



UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS

ADIANA NASCIMENTO SILVA

ANÁLISE DO EFEITO DO HIDROGÊNIO NA RESPOSTA DE
TENACIDADE À FRATURA EM JUNTA SOLDADA DISSIMILAR

JOÃO PESSOA
2018

ADIANA NASCIMENTO SILVA

ANÁLISE DO EFEITO DO HIDROGÊNIO NA RESPOSTA DE
TENACIDADE À FRATURA DE JUNTA SOLDADA DISSIMILAR

Tese de Doutorado apresentada ao curso de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal da Paraíba, em cumprimento às exigências para obtenção do Grau de Doutor em *Ciência e Engenharia de Materiais*.

Orientador: Tibério Andrade Dos Passos, DR.

JOÃO PESSOA
2018

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

S586a Silva, Adiana Nascimento.

ANÁLISE DO EFEITO DO HIDROGÊNIO NA RESPOSTA DE
TENACIDADE À FRATURA EM JUNTA SOLDADA DISSIMILAR /
Adiana Nascimento Silva. - João Pessoa, 2018.
180 f. : il.

Orientação: Tibério Andrade dos Passos Passos.
Tese (Doutorado) - UFPB/CT.

1. Amanteigamento. 2. Macrosegregação. 3.
Dissimilaridade. 4. Fragilização. I. Passos, Tibério
Andrade dos Passos. II. Título.

UFPB/BC

ADIANA NASCIMENTO SILVA

ANÁLISE DO EFEITO DO HIDROGÊNIO NA RESPOSTA DE
TENACIDADE À FRATURA DE JUNTA SOLDADA DISSIMILAR

Tese de Doutorado apresentada ao curso de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal da Paraíba, em cumprimento às exigências para obtenção do Grau de Doutor em *Ciência e Engenharia de Materiais*.



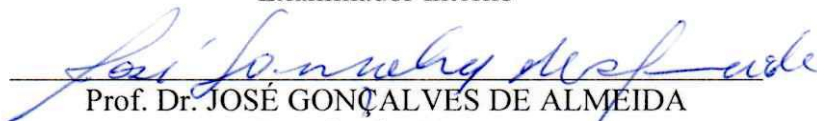
Prof. Dr. TIBÉRIO ANDRADE DOS PASSOS
Orientador



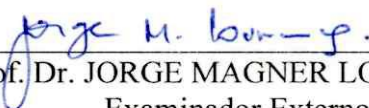
Prof. Dr. DANNIEL FERREIRA DE OLIVEIRA
Examinador Interno



Prof. Dr. ROBINEI MEDEIROS GOMES
Examinador Interno



Prof. Dr. JOSÉ GONÇALVES DE ALMEIDA
Examinador Externo



Prof. Dr. JORGE MAGNER LOURENCO
Examinador Externo

Aos dois filhos pelos abraços e afagos
que não nos foram permitidos (*in memoriam*).

AGRADECIMENTOS

A Deus, pela saúde e perseverança.

Ao professor José Gonçalves de Almeida pela dedicação e comprometimento com o desenvolvimento desse trabalho; seu entusiasmo com as pequenas descobertas, muito me incentivou nos momentos de desafios e desânimos. Ao senhor, minha admiração e respeito.

Ao professor Frederico A. M. do Vale, por todas as orientações e os incentivos que muito contribuíram na definição e alcance da carreira docente, bem como na persistência por esta qualificação.

Ao professor Severino Jackson Guedes de Lima (*in memorian*) pela orientação e confiança durante este e demais trabalhos desenvolvidos, bem como pelo exemplo de dedicação e compromisso com implantação de uma infraestrutura de pesquisa de excelência, principalmente, no âmbito dos cursos de Engenharia Mecânica e Engenharia de Materiais da UFPB.

Ao professor Tibério Andrade dos Passos pela orientação, amizade e, principalmente pela disponibilidade e presteza em contribuir com desenvolvimento experimental deste e demais trabalhos de pesquisa.

Ao professor Hélio Cordeiro Miranda pela doação do metal de base empregado nesta pesquisa, em nome do qual agradeço a equipe técnica do Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem - LPTS/UFC.

Ao Professor Jorge Magner Lourenço pelo apoio na realização das análises de MEV, bem como demais contribuições para com esta pesquisa.

Aos meus pais, Marilene e Cloves, pelo exemplo de superação. A Vocês, juntamente aos irmãos, tios e primos, agradeço pelas qualidades e vitórias conquistadas.

A meu esposo Petrônio, pela compreensão e força durante essa caminhada, bem como agradeço pela contribuição nos processos de usinagem dos corpos de prova.

A Peraltech Soluções em Usinagem e a Sandvik do Brasil pelo apoio técnico e doação dos insumos de usinagem.

As secretárias Gilca e Rosângela pelo apoio e carinho, em nome das quais agradeço a todos os funcionários do LSR (CT-UFPB).

A todos os técnicos da Oficina Mecânica (CT-UFPB) pelo suporte técnico nas atividades práticas.

Aos meus colegas de curso pela amizade, incentivo e colaborações no desenvolvimento desta pesquisa em especial a Esdras Carvalho, Roneles de Santana, Daniel Milanês, Antonio Marcos, Caio Cezar, Anne Karyne, Jaqueline Altidis, Manoel Quirino, Danielle Guedes, Bruno Guedes, Silvana Viana e Francisco Riccelly.

A todos os membros da banca, pela disponibilidade e contribuições para com esta pesquisa.

Enfim, a todos aqueles que contribuíram direta ou indiretamente no desenvolvimento deste trabalho.

