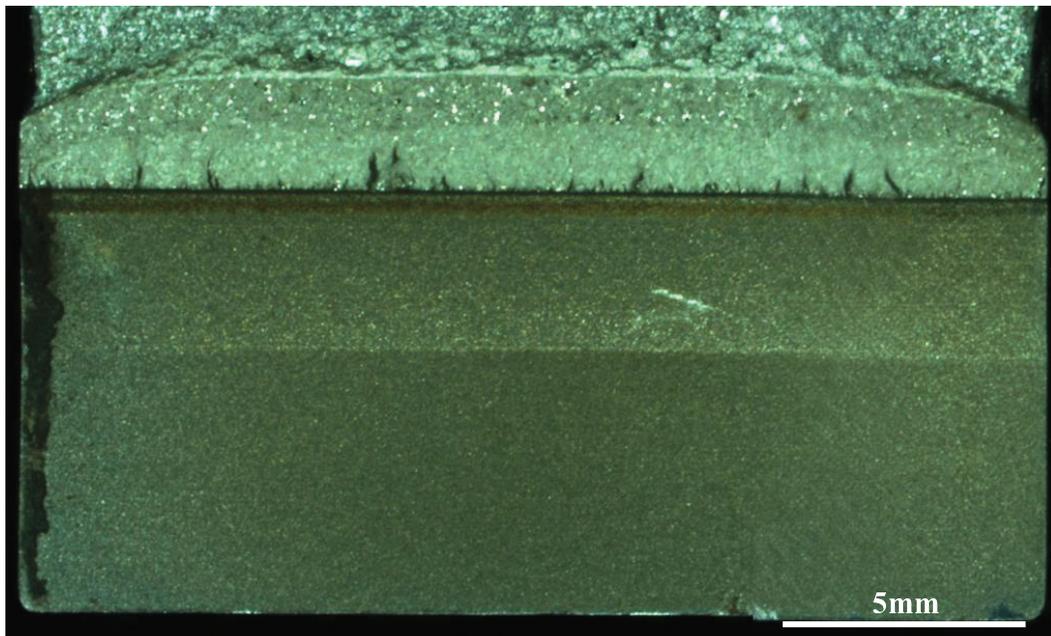


Figura 4-33 - Região fraturada de uma amostra de seção quadrada em metal de base (amostra 3), obtida por meio de quebra induzida por flexão em três pontos após resfriamento em nitrogênio líquido (fonte: autor).



Figura 4-34 - Flexão em três pontos em prensa hidráulica utilizada para o fraturamento frágil dos corpos ensaiados, com vista a permitir a medição de tamanho de pré-trinca de fadiga efetivo de acordo com as orientações da norma BS 7448 (fonte: autor).

4.9 Análise microestrutural

Com o fim de se verificar a microestrutura da região soldada obtida, procedeu-se a uma análise microestrutural da região soldada, procedendo-se um embutimento de pequenas seções transversais da região de solda em baquelite, como citado no item 4.2, obtendo-se uma microestrutura semelhante à mostrada na Figura 4-35:

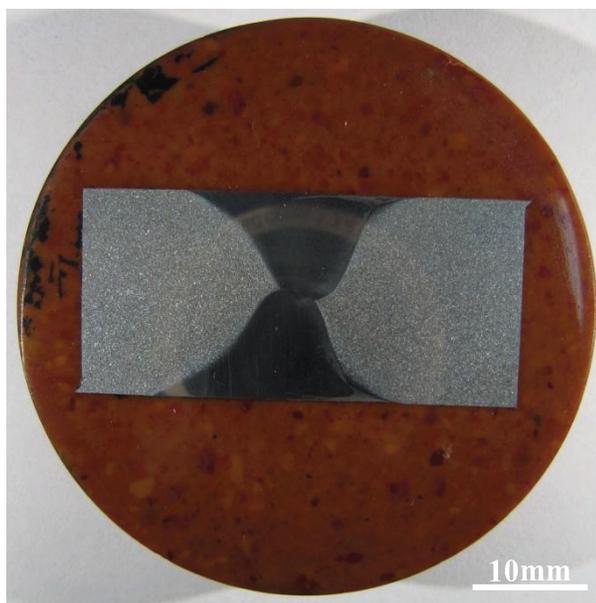


Figura 4-35 - Microestrutura típica de uma seção soldada por fricção, em dois passes, com lado de avanço coincidente, embutida em baquelite e posteriormente polida e atacada com Vilela (fonte: autor).

O lixamento foi conduzido utilizando-se seguidamente lixas de 100 a 2000 mesh, com posterior polimento com feltro e pasta de diamante de $6\mu\text{m}$, e $1\mu\text{m}$, respectivamente. As micrografias foram obtidas por meio de um microscópio óptico Olympus BX51M, com uma magnificação de 50 vezes. A sequência de preparação é mostrada na Tabela 4-4:

Tabela 4-4 - Sequência de preparação.

Passo	Lixa/Pano	Lubrificação
1	100	Água
2	300	Água
3	600	Água
4	1200	Água
5	1500	Água
6	2000	Água
7	$6\mu\text{m}$	Álcool
8	$1\mu\text{m}$	Álcool

4.10 Análise fractográfica e análise EDS

Com o fim de determinar os mecanismos de fratura envolvidos na liga citada, realizaram-se análises de fratura via microscopia eletrônica de varredura, utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura SEM-LV (JEOL 5900LV).

As imagens foram captadas nas regiões de fratura, nas amostras ensaiadas em tração, e nas zonas de fratura frágil (gerada na quebra de cada corpo de prova) e na área de deformação plástica (próxima à raiz de trinca), nas amostras ensaiadas em relação à tenacidade à fratura.

Com o fim de retirar qualquer partícula sólida remanescente do processo, de forma a permitir uma boa visualização da microestrutura das amostras, estas últimas foram limpas em um limpador ultrassônico D-40XAE durante um período de 40 minutos, sendo após lavadas em água desmineralizada, e secadas por meio de um secador serigráfico.

Também foi realizada uma análise via EDS com o fim de determinar a composição possível de microconstituintes presentes nas imagens, como segundas fases e precipitados intermetálicos. Os resultados se encontram na seção 5.6.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A partir da metodologia citada, obtiveram-se os resultados que seguem.

5.1 Ensaio de tração

5.1.1 Metal de base

Os resultados dos ensaios de tração são mostrados na Figura 5-1, em que foram colocados conjuntamente os resultados obtidos utilizando corpos de prova retirados na direção transversal e na direção longitudinal ao sentido de laminação da chapa.

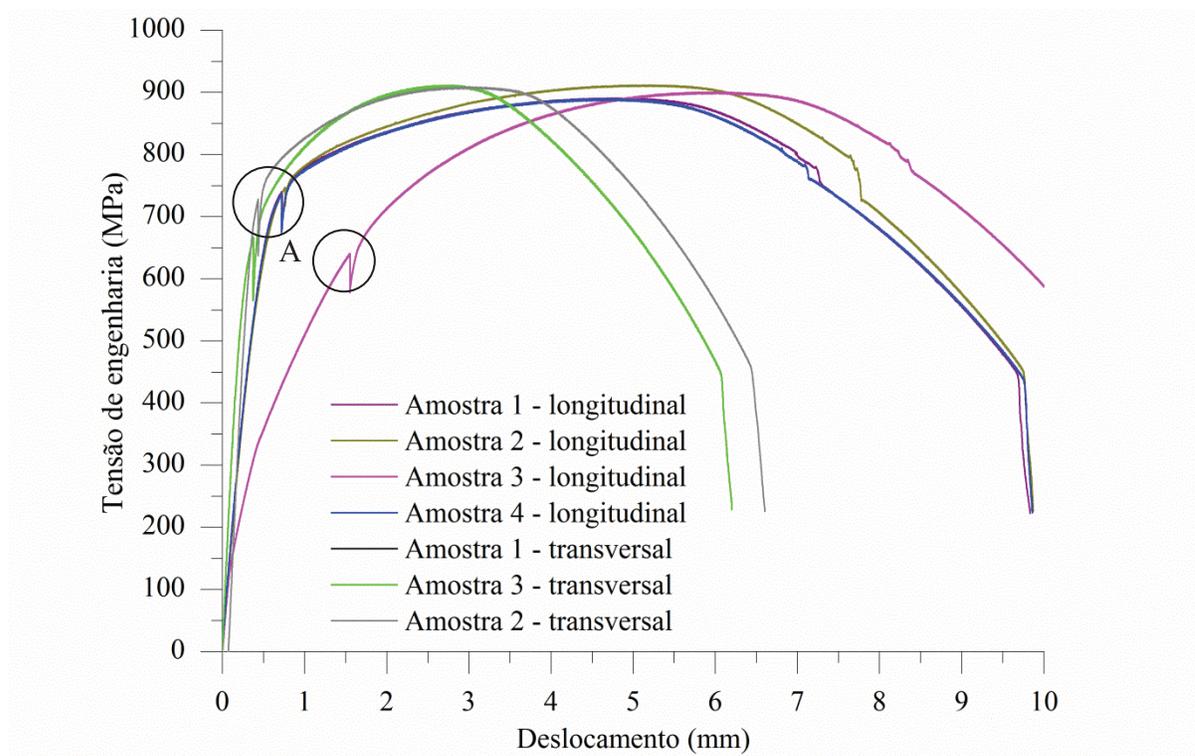


Figura 5-1 - Resultados dos ensaios de tração em aço inoxidável supermartensítico realizados em material base. Destacam-se os pontos do ensaio realizado onde foi retirado o extensômetro do corpo ensaiado (A).

Observa-se que os resultados da amostra três, retirada da chapa de metal de base apresentou um comportamento discrepante, mostrando indícios de que o estado de carregamento inicial do corpo ensaiado não era nulo, gerando deformação plástica em uma deformação medida inferior à esperada, invalidando o ensaio realizado. Com relação às outras amostras estas apresentaram um comportamento próximo ao esperado, com curvas muito coincidentes, em termos de força versus deslocamento, com a diferença na variação em comprimento entre os corpos retirados nas duas configurações citadas se devendo à diferença geométrica em termos de tamanho e diâmetro. Destacam-se as regiões de pausa durante o ensaio, reservadas à retirada do extensômetro no fim da fase do ensaio destinada à medida do módulo de elasticidade e limite de escoamento, destacadas na Figura 5-1 pela letra *A*.

Quando a deformação é medida pelo extensômetro acoplado ao corpo, tem-se o seguinte resultado (Figura 5-2):

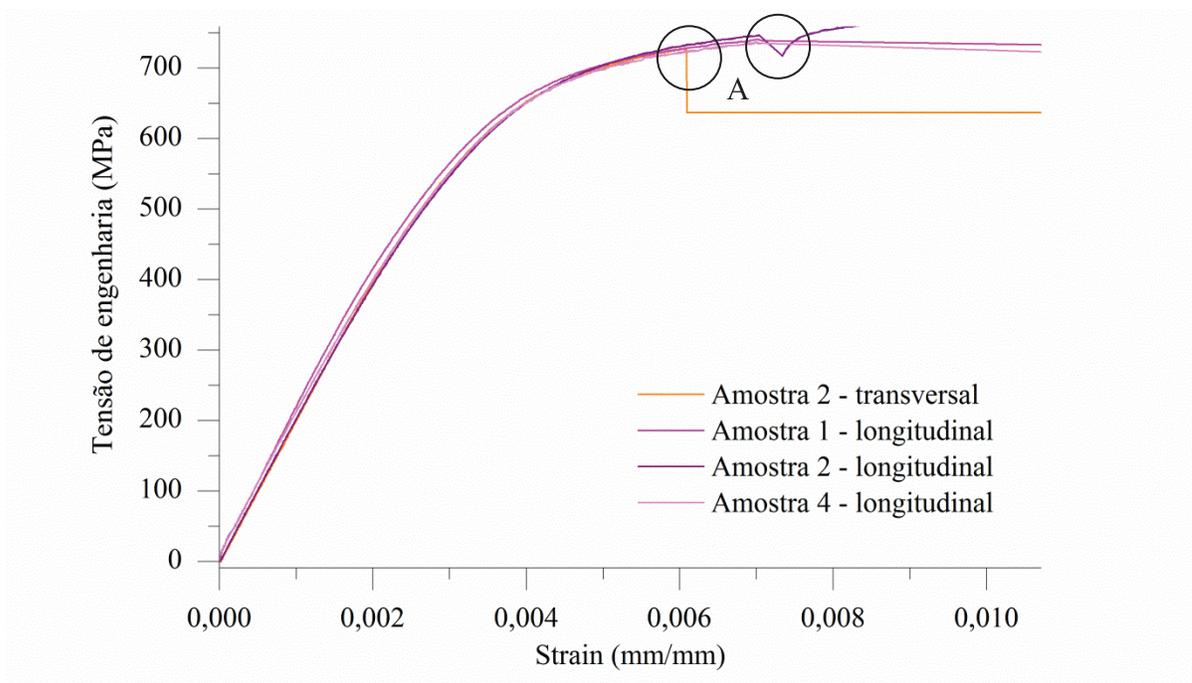


Figura 5-2 - Resultados dos ensaios de tração, com deformação medida diretamente na região útil do corpo de prova a partir do extensômetro utilizado. Destacam-se os pontos de retirada do extensômetro utilizado do corpo de prova ensaiado (A).

Para este caso, houve uma concordância muito próxima entre os resultados gerados a partir de corpos retirados das duas orientações diferentes, gerando resultados praticamente idênticos, evidenciando não haver diferença visível entre as propriedades mecânicas do material estudado,

no que se refere ao módulo elástico e ao limite de escoamento, em diferentes direções analisadas, indicando isotropia no material ensaiado. A partir dos resultados deste último, e considerando somente os resultados aceitos como válidos para a medição do módulo de elasticidade e do limite de escoamento do material, se obtiveram os valores que são mostrados na Figura 5-3 e na Figura 5-4, e são dados em detalhes no Apêndice C.

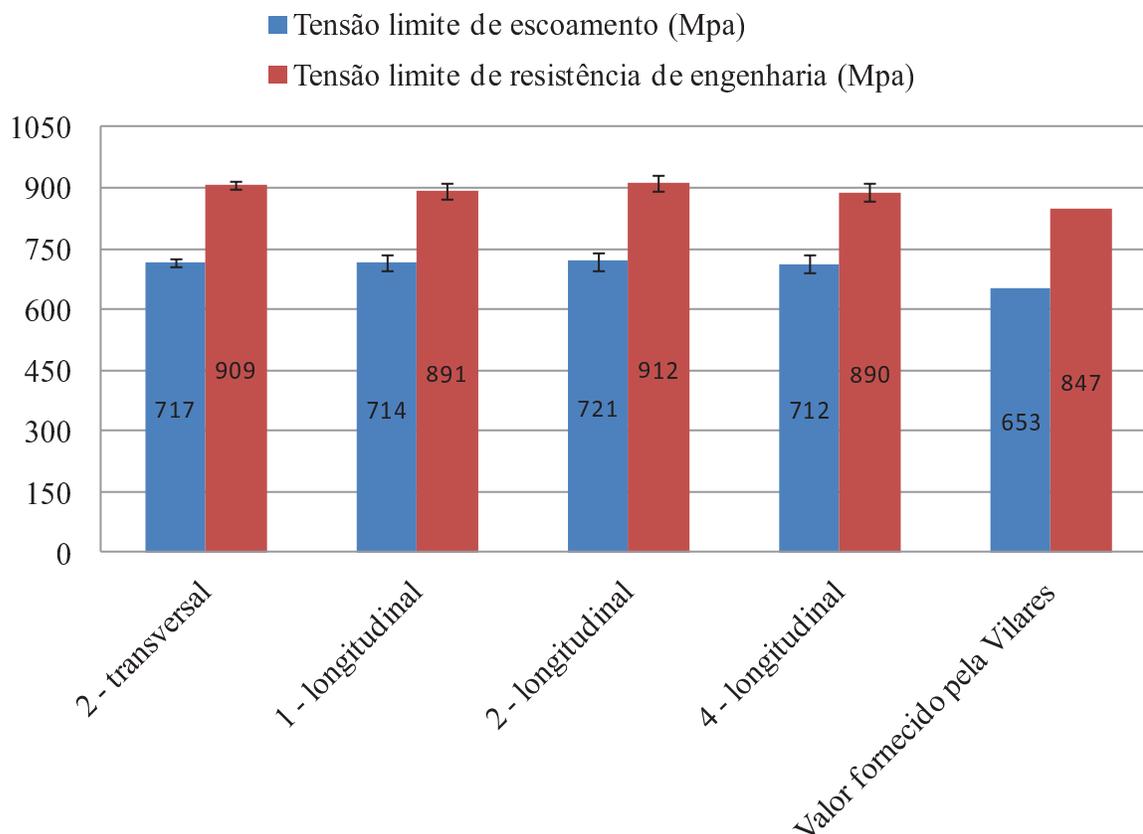


Figura 5-3 – Valores de tensão limite de resistência de engenharia e de escoamento encontrados nos ensaios de tração realizados à temperatura de 0°C em corpos de prova de material base, comparados com dados de fornecimento, acompanhados dos respectivos erros em seus valores.

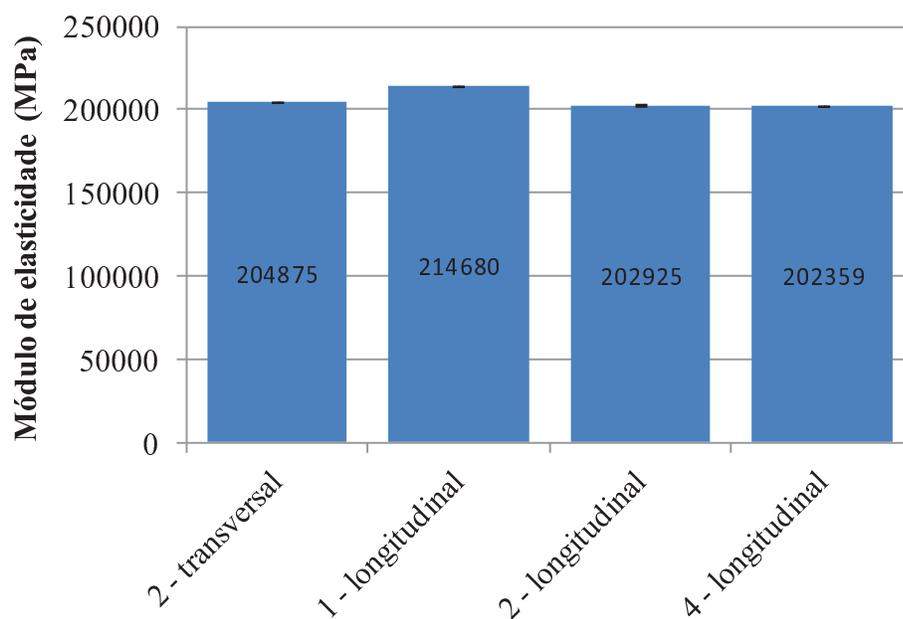


Figura 5-4 - Valores de módulo elástico encontrados nos ensaios de tração realizados à temperatura de 0°C em corpos de prova em material de base, conjuntamente com os respectivos erros em seus valores.

Após os ensaios, os corpos de prova tiveram o aspecto mostrado abaixo (Figura 5-5):



Figura 5-5 – Aspecto dos corpos de prova utilizados após os ensaios de tração padronizado realizados na temperatura de 0°C. Destaca-se a região onde houve o corte (círculo laranja) de uma das amostras para análise fractográfica (fonte: autor).

Em todos os ensaios realizados houve a formação de estrição, não havendo nenhum ensaio com a presença de fratura frágil de qualquer tipo, com a redução de área percentual de cerca de 75%, dentro do esperado (VILLARES METALS, 2012), como é mostrado no Apêndice C, juntamente com os valores dos erros estimados em cada um dos valores encontrados. Além disso, o valor encontrado para o módulo elástico obtido foi cerca de 200GPa, que também é o valor esperado típico apresentado por aços em geral.

5.1.2 Metal de solda

Para os ensaios em metal de solda, foram obtidos os dados mostrados no gráfico que segue (Figura 5-6):

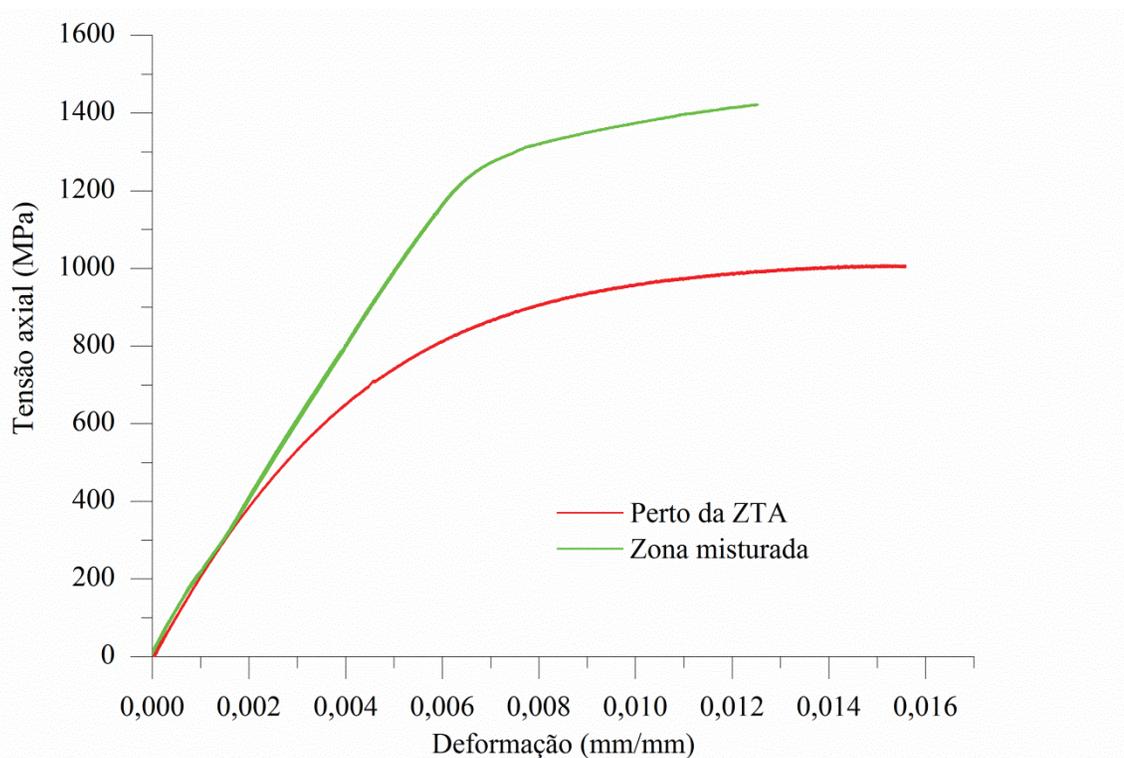


Figura 5-6 – Resultado dos ensaios de tração em metal de solda não padronizado realizados em amostras retiradas do centro da junta soldada e da região próxima à ZTA em uma junta soldada de aço inoxidável supermartensítico por meio de soldagem por atrito com uso de pino não consumível.

A partir deste, se obtiveram, considerando uma deformação de escoamento de 0,2%, uma tensão de escoamento de $800 \pm 116 \text{MPa}$ para a região próxima à ZTA, e $1300 \pm 260 \text{MPa}$ para o centro da junta soldada, com uma tensão máxima de $1008 \pm 73 \text{MPa}$ e $1423 \pm 197 \text{MPa}$, respectivamente. O módulo de elasticidade medido foi de cerca de $200 \pm 27 \text{GPa}$ nos dois casos citados. O alongamento percentual medido foi de 1,25% no centro da junta soldada e de 1,55% próximo à ZTA da mesma junta. Os dados detalhados das medidas realizadas se encontram no Apêndice C.

Após os ensaios, os corpos de prova tiveram o aspecto que segue:

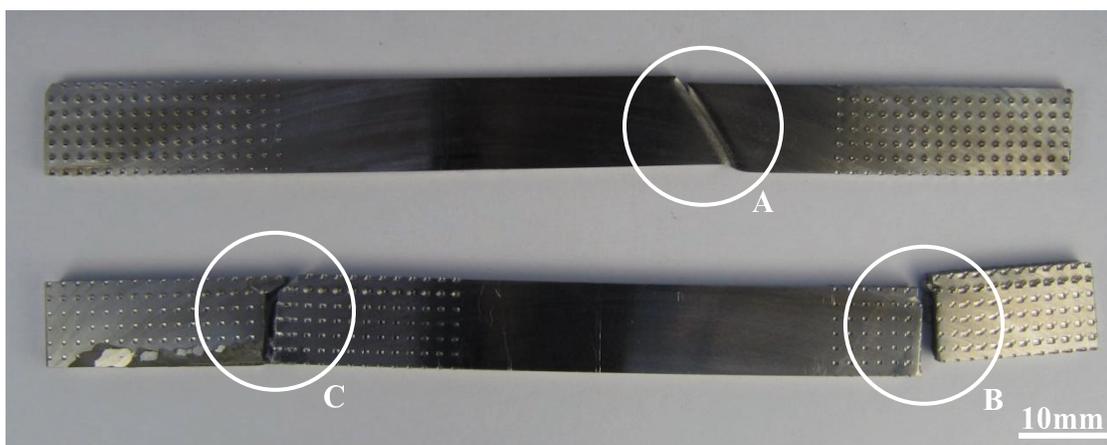


Figura 5-7 – Aspecto geral dos corpos de prova não padronizados (planos) realizados em amostras retiradas da região misturada e da região próxima à ZTA em uma junta soldada em aço inoxidável supermartensítico por meio de soldagem por atrito com uso de pino não consumível utilizados nos ensaios de tração em metal de solda, sendo o inferior retirado da zona misturada e o superior retirado da região próxima à ZTA. Destaca-se a região de ruptura por deformação plástica na amostra próxima à ZTA (A), e as duas rupturas observadas na amostra retirada da região misturada (B e C) (fonte: autor).

Nota-se, na Figura 5-7 que houve duas regiões de fratura no corpo retirado da região de mistura, a primeira (C), ocorreu na região de contato com as garras de fixação, gerando a necessidade de um novo ensaio onde a fratura se deu fora da região citada (B), sendo este último resultado mostrado na Figura 5-7. Para o corpo retirado da região próxima à ZTA, a fratura se deu com maior deformação plástica, gerando uma clara região de estrição (A), com deslocamento lateral. Os resultados mostram que o processo de soldagem por atrito com uso de pino não-consumível claramente altera as propriedades mecânicas do material presente na junta

soldada, gerando maior resistência mecânica no centro da junta. Isso ocorre, porém, com uma considerável redução na ductilidade.

5.2 Ensaio para determinação do coeficiente de Poisson

Com a metodologia citada na seção 4.6 obtiveram-se os gráficos mostrados na Figura 5-8. Observa-se que apesar de a norma citada orientar à utilização de dois extensômetros simultaneamente, não foi possível o citado arranjo devido à limitação do equipamento disponível.

As inclinações das curvas ajustadas foram respectivamente 320360Kn/strain para a curva referente à medida de deformação na direção do carregamento, e 91430Kn/strain para a medida de deformação na direção transversal ao carregamento, gerando um módulo de Poisson calculado de $0,285 \pm 0,01$. O detalhamento dos erros associados se encontram no Apêndice A-4.

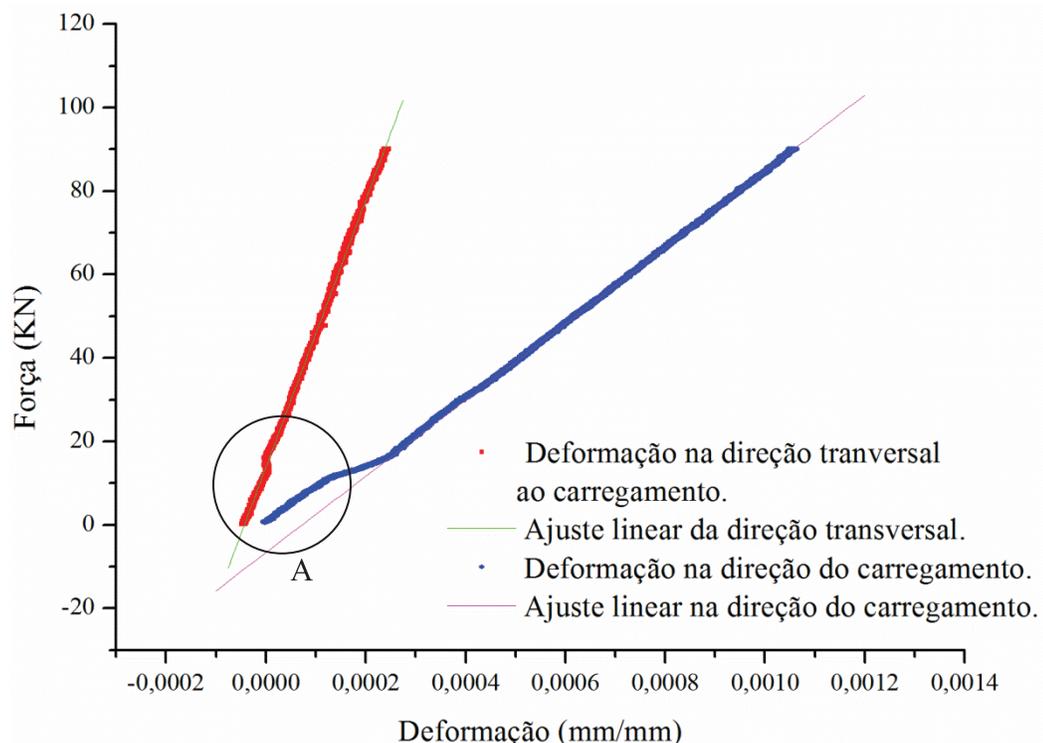


Figura 5-8 – Gráfico obtido a partir dos dados gerados no ensaio realizado para determinação do módulo de elasticidade do material analisado. Destaca-se a região onde houve deslizamento do corpo ensaiado nas garras de fixação no início de cada ensaio (A).

Nota-se, a partir da Figura 5-8, que no início da deformação, nas medidas de ambas as direções, há uma clara região de instabilidade, com comportamento diferindo do elástico linear. Uma possível causa desse fenômeno é o pequeno escorregamento na região de fixação do extensômetro no início do ensaio, para pequenas deformações. Devido a este fato, se utilizou na análise somente a região elástica linear do gráfico, gerando o valor citado para o coeficiente de Poisson.