RESUMO

As juntas soldadas dissimilares são bastante utilizadas no setor petrolífero, já a algum tempo. Na última década falhas, muitas delas catastróficas, começaram a aparecer na exploração e transporte de petróleo *offshore*, como as que ocorreram no Golfo do México e no Mar do Norte. Este fato vem gerando uma grande preocupação no setor petrolífero que, atualmente, é um dos principais usuários deste tipo de junta. Vários componentes do sistema *offshore* empregam a solda de metais dissimilares, ferro-níquel, que são submetidos a proteção catódica para prevenção da corrosão. A causa raiz dessas falhas tem sido associada a presença de hidrogênio proveniente desse sistema de proteção, juntamente com a microestrutura da interface dissimilar. A motivação central do presente trabalho está na análise da susceptibilidade à fragilização pelo hidrogênio, através do comportamento de tenacidade à fratura, para o metal de base, aço ASTM A182 F22 forjado, e, junta soldada dissimilar composta de aço ASTM A182 F22 - Inconel 625 – aço ASTM A36. O metal de solda, Inconel 625, foi utilizado tanto na solda de amanteigamento quanto na de união, com ambas as soldas realizadas pelo processo *GMAW* (*Gas Metal Arc Welding*) convencional. O processo de hidrogenação foi realizado com solução aquosa a 3,5% de NaCl, em potencial de -1.100mV_{ERC}, durante o período de 7 dias à 0°C. A influência do hidrogênio também foi analisada por meio de ensaio de tração considerando também o metal de base e junta soldada. No estudo de tenacidade à fratura utilizou-se ensaio de flexão em três pontos, sendo a pré-trinca de fadiga localizada na ZTA do aço ASTM A182 F22, a aproximadamente 1mm da linha de fusão. O parâmetro de tenacidade levantado neste trabalho foi o *CTOD* (*Crack Tip Open Displacement*), que é o recomendado nos estudos de juntas soldadas. A análise microestrutural foi realizada por meio das microscopias óptica e eletrônica de varredura, empregando-se amostras de seção transversal normal (STN) e *LAMS* (*Low-angle Microsectioning*). Tanto os resultados dos ensaios tração quanto os de *CTOD* indicaram a manutenção das propriedades mecânicas do aço ASTM A182 F22 forjado, com comportamento de fratura predominantemente dúctil, por dimples. Com relação a junta soldada, com hidrogenação, verificou-se susceptibilidade à fragilização pelo hidrogênio, tanto em termos de ductilidade quanto de tenacidade à fratura. Sendo observado a presença de mecanismo de fratura misto, do tipo dimples, MVC (“celular”) e quasi-clivagem, deferente da junta não hidrogenada, que apresentou mecanismo de fratura dúctil. A trinca de ensaio desenvolveu-se predominantemente na região de grãos grosseiros da ZTA (zona Δ), não apresentando desvio em relação a trinca de fadiga, para as condições sem e com hidrogenação. A macrosegregação ficou evidente nas análises microestruturais da interface dissimilar, observou-se a presença de austenita retida na interface da solda de amanteigamento no estado como soldado, bem como a presença de martensita não revenida após o TTPS que, por serem microestruturas aprisionadoras de hidrogênio, estão diretamente relacionadas com o processo de fragilização.

Palavras-chave: Amanteigamento. Macrosegregação. Dissimilaridade. Fragilização.

ABSTRACT

Dissimilar welded joints have been used extensively in the petroleum industry for some time. In the last decade, failures, many of them of catastrophic proportions, began to appear in the exploration and transportation of offshore oil, such as those that occurred in the Gulf of Mexico and in the North Sea. This fact has generated great concern in the oil sector, which is currently one of the main users of this type of joint. Several components of the offshore system employ the welding of dissimilar metals, iron-nickel, which are subjected to cathodic protection to prevent corrosion. The root cause of these failures has been associated with the presence of hydrogen from this protection system, together with the microstructure of the dissimilar interface. The central motivation of our work is the analysis of the susceptibility to the embrittlement by hydrogen, through the fracture toughness behavior, for the base metal, forged steel ASTM A182 F22, and dissimilar welded joint of steel ASTM A182 F22 - Inconel 625 - ASTM A36 steel. The weld metal, Inconel 625, was used in both buttering welding and welding, with both welds made by the conventional GMAW (Gas Metal Arc Welding) process. The hydrogenation process was carried out with a 3.5% NaCl aqueous solution, potential of $-1,100 \text{ mV}_{\text{SCE}}$, for 7 days at 0°C . The influence of hydrogen was also analyzed by means of a tensile test considering also the base metal and welded joint. In the study of fracture toughness the three-point flexural test was used, and the fatigue pre-crack was located in the ZTA of ASTM A182 F22 steel, approximately 1mm from the melt line. The toughness parameter raised in this work was the Crack Tip Open Displacement (CTOD), which is recommended for weld joint studies. Microstructural analysis was performed using optical and scanning electron microscopy, using Normal Cross-Section (NCS) and LAMS (Low-angle Microsectioning) samples. Both the tensile and CTOD test results indicated that the maintenance of the mechanical properties of the forged ASTM A182 F22 steel with predominantly ductile fracture behavior be made by dimples. With respect to welded joint, with hydrogenation, susceptibility to embrittlement by hydrogen was verified, both in terms of ductility and fracture toughness. The presence of a mixed fracture mechanism, such as dimples, MVC ("cellular") and quasi-cleavage, was observed, deferring of the non-hydrogenated joint, which presented a ductile fracture mechanism. The test crack developed predominantly in the HAZ coarse grained region (Δ zone), showing no deviation from the fatigue crack, for the conditions without and with hydrogenation. Macrosegregation was evident in microstructural analyzes of the dissimilar interface. We were able to observe the presence of austenite retained in the interface of the buttering weld in the as-welded state, as well as the presence of martensite after PWHT, which, because they are hydrogen trapping microstructures, are directly related to the embrittlement process.

Keywords: Buttering. Macrosegregation. Mismatch. Fragilization.

LISTA DE FIGURAS

Figura 01 - Planta de extração <i>offshore</i>	18
Figura 02 - <i>Manifold</i> antes da instalação com ~30 metros de comprimento.....	19
Figura 03 - Ilustração de juntas soldada dissimilar entre aço 8630 forjado, com soldas de revestimento, amanteigamento e união com Inconel 625, antes e depois da falha	21
Figura 04 - Curvas TTT para um aço com composição química próxima à do aço ASTM A182 F22 empregado no presente trabalho	24
Figura 05 - Microestrutura do aço ASTM A182 F22 temperado e revenido	25
Figura 06 - Microestrutura do aço ASTM A182 F22 forjado	25
Figura 07 - Microestrutura do metal de solda, Inconel 625.....	27
Figura 08 - Modos de solidificação	29
Figura 09 - Distribuição da microestrutura em torno da linha de fusão do aço AISI 8630M com o metal de adição Inconel 625.....	31
Figura 10 - Considerações na soldagem de metais dissimilares, mostrando a frente de solidificação.....	33
Figura 11 - Mecanismo I para macrosegregação em soldagem de metal dissimilar para a condição $T_{LW} < T_{L1}$	35
Figura 12 - Formação do tipo “Ilha” e “penínsulas”	37
Figura 13 - Microestrutura gerada na ZTA e no metal de solda solidificado como consequência do processo de soldagem.....	39
Figura 14 - Comparativo entre microestrutura	41
Figura 15 - Concentração de tensão no canto de um furo elíptico em uma placa	42
Figura 16 - Modos de carregamento que podem ser aplicados a uma trinca.....	44
Figura 17 - Placa com trinca passante.	44
Figura 18 - Comportamento da ponta da trinca e região adjacente	47
Figura 19 - Corpo de prova do modelo de dobradiça para estimativa do <i>CTOD</i> a partir da flexão de três pontos	48
Figura 20 - <i>Clip gage</i> (LEM/CT/UFPB)	48
Figura 21 - Determinação das componentes plástica e elástica a partir do deslocamento do entalhe.....	49
Figura 22 - Curvas típicas de ensaios de tenacidade à fratura.....	50
Figura 23 - Fratura de quasi-clivagem em aço AISI 4340 com fragilização de hidrogênio..	52
Figura 24 - Morfologias de falha <i>HAC</i> do aço ASTM A182 F22	53
Figura 25 - Esquema da plasticidade na ponta da trinca devido à dissimilaridade mecânica da solda	54
Figura 26 - Esquema do sistema de proteção catódica.....	59

Figura 27 - Fluxograma das etapas realizadas na pesquisa	62
Figura 28 - Esquema do corte da chapa de aço ASTM A182 F22 como fornecida.	63
Figura 29 - Chapa de aço ASTM A36 com chanfro em J.	65
Figura 30 - Sistema de soldagem automatizado	67
Figura 31 - Pré-aquecimento do metal de base.....	69
Figura 32 - Distribuição dos cordões de solda do amanteigamento ao longo da espessura do metal de base.....	69
Figura 33 - Distribuição dos cordões de solda do amanteigamento ao longo do comprimento do metal de base.	70
Figura 34 - Chapa de aço ASTM A182 F22 amanteigada pronta para soldagem de união. .	71
Figura 35 - Esquema da junta soldada dissimilar	71
Figura 36 - Junta soldada dissimilar aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36...	72
Figura 37 - Amostra LAMS.....	74
Figura 38 - Distribuição de indentações para ensaio de dureza	76
Figura 39 - Distribuição de indentações do ensaio de microdureza	77
Figura 40 - Desenho mecânico do corpo de prova de ensaio de tração.....	78
Figura 41 - Espécime de tração da junta soldada	78
Figura 42 - Direção de extração dos CPs de tração do MA, ZTA, MB e junta soldada	79
Figura 43 - Tolerâncias para corpo de prova da junta soldada, ensaio de <i>CTOD</i>	80
Figura 44 - Corpos de prova da junta soldada, ensaio de <i>CTOD</i>	80
Figura 45 - Direção de extração dos CPs tipo SE(B) para ensaio de <i>CTOD</i> MB e junta soldada	82
Figura 46 - Determinação do comprimento real da pré-trinca de fadiga.....	84
Figura 47 - Esquema de corte das amostras do tipo SE(B), das juntas soldadas, para análise de desvio de trinca	86
Figura 48 - Microestrutura do aço ASTM A182 F22 forjado	88
Figura 49 - Valores de microdureza da solda de amanteigamento ASTM A182 F22 (forjado) – Inconel 625	90
Figura 50 - Valores de microdureza da solda de amanteigamento ASTM A182 F22 (normalizado e revenido) – Inconel 625	91
Figura 51 - Macrografia da solda dissimilar.....	93
Figura 52 - Dureza Rockwell C média com desvio padrão das regiões do MB, ZTA e (1º e 2º cordões) do MS, para a solda de amanteigamento (seção transversal (ST) e seção longitudinal (SL)) e junta soldada.....	95
Figura 53 - Ensaio de tração do Inconel 625 extraído da junta soldada sem hidrogenação ..	97
Figura 54 - Gráfico da composição química, via FRX, dos CPs de tração do Inconel 625 extraídos da junta soldada sem hidrogenação.....	100

Figura 55 - Ensaio de tração do aço ASTM A182 F22, forjado, extraído da junta soldada sem hidrogenação	101
Figura 56 - Ensaio de tração da ZTA (aço ASTM A182 F22 forjado) extraído da junta soldada sem hidrogenação	102
Figura 57 - Ensaio de tração do aço ASTM A182 F22, forjado, extraído da junta soldada com hidrogenação.....	103
Figura 58 - Curvas tensão-deformação para o metal de base (aço ASTM A182 F22 forjado) extraído da junta soldada sem e com hidrogenação.....	104
Figura 59 - Ensaio de tração da junta soldada, aço ASTM A182 F22 - Inconel 625 - aço ASTM A36, sem hidrogenação	105
Figura 60 - Ensaio de tração da junta soldada, aço ASTM A182 F22 - Inconel 625 - aço ASTM A36, com hidrogenação	106
Figura 61 - Curvas tensão-deformação da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem e com hidrogenação.	108
Figura 62 - Ensaio de mecânica da fratura, corpo de prova do tipo SE(B) do metal de base, aço ASTM A182 F22 forjado, extraído da junta sem hidrogenação	109
Figura 63 - Ensaio de mecânica da fratura, corpo de prova do tipo SE(B) do metal de base, aço ASTM A182 F22 forjado, extraído da junta com hidrogenação.....	110
Figura 64 - Ensaio de mecânica da fratura, corpo de prova do tipo SE(B) da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem hidrogenação.....	112
Figura 65 - Ensaio de mecânica da fratura, corpo de prova do tipo SE(B) da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, com hidrogenação.....	112
Figura 66 - Média e desvio padrão dos resultados de <i>CTOD</i> (δ) para as quatro condições ensaiadas	114
Figura 67 - Fractografia do aço ASTM A182 F22 sem hidrogenação (amostra MF22SC3) 116	
Figura 68 - Fractografia do aço ASTM A182 F22 com hidrogenação (amostra MF22HC2).....	117
Figura 69 - Fractografia da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem hidrogenação (amostra MJSSC2).....	119
Figura 70 - Fractografia da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, com hidrogenação (amostra MJSHC2).....	120
Figura 71 - Microscopia óptica das trincas de fadiga e ensaio dos corpos de prova de <i>CTOD</i> da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem hidrogenação (amostra MJSSC2)(50x)	122
Figura 72 - Microscopia óptica das trincas de fadiga e ensaio dos corpos de prova de <i>CTOD</i> da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, com hidrogenação (amostra MJSHC2)(50x)	123
Figura 73 - Microscopia óptica da trinca ensaio nos corpos de prova de <i>CTOD</i> da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, com hidrogenação (amostra MJSHC2)	124