5.3 Ensaio Charpy

Com base no procedimento citado anteriormente, foi realizado um conjunto de ensaios Charpy, onde foi avaliada a energia absorvida em corpos de prova cujos entalhes se encontravam nas direções transversal e longitudinal à chapa, sendo os resultados obtidos mostrados na Figura 5-9:

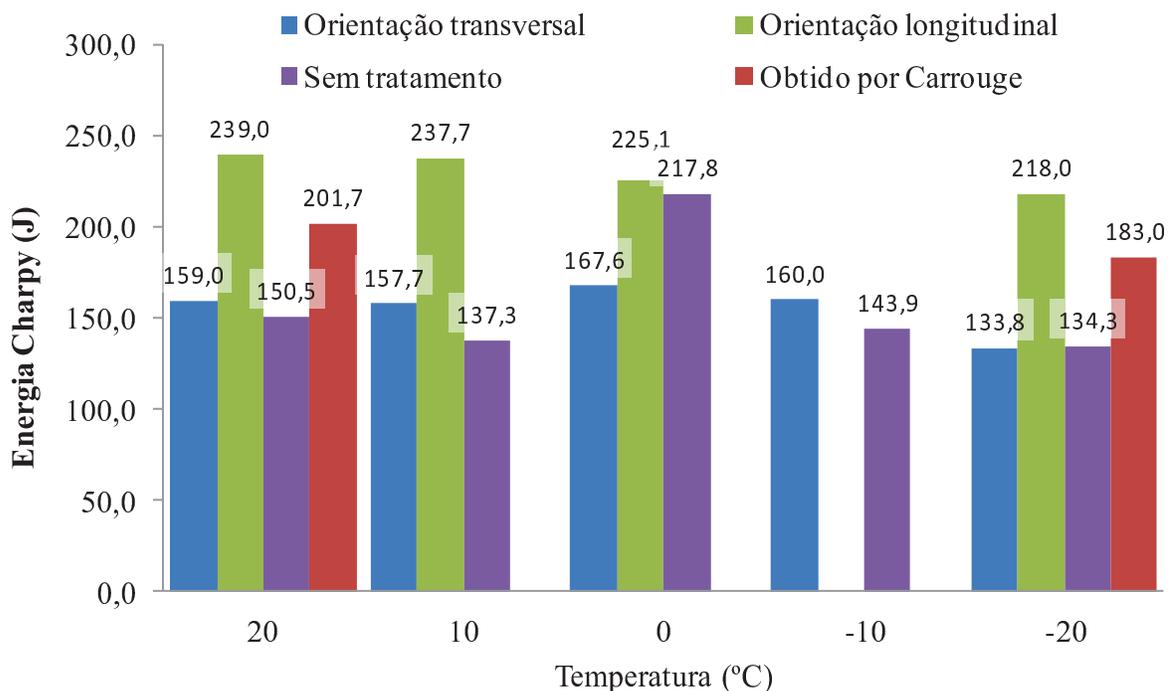


Figura 5-9 - Valor de energia Charpy encontrado em cada ensaio realizado para corpos orientados longitudinalmente e transversalmente à chapa utilizada, conjuntamente com o valor encontrado por Carrouge (CARROUGE, 2002).

As fraturas obtidas para cada corpo são ilustradas da Figura 5-10 à Figura 5-14.



Figura 5-10 - Corpos de prova Charpy transversal e longitudinal após o ensaio a 20°C (fonte: autor).

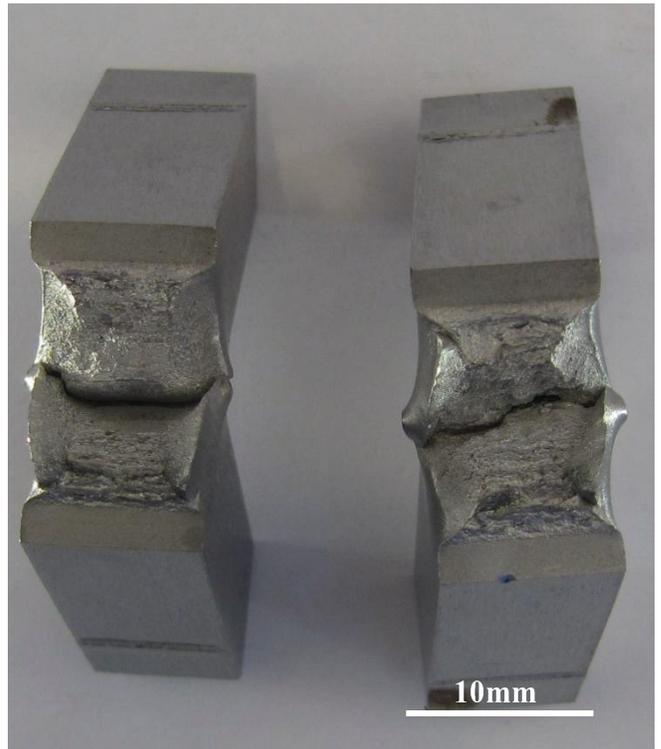


Figura 5-11 - Corpos de prova Charpy transversal e longitudinal após o ensaio a 10°C (fonte: autor).



Figura 5-12 - Corpos de prova Charpy de metal de base ensaiados à temperatura de 0°C (fonte: autor).



Figura 5-13 - Corpo de prova Charpy de metal de base ensaiado a -10°C (fonte: autor).



Figura 5-14 - Corpos de prova Charpy de metal de base ensaiados a -20°C (fonte: autor).

Nota-se, a partir das fotos mostradas, que em todos os ensaios realizados, obtiveram-se fraturas dúcteis. Os dados detalhados de cada ensaio Charpy se encontram no Apêndice B. Os dados encontrados, se mostram bastante próximos daqueles encontrados na literatura disponível (CARROUGE, 2002), e indicam que o metal de base apresenta uma pequena anisotropia, da ordem de 50 Joules, tendo seu valor máximo na direção longitudinal à chapa.

5.4 Ensaio de CTOD

Como citado anteriormente, o ensaio foi realizado em três diferentes regiões da junta soldada e em metal de base, sendo os resultados de cada uma citados como segue.

5.4.1 Material de base

Para o material-base, os resultados obtidos a partir dos corpos de prova de seção quadrada são mostrados na Figura 5-15:

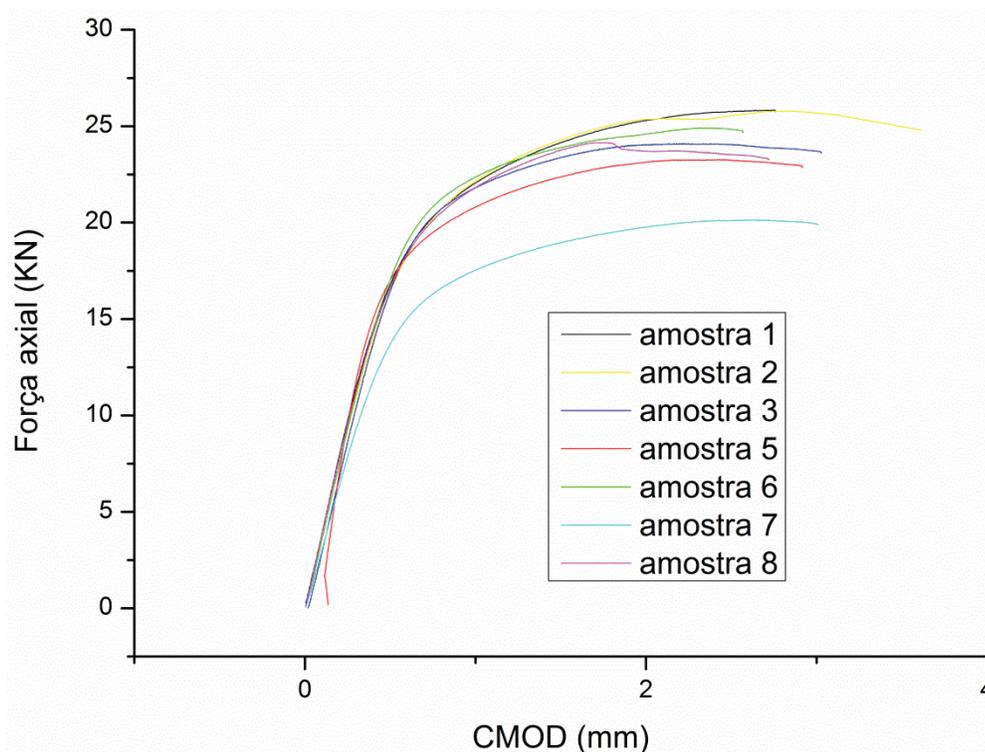


Figura 5-15 - Resultados de CTOD para os corpos de seção quadrada em aço inox supermartensítico ensaiados à temperatura de 0°C em um ensaio de flexão em três pontos padronizado pela norma BS 7448 de 1991.

Foram obtidas as fraturas mostradas na Figura 5-16.

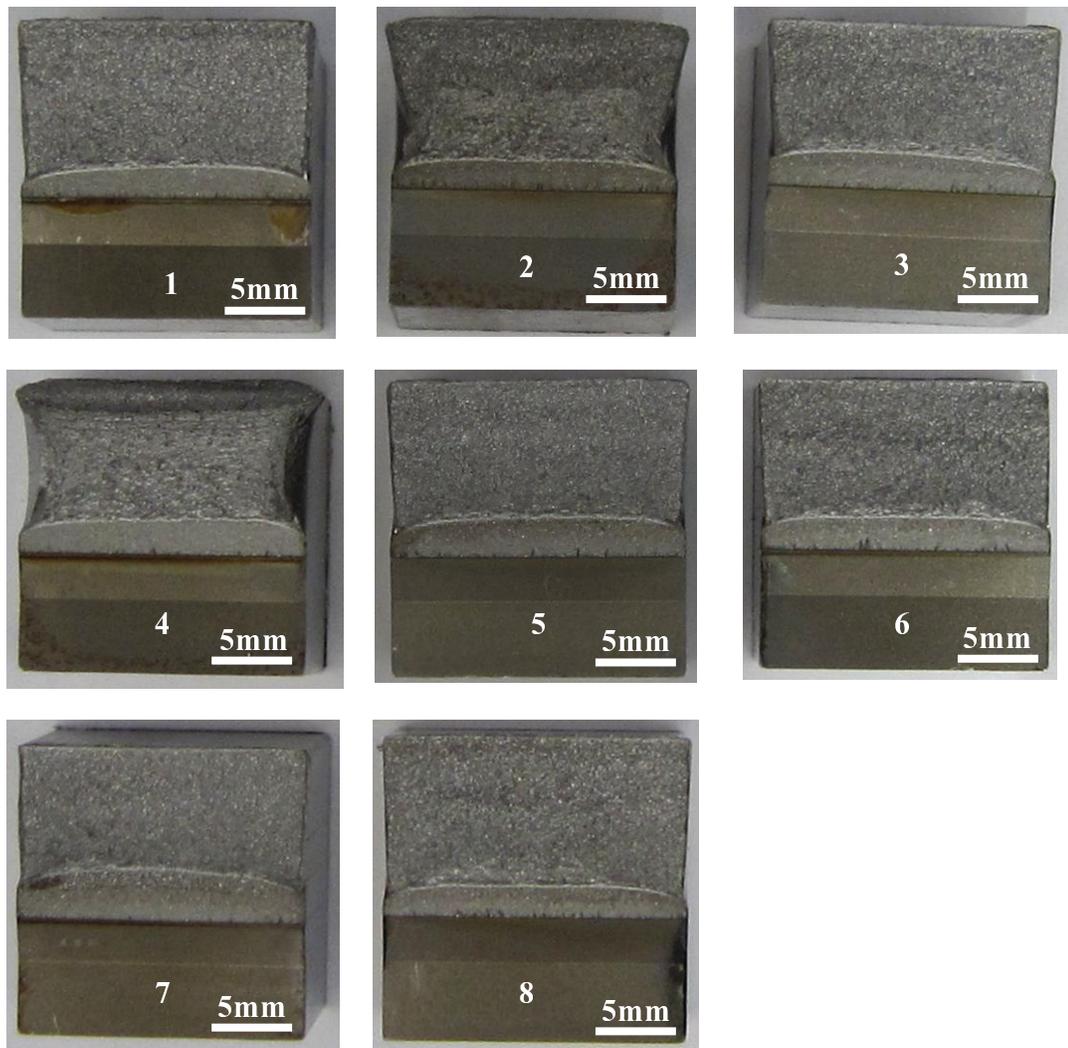


Figura 5-16 - Superfícies de fratura obtidas após o fraturamento dos corpos de prova ensaiados à temperatura de 0° em ensaio padronizado segundo a norma BS 7448 de 1991, de seção quadrada, com prévio resfriamento em nitrogênio líquido, sendo as fraturas geradas a partir das amostras de número igual à numeração de cada item (fonte: autor).

Nestes corpos, a morfologia das raízes de trincas obtidas se mostrou bastante retilínea, não apresentando, portanto, distorções que levassem à invalidação do ensaio realizado. Além disso, observa-se que não há a ocorrência de qualquer presença de delaminação nas fraturas obtidas, o que explica a ausência de propagação instável (*pop in*) até a carga máxima alcançada. A superfície fraturada da amostra 3 foi escolhida para análise posterior via microscopia eletrônica de varredura, sendo os resultados desta mostrados na seção 5.5.2. Nota-se que a amostra número 7 apresenta uma carga máxima inferior àquela observada nas demais, e isto se deveu ao seu maior

tamanho de pré-trinca anteriormente ao ensaio. A amostra número 4 se encontra ausente, fato que se deve a problemas técnicos terem impossibilitado o registro preciso do CMOD durante o ensaio, impedindo o cálculo do CTOD.

Para os corpos de prova retangulares, realizou-se um procedimento semelhante, sendo os resultados dos ensaios mostrados na Figura 5-17.

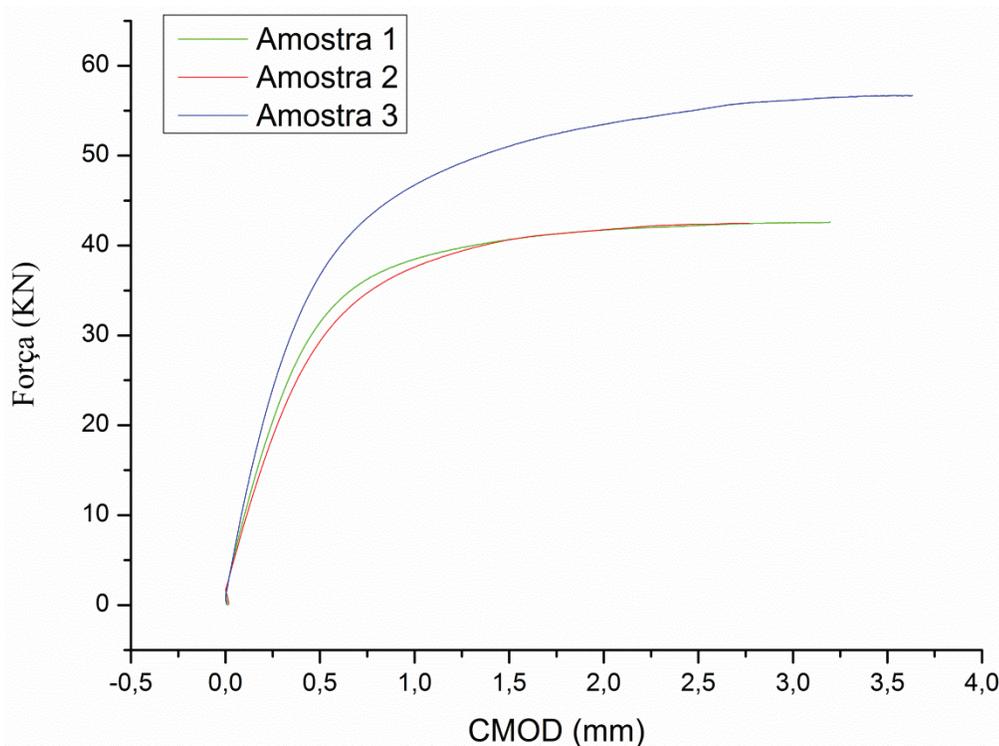


Figura 5-17 - Resultados de CMOD para os corpos de seção retangular em aço inoxidável supermartensítico ensaiado à temperatura de 0°C em ensaio padronizado segundo a norma BS 7448.

Após cada ensaio, os corpos ensaiados desenvolveram uma região plastificada na região próxima à raiz da trinca, gerando o aspecto geral como ilustrado na Figura 5-18.

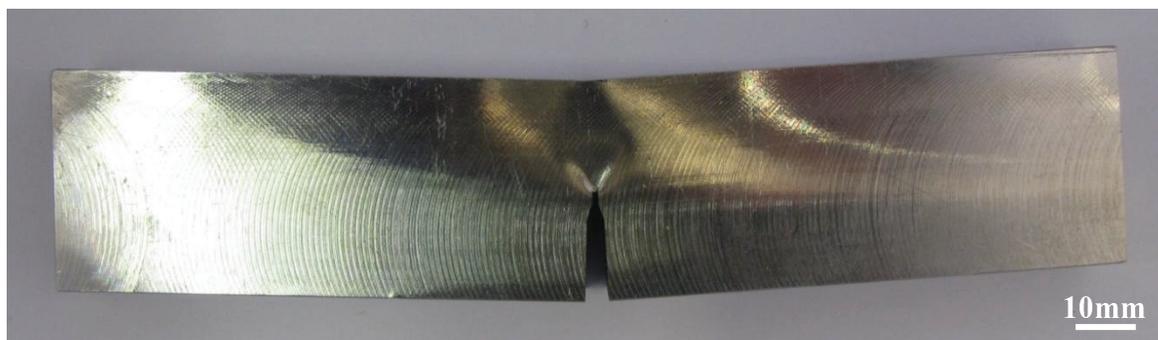


Figura 5-18 – Aspecto do corpo de prova de seção retangular em aço inoxidável supermartensítico após o ensaio de tenacidade à fratura segundo a norma BS 7448 na temperatura de 0°C (fonte: autor).

, gerando as superfícies de fratura mostradas nas Figuras 5-16 a 5-18.

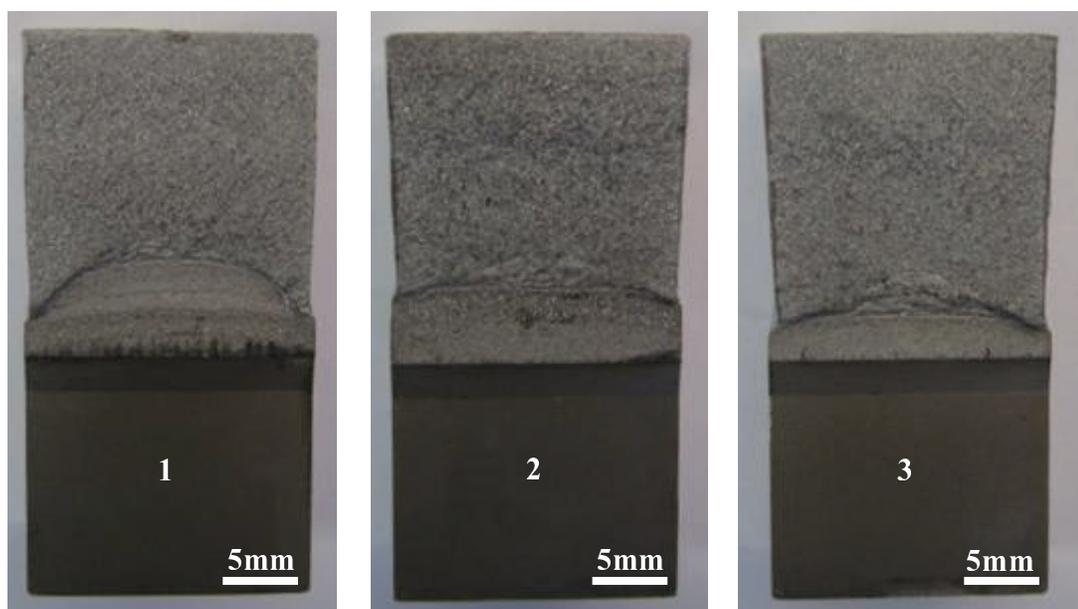


Figura 5-19 - Superfícies de fratura obtidas após o fraturamento em prensa hidráulica, com prévio resfriamento em nitrogênio líquido, dos corpos de prova de seção retangular em metal de base ensaiados em ensaio padronizado de tenacidade à fratura, onde cada fratura foi gerada a partir da amostra de número correspondente (fonte: autor).

Nas amostras dois e três, houve um crescimento uniforme da raiz de trinca ao longo da espessura, validando os ensaios realizados dentro da norma de referência utilizada. Para a

amostra de número um, ocorreu um crescimento de raiz de trinca não uniforme ao longo da espessura, fato pelo qual esta não pôde ser validada dentro dos limites da norma adotada.

5.4.2 Zona de avanço

Para ensaios com entalhes nesta região, obtiveram-se quatro resultados para respectivamente quatro ensaios CTOD, onde cada corpo foi ensaiado e posteriormente tendo sido medidas as dimensões de cada trinca gerada em cada corpo. Para os corpos ensaiados, os resultados da abertura de trinca em função da carga aplicada são mostrados na Figura 5-20:

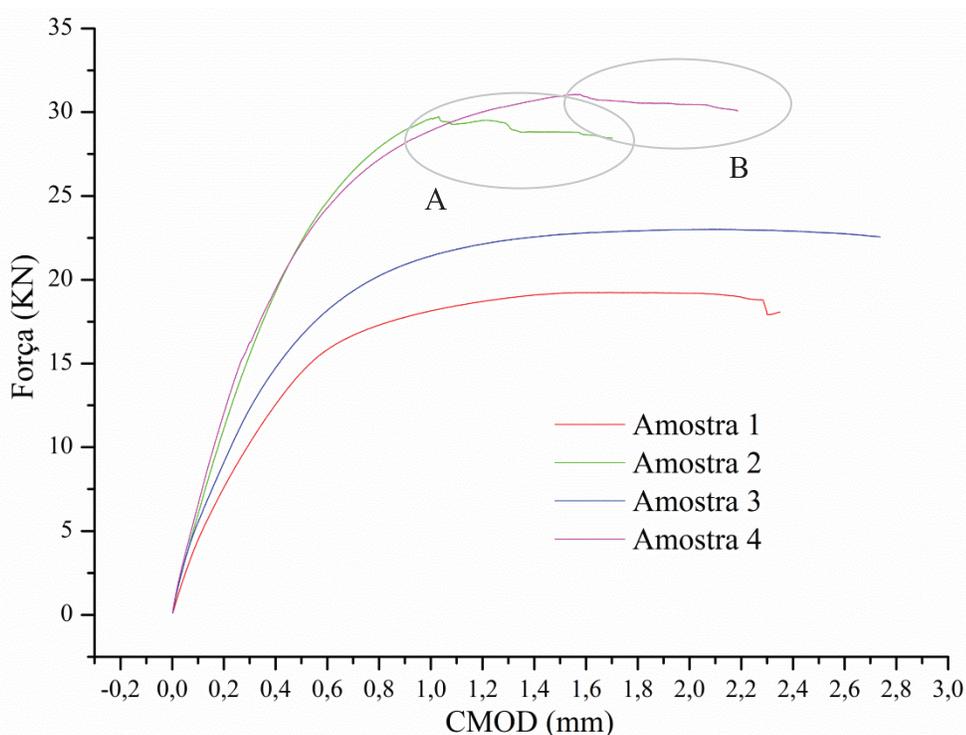


Figura 5-20 - Resultados de CMOD para amostras retiradas do lado de avanço de uma junta soldada por soldagem com uso de pino não consumível em dois passes em aço inoxidável supermartensítico ensaiados à temperatura de 0°C. Destacam-se as regiões representantes de descolamento de superfícies durante o ensaio (A e B).

Foram obtidas as amostras mostradas na Figura 5-21.

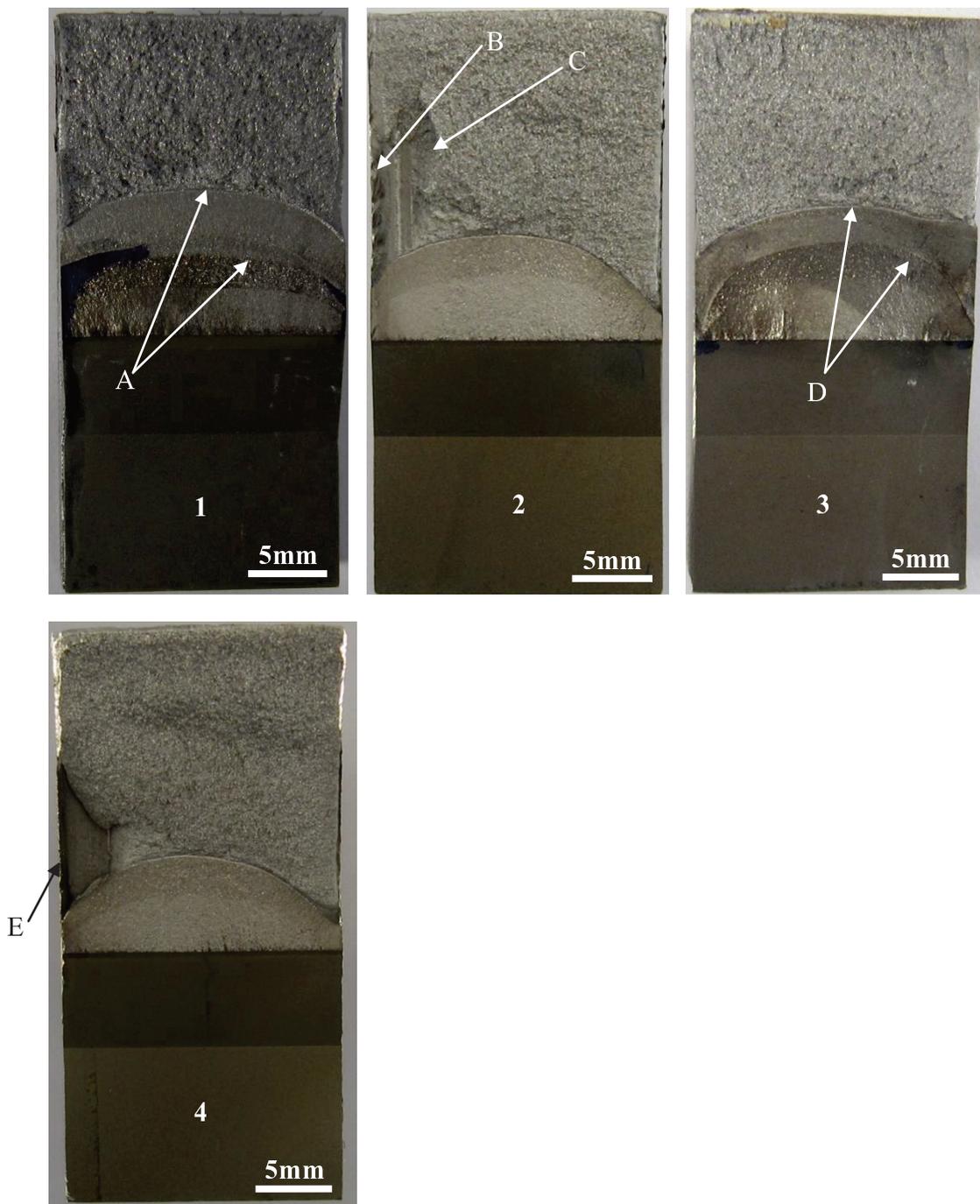


Figura 5-21 - Superfícies de fratura obtidas após a fratura frágil por meio de uma flexão em três pontos em prensa hidráulica, com prévio resfriamento em nitrogênio líquido, de corpos de prova ensaiados a 0°C em ensaio CTOD padronizado pela norma BS 7448, onde cada foto se refere à amostra de número correspondente. Destacam-se as linhas de raiz de trinca correspondentes a diferentes modos de crescimento de trinca (A e D), indicando a

efetividade da mudança no modo de carregamento durante o pré-trincamento e da prensagem lateral na retilinearidade da raiz de trinca obtida. Também são destacadas as regiões de rompimento da formação de *galing* (B e E) (fonte: autor).

Observa-se, neste caso, que os resultados mostrados na Figura 5-20 indicam a presença de instabilidade na curva obtida para as amostras 4 e 2, com a presença nestas de regiões de descolamento que se tornam candidatas a serem causa das instabilidades observadas. Análises via microscopia eletrônica de varredura mostraram grande porosidade na região citada, fato mostrado nas figuras presentes na seção 5.5.3. Estas, conjuntamente, mostram que há uma tendência à falta de preenchimento no lado de avanço.

Percebe-se ainda que as curvas referentes às amostras um e três na Figura 5-20 apresentam uma carga máxima inferior àquela observada pelas amostras dois e quatro, devido a estas apresentarem uma pré-trinca de fadiga de tamanho superior àquela apresentada pelas outras amostras. Nota-se também que a mudança de procedimento, com a prensagem lateral seguida de um posterior crescimento de trinca por fadiga com uma carga mínima durante o processo de 50% da carga máxima, melhorou consideravelmente a retilinearidade da raiz de trinca gerada, fato evidenciado pelas linhas destacadas na Figura 5-21, nos detalhes A e D. Há uma clara diferença entre estas e os dois outros itens (imagens 2 e 4), mostrando a eficácia do procedimento citado.