Figura 74 - Fractografia do ensaio de tração do aço ASTM A182 F22 forjado, extraído da junta, sem hidrogenação (amostra TF22SC1)	125
Figura 75 - Fractografia do ensaio de tração do aço ASTM A182 F22 forjado, extraído da junta, com hidrogenação (amostra TF22HC1)	127
Figura 76 - Imagem da seção longitudinal dos CPs de tração da junta soldada aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36.....	128
Figura 77 - Fractografia do ensaio de tração da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625, sem hidrogenação (amostra TJSSC1).....	130
Figura 78 - Microscopia óptica de parte da seção longitudinal da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem hidrogenação (amostra TJSSC1).....	131
Figura 79 - Fractografia do ensaio de tração da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625, com hidrogenação (amostra TJSHC1).....	132
Figura 80 - Microscopia óptica da seção longitudinal da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36 com hidrogenação (amostra TJSHC1)....	133
Figura 81 - Microestrutura, da STN, do aço ASTM A182 F22.....	135
Figura 82 - Microestrutura, STN, da transição entre ZTA e MB	135
Figura 83 - Microestrutura, STN, da interface da solda de amanteigamento	136
Figura 84 - Microestrutura, STN, da interface da solda de amanteigamento	137
Figura 85 - Formação de carbonetos no aço ASTM A182 F22, com relação à temperatura e o tempo aplicados no TTPS	138
Figura 86 - Microestrutura, STN, da interface da solda de manteigamento.....	139
Figura 87 - EDS, STN, da interface da solda de amanteigamento sem TTPS	140
Figura 88 - EDS, STN, da interface da solda de amanteigamento com TTPS	142
Figura 89 - Microestrutura, STN, da interface da solda de amanteigamento.....	143
Figura 90 - Microestrutura, <i>LAMS</i> , da solda de amanteigamento com TTPS	144
Figura 91 - Microscopia óptica, <i>LAMS</i> , da solda de amanteigamento sem TTPS com formações em "ilhas" e "redemoinhos" (500x).....	145
Figura 92 - EDS, STN, da zona M na solda de amanteigamento com TTPS.....	146
Figura 93 - Microscopia óptica, <i>LAMS</i> , da interface da solda de amanteigamento com TTPS	147
Figura 94 - Microscopia óptica, <i>LAMS</i> , da solda de amanteigamento com TTPS	148
Figura 95 - Perfis de microdureza Vickers, STN, da solda de amanteigamento nas regiões de metal de solda (MS), ZTA e metal de base (MB).....	149
Figura 96 - Perfis médios de microdureza Vickers, STN, das regiões de metal de solda (MS), ZTA e metal de base (MB), para a solda de amanteigamento com TTPS e junta soldada	151
Figura 97 - Microdureza média e desvio padrão, STN, para as regiões do (MS), ZTA e (MB), da solda de amanteigamento (sem e com TTPS), e, junta soldada	152

Figura 98 - Microscopia óptica, <i>LAMS</i> , da solda de amanteigamento sem TTPS, com indentações $HV_{0,1}$, nas ZPDs.....	153
Figura 99 - Microscopia óptica, <i>LAMS</i> , da solda de amanteigamento com TTPS, com indentações $HV_{0,1}$, nas zonas Δ e Φ e Π	154
Figura 100 - Microscopia óptica, <i>LAMS</i> , da solda de amanteigamento com TTPS, com indentações $HV_{0,1}$, nas ZPDs.....	155
Figura 101 - Microscopia óptica, <i>LAMS</i> , da solda de amanteigamento sem TTPS, com indentações de $HV_{0,1}$, das zonas Δ , Φ , AR e Π	157
Figura 102 - Microscopia óptica, <i>LAMS</i> , da solda de amanteigamento com TTPS, com indentações de $HV_{0,1}$, em “ilha” e “dedo”	158
Figura 103 - Microscopia óptica, <i>LAMS</i> , da solda de amanteigamento sem TTPS, com indentações de $HV_{0,1}$, em “ilha” e nas zonas Δ , M e Π	159
Figura 104 - Valores de microdureza média e desvio padrão, <i>LAMS</i> , para ZPDs de solda de amanteigamento sem e com TTPS.....	160