5.4.3 Zona de retrocesso

Para ensaios com entalhes nesta região, obtiveram-se quatro resultados para respectivamente quatro ensaios de CTOD, onde cada corpo foi ensaiado e posteriormente tendo sido medidas as dimensões de cada trinca gerada em cada corpo. Para os corpos ensaiados, os resultados da abertura de trinca em função da carga aplicada são mostrados na Figura 5-22:

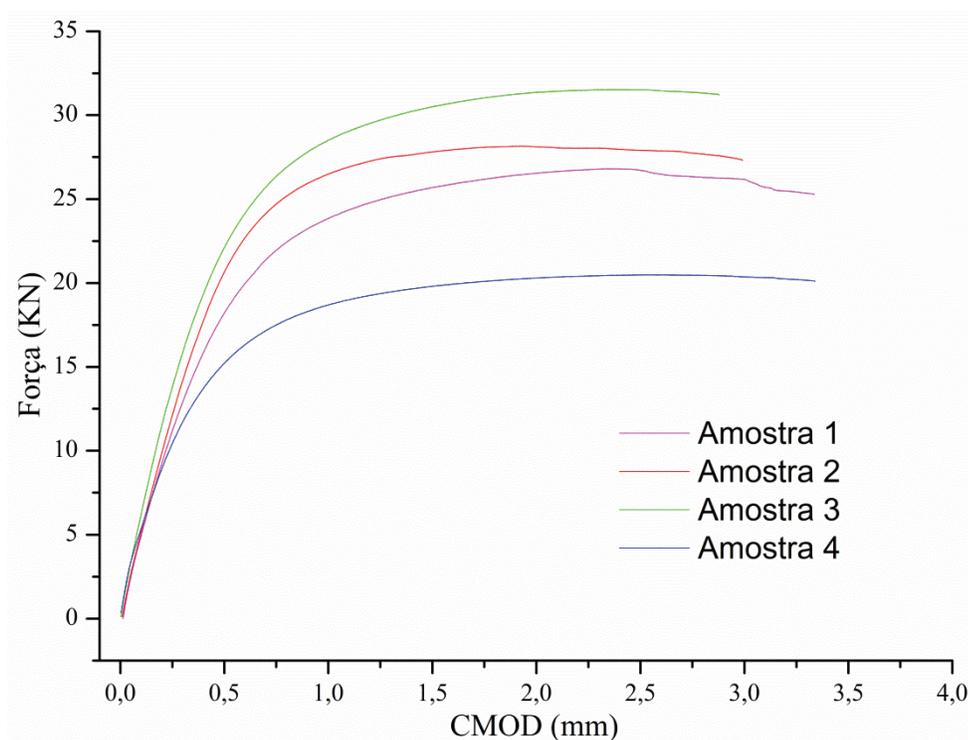


Figura 5-22 - Resultados de CMOD para ensaios padronizados segundo a norma BS 7448 na temperatura de 0°C, com o entalhe lado de retrocesso de uma junta soldada em dois passes por soldagem por atrito com uso de pino não consumível em aço inoxidável supermartensítico.

Foram obtidas as quatro amostras mostradas na Figura 5-23.

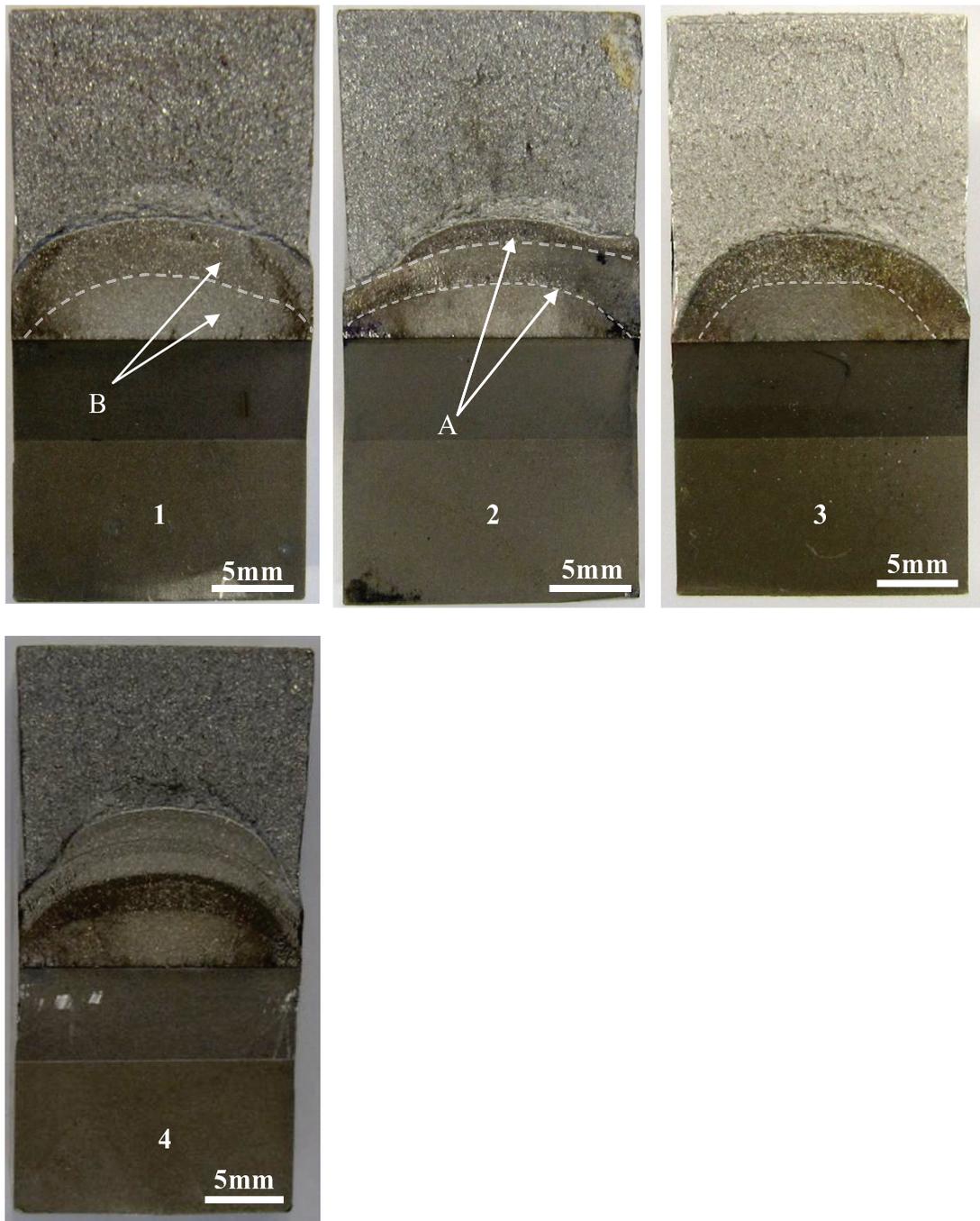


Figura 5-23 - Superfícies de fratura obtidas após a fratura frágil por meio de uma flexão em três pontos em prensa hidráulica, com prévio resfriamento em nitrogênio líquido, de amostras ensaiadas em ensaio CTOD padronizado pela norma BS 7448, onde cada imagem se refere à amostra de número correspondente. Destacam-se as linhas limites entre diferentes fases de crescimento de pré-trinca de fadiga (A e B), onde se procedeu a prensagem da lateral do corpo juntamente com mudança no ciclo de carregamento.

Para esta região, os resultados se mostraram semelhantes aos encontrados em metal de base, apesar do abaulamento bastante evidente no formato da raiz de trinca obtido no estágio de pré-trincamento. Observam-se também as duas diferentes regiões de pré-trincamento, referentes à etapa de nucleação, onde se aplicou maior carregamento máximo ao corpo de prova durante o processo, e a de crescimento, onde foi aplicado um regime de carregamento menos severo, ilustrado na Figura 5-23 pelo detalhe B, repetido nas imagens 1 e 3. Também se observa que o procedimento de prensagem lateral, em conjunto com mudança de regime de carregamento também teve efeito positivo para corpos retidados desta região, melhorando a morfologia da raiz de trinca obtida, como mostrado no item 2 da Figura 5-23.

5.4.4 Zona misturada

Para ensaios com entalhes nesta região, obtiveram-se cinco resultados para cinco ensaios de CTOD, em que cada corpo foi ensaiado sendo posteriormente medidas as dimensões de cada trinca gerada em cada corpo. Para os corpos ensaiados, os resultados da abertura de trinca em função da carga aplicada são mostrados na Figura 5-24:

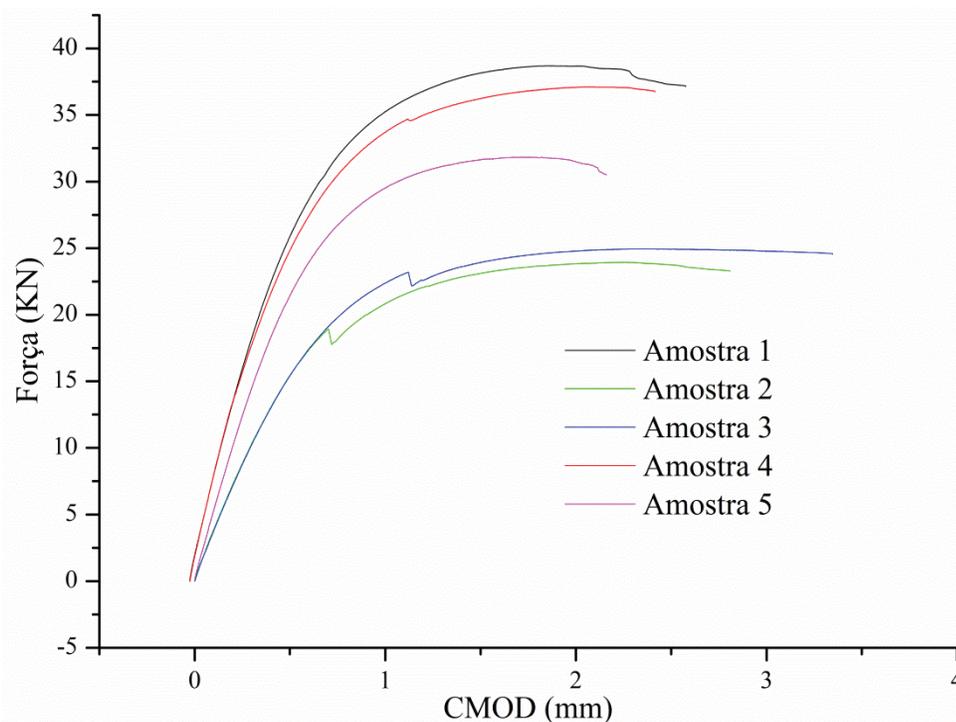


Figura 5-24 - Resultados de CTOD para corpos de prova ensaiados em ensaio padronizado pela norma BS 7448, na temperatura de 0°C, de uma junta soldada por meio de soldagem por atrito com uso de pino não consumível em aço inox supermartensítico, com entalhe na zona misturada.

Foram obtidas as amostras mostradas na Figura 5-25.

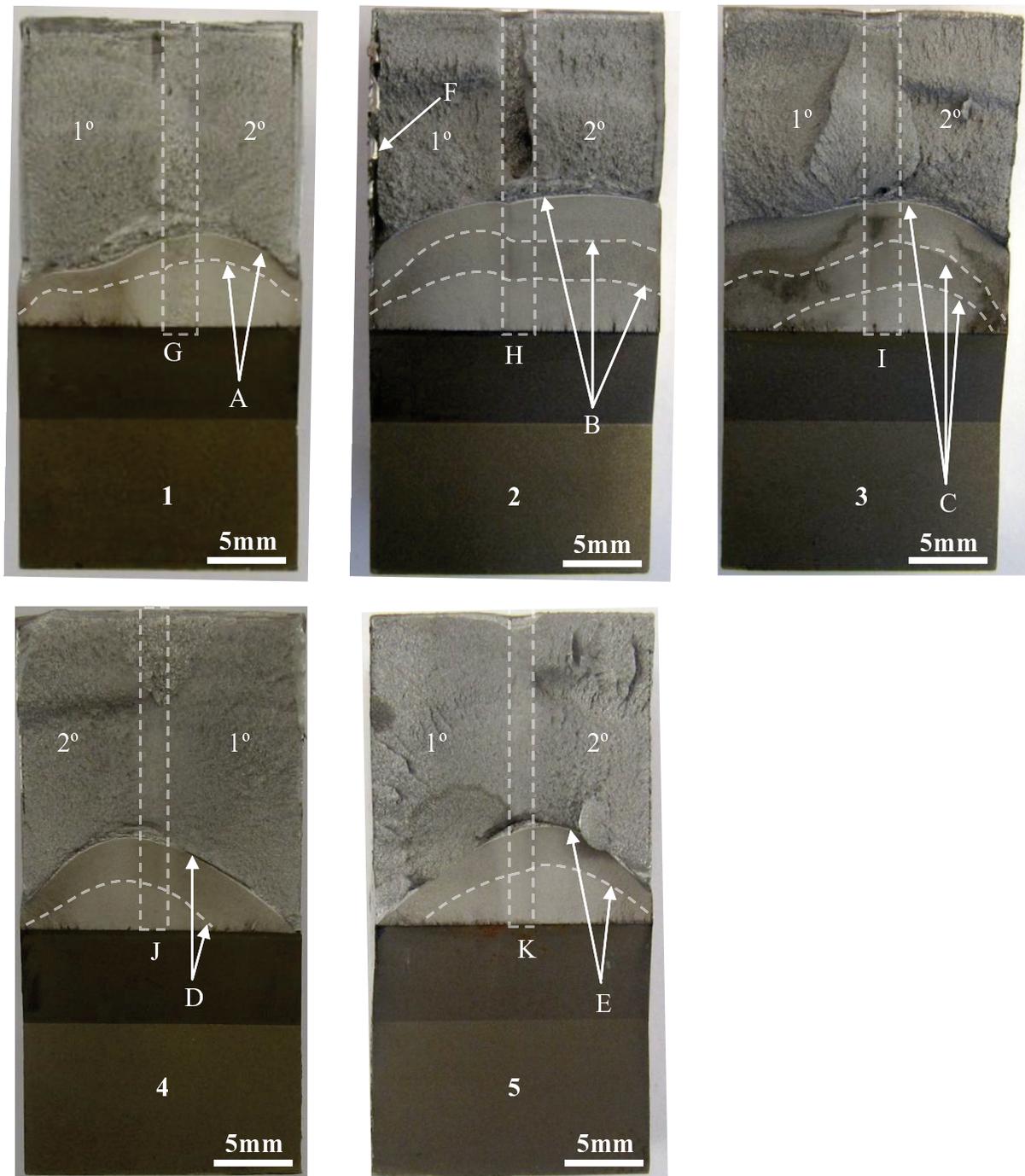


Figura 5-25 - Superfícies de fratura obtidas após fratura frágil dos corpos de prova com entalhe na zona misturada ensaiados em ensaio padronizado de tenacidade à fratura pela norma BS 7448 de 1991, ensaiados na temperatura de 0°C, onde cada imagem se refere à amostra de número correspondente. Destacam-se as regiões limite entre estágios de pré trincamento padronizado (A, D e E), e entre estágios de pré trincamento modificados

propositalmente com o fim de se melhorar a morfologia da raiz de trinca obtida no processo (B e C). Destaca-se também a região onde houve a fratura do *galing* presente na junta soldada (F). São mostradas também as regiões de sobreposição de passes (G a K) e os lados referentes ao primeiro (1º) e segundo passe (2º) (fonte: autor).

Para os resultados desta região, observa-se que o procedimento padrão citado pela norma utilizada, isto é, o uso de duas etapas de crescimento de trinca, a primeira com maior carregamento, com o fim de nucleação de trinca de fadiga inicial, e uma segunda fase, de menor intensidade, para seu crescimento, não se fazem suficientes para se obter uma raiz de trinca com morfologia retilínea o suficiente para validação dos ensaios realizados dentro da norma utilizada. Com a metodologia alternativa anteriormente citada no item 4.4, obtiveram-se trincamentos mais retilíneos, como os mostrados nas imagens 2 e 3 da Figura 5-25, imagens nas quais também pode-se observar a transição entre os resultados obtidos pelos dois procedimentos citados (detalhes A, B e C da Figura 5-25).

Observa-se também que há uma tendência à coincidência entre o fundo da raiz de trinca (ponto mais profundo) com a faixa de sobreposição do segundo passe com o primeiro passe, mostrando indício de que haja tensões residuais de tração perpendicular ao plano de crescimento de trinca provenientes do processo de soldagem na região central da junta soldada, concentradas no segundo passe.

Conjuntamente, chegaram-se aos dados mostrados na Figura 5-26.

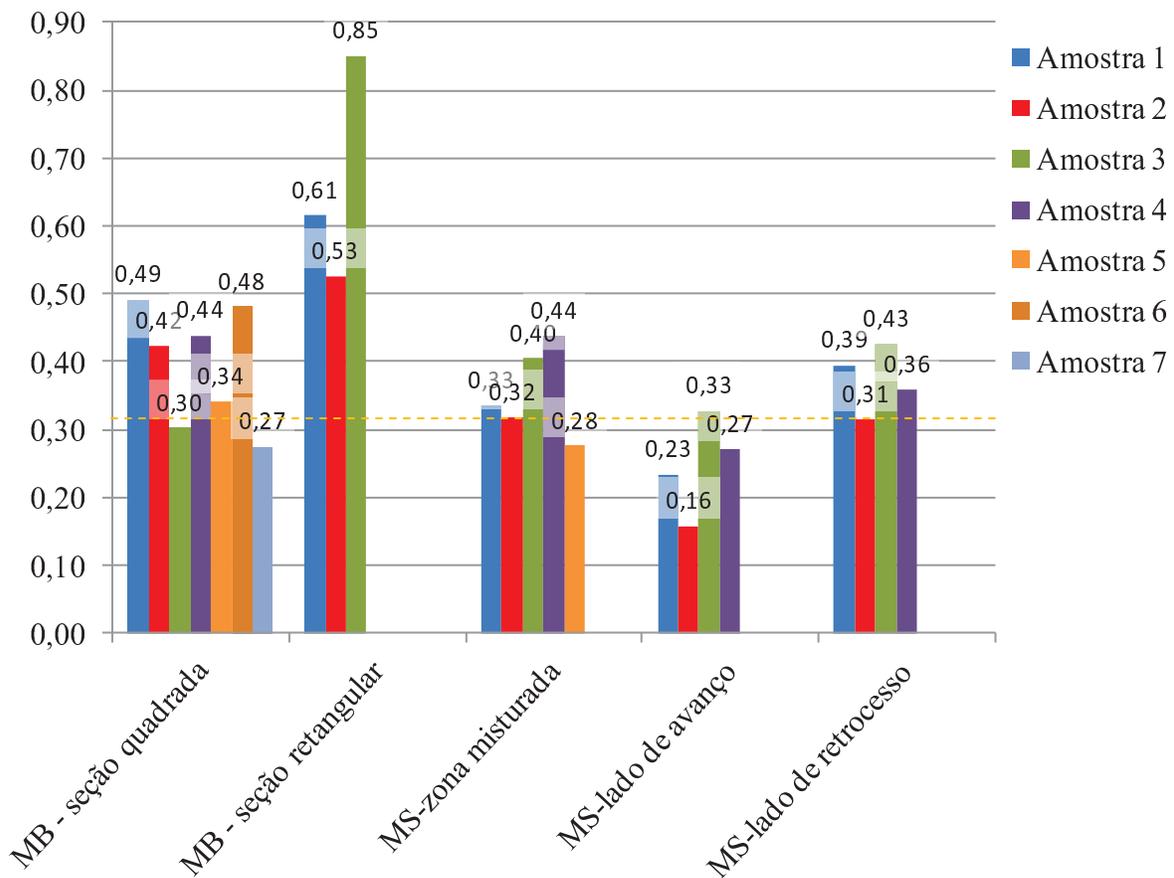


Figura 5-26 - Valores de CTOD medidos nas diferentes configurações utilizadas, a partir de dados provenientes de ensaios padronizados, com seu cálculo sendo realizado seguindo orientação da norma BS 7448, apresentados conjuntamente com o fim comparativo. Destaca-se o requisito da norma Petrobras N-1859 para qualificação de consumíveis de soldagem (linha tracejada em cor laranja).

Observa-se, a partir destes, uma queda considerável, no valor de CTOD nas regiões de mistura (zona misturada) e no lado de retrocesso, em relação aos resultados obtidos em metal de base, para ensaios em corpo de prova de seção retangular, e ainda menores no caso de zona de avanço, tendo fortes indícios de que este último resultado seja influenciado pela porosidade encontrada na região e já discutida no item 5.4.2.

Observa-se ainda que, com exceção de alguns ensaios, os valores encontrados não foram suficientes para qualificar a junta soldada na norma de qualificação de consumíveis de soldagem Petrobras N-1859, em especial, na região de avanço, onde o valor obtido ficou muito abaixo do requisitado.

Nota-se ainda, que, apesar de o cálculo dos valores CTOD apresentados ser bastante complexo, envolvendo muitas variáveis com seus respectivos erros propagados, a incerteza final encontrada esteve em um patamar razoável, não excedendo a 3% do valor medido. Pode-se destacar ainda que os resultados obtidos ficaram próximos aos obtidos por avaliações de tenacidade com o mesmo material (DIAS, 2009), onde foi encontrado um valor aproximado de 0,33mm para ensaios em aço inoxidável supermartensítico retirado de tubos.

5.5 Análise fractográfica e análise EDS

A partir das amostras obtidas com o procedimento citado, realizaram-se análises via microscopia eletrônica de varredura das fraturas obtidas, com o fim de se verificar os modos de fratura envolvidos no processo. Também foi realizada uma análise via EDS das mesmas amostras com o fim de se determinar as composições de partículas encontradas no material analisado. Os resultados se encontram na seção que se segue.

5.5.1 Ensaio de tração

A análise fractográfica dos corpos de prova de tração revelou uma fratura dúctil por coalescência de microcavidades (*dimples*), como pode ser visto nas figuras que seguem (Figura 5-27 e Figura 5-28):

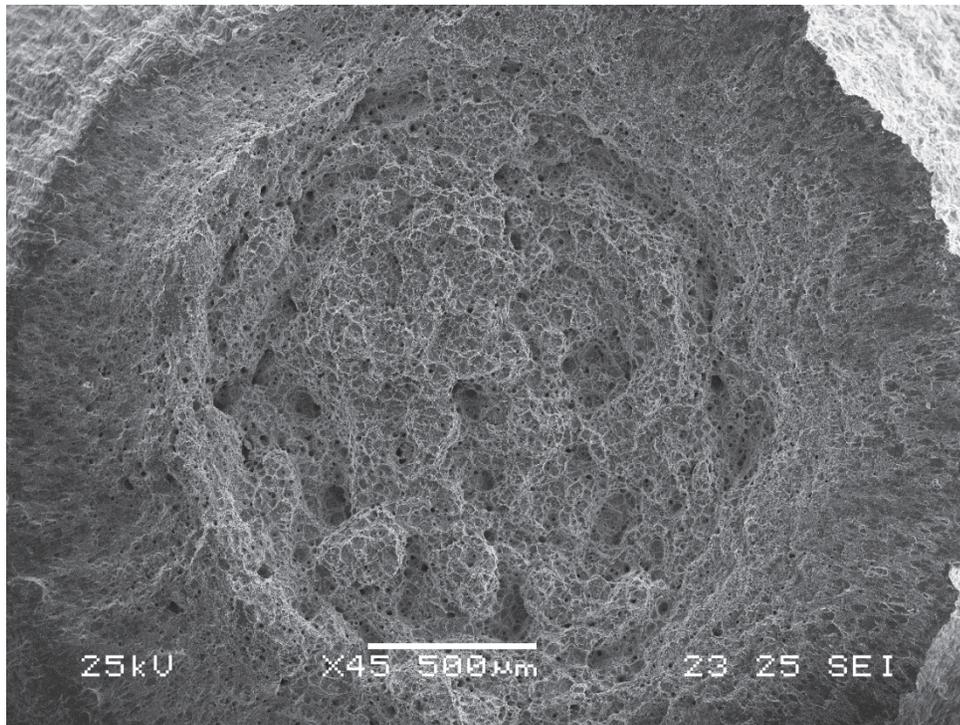


Figura 5-27 - Fratura observada em um corpo de prova de tração retirado das chapas originais em aço inoxidável supermartensítico, na direção transversal após este ser submetido ao ensaio citado (fonte: autor).

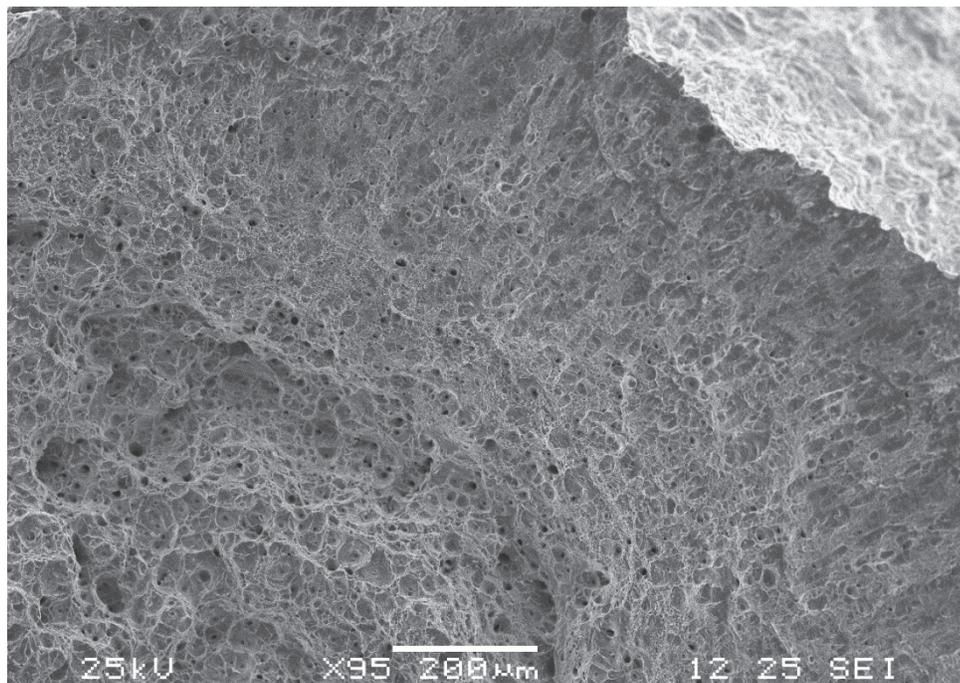


Figura 5-28 - Detalhe da fratura observada na Figura 5-27, mostrando as microcavidades geradas durante o ensaio (fonte: autor).

Como pode ser visto na Figura 5-28, a fratura se deu totalmente no regime elastoplástico, não ocorrendo clivagem de qualquer tipo, com significativa deformação plástica durante o processo. Através de uma análise detalhada das microcavidades na superfície de fratura, nota-se claramente a presença de partículas no fundo de cada cavidade, como mostrado na Figura 5-29 e na Figura 5-31.

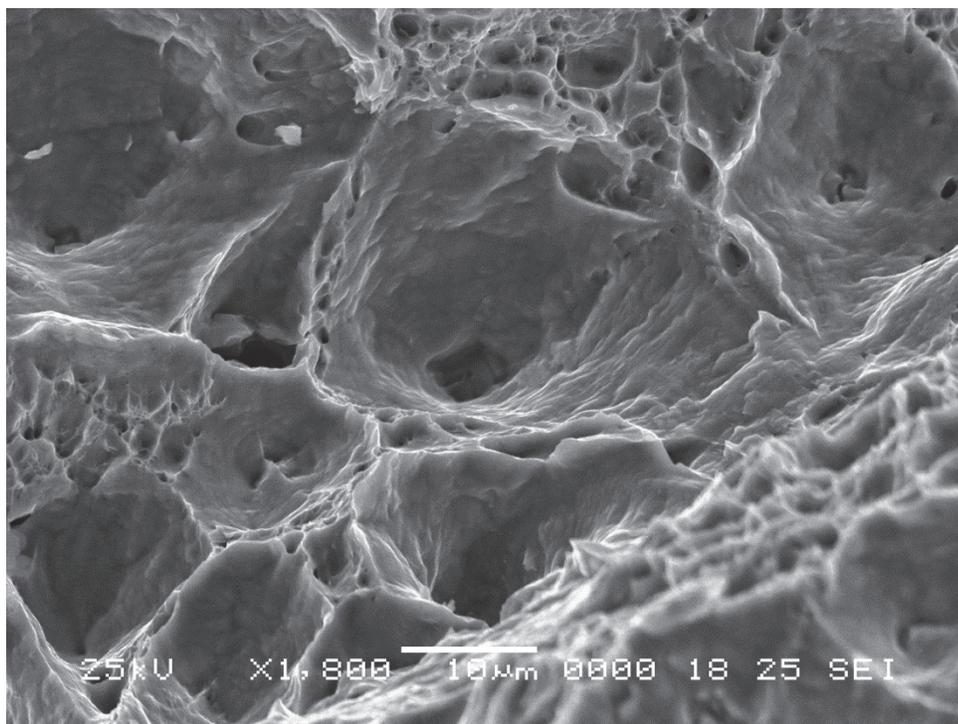


Figura 5-29 - Detalhe de uma cavidade obtida após o ensaio de tração em aço inoxidável supermartensítico de uma amostra retirada na direção transversal à direção de laminação da chapa original (fonte: autor).

A partir de uma análise por EDS, como citado no item 4.10, obtiveram-se os mapeamentos mostrados na Figura 5-30 e na Figura 5-32, com a distribuição dos elementos metálicos principais do material utilizado nas superfícies das amostras mostradas na Figura 5-29 e na Figura 5-31.

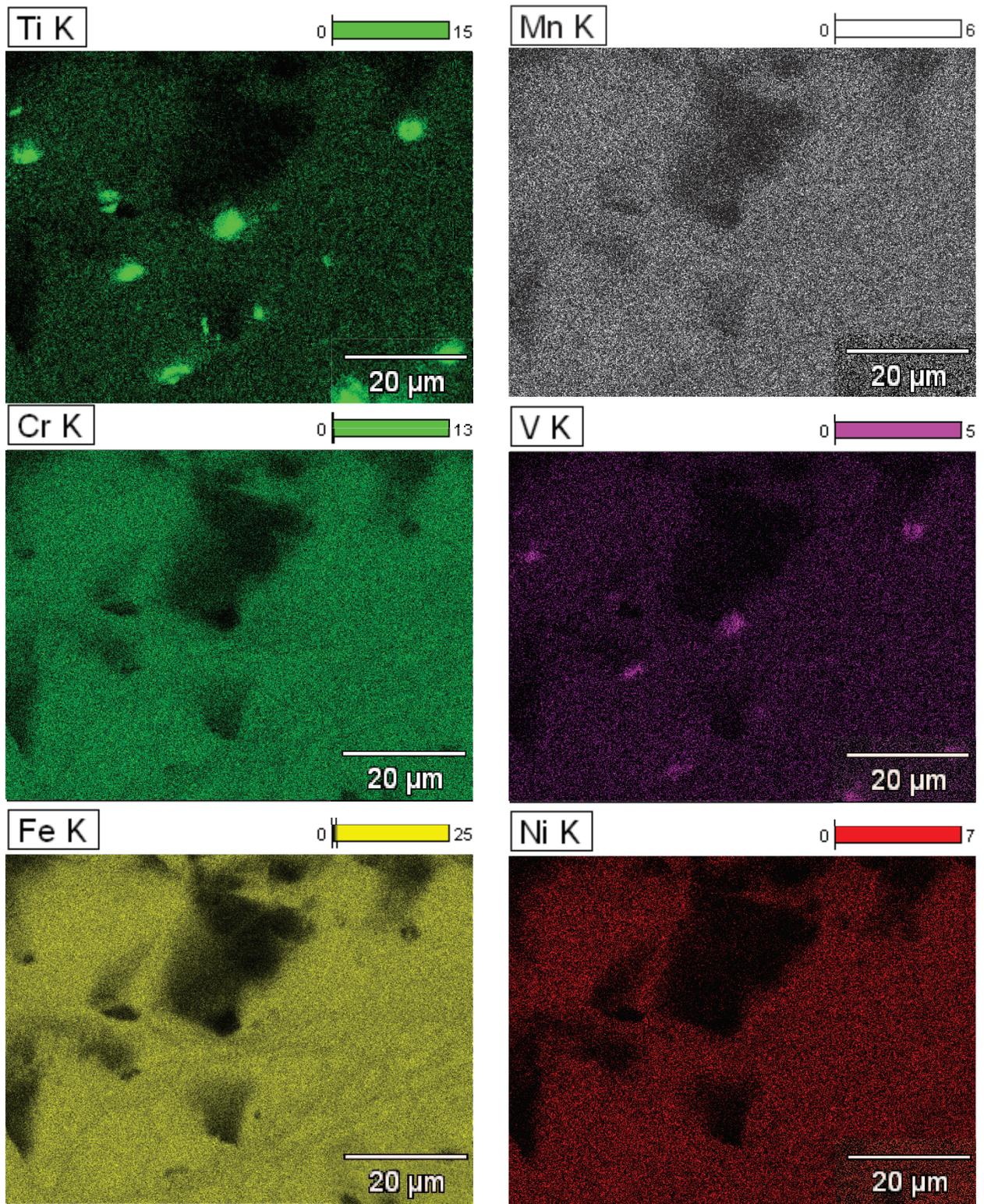


Figura 5-30 – Distribuição encontrada dos elementos titânio, manganês, cromo, vanádio, ferro e níquel na superfície da fratura mostrada na Figura 5-29, mostrando a presença de titânio no fundo das cavidades encontradas.

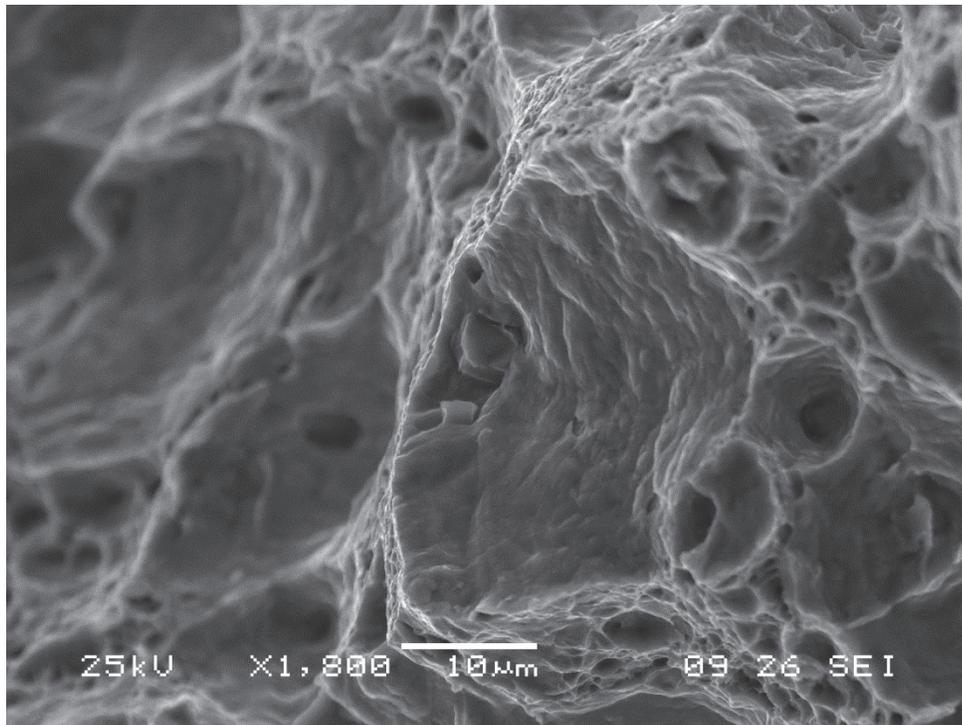
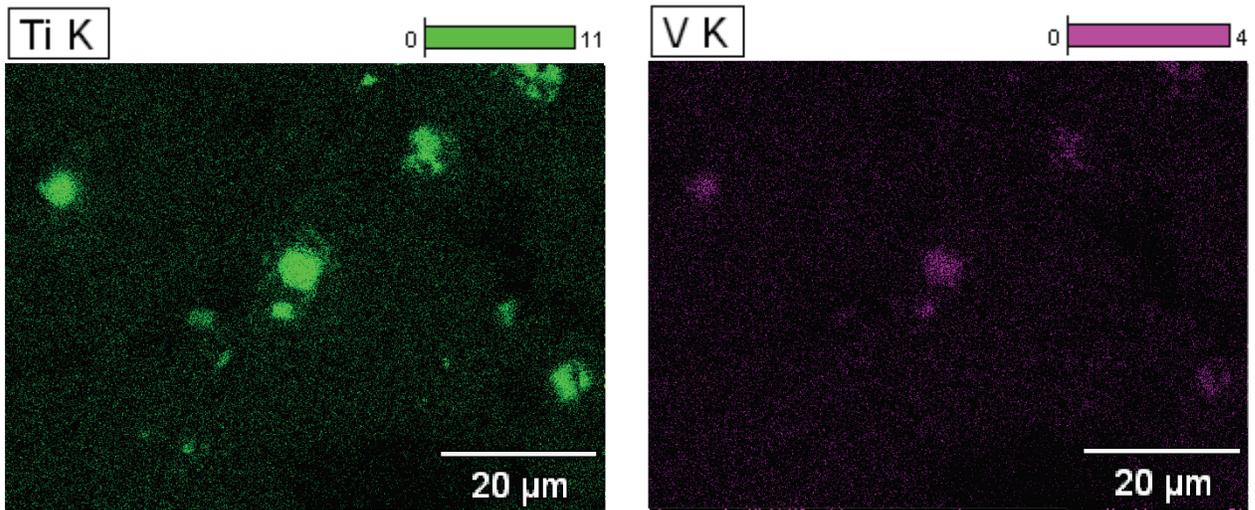


Figura 5-31 – Superfície de fratura encontrada após ensaio de tração padronizado em aço inoxidável supermartensítico proveniente de uma amostra retirada na direção transversal à direção de laminação (fonte: autor).



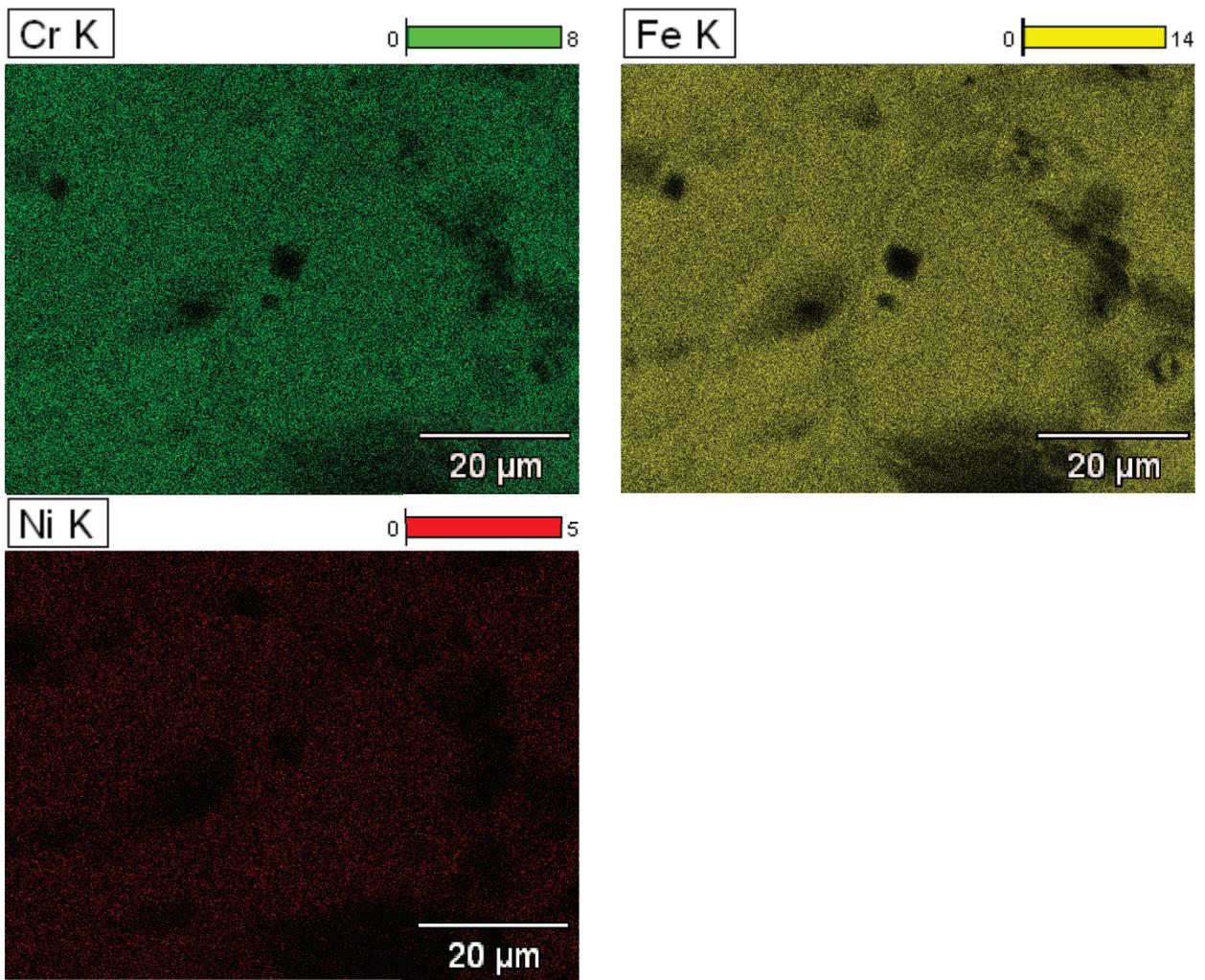


Figura 5-32 – Mapeamento dos elementos titânio, vanádio, cromo, ferro e níquel por EDS da superfície de fratura mostrada na Figura 5-31, mostrando a presença de titânio no fundo das cavidades encontradas.

Os mapeamentos obtidos mostram clara presença de titânio nas partículas formadoras de microvazios durante o ensaio de tração, o que vai de encontro a trabalhos anteriores que mostram a presença de carbonitreto de titânio (RODRIGUES et al, 2004) na matriz metálica do material utilizado.

5.5.2 Metal de base

Para as amostras de metal de base, semelhantemente ao procedimento utilizado para os corpos de tração, foram executadas análises de imagens obtidas via microscopia eletrônica de varredura da área fraturada nos corpos CTOD do metal de base de seção quadrada e de seção retangular, com o fim de determinar os micromecanismos envolvidos na fratura dos corpos. Em geral, as amostras apresentaram uma deformação plástica por meio de coalescência de cavidades (*dimples*) na região próxima à raiz da trinca gerada, seguida de fratura frágil obtida por meio do resfriamento ao que o corpo ficou sujeito durante o processo. A Figura 5-36 ilustra a região dúctil referente ao raio plástico gerado durante o ensaio. É perceptível a presença de micropartículas geradoras de microvazios durante a deformação plástica sofrida, semelhantes às encontradas na superfície de fratura dos corpos ensaiados à tração.

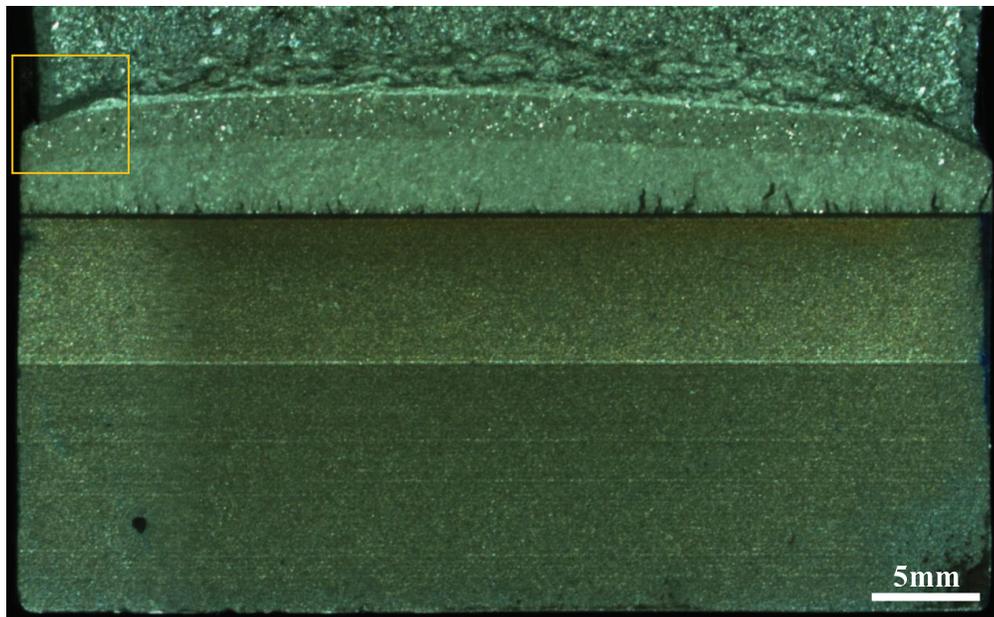


Figura 5-33 – Vista geral da superfície fraturada de uma amostra de seção quadrada em metal base (amostra 3) após ensaio CTOD, com imagem da região em destaque mostrada na Figura 5-34 (fonte: autor).

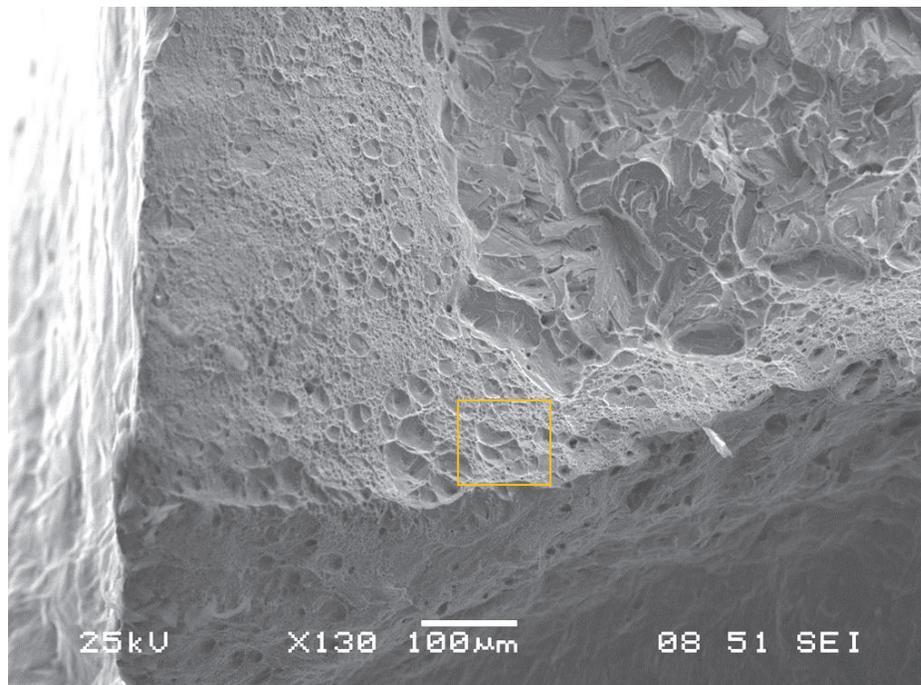


Figura 5-34 - Vista geral da superfície fraturada obtida por meio de microscopia eletrônica de varredura da região destacada na Figura 5-33, com imagem da região em destaque mostrada na Figura 5-35 (fonte: autor).

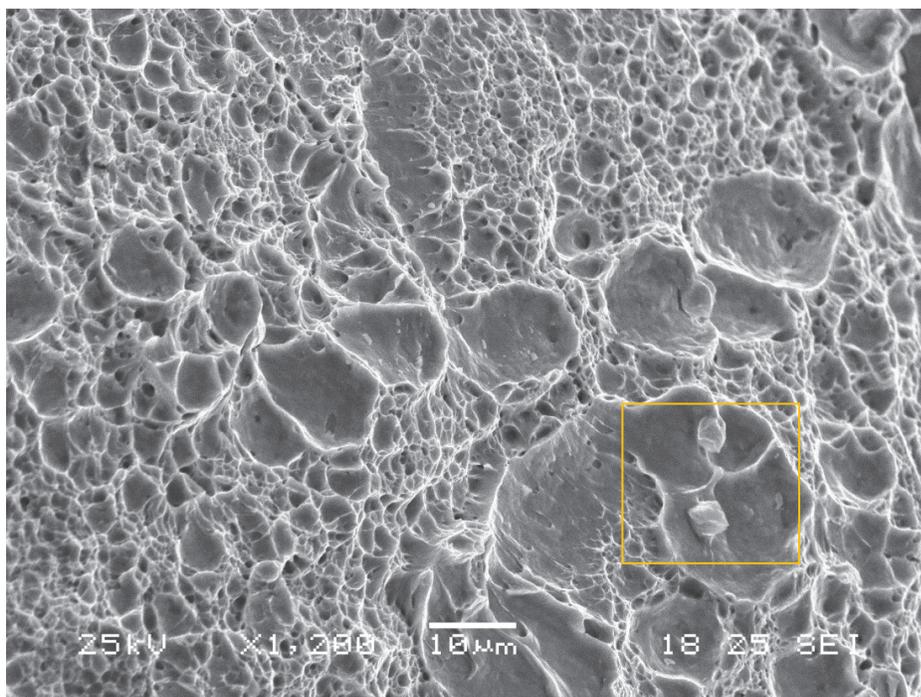


Figura 5-35 – Detalhe da região destacada na Figura 5-34, com região destacada mostrada em detalhe na Figura 5-36 (fonte: autor).



Figura 5-36 - Detalhe da Figura 5-35 (fonte: autor).

Para a região próxima ao centro, houve um resultado semelhante, com uma região plastificada, porém com menor estiramento, como ilustrado na Figura 5-53. A Figura 5-37 mostra a região central da amostra 6. No centro da amostra, que é ilustrado na Figura 5-37, houve um menor estiramento da raiz de trinca, também com formação de microvazios.

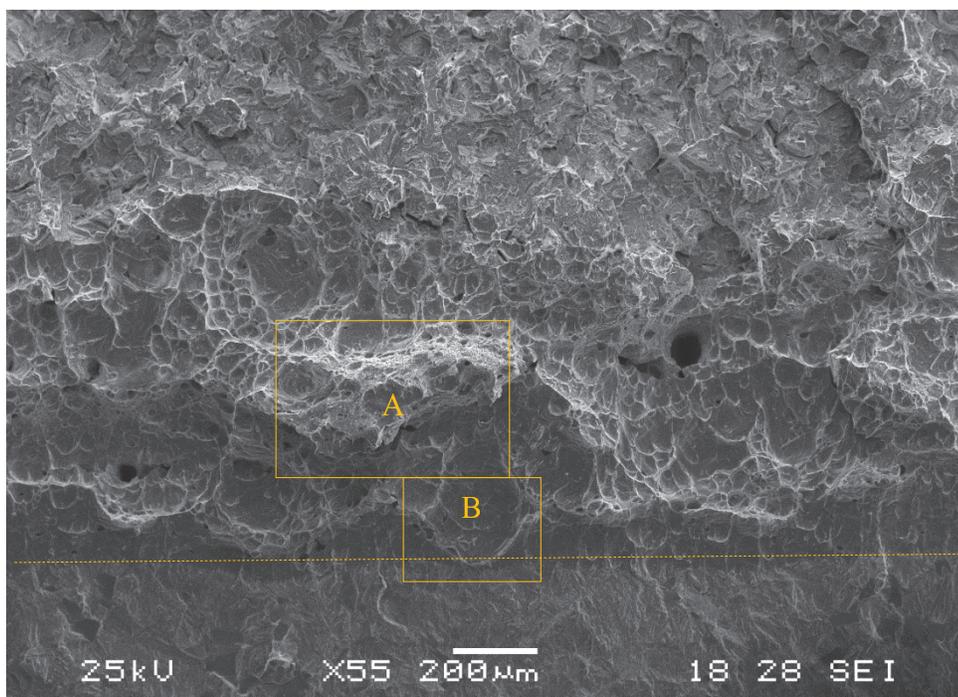


Figura 5-37 – Imagem do centro da amostra 6, em aço inoxidável supermartensítico e de seção quadrada, após ensaio CTOD padronizado. Destacam-se as regiões de raiz original de trinca (linha tracejada), de estiramento de raiz (B), e a região plastificada (A). As duas últimas são mostradas na Figura 5-38 e na Figura 5-39, respectivamente (fonte: autor).

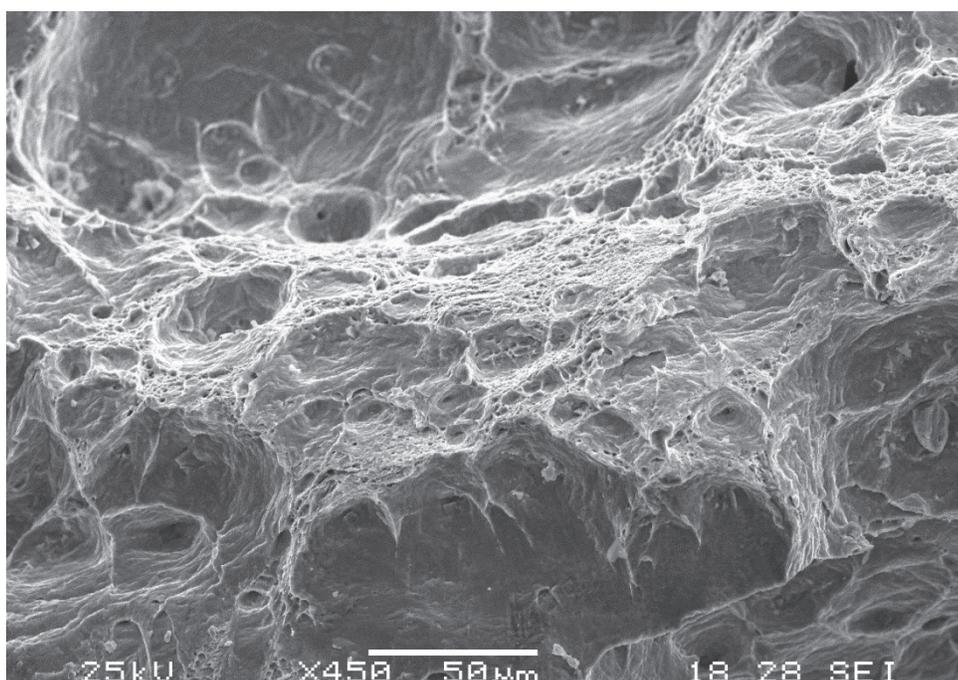


Figura 5-38 – Detalhe A da Figura 5-37 (fonte: autor).

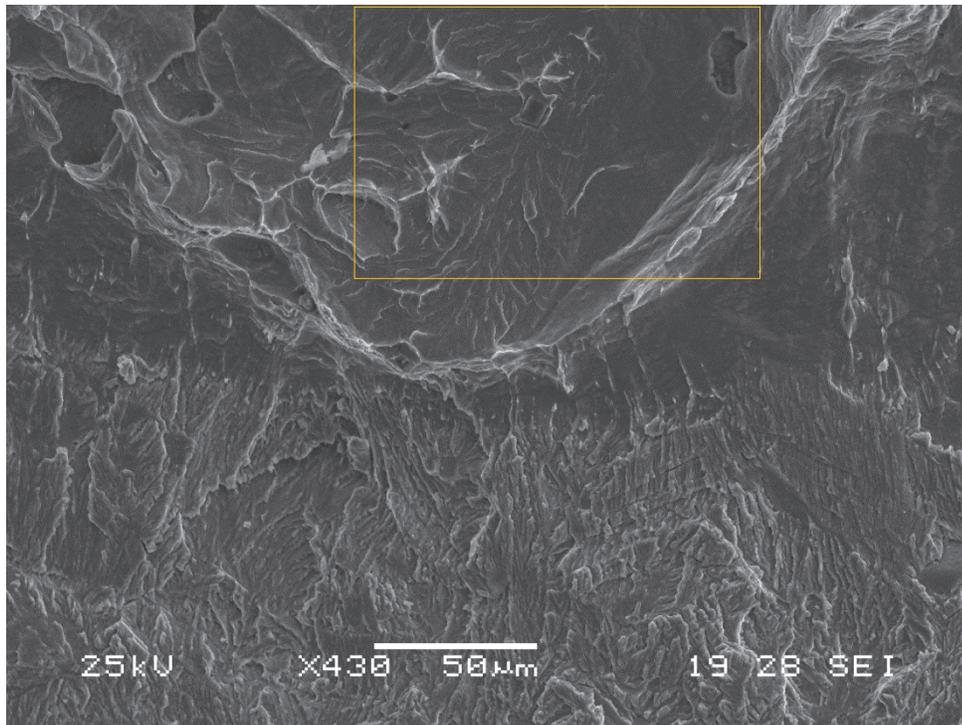


Figura 5-39 – Detalhe B da Figura 5-37, com região destacada (retângulo) mostrado na Figura 5-40 (fonte: autor).

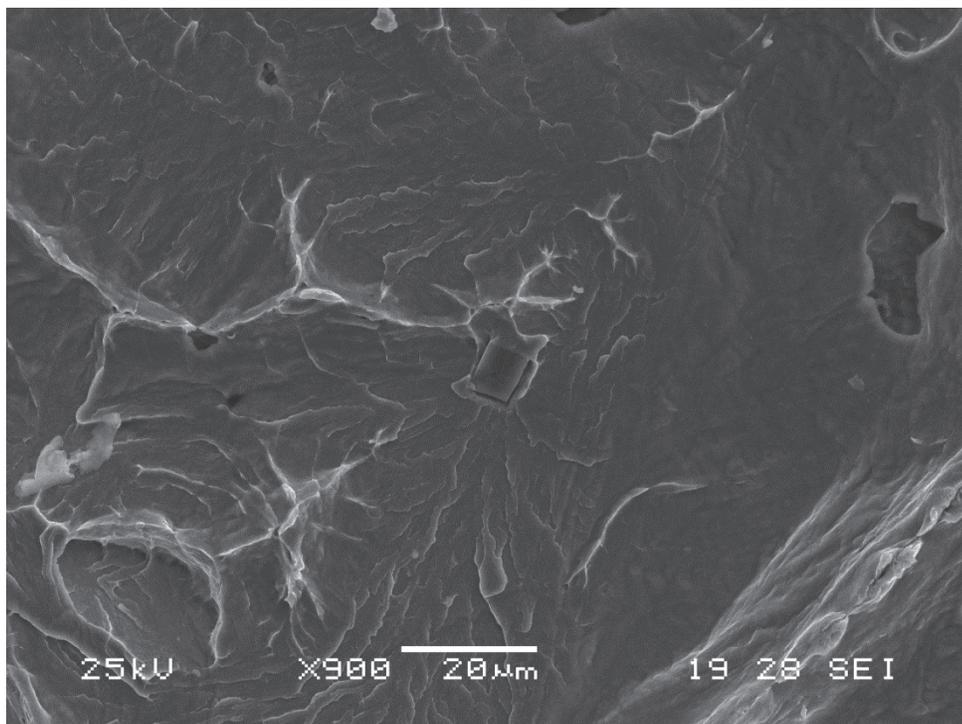


Figura 5-40 – Detalhe da Figura 5-39 (fonte: autor).

5.5.3 Zona termicamente afetada no lado de avanço

Para a zona de avanço, foi observado um estiramento semelhante, porém com um valor de CTOD total bastante inferior à média observada nos outros casos. Esta região também apresentou fratura dúctil na raiz da trinca, com uma densidade de microvazios semelhante ao metal de base. A Figura 5-41 ilustra a região citada.