LISTA DE TABELAS

Quadro 01 - Mecanismos de falha nos aços	52
Tabela 01 - Composição química, em % peso, do aço ASTM A182 F22.....	64
Tabela 02 - Valores médios das propriedades mecânicas do aço ASTM A182 F22 como fornecido	64
Tabela 03 - Parâmetros utilizados nos tratamentos térmicos	65
Tabela 04 - Composição química, em % peso, do aço ASTM A-36.....	66
Tabela 05 - Composição química, em % peso, do arame AWS ERNiCrMo-3.....	66
Tabela 06 - Propriedades mecânicas do arame AWS ERNiCrMo-3.....	66
Tabela 07 - Parâmetros da solda de amanteigamento.....	68
Tabela 08 - Parâmetros do TTPS.....	70
Tabela 09 - Parâmetros da solda de união	72
Tabela 10 - Características da proteção catódica.....	86
Tabela 11 - Valores médios e desvio padrão de ensaios de microdureza (HV _{0,1}).....	92
Tabela 12 - Valores médios e desvio padrão dos resultados dos ensaios de dureza da seção longitudinal (SL) para as regiões do MB, ZTA e MS	96
Tabela 13 - Valores médios e desvio padrão dos resultados dos ensaios de dureza da seção transversal (ST) para as regiões do MB, ZTA e MS	96
Tabela 14 - Valores médios e desvio padrão dos resultados dos ensaios de dureza da junta soldada para as regiões do MB, ZTA e MS.....	96
Tabela 15 - Propriedades mecânicas do metal de solda (Inconel 625).....	99
Tabela 16 - Composição química, via FRX, dos CPs de tração do Inconel 625 extraído da junta soldada	100
Tabela 17 - Propriedades mecânicas do metal de base (aço ASTM A182 F22 forjado), extraído da junta e sem hidrogenação.....	101
Tabela 18 - Requisitos de propriedades mecânicas mínimas para flanges.....	101
Tabela 19 - Propriedades mecânicas da ZTA (aço ASTM A182 F22 forjado).....	102
Tabela 20 - Propriedades mecânicas do metal de base (aço ASTM A182 F22 forjado) extraído da junta e com hidrogenação	104
Tabela 21 - Propriedades mecânicas da junta soldada, aço ASTM A182 F22 - Inconel 625 – aço ASTM A36, sem e com hidrogenação	107
Tabela 22 - Resultados dos ensaios de CTOD do metal de base, aço ASTM A182 F22 forjado, sem e com hidrogenação	110
Tabela 23 - Resultados dos ensaios de CTOD da junta soldada, aço ASTM A182 F22 - Inconel 625 – aço ASTM A36, sem e com hidrogenação	113
Tabela 24 - Resultado das Figuras 95 e 96.....	152
Tabela 25 - Valores médios e desvio padrão dos ensaios de microdureza (HV _{0,1}).....	160

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

a	Comprimento físico da trinca
af	Comprimento final da trinca
ai	Comprimento inicial da trinca
a0	Comprimento do entalhe
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
EBSD	Elétrons retroespalhados
SE	Elétrons secundários
B	<i>Espessura do corpo de prova</i>
BN	<i>Espessura líquida do corpo de prova (situação com Side Groove)</i>
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CE	Carbono Equivalente
CFC	Cúbica de Face Centrada
CP	Corpo de Prova
CTOD	<i>Crack Tip Opening Displacement</i>
DMS	Dissimilaridade Mecânica da Solda (equivalente no inglês: <i>weld strength mismatch</i>)
E	Módulo de Elasticidade do Material
EPMA	<i>Electron Probe Microanalysis</i>
FAH	Fragilização Assistida pelo Hidrogênio
FCAW	<i>Flux-Cored Arc Welding</i>
FIH	Fissuração Induzida pelo Hidrogênio
G	Taxa de liberação de energia
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
HAC	<i>Hydrogen Assisted Cracking</i>
HAZ	<i>Heat Affected Zone</i>
HD	Hidrogênio Difusível
HIC	<i>Hydrogen Induced Cracking</i>
HSLA	<i>High-Strength, Low-Alloy</i>
J	Integral de contorno
Jc	Resistência à fratura J
K	Fator de intensidade de tensão
K _{IC}	Tenacidade à fratura
LAMS	<i>Low-angle Microsectioning</i>
MO	Microscopia Óptica
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
MFLE	Mecânica da Fratura Linear-Elástica
MIG	Metal Inerte Gás
MVC	<i>Microvoid Coalescence</i>
NOD	<i>Notch Opening Displacement</i> (Deslocamento de abertura do entalhe)
r	Fator de rotação
r _p	Fator de rotação plástico
RGG	Região de Grãos de Grosseiros
Rp _{0,2}	Limite de Escoamento a 0,2%
SE(B)	Corpo de prova tipo flexão

STN	Seção transversal normal
TIG	Tungstênio Inerte Gás
TTPS	Tratamento Térmico Pós Solda (do inglês: <i>Post Weld Heat Treatment - PWHT</i>)
T_{LB}	Temperatura liquidus do metal de base
T_{LW}	Temperatura liquidus da massa de metal de solda
T_{L1}	Temperaturas liquidus do metal 1
T_{L2}	Temperaturas liquidus do metal 2
V	Deslocamento de abertura da extremidade do entalhe
ZPD	Zona Parcialmente Diluída
ZTA	Zona Termicamente Afetada
δ	<i>CTOD</i>
δ_{el}	Componente elástica de δ
δ_c	Resistência à fratura δ
δ_{pl}	Componente plástica de δ
σ_{ys}	mesmo que $R_{p0,2}$
σ_{YS}^B	Limite de Escoamento do metal de base
σ_{YB}^W	Limite de Escoamento do metal de solda
TF	Pré-trinca de Fadiga
TE	Trinca de Ensaio