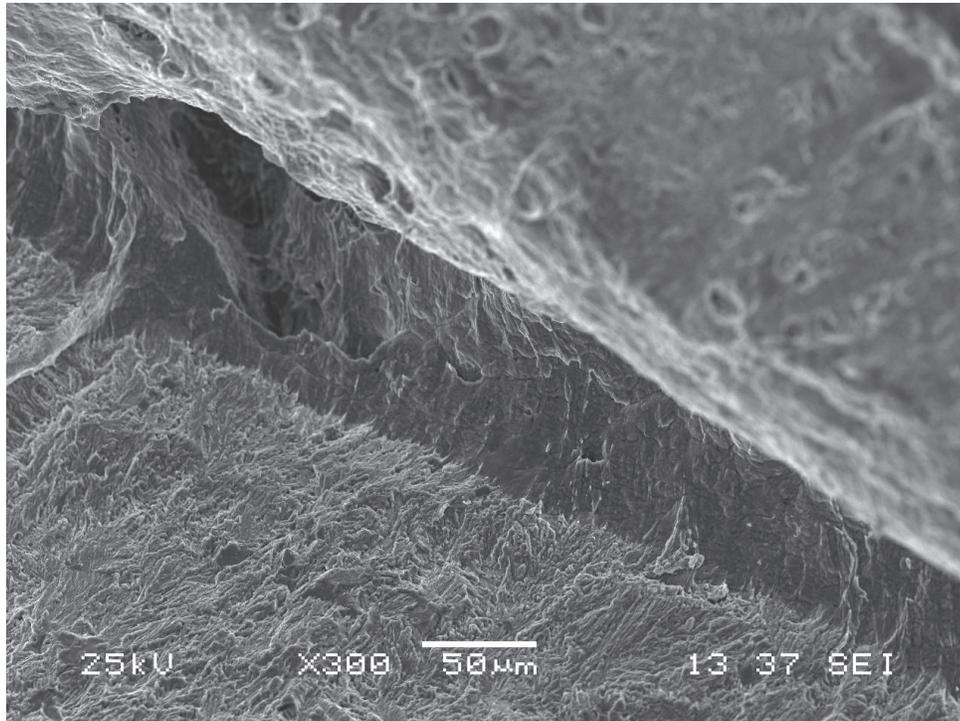


Figura 5-41 – Detalhe da região estirada próxima à raiz da trinca em uma amostra típica após ensaio CTOD em um corpo cujo entalhe se deu na zona termicamente afetada no lado de avanço (fonte: autor).

Porém, como citado no item 5.4.2, foi observado um descolamento na superfície de fratura com rompimento da região de *galing*, o que motivou uma análise por microscopia eletrônica da região citada, revelando grande porosidade na superfície da junta soldada, característica ilustrada na Figura 5-42.

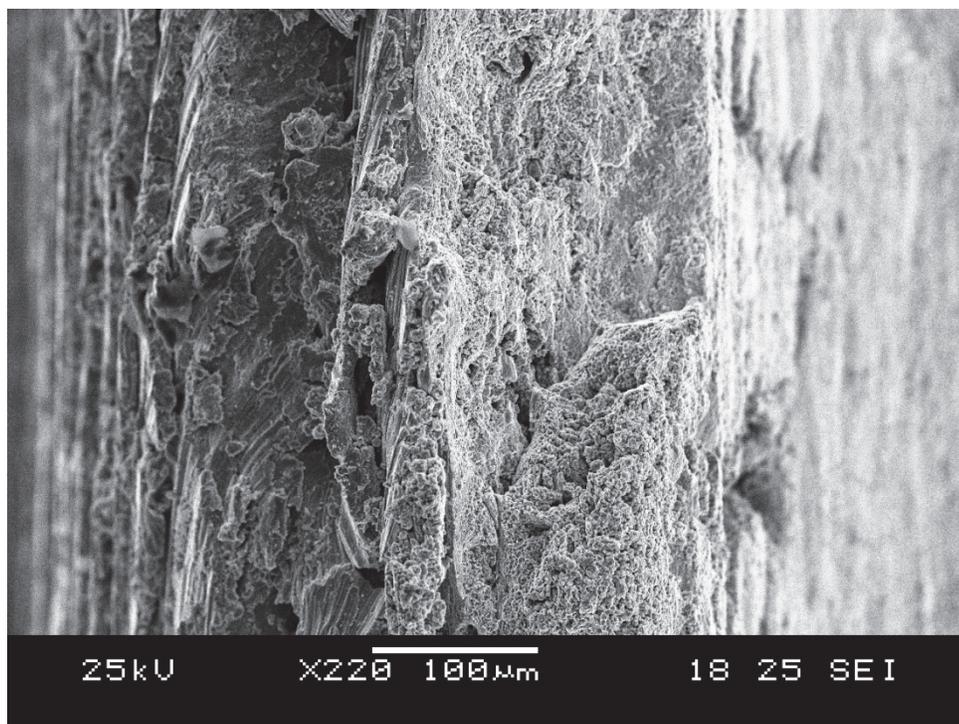


Figura 5-42 – Detalhe da superfície da junta soldada no lado de avanço, rompida durante o ensaio CTOD padronizado à 0°C, mostrando a porosidade encontrada (fonte: autor).

Porosidade também observada na superfície de fratura em destaque na Figura 5-21, amostras 2 e 4, e estas são ilustradas na Figura 5-43. Observam-se linhas de fluxo de material na superfície de fratura, alinhadas à direção de avanço da ferramenta durante o processo de soldagem utilizado, com grande presença de vazios em toda a superfície mostrando grande falta de preenchimento na região, o que se faz um forte candidato à causa raiz do descolamento encontrado. Para a amostra 2, também houve um descolamento semelhante, cuja superfície encontrada se encontra na Figura 5-46, porém, neste caso, podem-se observar camadas de material intercaladas, com a presença de vazios entre estas, alinhadas com a direção da velocidade tangencial da ferramenta, com toda a superfície apresentando fratura dúctil. Observa-se, como possível causa do descolamento verificado, também para este caso, a falta de preenchimento gerada e consequente porosidade no lado de avanço durante o processo de soldagem executado. As figuras Figura 5-43 a Figura 5-48 ilustram partes das regiões citadas, com detalhes mostrados amplificados em imagens posteriores que ratificam as observações realizadas.

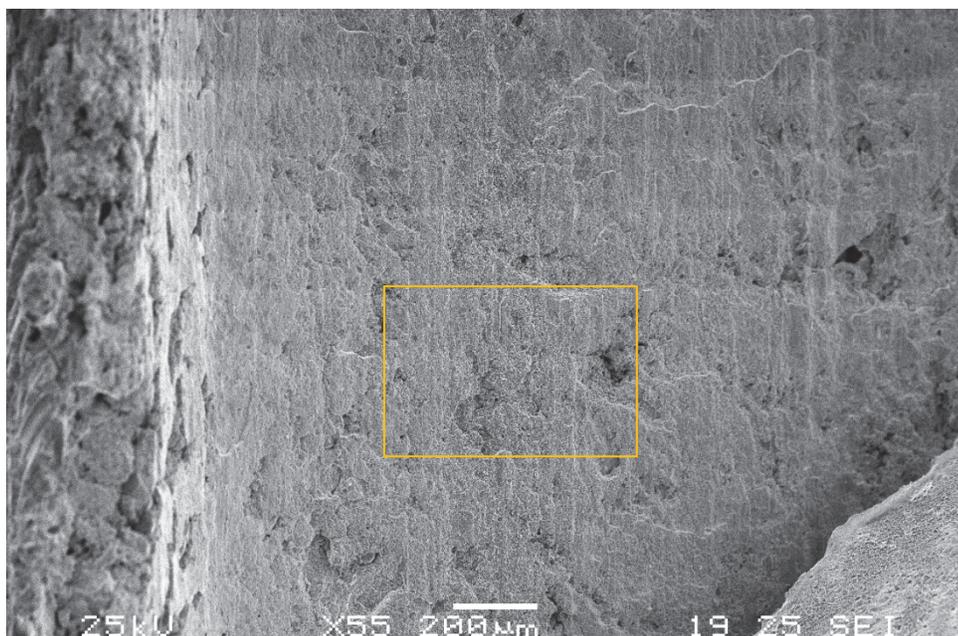


Figura 5-43 – Detalhe da região de ruptura ilustrada na Figura 5-21, amostra 4, mostrando o aspecto geral da porosidade encontrada na superfície fraturada após ensaio CTOD padronizado de uma amostra com entalhe na região de avanço. O detalhe em destaque é mostrado na Figura 5-44 (fonte: autor).

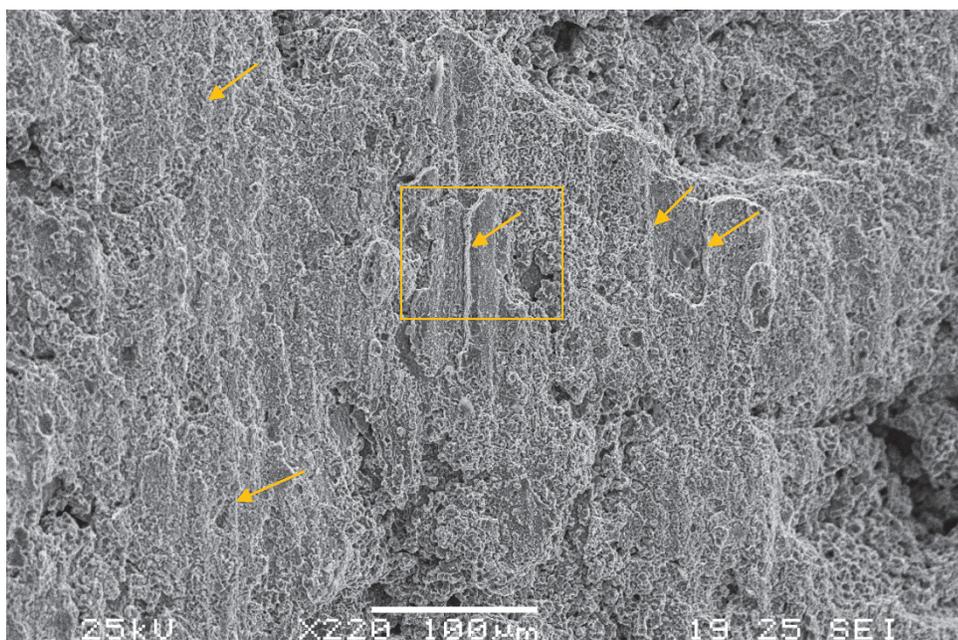


Figura 5-44 – Detalhe da Figura 5-43, mostrando o detalhe das linhas de fluxo de material pelo movimento da ferramenta durante o processo de soldagem. O detalhe em destaque é mostrado na Figura 5-45 (fonte: autor).

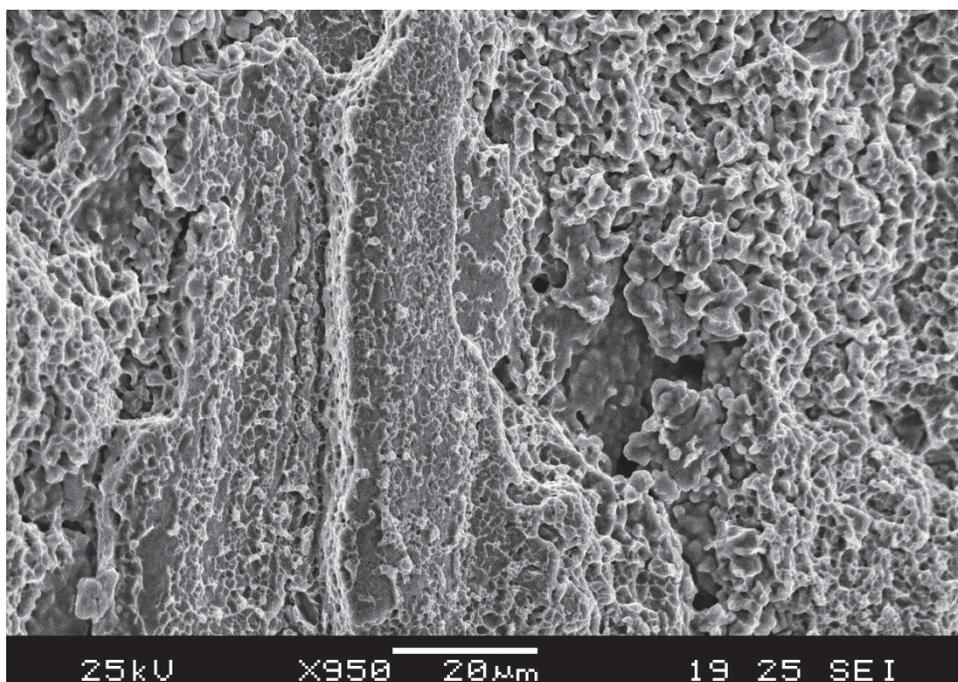


Figura 5-45 – Detalhe da Figura 5-44 mostrando a grande porosidade da superfície de fratura encontrada no detalhe da amostra4 da Figura 5-21 (fonte: autor).

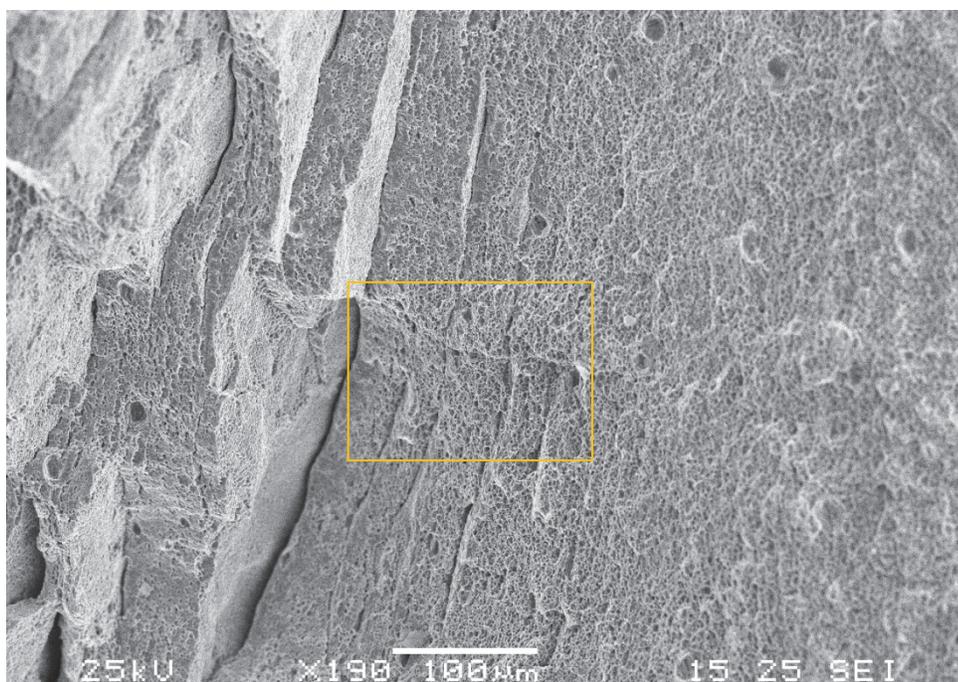


Figura 5-46 – Superfície de fratura do destacamento observado na amostra 2 obtida a partir de um ensaio CTOD padronizado com entalhe no lado de avanço, após fratura em um ensaio a 0°C. O detalhe em destaque é mostrado na Figura 5-47 (fonte: autor).

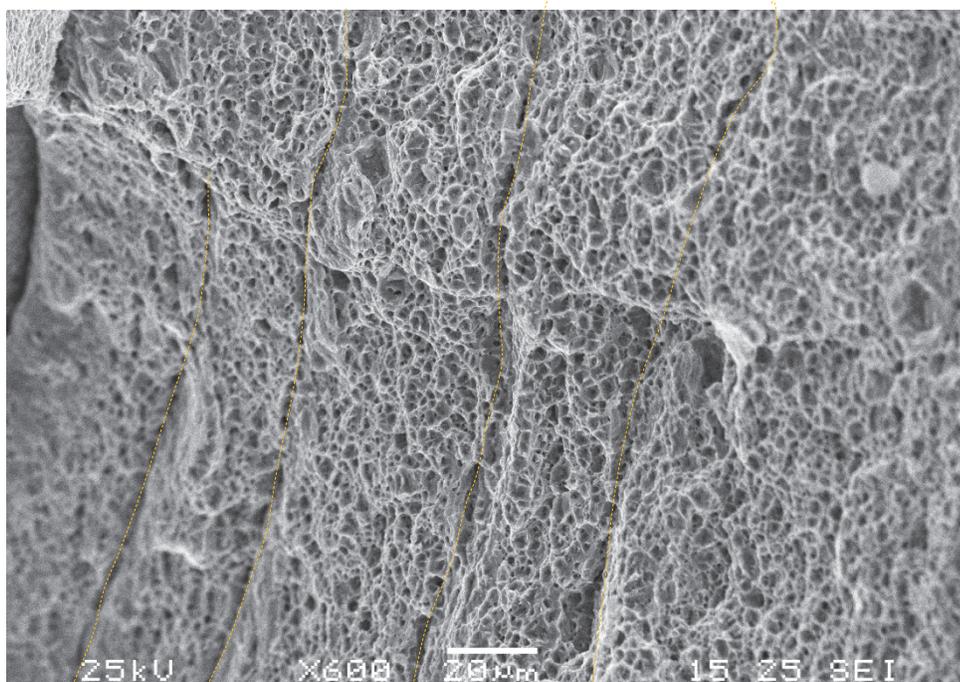


Figura 5-47 – Detalhe da Figura 5-46, mostrando a superfície de fratura dúctil encontrada. Destacam-se também as linhas de separação entre as diversas camadas encontradas (linhas tracejadas) (fonte: autor).

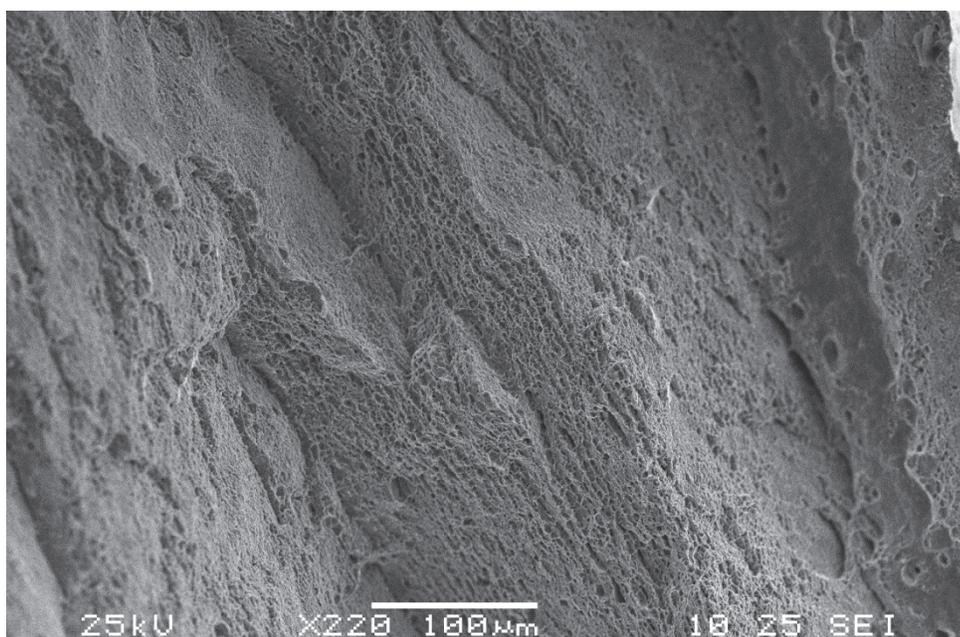


Figura 5-48 – Fratura encontrada na região de destacamento da amostra2 da Figura 5-21, obtida durante o ensaio CTOD padronizado realizado na temperatura de 0°C em uma amostra com entalhe na região de avanço (fonte: autor).

5.5.4 Zona termicamente afetada no lado de retrocesso

Para as amostras retangulares com entalhe na região de retrocesso, os resultados foram semelhantes aos encontrados nos ensaios em metal de base em amostras de seção quadrada, com valores de CTOD pouco diferentes daqueles encontrados nestes, e com modos de fratura semelhantes. A Figura 5-51 e a Figura 5-52 ilustram as microestruturas típicas encontradas para a condição citada.

Para a Figura 5-49, referente à região de fratura longe da raiz da trinca, percebe-se uma região típica de fratura frágil, com fratura por clivagem através dos grãos, condição evidenciada pela alta irregularidade das superfícies de fratura mostradas.

Na região de pré-trincamento (Figura 5-50), não foi observada ocorrência muito forte de “estrias de fadiga”, que é característica típica de trincamentos induzidos por fadiga, a não ser em alguns locais isolados, onde se encontram algumas estruturas semelhantes a estas. Percebe-se também, a presença de contornos de grão em meio à fratura por fadiga, com alguns grãos fraturados ao meio pela mesma.

Na região próxima à raiz da trinca, percebe-se um estiramento da região de abertura de raiz de trinca, evidenciado na Figura 5-51, em que se percebe um esticamento da raiz da trinca por meio de deformação plástica com a presença de microcavidades na parede gerada.

Na região central (Figura 5-52), observou-se um menor estiramento da raiz da trinca, com a formação de deformação plástica semelhante àquela observada nas fraturas de tração. A Figura 5-52 ilustra essa região.

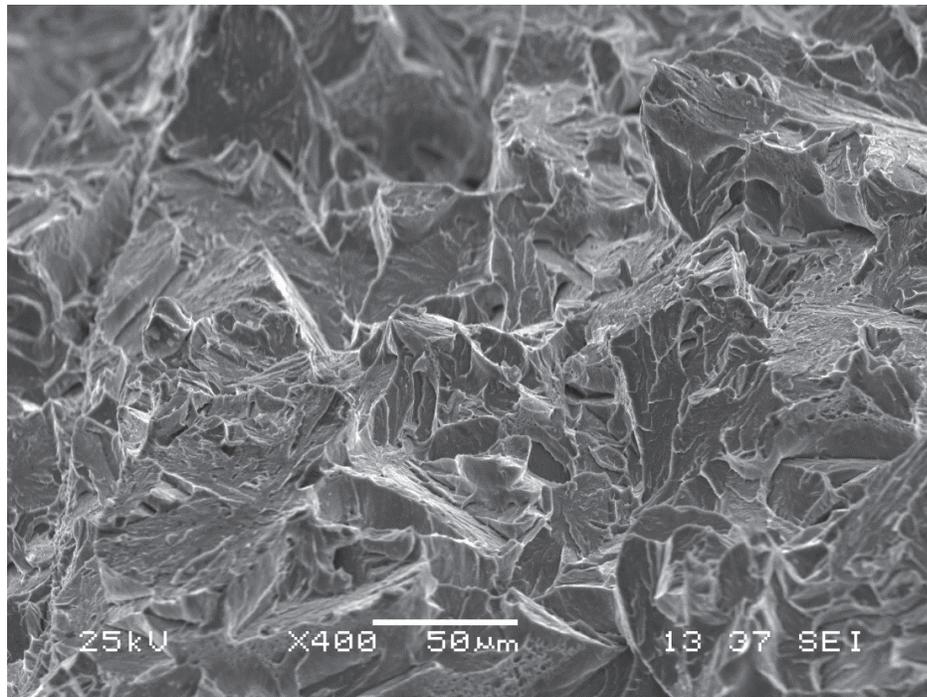


Figura 5-49 – Imagem da região de fratura frágil de um corpo típico ensaiado, em que o entalhe se deu na região de retrocesso da zona termicamente afetada (fonte: autor).

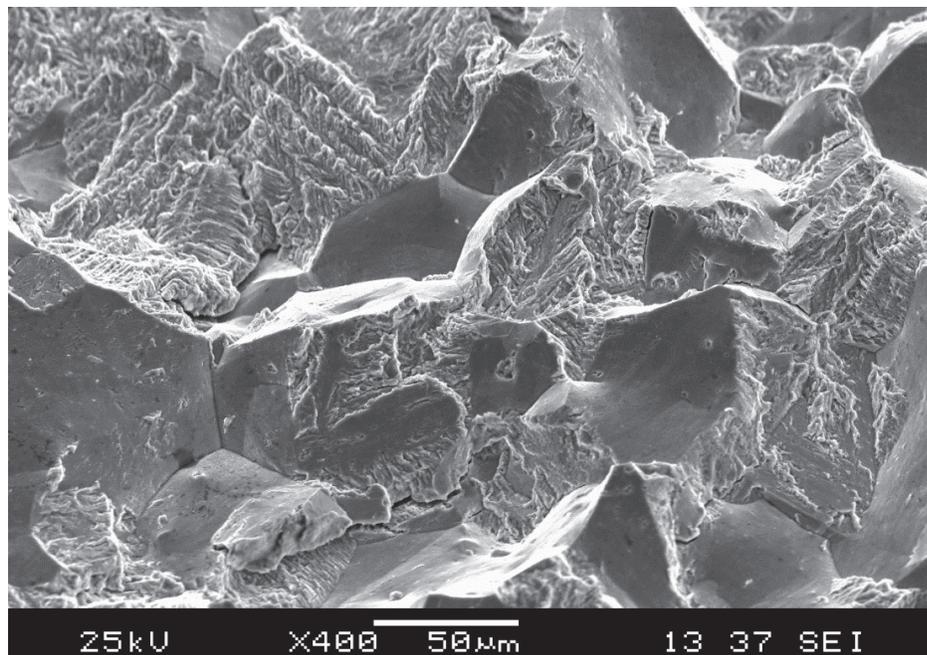


Figura 5-50 – Detalhe da superfície de pré-trincamento por fadiga na região próxima à raiz da trinca no centro de uma amostra cujo entalhe foi realizado no lado de retrocesso (fonte: autor).

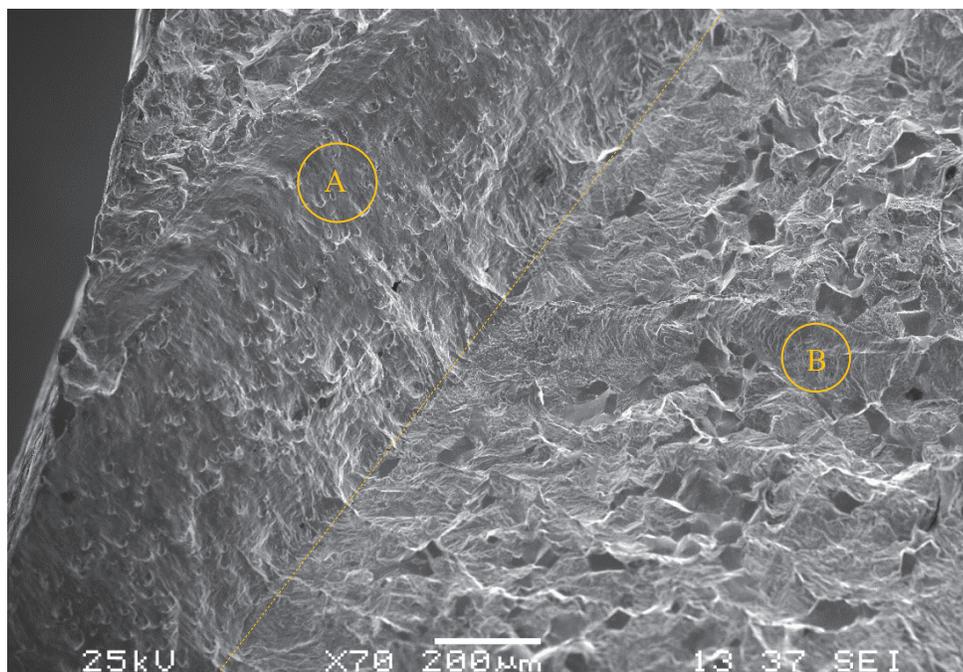


Figura 5-51 – Detalhe do estiramento da raiz da trinca em corpos retangulares de metal de solda com entalhe na região de retrocesso, após ensaio CTOD padronizado. Destacam-se as regiões de crescimento por fadiga(B) e a zona estirada(A), além da transição entre as duas regiões citadas (linha tracejada) (fonte: autor).

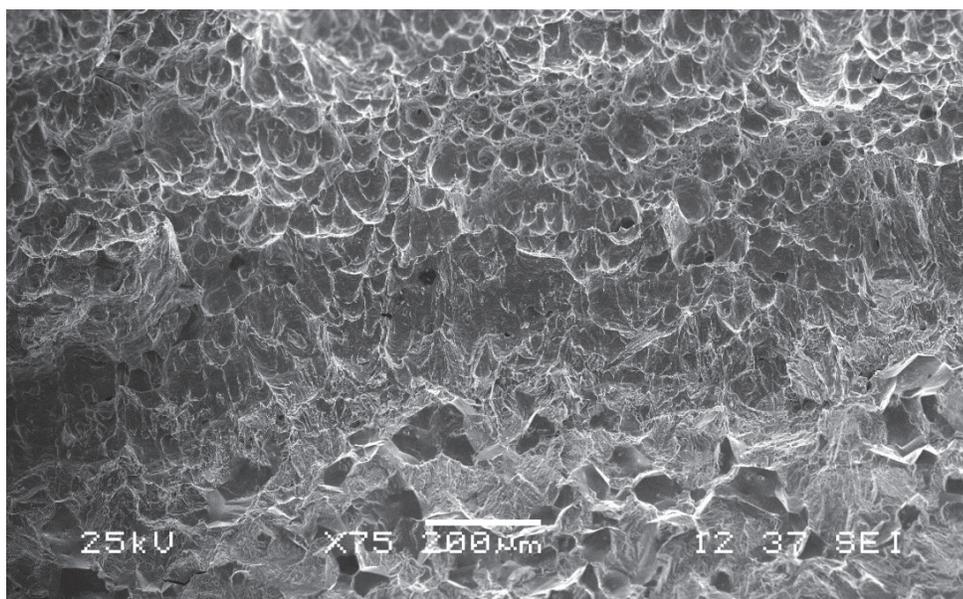


Figura 5-52 – Raiz da trinca típica observada nos corpos de prova retangulares ensaiados em ensaio CTOD padronizado nos quais o entalhe se deu na região de retrocesso (fonte: autor).

5.5.5 Zona misturada

Para a zona central, esta apresentou uma ligeira diferença em relação aos resultados anteriores, tendo uma população muito maior de microcavidades, assim como uma maior região de deformação plástica no centro da junta soldada, região na qual houve sobreposição de passes. Também foi observado um tamanho menor de *dimple* nesta região. Quanto aos modos de fratura, estes continuam semelhantes aos anteriores, com regiões dúcteis na raiz da trinca e regiões frágeis longe desta, que são ilustradas nas Figuras Figura 5-53 a Figura 5-58.

Fora da zona central, observa-se, a partir da Figura 5-53, uma clara distinção entre a região gerada por fadiga e a região de estiramento de raiz de trinca, esta última apresentando a formação de microcavidades na parede da zona estirada, porém, com mais estiramento que a região central.

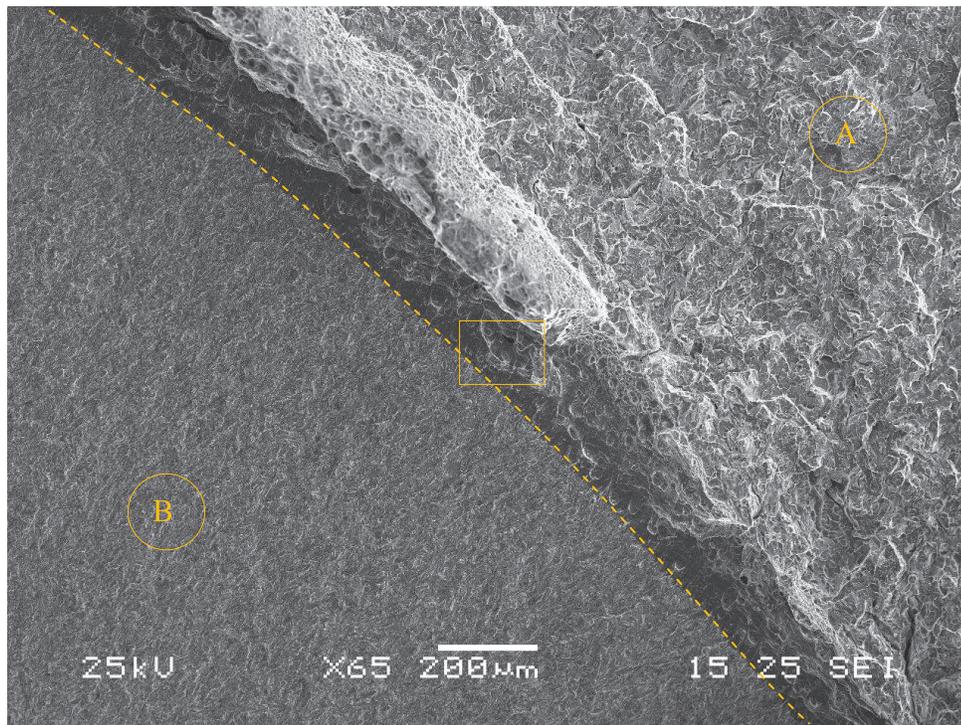


Figura 5-53 – Imagem obtida por meio de microscopia eletrônica de varredura de um corpo com entalhe na zona misturada, após ensaio CTOD padronizado e fratura frágil em baixa temperatura. O detalhe é mostrado na Figura 5-54. Destacam-se também a região de fratura frágil (A) e a região de trinca de fadiga (B), além da raiz original da trinca (linha tracejada) (fonte: autor).

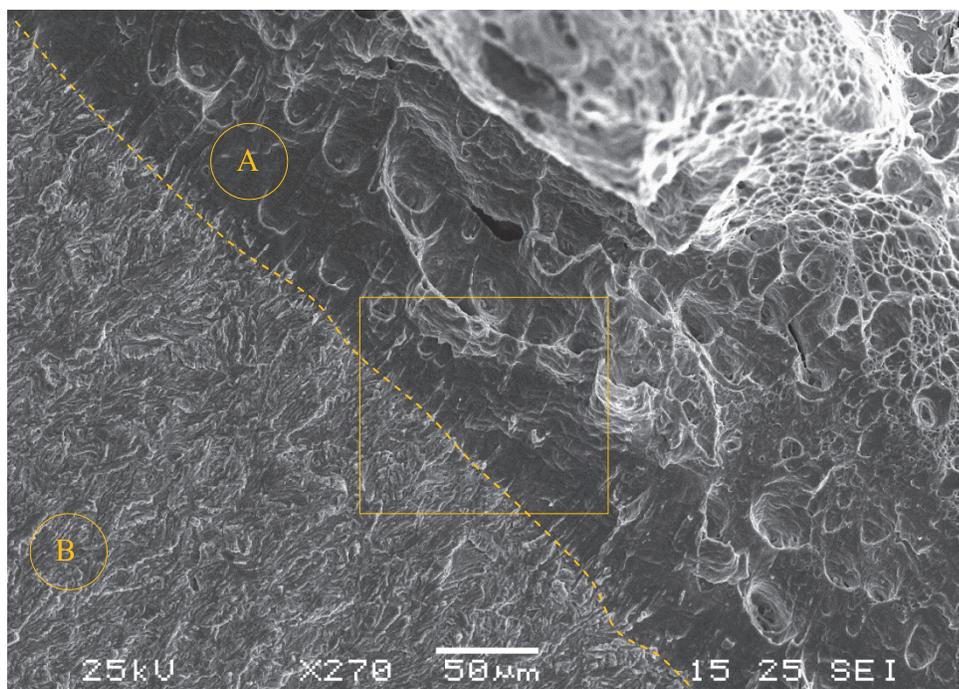


Figura 5-54 – Detalhe da Figura 5-53, mostrando uma imagem ampliada do estiramento da raiz de trinca (A), após o ensaio CTOD padronizado de uma amostra de seção quadrada em aço inox supermartensítico de uma amostra com entalhe da região misturada. O detalhe da imagem (retângulo) é mostrado na Figura 5-55. Destaca-se também a região de pré-trinca de fadiga (B), e a raiz de trinca original (linha tracejada) (fonte: autor).

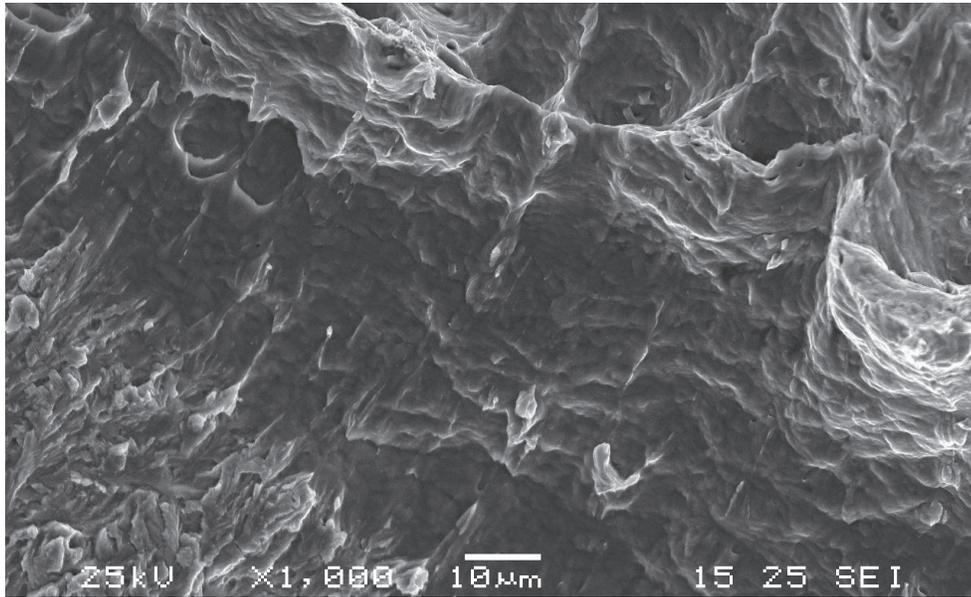


Figura 5-55 – Detalhe da raiz da trinca em um ensaio de CTOD realizado em metal de solda, com entalhe na região central, mostrando o estiramento sofrido durante o ensaio (fonte: autor).

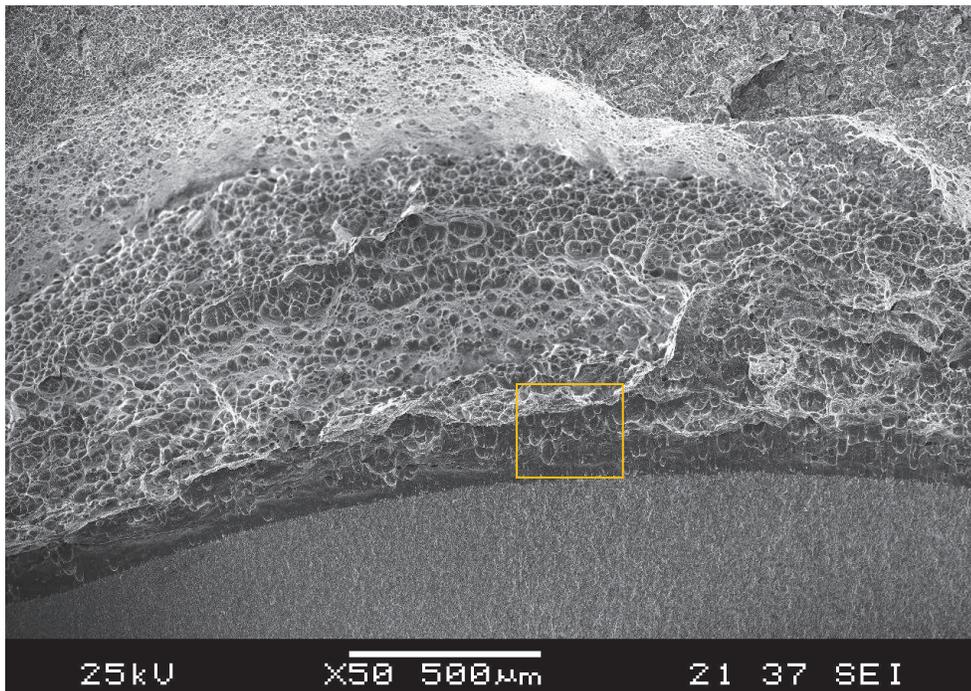


Figura 5-56 – Raiz da trinca em um ensaio CTOD realizado em metal de solda, com entalhe no centro, mostrando a grande região de plastificação encontrada na área de sobreposição de passes. Destaca-se o detalhe da imagem mostrado em maior magnificação na Figura 5-57, que mostra o estiramento observado na raiz de trinca (fonte: autor).

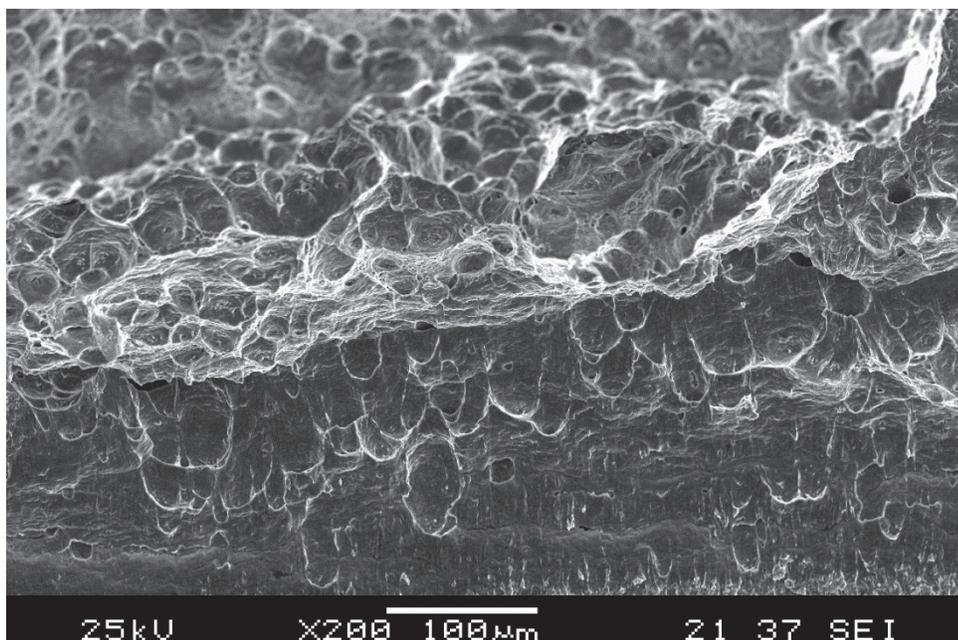


Figura 5-57 – Detalhe da Figura 5-56, mostrando o estiramento observado na raiz de trinca em um corpo com entalhe em zona misturada, após ensaio CTOD padronizado (fonte: autor).

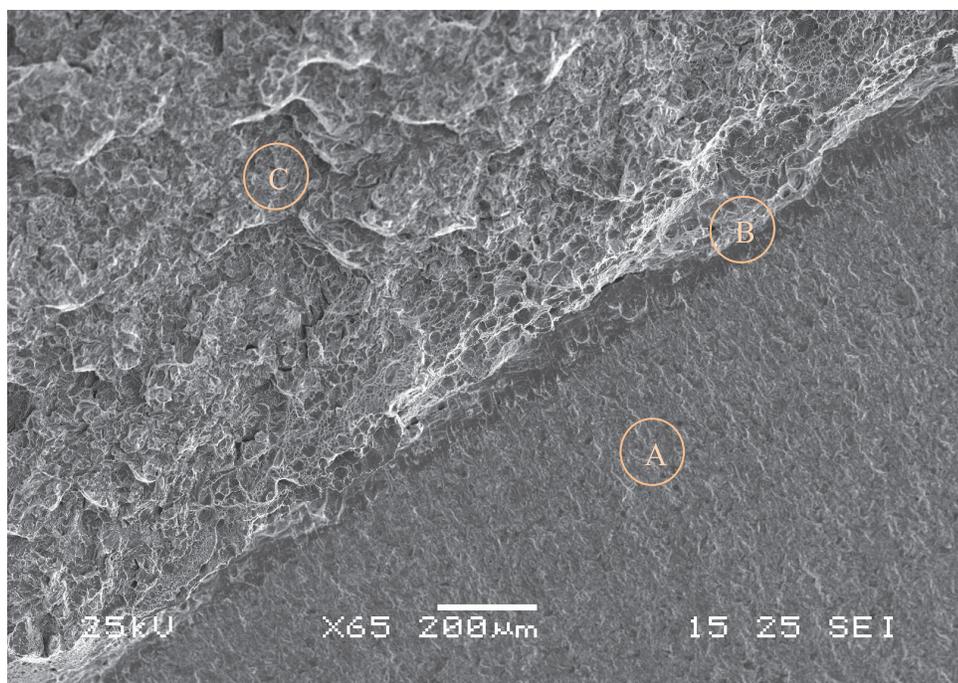


Figura 5-58 – Vista geral das três regiões distintas na região próxima à raiz da trinca em ensaios CTOD realizados no cento da região soldada: Pré-trinca de fadiga (A), região plastificada (B), e região de fratura frágil (C) (fonte: autor).

6 CONCLUSÕES

No presente trabalho, foram realizados ensaios de tenacidade à fratura em aço inoxidável supermartensítico à temperatura de 0°C, nas principais regiões metalúrgicas de uma junta soldada por fricção com uso de pino não consumível, método de junção proposto com o fim de evitar o aparecimento de fases deletérias já conhecidas presentes em juntas soldadas por fusão. A partir destes ensaios, obtiveram-se os resultados mostrados neste relatório e, a partir destes últimos se chegam às conclusões que se seguem:

- Apesar da dispersão nos resultados encontrados, pode-se afirmar que há uma queda no valor de CTOD encontrado em cada uma das regiões soldadas, sendo esta mais proeminente na região de avanço, onde foi encontrada grande porosidade, levando, em alguns ensaios, a quedas abruptas do gráfico força versus CMOD, região onde trabalhos paralelos já constataram a presença de microporosidades e microdefeitos que interferem no resultado citado;
- A junta soldada se mostra bastante dúctil, tendo seu modo de fratura sempre dado com a formação de microvazios (*dimples*), e com estiramento da raiz da trinca, sendo que nos ensaios onde o entalhe se deu na região de mistura mostraram uma zona de deformação plástica bem mais ampla, possivelmente devido à sobreposição de passes e às tensões residuais geradas onde houve sobreposição de passes.
- Os valores encontrados de CTOD não são suficientes, em geral, para a adequação da junta soldada a exigências de procedimentos padronizados por norma para adequação de consumíveis de soldagem, como a norma Petrobras N-1859.
- O procedimento de compressão lateral da região próxima ao entalhe, conjuntamente com a mudança da relação entre o valor máximo e mínimo da força aplicada durante o pré-trincamento de 10 para 2, melhorou consideravelmente a retilidade da pré-trinca obtida. Porém, o resultado se faz limitado, não alcançando os resultados obtidos em metal base;
- A microestrutura gerada no processo de soldagem citado influencia fortemente na tenacidade à fratura do material, nexo causal mostrado pela maior população de microcavidades na fratura dos corpos de prova cujo entalhe se deu no centro da região soldada, assim como seu menor tamanho;

- Apesar das dificuldades técnicas na obtenção das pré-trincas requeridas, os resultados encontrados ficaram próximos aos encontrados em materiais com composição e tratamento térmico semelhante, mesmo sendo os dois trabalhos baseados em corpos com geometrias e espessuras diferentes, o que acaba por mostrar a relevância dos resultados obtidos;
- Os resultados dos ensaios Charpy padronizados ficaram bastante próximos aos resultados encontrados por Carrouge, porém, estes mostraram um material levemente anisotrópico, com a direção longitudinal mais tenaz que a transversal.

REFERÊNCIAS

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE - API. **API RP 579 - Fitness-for-Service**, Washington: API, 2000. 579 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING IN MATERIALS - ASTM. **ASTM E1820-Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness**. West Conshohocken: ASTM, 2011. 58 p.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics-Fundamentals and Applications**. 3^a. ed. Sound Parkway: Taylor & Francis Group, 2005. 640 p., ISBN 0849316561.

ANTÔNIO MACHADO RAMOS, K. **Estudo comparativo entre os resultados obtidos pelos documentos API-579 e BS-7910 na avaliação de trincas em vasos de pressão**. 2009. 95 p. Dissertação de mestrado - Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto alegre.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook - Welding, Brazing, and Soldering**. 6^a. ed. Materials Park: ASM International, v. 6, 2003. ISBN 0871703777.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook: Volume 9: Metallography And Microstructures**. Materials Park: [s.n.], v. 9, 2004. 1184 p., ISBN 0871707063.

ASM INTERNATIONAL. **Metallurgy for the Non-Metallurgist**. 2^a. ed. Materials Park: ASM International, 2011. 450 p., ISBN 1615038213.

ATEHORTÚA, J. D. E. **Transformações de fase associadas ao processamento termomecânico do aço inoxidável supermatensítico 12Cr/6Ni/2Mo/0,1Ti**. 2013. 176 p. Dissertação de mestrado - Departamento de materiais, Faculdade de engenharia mecânica-UNICAMP, Campinas.

BAI, Y.; BAI, Q. **Subsea Engineering Handbook**. Waltham: Elsevier, 2012. 960 p., ISBN 0123978041.

BARATTO, A. C. et al. **Avaliação de Dados de Medição - Guia para a expressão de incerteza de medição**. 1ª. ed. [S.l.]: JCGM, v. único, 2008. 138 p.,

BARENBLATT, G. I. The Mathematical Theory of Equilibrium Cracks in Brittle Fracture. **Advances in Applied Mechanics**, New York, VII, 55-129., 1962.

BENÍCIO, D. B. N.; IEDA, S. S.; ROY, E. B. **Como Fazer Experimentos**. 4º. ed. Porto Alegre: Bookman, 2010. 414 p., ISBN 8577806529.

BERTRAM HEIER, E.; BENJAMIN JOHANSEN. R. North Sea Failures of 13Cr flowlines: Consequences for Future Application. In: SEM X INTERNATIONAL CONGRESS & EXPOSITION ON EXPERIMENTAL & APPLIED MECHANICS, 2004, Costa Mesa. **Anais... Veritasveien**: Det Norske Veritas, 2004.

BILMES, P. D.; SOLARI, M.; LLORENTE, C. L. Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr–NiMo martensitic steel weld metals. **Materials Characterization**, v. 46, p. 285-296, 28 Setembro 2001.

BRITISH STANDARD - BS. **BS 7448 - Fracture Mechanics toughness tests - Part2. Method for determination of K_{Ic} , critical CTOD and Critical J values of welds in metallic materials**, 1997. 48 p.

BRITISH STANDARD - BS. **BS 7910 - Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures**, 2005. 306 p.

ÇAM, G. Friction stir welded structural materials: beyond Al-alloys. **International Materials Reviews**, v. 56, n. 1, p. 1-48, Janeiro 2011.

CARROUGE, D. **Transformations in Supermartensitic Stainless Steels**. 2002. Tese de doutorado - Universidade de Cambridge, Cambridge.

CARROUGE, D.; BHADSHIA, H. K. D. H.; WOOLLIN, P. Effect of d-ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected zones. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, n. 5, p. 377-389, 2004.

CHUNG, Y. D. et al. Friction stir welding of high carbon steel with excellent toughness and ductility. **Scripta Materialia**, v. 63, n. 2, p. 223-226, Março 2010.

COLES, V. J. et al. Changes in Antarctic Bottom Water properties in the western South Atlantic in the late 1980s. **Journal of Geophysical Research**, v. 101, n. C4, p. 8957-8970, 15 Abril 1996.

DE-NING, Z. et al. Influence of Tempering Process on Mechanical Properties of 00Cr13NiMo Supermartensitic Stainless Steel. **Journal of Iron and Steel Research**, v. 17, n. 8, p. 50-54, Julho 2010.

DIAS, G. P. **Avaliação da Tenacidade à Fratura de um Aço Inoxidável Supermartensítico Submetido à Proteção Catódica em Água do Mar**. 2009. 103 p. Dissertação de mestrado - Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

DONATO, G. H. B. **Efeitos de Heterogeneidades Mecânicas sobre Forças Motrizes de Trinca em Juntas Soldadas: Determinação Experimental de Tenacidade e Extensão de Metodologias de Avaliação de Criticidade de Defeitos.** 2008. 284 p. Tese de doutorado - Departamento de Engenharia Naval e Oceânica, Universidade de São Paulo, São Paulo.

DUFLOTH MENEGATTI, F. **Avaliação de defeitos em um vaso de pressão utilizando API-579.** 2010. 28 p. Monografia - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

DUGDALE, D. S. Yielding in Steel Sheets Containing Slits. **Journal of Mechanics and Physics of Solids**, 8, 100-104., Maio 1960.

FETT, T. **Stress Intensity Factors - T-Stresses-Weight Functions.** [S.l.]: KIT Scientific Publishing, 2009. 380 p., ISBN 3866442351.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels.** 1^a. ed. Wien: Springer-Verlag, 1988. 279 p., ISBN 3709189675.

GRIFFITHS, A. et al. A novel approach to characterising the mechanical properties of supermartensitic 13 Cr stainless steel welds. **Materials Science and Engineering**, v. 384, n. 1-2, p. 83-91, Maio 2004 *apud* ANDERSON, 2005.

GUSTAVO DE OLIVEIRA, L. **Determinação da Taxa de Propagação de Trinca por Fadiga dos Aços SAE-1050 e SAE-4130 Empregados na Fabricação de Eixos Ferroviários.** 2008. Dissertação de Mestrado - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

HISASHI HIBINO, A. **Estudo de Tenacidade da Zona Termicamente Afetada dos Aços Inoxidáveis Ferríticos UNS S40910 e UNS S41003.** 2011. Dissertação de mestrado - Escola de Engenharia da UFMG, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

INGLIS, C. E. Stress in a plate due to the presence of cracks and sharp corners. **Transactions of the Institute of Naval Architects**, v. 55, 219-241, 1931 *apud* ANDERSON, 2005.

IRWIN, G. R. Analysis of Stress and Strains near the End of a Crack Traversing a Plate. **Journal of Applied Mechanics**, v. 24, p. 361-364, 1957 *apud* ANDERSON, 2005.

KATSUMATA, K.; FUKASAWA, M. Changes in meridional fluxes and water properties in the Southern Hemisphere subtropical oceans between 1992/1995 and 2003/2004. **Progress in Oceanography**, Yokosuka, v. 89, p. 61-91, 22 Dezembro 2011.

KONDO, K. et al. Development of Weldable Super 13Cr Martensitic Stainless Steel for Flowline. In: PROCEEDINGS OF THE TWELFTH (2002) INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE, 2002, Kitakyushu. **Anais...** Minato Wakayama: Sumitomo Metal Industries, 2002. p. 303-309.

LAKSHMINARAYANAN, A. K.; BALASUBRAMANIAN, V. Assessment of fatigue life and crack growth resistance of friction stir welded AISI 409M ferritic stainless steel joints. **Materials Science and Engineering A**, v. 539, p. p. 143-153, Março 2012.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. 1^aed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2005. 376 p., ISBN 0471473790.

CAMBRIDGE UNIVERSITY. The Welding Institute (Cambridge, Reino Unido). M. THOMAS, W. et al. **Friction Welding**. US005460317A, 24 Outubro 1995.

MA, X. P. et al. Microstructure and properties of 13Cr5Ni1Mo0.025Nb0.09V0.06N supermartensitic stainless steel. **Materials Science and Engineering**, v. 539, p. 271-279, Março 2012.

MAGALHÃES, M. N.; LIMA, A. C. P. D. **Noções de Probabilidade e Estatística**. 6ª. ed. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 2005. ISBN 8531406773.

MOROZOV, E. G. et al. **Abyssal Channels in the Atlantic Ocean**. [S.l.]: [s.n.], v. XXII, 2010. p. 266.

MURAKAMI, Y. **Stress Intensity Factors Handbook**. New York: British Energy Generation Limited, 1987. 1464 p., ISBN 0080348092.

OROWAN, E. Fracture Strength of Solids. **Reports on Progress in Physics**, v. XII, p. 185, 1948 *apud* ANDERSON, 2005.

PETROBRAS. **N-1859 rev. F - Qualificação de consumíveis de Soldagem**. Rio de Janeiro: CONTEC, 2012. 27 p.

RAMIREZ, J. E. Weldability Evaluation of Supermartensitic Stainless Pipe Steels. **Welding Journal**, v. 86, p. 125-134, Maio 2007.

RODRIGUES, C. A. D. et al. Decomposição da Austenita em Três Aços Inoxidáveis Supermartensíticos Microligados ao Be, Nb e Ti. In: VII SEMINÁRIO BRASILEIRO DE AÇO INOXIDÁVEL, 2004, São Paulo. **Resumo dos trabalhos apresentados...** São Paulo: EESC, 2004.

RODRIGUES, C. A. D. et al. Efeito da Adição dos Elementos Nb e Ti no Aço Inoxidável Supermartensítico. 17º CBECIMAT - CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 2006, Foz do Iguaçu. **Resumo dos trabalhos apresentados...** São Paulo: EESC, 2006. p. 6695-6706.

RODRIGUES, T. F. M. et al. Quantificação de austenita por meio da difração de raios-x em um aço inoxidável supermartensítico. 66º CONGRESSO DA ABM, 2011, São Paulo. **Anais...** São Paulo: EESC, 2011. p. 1780-1791.

SANTOS, T. F. A. et al. Fracture toughness of ISO 3183 X80M (API 5L X80) steel friction stir welds. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 77, n. 15, p. 2937-2945, Outubro 2010.

SNEDDON, I. N. The Distribution of Stress in the Neighbourhood of a Crack in an Elastic Solid. **Proceedings of Royal Society of London**, v. A-187, p. 229-260, 1946.

THIBAULT, D.; BOCHER, P.; THOMAS, M. Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr–4%Ni martensitic stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 4, p. 2195-2202, Fevereiro 2009.

TOWERS, O. L.; DAWES, M. G. **Welding Institute Research on The Fatigue Precracking of Fracture Toughness Specimens**. 1985. 23-46 p. American Society for Testing in Materials, Philadelphia.

V. DA COSTA E SILVA, A. L.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2ª. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2006. p. 412-415. ISBN 8521203829.

VILLARES METALS. Quadro de Composição Química e Propriedades Mecânicas das Placas de Aço Inoxidável Supermartensítico VSM13 (Super 13Cr), 2012

WANG, P. et al. Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr–4Ni martensitic stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, p. 3210–3216, 28 Janeiro 2010.

WELLS, A. A. Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture. **CRACK PROPAGATION SYMPOSIUM**. Vol. 1, 1961, [s.l.]. **Anais...** [s.l.]:[s.n.],1961.

WIKIMEDIA COMMONS. Wikimedia Commons. **Wikimedia Commons**, 25 Outubro 2013.

Disponível em:

<http://commons.wikimedia.org/wiki/File:Deep_Blue_at_Cascade.JPG?uselang=pt-br>. Acesso em: 25 Outubro 2013.

WILLIAMS, M. L. On Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack. **Journal of Applied Mechanics**, v. 24, p. 109-114, 1957.

WOOLLIN, P.; KOSTRIVAS, A. Use of supermartensitic stainless steel pipe for offshore flowline applications. In: 25TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARTIC ENGINEERING, 2006, Hamburg. **Anais...** Cambridge: TWI, 2006.

XUE, H.; SHI, Y. CTOD design curve in consideration of material strain hardening. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, n. 75, p. 567-573, 27 Maio 1998.

YUKIO, M.; MITSUO, K.; TOMOYA, K. Martensitic Stainless Steel Seamless Pipe for Linepipe. In: PROCEEDINGS OF THE TWELFTH (2002) INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE, 2006, Kitakyushu. **Anais...** Minato Wakayama: Sumitomo Metal Industries, 2006. p. 303-309.

YU-RONG, L. et al. Effect of heat treatment on microstructure and property of Cr13 super martensitic stainless steel. **Journal of iron and steel research**, v. 18, n. 11, p. 60-66, Novembro 2011.

APÊNDICE A - AVALIAÇÃO DE ERROS EXPERIMENTAIS E DETALHAMENTO DE CÁLCULOS DE PROPRIEDADES MECÂNICAS.

Como os trabalhos experimentais sempre envolvem incertezas nas medições efetuadas, devem-se proceder análises dos erros envolvidos em cada um dos ensaios executados. O padrão utilizado como referência foi a orientação do INMETRO (BARATTO et al, 2008), onde os erros são classificados como *Incerteza padrão do tipo A* e *Incerteza padrão do tipo B*.

Na *Incerteza Padrão do Tipo A*, a estimativa do mensurando é obtida através de uma série de medidas que variam aleatoriamente em torno de uma média, na qual n observações foram obtidas através dos mesmos meios de medição. A melhor estimativa neste caso é dada pela média aritmética das observações obtidas (Equação AA 1):

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n m_k \quad \text{AA 1}$$

Onde n é o número de observações, \bar{x} é a média observada, e m_k é k -ésima medida observada.

Devido às oscilações aleatórias nas medições observadas, estas se distribuem em torno da média citada, gerando uma dispersão, caracterizada pelo desvio padrão da média (Equação AA 2):

$$s = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{k=1}^n (m_k - \mu)^2} \quad \text{AA 2}$$

Onde s é desvio padrão da média. Ressalta-se que neste caso, se considera a medição como uma *amostra*, e, portanto a Equação AA 2 envolve $n - 1$ e não n , como comumente é definido o desvio padrão da média.