SUMÁRIO

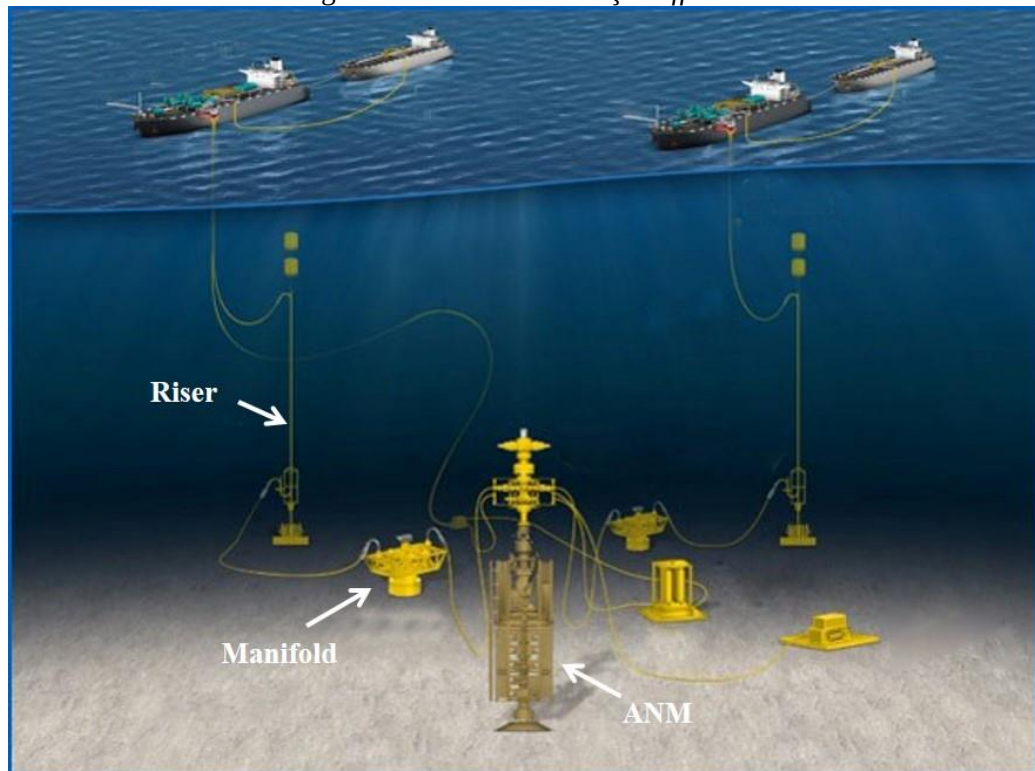
1	INTRODUÇÃO	18
1.1	Objetivo geral	22
1.2	Objetivos específicos	22
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
2.1	Aços ARBL.....	23
2.1.1	Aço ASTM A182 F22	23
2.2	Superliga de base níquel	26
2.3	Microestrutura em juntas soldadas dissimilares	28
2.3.1	Microestrutura do metal de solda	28
2.3.2	Segregação em soldas dissimilares	30
2.3.3	Microestrutura da ZTA de junta dissimilar	37
2.4	Mecânica da fratura.....	41
2.4.1	Mecânica da fratura linear-elástica (MFLE)	43
2.4.2	Mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP).....	46
2.4.3	Mecanismos de falha	50
2.4.4	Dissimilaridade Mecânica da solda (DMS)	53
2.5	Fragilização por hidrogênio	55
2.5.1	Difusão do hidrogênio em soldas	55
2.5.2	Sítios de aprisionamento de hidrogênio	57
2.5.3	Comportamento do hidrogênio durante a soldagem	58
2.5.4	Carga de hidrogênio via proteção catódica	58
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	61
3.1	Preparação dos materiais	63
3.1.1	Metais de base	63
3.1.2	Metal de adição	66
3.2	Elaboração das juntas soldadas dissimilares	66
3.2.1	1ª Parte – Amanteigamento e TTPS	67
3.2.2	2ª Parte – Solda de união	71
3.3	Caracterização microestrutural.....	73
3.3.1	Metalografia	73
3.3.2	Macrografia	73
3.3.3	Técnica de microsecção de baixo ângulo (<i>LAMS</i>).....	73
3.3.4	Microscopia Óptica (MO)	75
3.3.5	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	75
3.4	Ensaio de dureza, microdureza e tração.....	75
3.4.1	Dureza	75
3.4.2	Mapeamento de microdureza	76
3.4.3	Tração.....	77

3.5	Tenacidade à fratura.....	79
3.5.1	Pré-trinca de Fadiga e ensaio de <i>CTOD</i>	82
3.5.2	Validação do ensaio	84
3.5.3	Fractografia	85
3.5.4	Desvio da trinca.....	85
3.6	Hidrogenação.....	86
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	88
4.1	Caracterização do metal de base (MB)	88
4.1.1	Avaliação da solda de amantamento com MB nas condições forjado e tratado termicamente	88
4.2	Propriedades mecânicas	92
4.2.1	Ensaio de dureza	94
4.2.2	Ensaio de tração (MS, ZTA e MB).....	97
4.2.3	Ensaio de tração (junta soldada).....	104
4.2.4	Ensaio de mecânica da fratura (Tipo SE(B))	108
4.3	Fractografias e desvio da trinca.....	114
4.3.1	Fractografia Espécimes SE(B) – Metal de base	115
4.3.2	Fractografia Espécimes SE(B) – Junta soldada.....	118
4.3.3	Desvio de trinca.....	121
4.3.4	Fractografias Espécimes de Tração – Metal de base.....	124
4.3.5	Fractografias Espécimes de Tração – Junta soldada	128
4.4	Microestrutura	133
4.4.1	Metal de base – Zona 1	134
4.4.2	Metal de base – Zona Δ	136
4.4.3	Zonas planar (Φ) e dendrítica celular (Π)	138
4.4.4	Zona colunar.....	142
4.4.5	Zona M.....	143
4.4.6	Outras formações.....	146
4.5	Microdureza.....	148
4.5.1	Microdureza: Mapeamento	148
4.5.2	Microdureza: pontual	152
5	CONCLUSÕES	162
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	164
	REFERÊNCIAS	165
	ANEXO A – CERTIFICADO AÇO ASTM A182 F22	172
	ANEXO B – CERTIFICADO INCONEL 625.....	173
	ANEXO C – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE DUREZA (HRC, HR15N E HV).....	174
	ANEXO D – CURVAS FORÇA vs. NOD PARA METAL DE BASE E JUNTAS SOLDADAS – SEM E COM PROTEÇÃO CATÓDICA.....	176

1 INTRODUÇÃO

As juntas soldadas dissimilares estão presentes nas indústrias de geração de energia, petroquímica e de transformação. Dentre as aplicações pode-se destacar, revestimentos resistentes à corrosão e uniões de metais de base com composição química e/ou propriedades mecânicas diferentes (FENSKE, 2010). A indústria de petróleo e gás usa rotineiramente soldas de metais dissimilares, principalmente devido à natureza corrosiva dos ambientes nos quais há a presença de hidrocarbonetos ou produtos correlatos. Nesta aplicação conexões com parafusos são economicamente proibidas e levantam preocupações quanto a segurança dos componentes (DODGE, 2014). No sistema *offshore* tem-se ainda os desafios ambientais relacionados às condições de alta pressão e temperatura, que passam a exigir dos materiais maior resistência mecânica e menor sensibilidade a presença do hidrogênio (BURK; RIBARDO, 2010). Como exemplo, destacam-se componentes estruturais como Árvores de Natal Molhada (ANM), *manifolds* e dezenas de km de dutos do tipo *flowlines* e *risers* (ALMEIDA, 2014). Na imagem da Figura 1 tem-se uma planta do sistema offshore, na qual componentes que utilizam solda dissimilar podem ser visualizados. Enquanto que na Figura 2 destaca-se o componente *manifold* antes da instalação com comprimento de ~30metros.

Figura 01 - Planta de extração *offshore*



Fonte: Adaptado de Gcaptain (2017).

Figura 02 - *Manifold* antes da instalação com ~30 metros de comprimento



Fonte: Fenske (2010).

O manifold é um componente de controle que desempenha um papel crucial na junção de vários poços aos dutos *flowlines* e *risers*. Conforme verificado na Figura 2, os manifolds correspondem a componentes de grandes dimensões e, de forma geral, a construção em campo é necessária para a arquitetura *offshore* devido ao tamanho e à complexidade do sistema de extração que geram desafios de transporte impraticáveis do ponto de vista prático. Especificamente, no caso dos componentes *manifolds* que chegam ao mar no estado pré-montado (Figura 2), e, com o intuito de facilitar a montagem entre esses componentes e os dutos (*flowlines* e *risers*) um processo de soldagem final, em campo, torna-se necessário (DODGE, 2014). Dessa maneira, o processo construtivo das juntas tem sido dividido em duas etapas de soldagem, com um tratamento térmico intermediário entre os procedimentos. Inicialmente, o aço de alta resistência e baixa liga (ARBL ou do inglês High Strength Low Alloy - HSLA), por exemplo, 8630, 4130 e F22, recebe solda de amanteigamento multipasses com metal de solda de base Ni (por exemplo, Inconel 625, 725 ou 718). Tendo em vista a necessidade de atender às normas do setor petrolífero, o material amanteigado é submetido a tratamento térmico pós-solda (TTPS) ou do inglês Post Weld Heat Treatment (PWHT), para ajuste do nível de dureza e alívio de tensões residuais, da zona termicamente afetada (ZTA), ou do inglês *Heat Affected Zone* (HAZ), provocados pelo aporte térmico de soldagem. A finalização dessa primeira etapa, que é realizada em terra, ocorre com o processo de usinagem do metal de adição que foi submetido ao TTPS. Nesse processo, o material tem sua forma e dimensões adequadas para receber a solda de união, de forma a garantir que o aporte térmico dessa solda seguinte não afete a ZTA do metal de base da solda anterior. Após este procedimento, o elemento está pronto para ser transportado para o campo de aplicação, bem como adequado à submissão da segunda etapa de soldagem. Nessa, tem-se empregado, na maioria dos casos, metal de solda similar ao da solda de amanteigamento, enquanto que aços

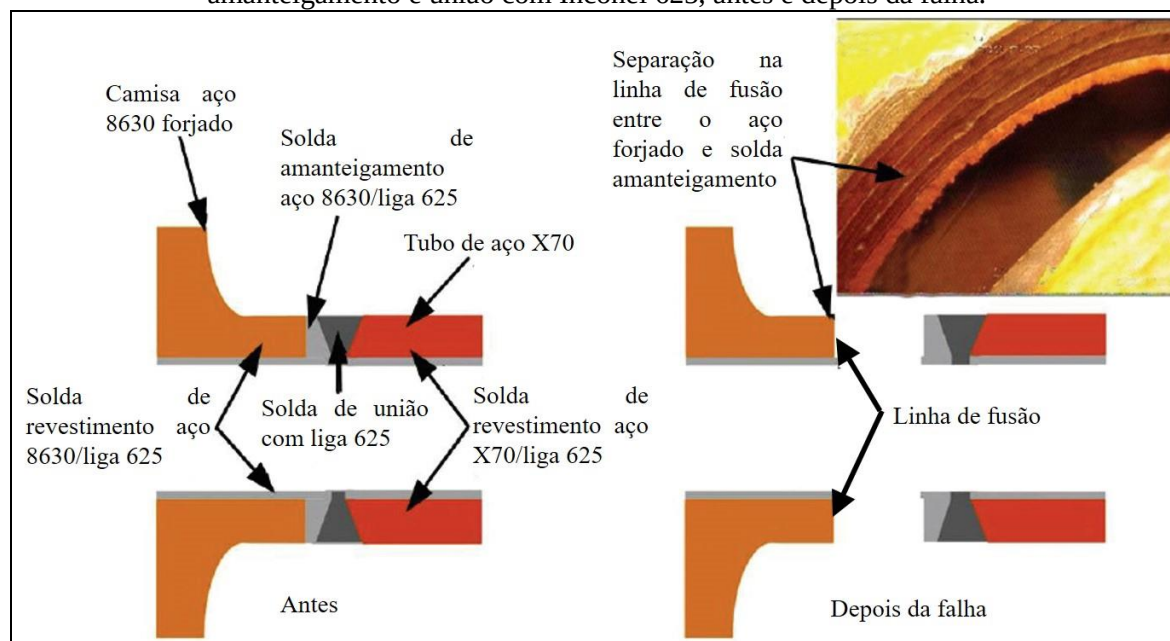
ARBL de menor resistência (como por exemplo, A36, X-60 e X-70) têm sido utilizados como metal de base.

Além da qualidade e eficiência dos revestimentos a que estão submetidos os equipamentos *offshore*, eles ainda passam por um processo de proteção catódica contínua garantindo-se, assim, um mínimo de deterioração durante sua vida útil. Nesta proteção, utiliza-se corrente impressa para proporcionar potencial de polarização através de uma reação eletroquímica galvânica (FENSKE, 2010). Um fator negativo da proteção catódica é o favorecimento de reações de redução de íons de hidrogênio. Este elemento é absorvido e difunde-se no metal devido à sua solubilidade na rede metálica, concentrando-se em vazios e defeitos microestruturais (GENTIL, 2011). O hidrogênio é bem conhecido por causar degradação mecânica em praticamente todos os sistemas metálicos ao ponto de, muitas vezes, componentes estruturais apresentarem falha em serviço, mesmo estando submetidos a carregamentos inferiores ao limite de escoamento (DODGE, 2014).