A partir do teorema Central do Limite (MAGALHÃES e LIMA, 2005), sabe-se que a média, que também é uma variável aleatória, tende naturalmente a uma distribuição normal, e que o intervalo de confiança para a medida citada é dado por (Equação AA 3):

$$\bar{x} - z \frac{s}{\sqrt{n}} \ll \mu \ll z \frac{s}{\sqrt{n}} + \bar{x} \quad \text{AA 3}$$

Onde \bar{x} é a média das observações obtidas, dada pela Equação AA 1, s é dado por AA 2, n é o número de observações obtidas e z é uma constante que depende do nível de confiança exigido, que o texto-base citado classifica como *fator de abrangência*. Assim, a medida obtida, com seu respectivo erro associado ficaria na forma (Equação AA 4):

$$\mu = \bar{x} \pm z \frac{s}{\sqrt{n}} \quad \text{AA 4}$$

Para o caso de o número de pontos medido ser grande, o fator z é obtido através de tabelas de distribuição normal (MAGALHÃES e LIMA, 2005), ou por meio de integração numérica da função erro de Gauss (Equação AA 5):

$$p(t) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{1}{2}\left(\frac{t-\mu}{\sigma}\right)^2} \quad \text{AA 5}$$

Onde $p(t)$ é a densidade de probabilidade da distribuição normal padrão de média μ e variância σ . Para uma confiabilidade de 95% (confiabilidade padrão utilizada neste trabalho), o valor de z é 1,96.

No caso de o número de medidas ser pequeno, o valor de z é determinado a partir de uma distribuição de *student*, com $n-1$ graus de liberdade, que, para o presente caso possui o valor de 2,26.

Na *Incerteza Padrão do Tipo B*, a estimativa do mensurando não é obtida através de uma série de observações, e sua incerteza é dada por outros meios, como por exemplo, em especificações de fabricante e certificados de calibração. Neste caso, o erro padrão associado é previamente informado.

Para uma medida composta, isto é, uma medida obtida através de uma fórmula matemática, deve-se proceder à análise de propagação de erros, onde é considerado conjuntamente a influência de todos as estimativas realizadas com seus respectivos erros. De acordo com o texto-base consultado, o erro padrão combinado é dado por (Equação AA 6):

$$I_c = \sqrt{\sum_{i=1}^N \left(\frac{\partial f(x_1, x_2, \dots, x_n)}{\partial x_i} \right)^2 I^2(x_i)} \quad \text{AA 6}$$

Onde I_c é a incerteza padrão combinada, x_1, x_2, \dots, x_n são os mensurandos independentes, $f(x_1, x_2, \dots, x_n)$ é a função que tem os mensurandos x_1, x_2, \dots, x_n como variáveis, N é o número total de mensurandos envolvidos, e $I(x_i)$ é a incerteza associada a cada medida realizada.

Apêndice A 1 - Incerteza nas medidas dos corpos

Seguindo esta metodologia, para cada corpo de prova, foram realizadas dez medidas das dimensões W e B, cujos valores médios e análise estatística se encontram abaixo, conjuntamente com o erro calculado para uma confiança de 95% (Tabela A 1 a Tabela A 5):

Tabela A 1 – Dados obtidos de valor médio, desvio padrão e erro padrão para os corpos de seção quadrada.

Amostra	Média de W (mm)	Desvio padrão da média	Erro	Média de B (mm)	Desvio padrão da média	Erro
1	17,78	0,01	0,01	17,72	0,01	0,01
2	17,72	0,02	0,02	17,74	0,01	0,02
3	17,72	0,01	0,01	17,76	0,01	0,01
4	17,73	0,01	0,01	17,74	0,01	0,01
5	17,76	0,01	0,01	17,73	0,01	0,02
6	17,77	0,01	0,01	17,74	0,01	0,01
7	17,74	0,02	0,01	17,75	0,01	0,02
8	17,66	0,04	0,03	17,72	0,01	0,02

Tabela A 2 - Dados obtidos de valor médio, desvio padrão e erro padrão para os corpos de seção retangular.

Amostra	Média de W (mm)	Erro	Desvio padrão da média	Média de B (mm)	Desvio padrão da média	Erro
1	35,44	0,01	0,02	17,78	0,04	0,03
2	35,41	0,02	0,02	17,76	0,02	0,01
3	35,42	0,02	0,02	17,73	0,02	0,01

Tabela A 3 - Dados obtidos de valor médio, desvio padrão e erro padrão para os corpos de seção retangular na região central da junta soldada.

Amostra	Média de W (mm)	Erro	Desvio padrão da média	Média de B (mm)	Desvio padrão da média	Erro
1	35,46	0,01	0,02	17,74	0,01	0,03
2	35,43	0,01	0,01	17,75	0,02	0,01
3	35,42	0,02	0,02	17,74	0,02	0,03
4	35,41	0,01	0,01	17,74	0,02	0,02
5	35,43	0,02	0,01	17,73	0,02	0,01

Tabela A 4 - Dados obtidos de valor médio, desvio padrão e erro padrão para os corpos de seção retangular na região de avanço da junta soldada.

Amostra	Média de W (mm)	Erro	Desvio padrão da média	Média de B (mm)	Desvio padrão da média	Erro
1	35,41	0,02	0,03	17,74	0,01	0,01
2	35,41	0,01	0,01	17,74	0,01	0,01
3	35,42	0,01	0,02	17,74	0,02	0,01
4	35,41	0,01	0,01	17,74	0,01	0,01

Tabela A 5 - Dados obtidos de valor médio, desvio padrão e erro padrão para os corpos de seção retangular na região de retrocesso da junta soldada.

Amostra	Média de W (mm)	Erro	Desvio padrão da média	Média de B (mm)	Desvio padrão da média	Erro
1	35,40	0,01	0,01	17,72	0,01	0,01
2	35,42	0,01	0,01	17,73	0,01	0,01
3	35,37	0,02	0,03	17,73	0,02	0,01
4	35,40	0,02	0,03	17,74	0,02	0,01

Apêndice A 2 – Tamanho de raiz de trinca

A partir das medições realizadas nas fraturas obtidas, foram obtidas as seguintes medidas de tamanho de trinca, com a média definida na norma BS 7448:

Tabela A 6 – Dados obtidos para o tamanho de trinca das amostras de seção quadrada ensaiadas em material base.

Medida	Amostra 1 (mm)	Amostra 2 (mm)	Amostra 3 (mm)	Amostra 5 (mm)	Amostra 6 (mm)	Amostra 7 (mm)	Amostra 8 (mm)
1	8,61	8,06	8,49	8,99	8,65	8,04	8,08
2	9,18	8,93	9,25	9,63	9,20	8,91	8,90
3	9,37	9,15	9,39	9,69	9,36	9,03	9,06
4	9,34	9,15	9,47	9,73	9,38	9,01	9,06
5	9,32	9,17	9,67	9,69	9,35	9,05	9,05
6	9,18	9,12	9,70	9,71	9,38	9,06	9,03
7	9,07	9,08	9,61	9,65	9,36	9,08	9,06
8	8,86	8,96	9,44	9,43	9,19	8,86	8,90
9	8,26	8,18	8,99	8,58	8,38	8,01	8,02
a ₀	9,02	8,87	9,33	9,51	9,14	8,78	8,80

Tabela A 7 – Dados obtidos para o tamanho de trinca das amostras de seção retangular ensaiadas em material base.

Medida	Amostra 1 (mm)	Amostra 2 (mm)	Amostra 3 (mm)
1	17,99	19,49	17,33
2	19,57	19,92	17,85
3	20,87	20,01	17,96
4	21,25	19,92	18,00
5	21,40	19,89	18,00
6	21,20	19,86	17,87
7	21,17	19,95	17,82
8	19,65	19,77	17,60
9	17,66	19,06	16,95
a ₀	20,08	19,76	17,71

Tabela A 8 – Dados obtidos para o tamanho de trinca das amostras de seção retangular da região de avanço da junta soldada.

Medida	Amostra 1 (mm)	Amostra 2 (mm)	Amostra 3 (mm)	Amostra 4 (mm)
1	21,49	18,70	20,87	17,88
2	23,09	20,74	22,26	19,74
3	23,89	21,49	23,11	20,88
4	24,29	21,76	23,56	21,40
5	24,43	21,84	23,79	21,42
6	24,38	21,65	23,69	21,04
7	24,10	20,86	23,40	20,40
8	23,49	19,36	22,95	18,93
9	22,33	17,33	22,63	17,21
a ₀	23,70	20,71	23,06	20,17

Tabela A 9 - Dados obtidos para o tamanho de trinca das amostras de seção retangular da região central da junta soldada.

Medida	Amostra 1 (mm)	Amostra 2 (mm)	Amostra 3 (mm)	Amostra 4 (mm)	Amostra 5 (mm)
1	17,87	19,59	21,06	16,98	17,47
2	18,79	21,64	22,45	19,22	17,69
3	18,99	22,58	23,29	20,57	19,64
4	19,68	23,09	23,62	21,23	20,90
5	20,71	23,25	23,54	20,90	21,61
6	21,19	23,57	23,08	19,90	21,19
7	20,97	23,74	22,66	18,70	20,39
8	20,14	23,58	22,49	17,18	18,89
9	18,31	22,89	22,04	15,33	17,51
a ₀	19,82	22,84	22,84	19,23	19,73

Tabela A 10 - Dados obtidos para o tamanho de trinca das amostras de seção retangular da região de retrocesso da junta soldada.

Medida	Amostra 1 (mm)	Amostra 2 (mm)	Amostra 3 (mm)	Amostra 4 (mm)
1	19,99	18,44	16,90	20,16
2	21,13	19,52	19,95	21,69
3	21,72	21,42	21,22	24,38
4	22,14	22,29	21,76	24,98
5	22,34	22,63	21,82	35,21
6	22,17	22,59	21,62	25,01
7	21,83	22,16	20,99	24,51
8	21,21	21,55	19,99	23,18
9	19,81	21,50	18,18	19,28
a ₀	21,56	21,52	20,61	24,84

Como a norma não cita uma metodologia para avaliação das incertezas envolvidas nesta medida, decidiu-se utilizar o erro mínimo previsto pela mesma, que é de 0,05mm.

As incertezas nos valores medidos de força e leitura do *clip gage* são dados diretamente pelo fabricante, sendo de 0,35% para a força medida e 0,15% para as leituras do *clip gage* e do extensômetro.

Apêndice A 3 – Valor de CTOD

Para a análise da incerteza padrão combinada nos valores de CTOD, precisam-se de se realizarem as derivadas citadas no Item A em relação às variáveis medidas, dimensões do corpo de prova (W , B e a_0), força, e deformação medidas durante o ensaio. Assim, teríamos o erro padrão combinado na forma (Equação AA 7):

$$I_c = \sqrt{\left(\frac{\partial \delta}{\partial W} I_W\right)^2 + \left(\frac{\partial \delta}{\partial B} I_B\right)^2 + \left(\frac{\partial \delta}{\partial F} I_F\right)^2 + \left(\frac{\partial \delta}{\partial a_0} I_{a_0}\right)^2 + \left(\frac{\partial \delta}{\partial \sigma_y} I_{\sigma_y}\right)^2 + \left(\frac{\partial \delta}{\partial E} I_E\right)^2 + \left(\frac{\partial \delta}{\partial \gamma} I_\gamma\right)^2 + \left(\frac{\partial \delta}{\partial z} I_z\right)^2 + \left(\frac{\partial \delta}{\partial S} I_S\right)^2 + \left(\frac{\partial \delta}{\partial V_P} I_{V_P}\right)^2} \quad \text{AA 7}$$

Onde I_c é a incerteza combinada, I_W é a incerteza associada ao valor de W , I_B é a incerteza associada ao valor de B , I_F é a incerteza associada ao valor da força, I_{a_0} é a incerteza associada

ao tamanho da trinca encontrado, I_{σ_y} é a incerteza no valor do limite de escoamento, I_E é a incerteza no valor do módulo de elasticidade encontrado, I_γ é a incerteza no valor de do módulo de Poisson do material, I_z é a incerteza no valor de z (medida mostrada na Figura 3-15), I_S é a incerteza na medida do espaçamento entre os apoios laterais durante o ensaio, e I_{V_p} é a incerteza na medida COD obtida no ponto de força máxima durante o ensaio.

A função que define o valor de δ é dada pela fórmula que segue, obtida a partir do item 9.3.2.2 da norma BS 7448 (Equação AA 8):

$$\delta = \frac{1}{2\sigma_y} \left\{ \frac{K^2(1-\gamma^2)}{E} \right\} + \frac{0.4(W-a_0)V_p}{0.4W+0.6a_0+z} \quad \text{AA 8}$$

onde

$$K = \frac{YSF}{BW^{1/2}} \quad \text{AA 9}$$

e

$$Y = \frac{3\left(\frac{a_0}{W}\right)^{1/2} \left(1,99 - \frac{a_0}{W} \left[1 - \frac{a_0}{W}\right] \left[2,15 - 3,93 \frac{a_0}{W} + 2,7 \left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right]\right)}{2\left(1 + 2\frac{a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{3/2}} \quad \text{AA 10}$$

Combinando-se as equações acima, chega-se a (Equação AA 11):

$$\frac{1}{2\sigma_y} \left\{ \frac{\left(\frac{3\left(\frac{a_0}{W}\right)^{1/2} \left(1,99 - \frac{a_0}{W} \left[1 - \frac{a_0}{W}\right] \left[2,15 - 3,93 \frac{a_0}{W} + 2,7 \left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right]\right)}{2\left(1 + 2\frac{a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{3/2}} \right)^2 SF^2}{BW^{1/2}} (1-\gamma^2) \right\} \quad \text{AA 11}$$

$$+ \frac{0.4(W-a_0)V_p}{0.4W+0.6a_0+z}$$

Efetuando-se a derivada deste com relação à B , tem-se (Equação AA 12):

$$-\frac{1}{\sigma_y} \left(\frac{3 \left(\frac{a_0}{W} \right)^{\frac{1}{2}} \left(1,99 - \frac{a_0}{W} \left[1 - \frac{a_0}{W} \right] \left[2,15 - 3,93 \frac{a_0}{W} + 2,7 \left(\frac{a_0}{W} \right)^2 \right] \right)}{2 \left(1 + 2 \frac{a_0}{W} \right) \left(1 - \frac{a_0}{W} \right)^{\frac{3}{2}}} \right)_{SF} \left(\frac{1 - \gamma^2}{E} \right) \quad \text{AA 12}$$

Efetuada-se a derivada deste com relação à F , tem-se (Equação AA 13):

$$\frac{1}{\sigma_y} \left(\frac{3 \left(\frac{a_0}{W} \right)^{\frac{1}{2}} \left(1,99 - \frac{a_0}{W} \left[1 - \frac{a_0}{W} \right] \left[2,15 - 3,93 \frac{a_0}{W} + 2,7 \left(\frac{a_0}{W} \right)^2 \right] \right)}{2 \left(1 + 2 \frac{a_0}{W} \right) \left(1 - \frac{a_0}{W} \right)^{\frac{3}{2}}} \right)_{SF} \left(\frac{1 - \gamma^2}{E} \right) \quad \text{AA 13}$$

$$\left(\frac{3 \left(\frac{a_0}{W} \right)^{\frac{1}{2}} \left(1,99 - \frac{a_0}{W} \left[1 - \frac{a_0}{W} \right] \left[2,15 - 3,93 \frac{a_0}{W} + 2,7 \left(\frac{a_0}{W} \right)^2 \right] \right)}{2 \left(1 + 2 \frac{a_0}{W} \right) \left(1 - \frac{a_0}{W} \right)^{\frac{3}{2}}} \right)_S \left(\frac{1 - \gamma^2}{E} \right) \quad \text{AA 14}$$

Efetuada-se a derivada deste com relação à z , tem-se (Equação AA 14):

$$\frac{-0,4(W - a_0)V_P}{(0,4W - 0,6a_0 + z)^2} \quad \text{AA 14}$$

Efetuada-se a derivada deste com relação à E , tem-se (Equação AA 15):

$$-\frac{1}{2\sigma_y} \left(\frac{3 \left(\frac{a_0}{W} \right)^{\frac{1}{2}} \left(1,99 - \frac{a_0}{W} \left[1 - \frac{a_0}{W} \right] \left[2,15 - 3,93 \frac{a_0}{W} + 2,7 \left(\frac{a_0}{W} \right)^2 \right] \right)}{2 \left(1 + 2 \frac{a_0}{W} \right) \left(1 - \frac{a_0}{W} \right)^{\frac{3}{2}}} \right)_S \left(\frac{1 - \gamma^2}{E^2} \right) \quad \text{AA 15}$$

Efetuada-se a derivada deste com relação à γ , tem-se (Equação AA 16):

$$-\frac{1}{E\sigma_y} \left(\frac{3 \left(\frac{a_0}{W}\right)^{\frac{1}{2}} \left(1,99 - \frac{a_0}{W} \left[1 - \frac{a_0}{W}\right] \left[2,15 - 3,93 \frac{a_0}{W} + 2,7 \left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right]\right) SF}{2 \left(1 + 2 \frac{a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \right)^2 \frac{1}{BW^{\frac{1}{2}}} \quad \text{AA 16}$$

Efetuando-se a derivada deste com relação à σ_y , tem-se (Equação AA 17):

$$-\frac{1}{2\sigma_y^2} \left(\frac{3 \left(\frac{a_0}{W}\right)^{\frac{1}{2}} \left(1,99 - \frac{a_0}{W} \left[1 - \frac{a_0}{W}\right] \left[2,15 - 3,93 \frac{a_0}{W} + 2,7 \left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right]\right) SF}{2 \left(1 + 2 \frac{a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \right)^2 \frac{(1 - \gamma^2)}{E} \quad \text{AA 17}$$

Efetuando-se a derivada deste com relação à V_p , tem-se (Equação AA 18):

$$\frac{0,4(W - a_0)}{0,4W + 0,6a_0 + z} \quad \text{AA 18}$$

Efetuando-se a derivada deste com relação à W , tem-se (Equação AA 19):

$$\begin{aligned}
& - \frac{1}{B^2 W^6 \left(2 + \frac{4a_0}{W}\right)^2 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^3 \sigma_y E} \left(22,5 F^2 S^2 a_0^2 \left(1,99 \right. \right. \\
& \left. \left. - \frac{a_0 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{2,7a_0^2}{W^2}\right)}{W} \right)^2 (1 - \gamma^2) \right) \\
& + \frac{1}{B^2 W^5 \left(2 + \frac{4a_0}{W}\right)^2 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^3 \sigma_y E} \left(9 F^2 S^2 a_0^2 \left(1,99 \right. \right. \\
& \left. \left. - \frac{a_0 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{2,7a_0^2}{W^2}\right)}{W^2} \right) (1 \right. \\
& \left. - \gamma^2) \left(\frac{a_0 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{2,7a_0^2}{W^2}\right)}{W^2} - \frac{a_0^2 \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{2,7a_0^2}{W^2}\right)}{W^3} \right. \right. \\
& \left. \left. - \frac{a_0 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left(\frac{3,93a_0}{W^2} - \frac{5,4a_0^2}{W^3}\right)}{W} \right) \right) \\
& + \frac{36 F^2 S^2 a_0^3 \left(1,99 - \frac{a_0 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{2,7a_0^2}{W^2}\right)}{W} \right)^2 (1 - \gamma^2)}{B^2 W^7 \left(2 + \frac{4a_0}{W}\right)^3 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^3 \sigma_y E}
\end{aligned}$$

AA 19

$$\begin{aligned}
& - \frac{1}{B^2 W^7 \left(2 + \frac{4a_0}{W}\right)^2 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^4} \sigma_y E \left(13,5 F^2 S^2 a_0^3 \left(1,99 \right. \right. \\
& \quad \left. \left. - \frac{a_0 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{2,7a_0^2}{W^2}\right)}{W} \right)^2 (1 - \gamma^2) \right) \\
& + \frac{0,4V_P}{0,4W + 0,6a_0 + z} - \frac{0,16(W - a_0)V_P}{(0,4W + 0,6a_0 + z)^2}
\end{aligned}$$

Efetuada-se a derivada deste com relação à a_0 , tem-se (Equação AA 20):

$$\begin{aligned}
& \frac{9F^2 S^2 a_0 \left(1,99 - \frac{a_0 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{2,7a_0^2}{W^2}\right)}{W} \right) (1 - \gamma^2)}{B^2 W^5 \left(2 + \frac{4a_0}{W}\right)^2 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \sigma_y E} \\
& + \frac{1}{B^2 W^5 \left(2 + \frac{4a_0}{W}\right)^2 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^3} \sigma_y E \left(9F^2 S^2 a_0^2 \left(1,99 \right. \right. \\
& \quad \left. \left. - \frac{a_0 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{2,7a_0^2}{W^2}\right)}{W} \right) (1 \right. \\
& \quad \left. - \gamma^2) \left(- \frac{\left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{2,7a_0^2}{W^2}\right)}{W^2} \right. \right. \\
& \quad \left. \left. + \frac{a_0 \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{2,7a_0^2}{W^2}\right)}{W^2} \right. \right. \\
& \quad \left. \left. - \frac{a_0 \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{5,4a_0^2}{W^2}\right)}{W} \right) \right)
\end{aligned}$$

AA 20

$$\begin{aligned}
& \frac{36F^2S^2a_0^2 \left(1,99 - \frac{a_0 \left(1 - \frac{a_0}{W} \right) \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{2,7a_0^2}{W^2} \right)}{W} \right)^2 (1 - \gamma^2)}{B^2W^6 \left(2 + \frac{4a_0}{W} \right)^3 \left(1 - \frac{a_0}{W} \right)^3 \sigma_y E} \\
& + \frac{1}{B^2W^6 \left(2 + \frac{4a_0}{W} \right)^2 \left(1 - \frac{a_0}{W} \right)^4 \sigma_y E} \left(13,5F^2S^2a_0^2 \left(1,99 \right. \right. \\
& \quad \left. \left. - \frac{a_0 \left(1 - \frac{a_0}{W} \right) \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{2,7a_0^2}{W^2} \right)}{W} \right)^2 (1 - \gamma^2) \right) \\
& - \frac{0,4V_p}{0,4W + 0,6a_0 + z} - \frac{0,24(W - a_0)V_p}{(0,4W + 0,6a_0 + z)^2}
\end{aligned}$$

Efetuada-se a derivada deste com relação à S , tem-se (Equação AA 21):

$$\begin{aligned}
& \frac{1}{\sigma_y} \left(\frac{3 \left(\frac{a_0}{W} \right)^{\frac{1}{2}} \left(1,99 - \frac{a_0}{W} \left[1 - \frac{a_0}{W} \right] \left[2,15 - 3,93 \frac{a_0}{W} + 2,7 \left(\frac{a_0}{W} \right)^2 \right] \right)}{2 \left(1 + 2 \frac{a_0}{W} \right) \left(1 - \frac{a_0}{W} \right)^{\frac{3}{2}}} \frac{SF}{BW^{\frac{1}{2}}} \right) \\
& \left(\frac{3 \left(\frac{a_0}{W} \right)^{\frac{1}{2}} \left(1,99 - \frac{a_0}{W} \left[1 - \frac{a_0}{W} \right] \left[2,15 - 3,93 \frac{a_0}{W} + 2,7 \left(\frac{a_0}{W} \right)^2 \right] \right)}{2 \left(1 + 2 \frac{a_0}{W} \right) \left(1 - \frac{a_0}{W} \right)^{\frac{3}{2}}} \frac{F}{BW^{\frac{1}{2}}} \right) \frac{(1 - \nu^2)}{E}
\end{aligned}$$

AA 21

Apêndice A 4 – Coeficiente de Poisson

Para o caso da medida de módulo de Poisson, o cálculo do erro foi obtido baseando-se na equação que gera o valor citado, que é mostrada abaixo (Equação AA 22):

$$\nu = -\frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_z} \quad \text{AA 22}$$

Onde ν é valor do módulo de Poisson, ε_z é a deformação na direção de aplicação da força, e ε_y é a deformação medida na direção transversal à força aplicada.

Porém, como o valor do módulo de Poisson foi determinado a partir de um ajuste de curva da região elástica linear nos gráficos obtidos a partir dos ensaios citados no item 4.6, devem-se considerar os erros de medição a partir dos parâmetros obtidos diretamente do referido ajuste. A partir do ajuste de curva obtido, chega-se à relação entre a força aplicada e a deformação medida (Equação AA 23):

$$F = m\varepsilon + b \quad \text{AA 23}$$

que, isolando-se a deformação, leva a (Equação AA 24):

$$\varepsilon = \frac{F - b}{m} \quad \text{AA 24}$$

Sabendo-se que o valor de b deve ser zero, pois sem a aplicação de força a deformação é nula, e considerando-se que a força aplicada é igual nas medidas efetuadas em ambas as direções, chega-se à relação para o coeficiente de Poisson dada pela Equação AA 25.

$$\nu = \frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_z} = \frac{\frac{F_y}{m_y}}{\frac{F_z}{m_z}} = \frac{m_z}{m_y} \quad \text{AA 25}$$

Sendo assim, seguindo-se a mesma metodologia utilizada anteriormente, o erro padrão combinado para o caso citado fica na forma (Equação AA 26):

$$I_c = \sqrt{\left(\frac{\partial \nu}{\partial m_y} I_{m_y}\right)^2 + \left(\frac{\partial \nu}{\partial m_z} I_{m_z}\right)^2} \quad \text{AA 26}$$

Onde I_c é a incerteza padrão combinada, I_{m_y} é a incerteza na medida do coeficiente angular para a deformação na direção de aplicação da força, e I_{m_z} é a incerteza na medida do coeficiente angular para a medida da deformação transversal à aplicação da força.

Como no referido caso foi utilizado o mesmo extensômetro para a medição tanto de ε_y quanto de ε_z , o erro em ambas as leituras é o mesmo, que, no presente caso, é informado pelo fabricante, e é de 0,15%. Considerando-se conjuntamente o erro na leitura da força (0,34%), o erro na leitura da deformação, e o erro padrão no coeficiente angular curva ajustada, chegam-se a dois valores limite para m_y e m_z , estes dados pelas retas ajustadas considerando força máxima (força medida adicionada de 0,34%) versus deformação mínima (deformação medida subtraída de 0,15%), e força mínima (força medida subtraída de 0,34%) versus deformação máxima (deformação medida subtraída de 0,15%), que geram um valor médio e os valores de I_{m_z} e I_{m_y} , conjuntamente com sua incerteza.

O erro padrão do ajuste citado é dado diretamente pelo software utilizado, e é baseado em procedimentos padronizados de estimativa de intervalo de confiança em ajustes de curva pelo método dos mínimos quadrados (BENÍCIO; IEDA; ROY, 2010), sendo dado pela Equação AA 27.

$$I_m = z \frac{\sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_i)^2}{n-1}}}{\sqrt{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}} \quad \text{AA 27}$$

onde n é o número de pontos ajustado, z é o valor do fator de confiança considerado¹, y_i é o valor da variável dependente de índice i , \hat{y}_i é o valor previsto pela curva ajustada, x_i é a variável independente índice i , \bar{x} é o valor médio da variável independente, dado pela Equação AA 28.

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \quad \text{AA 28}$$

Os valores encontrados para, m_y e m_z , com suas respectivas incertezas são mostrados no Apêndice C. Realizando-se as devidas derivadas da Equação AA 25, tem-se (Equação AA 29):

$$I_c = \sqrt{\left(\frac{1}{m_y} I_{m_z}\right)^2 + \left(\frac{m_z}{m_y^2} I_{m_y}\right)^2} \quad \text{AA 29}$$

que gera a incerteza padrão combinada para o valor de ν . Os erros calculados para o referido parâmetro geraram o valor de 0,01 (adimensional).

¹ No presente caso, foi considerado um nível de confiança de 95%.

Apêndice A 5 – Redução de área percentual

Para a determinação da incerteza esperada na medida da redução de área percentual, baseando-se na Equação 4-1, determinou-se a incerteza combinada desta como sendo dada por (Equação AA 30):

$$I_c = \sqrt{\left(\frac{\partial RA\%}{\partial D_i} I_{D_i}\right)^2 + \left(\frac{\partial RA\%}{\partial D_f} I_{D_f}\right)^2} \quad \text{AA 30}$$

Que, com os cálculos devidos das respectivas derivadas fica na forma (Equação AA 31):

$$I_c = \sqrt{\left(\frac{2D_f^2}{D_i^3} I_{D_i}\right)^2 + \left(\frac{-2D_f}{D_i^2} I_{D_f}\right)^2} \quad \text{AA 31}$$

Como em todas as medidas foi utilizado o mesmo instrumento de medida, em conjunto com o fato de que a usinagem foi realizada com as dimensões dos corpos dentro da tolerância especificada pela norma utilizada ($\pm 0,1\text{mm}$), a incerteza na medida de cada um dos diâmetros citados é de $0,1\text{mm}$, o que leva aos valores mostrados nos itens referentes.

Apêndice A 7 – Cálculo das tensões de escoamento e ruptura

Para o caso da tensão sofrida pelo corpo, esta é calculada em conformidade com a equação que gera o valor dado, citada abaixo (Equação AA 32):

$$\sigma = \frac{F}{\pi \frac{D^2}{4}} \quad \text{AA 32}$$

onde F se refere à força aplicada, e D é o diâmetro da parte útil do corpo de prova ensaiado. Para este caso, a incerteza combinada fica então na forma (Equação AA 33):

$$I_c = \sqrt{\left(\frac{4}{\pi D^2} I_F\right)^2 + \left(-\frac{8F}{\pi D^3} I_D\right)^2} \quad \text{AA 33}$$

onde F se refere à força medida, D se refere ao diâmetro medido da parte útil do corpo, e I_F e I_D são respectivamente as incertezas nos mensurandos citados.

Para o caso dos ensaios realizados em metal de solda, tem-se, para a tensão sob a qual o corpo está sujeito (Equação AA 34):

$$\sigma = \frac{F}{LH} \quad \text{AA 34}$$

onde F se refere à força aplicada, L é a largura do corpo de prova, e H é a espessura do mesmo. Neste caso, a incerteza padrão combinada para a respectiva medida fica então na forma (Equação AA 35):

$$I_c = \sqrt{\left(\frac{1}{LH} I_F\right)^2 + \left(-\frac{F}{L^2H} I_L\right)^2 + \left(-\frac{F}{LH^2} I_H\right)^2} \quad \text{AA 35}$$

onde I_F , I_L , e I_H são as incertezas nas medidas da força, largura e espessura, respectivamente. Os erros calculados para este caso se encontram na seção correspondente.

Com o fim de se determinar a tensão de escoamento em cada ensaio, seguindo-se a metodologia recomendada pela norma ASTM E8 de 2012, deve-se determinar a intersecção entre a curva tensão versus deformação obtida e uma reta paralela à região elástica linear no gráfico obtido, deslocada de 0,2%. Levando-se em consideração os erros nas medidas de deformação e tensão, propagados a partir dos erros nas medidas de dimensão do corpo de prova e na força medida, e os erros de ajuste conjuntamente, procedeu-se a medição do ponto de intersecção das retas ajustadas com as curvas limites obtidas, como ilustrado na Figura A 1.

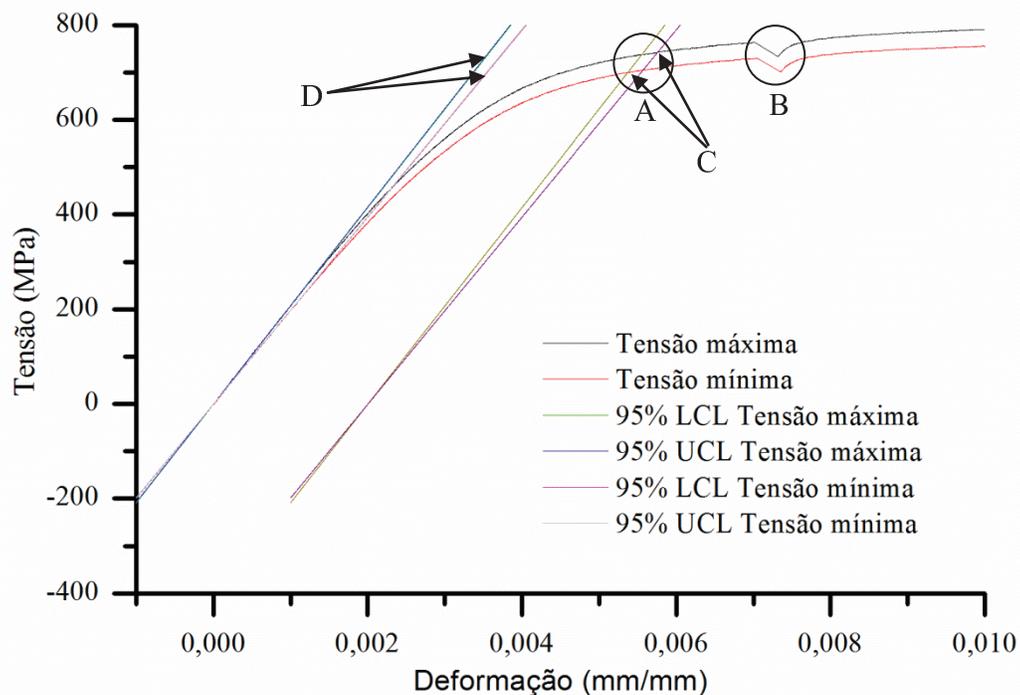


Figura A 1 – Ilustração do procedimento adotado para determinação do limite de escoamento nos ensaios de realizados à 0°C em metal de base. Destacam-se os pontos onde foram tomadas as intersecções necessárias para determinação do módulo de elasticidade (A), e o ponto de pausa durante o teste para retirada do extensômetro (B). São mostradas na imagem também as linhas referentes às faixas de erro nos ajustes realizados (D), assim como as linhas referentes aos valores limites encontrados para os gráficos de tensão versus deformação (Tensão máxima e Tensão mínima). A partir destas, obtêm-se as intersecções necessárias à determinação do limite de escoamento (C).

Onde as duas curvas de tensão versus deformação mostradas são os limites nos valores medidos, considerando os valores medidos e suas incertezas expandidas. A partir das duas curvas, procede-se aos ajustes necessários, obtendo-se duas curvas, que, acrescidas dos erros de ajuste, geram curvas limites para a região elástica linear. Estas, por sua vez, transladadas de 0,2%, como recomendado pela norma ASTM E8 de 2012, permitem determinar, considerando todos os erros propagados, os valores limites de limite de escoamento pretendidos. O erro do ajuste é dado de maneira semelhante àquele apresentado no item A4, considerando-se também um nível de confiança de 95%.

Para a determinação do limite de resistência, consideraram-se os valores limites nas curvas obtidas de tensão versus deformação acrescidas de seus respectivos erros, tanto para os ensaios em metal de base quanto para os ensaios em metal de solda.

Os resultados encontrados seguindo-se o procedimento citado são mostrados no Apêndice C.

Apêndice A 8 – Cálculo do módulo de elasticidade

Para a determinação do módulo de elasticidade utilizado, devido ao fato de este se fazer por meio de um ajuste de curva da região linear dos gráficos de tensão de engenharia (baseada no diâmetro inicial da área central do corpo) versus deformação, este envolve erros de ajuste. Por este fato, procederam-se dois ajustes de curva, considerando-se os valores extremos possíveis para os gráficos de tensão versus deformação, isto é, os gráficos considerando tensão máxima possível² versus deformação mínima³, e tensão mínima versus deformação máxima, considerando ainda o erro no ajuste de curva utilizado, semelhantemente ao procedimento realizado nos itens A4 e A7. A partir destes, obtêm-se as medidas de valores extremos de módulo de elasticidade que são utilizados para a estimativa da incerteza no valor do mesmo.

Para o erro na medida de deformação encontrada e o erro esperado no valor da força medida, utilizaram-se os valores que constam nos certificados de calibração dos equipamentos utilizados, onde constam valores de 0,15% de incerteza na medida de deformação e 0,34% de incerteza na medida de força.

Para o erro de ajuste, seguiu-se o procedimento padrão encontrado na literatura (BENÍCIO; IEDA; ROY, 2010), tendo-se encontrado o erro padrão no valor do coeficiente angular como o sendo dado pela Equação AA 36;

$$I_m = \frac{\sqrt{\frac{\sum_i^n (y_i - \hat{y}_i)^2}{n - 1}}}{\sqrt{\sum_i^n (x_i - \bar{x})^2}} \quad \text{AA 36}$$

² Tensão máxima possível se refere àquela calculada considerando-se a tensão medida acrescida de seu erro estimado, sendo a tensão mínima, o seu oposto.

³ Deformação mínima se refere à deformação medida subtraída de sua incerteza, sendo a deformação máxima seu oposto.

Onde I_m é o erro estimado para o valor de m (coeficiente angular), n é o número de pontos utilizado, \bar{X} é o valor médio da variável independente, x_i é o valor i da variável independente, e y_i é o valor i da variável dependente.

Com a metodologia citada, obtiveram-se os valores mostrados no Apêndice C 2.

APÊNDICE B – DADOS DETALHADOS DOS ENSAIOS CHARPY

Foram realizados um total de 20 ensaios Charpy, sendo 10 destes utilizando corpos de prova retirados transversalmente à chapa de aço inox supermartensítico, e os outros 10 retirados na direção longitudinal.

O resultado detalhado dos ensaios realizados se encontra na Tabela AB 1:

Tabela AB 1– Energia Joule absorvida nos ensaios Charpy realizados.

Temperatura (°C)	Energia absorvida (Joule)		
	Transversal	Longitudinal	Sem tratamento
20	159,0	239,0	150,5
10	157,7	237,7	137,3
0	160,0	208,6	217,8
0	153,5	241,6	-
0	175,7	-	-
0	181,3	-	-
-10	160,0	-	143,9
-20	133,8	218,0	134,3

APÊNDICE C – DADOS DETALHADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

Foram realizados um total de 7 ensaios de tração em metal de base, conjuntamente com dois ensaios não-padronizados em metal de solda, onde foi utilizada uma máquina de tração MTS 370.25, com auxílio do software TW Ellite 1.1.1, onde foram obtidos os seguintes resultados:

Apêndice C 1 - Fratura dos corpos de prova

Em todos os corpos ensaiados foram realizadas análises das fraturas obtidas por meio de um estereoscópio Olympus S761, obtendo-se as imagens de fratura mostradas nas Figuras AC 1 a AC 6.

Corpos de prova longitudinais à chapa

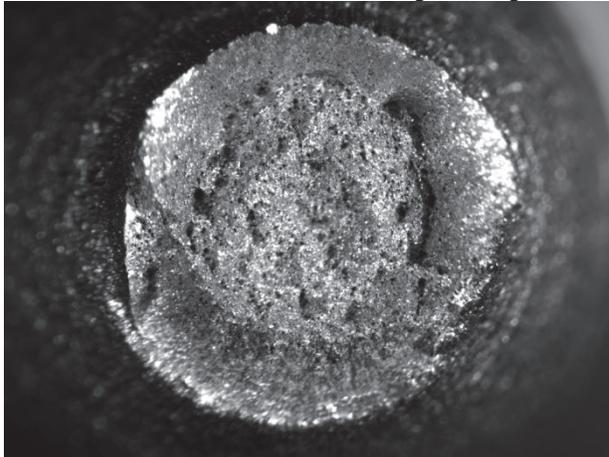


Figura AC 1 – Aspecto da fratura após o ensaio obtido a partir da amostra 1.

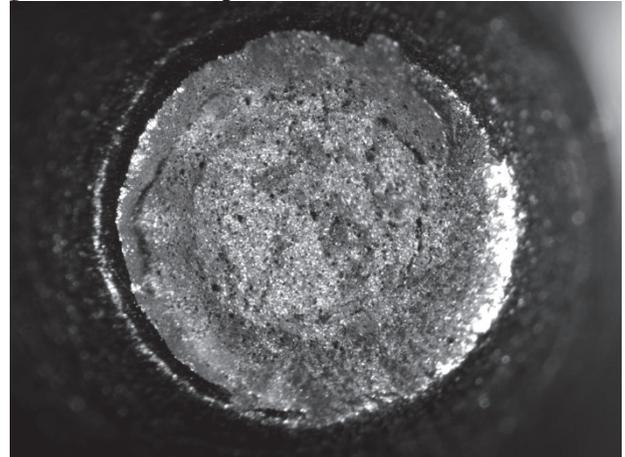


Figura AC 2 - Aspecto da fratura após o ensaio obtido a partir da amostra 2.

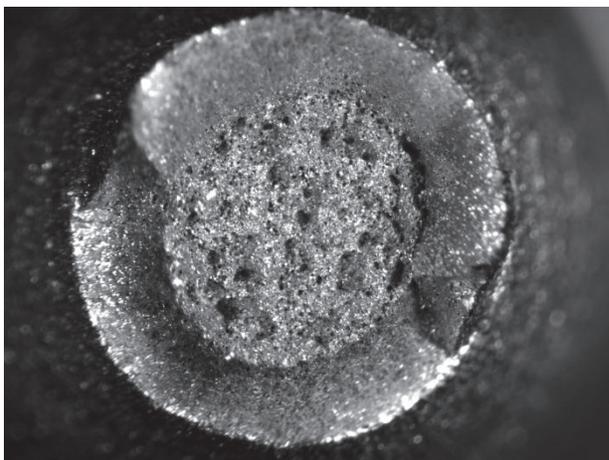


Figura AC 3 - Aspecto da fratura após o ensaio obtido a partir da amostra 3.

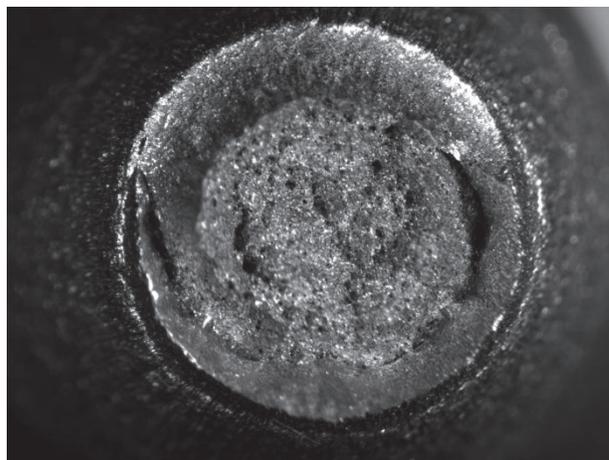


Figura AC 4 - Aspecto da fratura após o ensaio obtido a partir da amostra 4.

Corpos de prova transversais à chapa

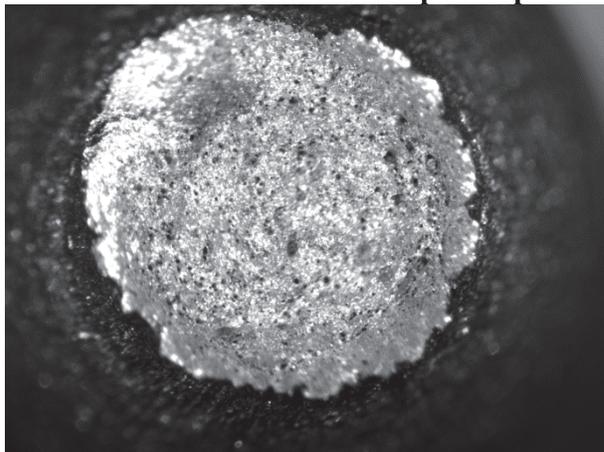


Figura AC 5 - Aspecto da fratura após o ensaio obtido a partir da amostra 1.

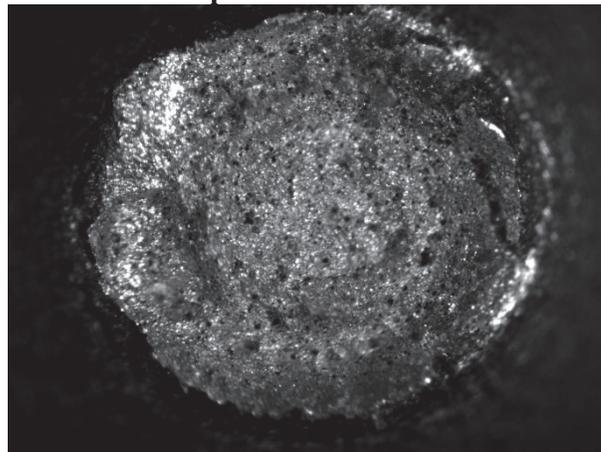


Figura AC 6 - Aspecto da fratura após o ensaio obtido a partir da amostra 2.

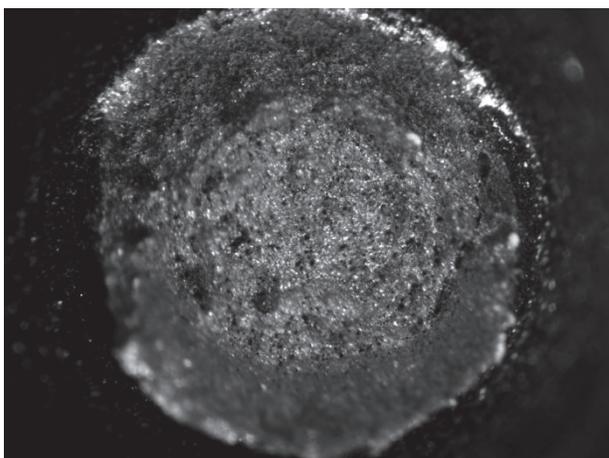


Figura AC 7 - Aspecto da fratura após o ensaio obtido a partir da amostra 3.

Apêndice C 2 – Medida de propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas dos corpos ensaiados, determinadas de acordo com as metodologias citadas no item 4.5, foram definidas seguindo a análise de erros citada no Apêndice A, e cujos resultados são como seguem. Se obtiveram os parâmetros de ajuste que são mostrados na Tabela AC 1, conjuntamente com os erros estimados seguindo o procedimento citado no Apêndice A.

Tabela AC 1 – Parâmetros encontrados no ajuste de curvas efetuado a partir dos dados obtidos dos ensaios de tração à 0°C em material base.

Amostra	Coefficiente angular médio encontrado (MPa)	Variação (erro) associado	Coefficientes de determinação
Amostra 2 - transversal	204875	±813	0,99993/0,99983
Amostra 1 – longitudinal	214680	±803	0,99989/0,9999
Amostra 2 – longitudinal	202925	±816	0,99986/0,99985
Amostra 4 - longitudinal	202359	±801	0,99975/0,99978

A partir da intersecção da curva ajustada com a curva obtida por meio dos dados experimentais, com a devida faixa de erro inclusa, obtiveram-se os valores para o limite de escoamento em cada ensaio, considerando conjuntamente os erros envolvidos da medição de força e de deformação. Os resultados dos ensaios realizados podem ser resumidos de acordo com as Tabelas Tabela AC 2 e Tabela AC 3:

Tabela AC 2- Resultados dos ensaios de tração longitudinal.

Ensaio	Limite de escoamento (MPa)		Tensão última (MPa)		Redução de área (%)	
	Média	Limites	Média	Limites	Média	Incerteza
1	714	734/692	891	911/ 871	75,33	0,01
2	721	743/699	912	932/ 891	75,44	0,01
3	-	-	-	-	75,55	0,01
4	712	735/689	890	910/ 870	75,55	0,01
Média	716		900	-	75,47	-

Tabela AC 3 - Resultados dos ensaios de tração transversal.

Ensaio	Limite de escoamento (MPa)		Tensão última (MPa)		Redução de área (%)	
	Média	Limites	Média	Limites	Média	Incerteza
1	-	-	-	-	76,64	0,02
2	717	726/707	909	918/900	75,83	0,02
3	-	-	-	-	75,00	0,02
Média	717	-	909	-	75,82	-

Tabela AC 4 – Resultados dos ensaios em metal de solda.

Ensaio	Limite de escoamento (MPa)		Tensão última (MPa)	
	Média	Limites	Média	Limites
1	799	915/ 683	1010	1082/937
2	1337	1597/1077	1423	1620/1226

APÊNDICE D – DADOS DETALHADOS DOS VALORES CTOD OBTIDOS

A partir dos ensaios CTOD realizados, obtiveram-se os valores correspondentes a cada ensaio como sendo os mostrados nas Tabelas AD1 a AD5. Os erros citados na mesma foram obtidos através da metodologia citada no Apêndice A.

Tabela AD 1 – Resultados CTOD em metal de base em seção quadrada.

Ensaio	CTOD (mm)	Incerteza
1	0,49	0,01
2	0,42	0,01
3	0,30	0,01
4	-	-
5	0,44	0,01
6	0,34	0,01
7	0,48	0,01
8	0,27	0,01
Média	0,39	-

Tabela AD 2 – Resultados CTOD em metal de base em seção retangular.

Ensaio	CTOD (mm)	Incerteza
1	0,61	0,01
2	0,53	0,01
3	0,85	0,01
Média	0,66	-

Tabela AD 3 - Resultados CTOD em metal de solda em região central.

Ensaio	CTOD (mm)	Incerteza
1	0,33	0,01
2	0,32	0,01
3	0,33	0,01
4	0,40	0,01
5	0,28	0,01
Média	0,33	-

Tabela AD 4 - Resultados CTOD em metal de solda em região de avanço.

Ensaio	CTOD (mm)	Incerteza
1	0,23	0,01
2	0,16	0,01
3	0,33	0,01
4	0,27	0,01
Média	0,25	-

Tabela AD 5 - Resultados CTOD em metal de solda em região de retrocesso.

Ensaio	CTOD (mm)	Incerteza
1	0,39	0,01
2	0,31	0,01
3	0,43	0,01
4	0,36	0,01
Média	0,37	-

17,7

15,2

M3x0.5 ∇ 6 (2x)

VISTA 1 (1:1)

159

35,4 \pm 0,1

A

A (2:1)

R0,18 \pm 0,1

30°

90° \pm 2

15,4 \pm 0,1

9,3

3,5 \pm 0,1

Corpo de prova para ensaio CTOD

material: inox supermartensítico

0,8 (Kg)

CRIAÇÃO: Natalicio

ESCALA:

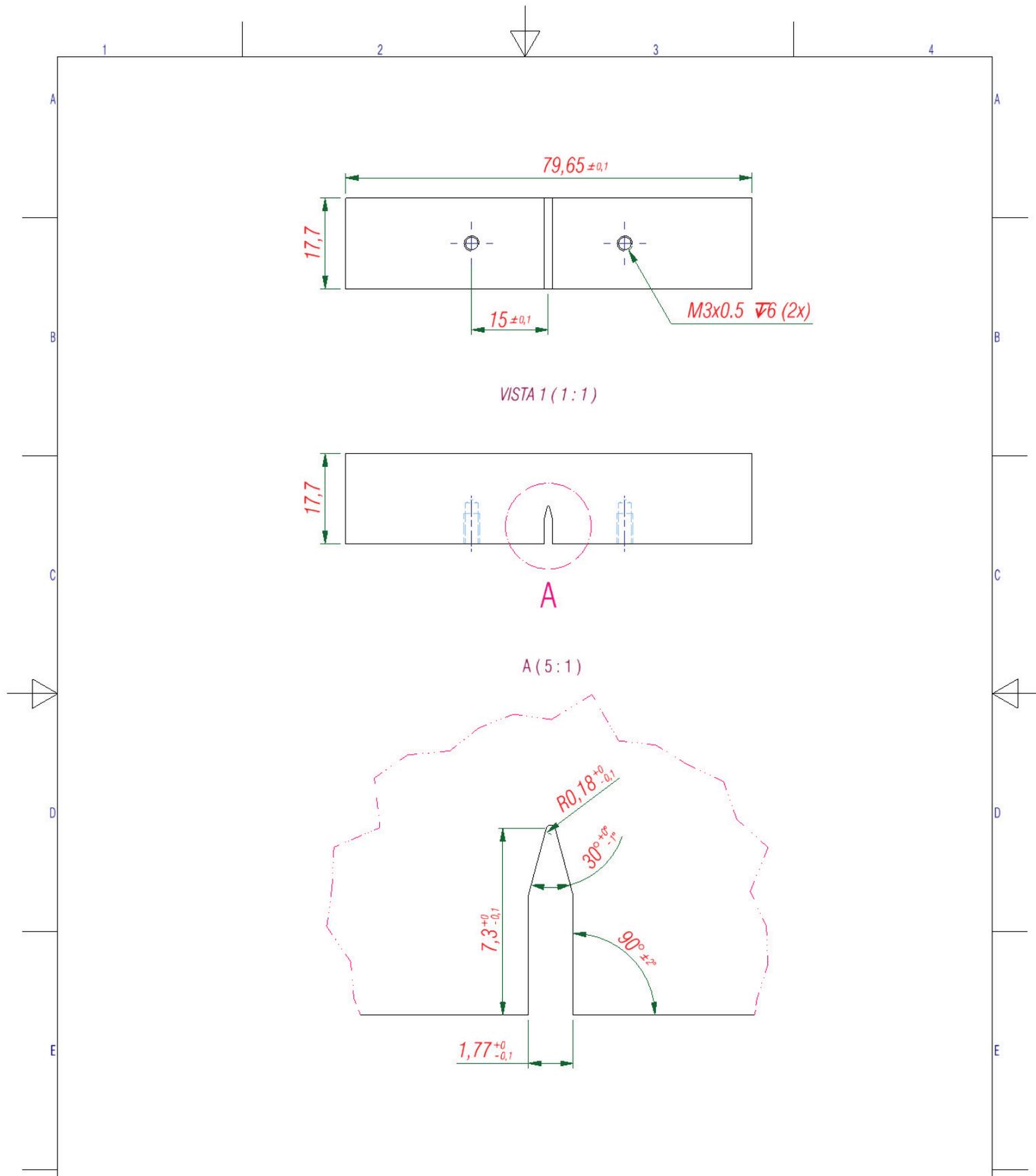
1:1

Apêndice E: corpo de prova CTOD retangular



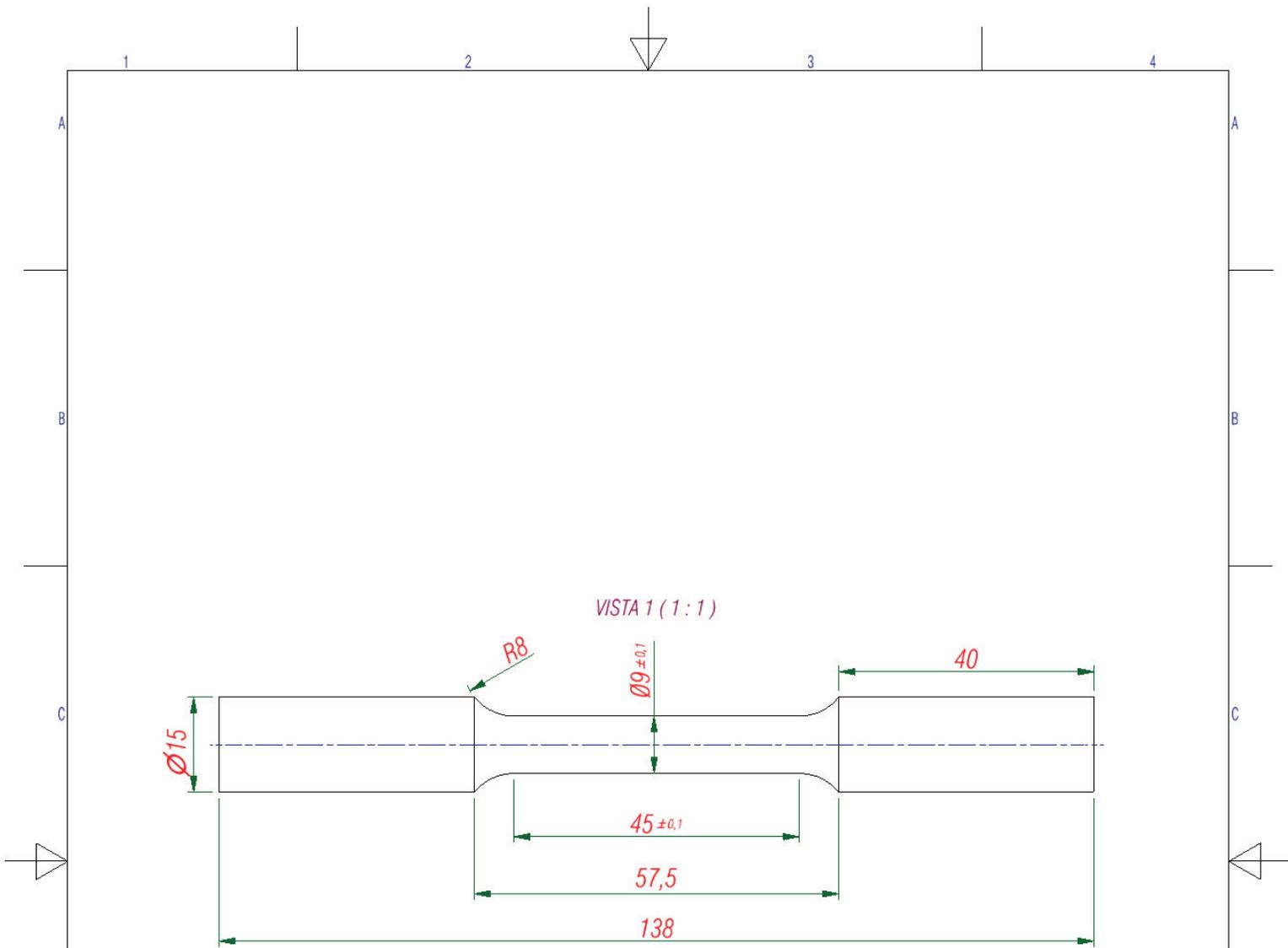
IMPRESSO POR: Natalicio

EXCETO ONDE INDICADO, TOLERÂNCIAS DIMENSIONAIS E GEOMÉTRICAS CONFORME NBR ISO 2768-FH E ACABAMENTO GERAL N8 (Ra 3,2 μ m).



Corpo de prova para ensaio CTOD		material: aço inox supermartensítico	0,216 (Kg)
criação: Natalicio	ESCALA: 1:1	Apêndice F: corpo de prova CTOD quadrado	
IMPRESSO POR: Natalicio			
EXCETO ONDE INDICADO, TOLERÂNCIAS DIMENSIONAIS E GEOMÉTRICAS CONFORME NBR ISO 2768-FH E ACABAMENTO GERAL N8 (Ra 3,2mm).			

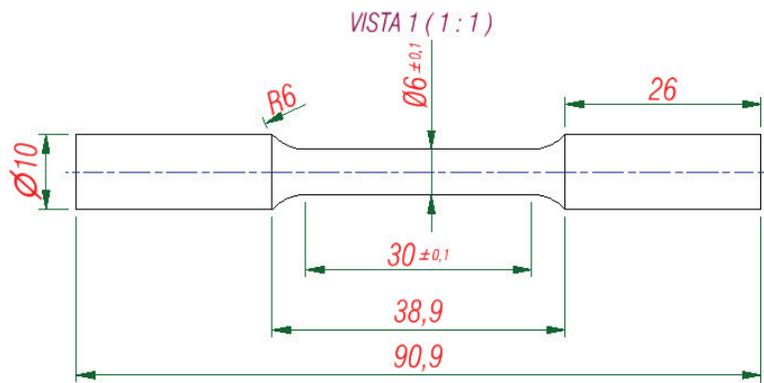




Corpo de prova para ensaio de tração		material: aço inoxidável supermartensítico	0,133 (Kg)
criação: Natalicio	ESCALA: 1:1	Apêndice G - Corpo de prova de tração longitudinal	
IMPRESSO POR: Natalicio			



EXCETO ONDE INDICADO, TOLERÂNCIAS DIMENSIONAIS E GEOMÉTRICAS CONFORME NBR ISO 2768-fH E ACABAMENTO GERAL N8 (Ra 3,2µm).



Corpo de prova para ensaio de tração

material: aço inoxidável supermartensítico

0,133 (Kg)

criação: Natalicio

ESCALA: 1:1

Apêndice H - Corpo de prova de tração transversal



IMPRESSO POR: Natalicio

EXCETO ONDE INDICADO, TOLERÂNCIAS DIMENSIONAIS E GEOMÉTRICAS CONFORME NBR ISO 2768-fH E ACABAMENTO GERAL N8 (Ra 3,2µm).