Recentemente, algumas juntas soldadas dissimilares apresentaram falhas inesperadas no setor de exploração de petróleo *offshore*, como as ocorridas com a junta constituída do aço AISI 8630 - Inconel 625. As falhas mais catastróficas ocorreram na plataforma Thunder Horse operada pela BP no Golfo do México em 2006 (BURK; RIBARDO, 2010), no Mar do Norte e Costa Africana (BOURGEOIS, 2015), com prejuízos enormes ao meio ambiente, econômicos e de vidas humanas. Até o presente momento, a causa raiz dessas falhas ainda não foi bem compreendida, a não ser que estejam associadas à presença de hidrogênio, devido às semelhanças nas morfologias de fraturas com predominância de mecanismos de falhas frágeis (FENSKE, 2010). Bourgeois (2015) e Beaugrand, Smith e Gittos (2009) correlacionam esta fragilização por hidrogênio com a interação entre o meio, a tensão e a microestrutura do material.

A partir das falhas citadas e das suas relações com a presença de hidrogênio, vários estudos vêm sendo realizados visando entender e buscar soluções a partir da combinação de vários materiais e procedimentos de soldagem que possam garantir melhores desempenhos em termos de susceptibilidade à fragilização pelo hidrogênio. Toda análise microestrutural e mecânica se desenvolve no entorno da linha de fusão (LF) (Figura 3), já que existe um consenso que esta é a região na qual o histórico de falhas está relacionado. Dessa maneira, tem-se avaliado a influência dos materiais que compõem as juntas soldadas em termos de composição química, tratamentos térmicos e propriedades mecânicas. Outro campo fundamental, também abordado, diz respeito aos processos de soldagem (tipos e parâmetros) a partir dos quais as juntas soldadas são desenvolvidas.

Figura 03 - Ilustração de juntas soldada dissimilar entre aço 8630 forjado, com soldas de revestimento, amanteigamento e união com Inconel 625, antes e depois da falha.



Fonte: Adaptado de Burk e Ribardo (2010).

Similar a outras linhas de pesquisa, o estudo da fragilização decorrente do hidrogênio em soldas dissimilares, Fe-Ni, tem um alto valor agregado, envolvendo o emprego de matéria-prima de alto custo, aliado a análises e ensaios bastante onerosos como, por exemplo, os ensaios de mecânica da fratura, principalmente os que são realizados em ambiente assistido.

Atualmente, observa-se que os estudos estão divididos das formas que se seguem. Alguns voltados para as juntas soldadas dissimilares com metal de base forjado e processo de soldagem TIG (Tungsten Inert Gas). Neste caso, podem-se citar as pesquisas de Alexandrov et al. (2012); Beaugrand, Smith e Gittos (2009); Dodge et al. (2013) e Dodge (2014). No trabalho de Bourgeios (2015) o processo de soldagem TIG foi utilizado no aço ASTM A182 F22 no estado temperado e revenido. Também há trabalhos que estão voltados para a utilização do aço ASTM A182 F22 nas condições normalizado e revenido, com soldagem pelo processo MIG/MAG, onde se pode destacar o trabalho de Oliveira (2013). Por fim, os autores Ma e Chen (2015) estudaram o aço ASTM A182 F22, na condição forjado, aplicando o processo de arame tubular (FCAW), enquanto que DODGE et al. (2014) empregaram a soldagem MIG, mas o parâmetro da mecânica da fratura, *CTOD* (Crack Tip Open Displacement), não foi contemplado em sua pesquisa.

Pelo exposto, viu-se a motivação de se analisar o efeito do hidrogênio na resposta de tenacidade à fratura quasistática, por meio do parâmetro *CTOD*, para a junta soldada aço ASTM A182 F22 - Inconel 625 - aço ASTM A36. Outro destaque está associado à condição

do aço ASTM A182 F22 no estado forjado, processo de soldagem MIG e tempo de TTPS de 6h. Os ensaios de mecânica da fratura ao ar, após pré-carga de hidrogênio, foram direcionados no sentido de se verificar a influência do hidrogênio retido na tenacidade à fratura (*CTOD*) da junta soldada.

1.1 Objetivo geral

O presente trabalho tem como objetivo avaliar o efeito da hidrogenação na tenacidade à fratura quasistática de uma junta soldada dissimilar, tendo como metais de base os aços ASTM A182 F22 e A36, soldados com metal de adição a base de Ni, Inconel 625.

1.2 Objetivos específicos

- I. Analisar o comportamento de tenacidade à fratura em CPs com e sem hidrogenação, tendo como referência o parâmetro *CTOD*;
- II. Analisar as características microestruturais no entorno da interface da solda de amanteigamento, para as condições com e sem TTPS utilizando-se tanto amostras de seção transversal normal quanto de microsecção de baixo ângulo;
- III. Quantificar as propriedades mecânicas da junta soldada via ensaios de tração, dureza e microdureza;
- IV. Analisar os micromecanismos de falha via caracterização fractográfica.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços ARBL

Os aços-carbono apresentam um campo de aplicação bastante abrangente, desde que os requisitos principais não envolvam requisitos especiais. Diante de aplicações específicas, onde se tem exigências normatizadas, os aços carbono ficam inviáveis; recorrendo-se, assim, aos aços microligados. Em geral, os aços que apresentam em sua composição determinados tipos de elementos de liga, são mais caros que os aços carbonos comuns mas, para algumas aplicações de engenharia, são os únicos materiais que satisfazem determinadas condições.

Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) ou inglês *High Strength Low Alloy* (HSLA) que contêm baixo teor de carbono e pequenas adições de Nb, V, Ti exibem uma excelente combinação de alta resistência, resistência à fragilização e boa soldabilidade (CHAKRABORTY, REJEESH, ALBERT, 2016). Os aços (ARBL) são utilizados em diversas aplicações industriais, tais como nuclear, extração e transporte de petróleo, setor alimentício entre outros. Na exploração de petróleo *offshore*, verifica-se a utilização desses materiais em sistemas de *risers*, árvores de natal e cabeças de poços marítimos (WORMSEN et al., 2015). No presente trabalho foram empregados como metal de base da junta soldada os aços ARBL, ASTM A182 F22 e ASTM A36, sendo que a região soldada de interesse está localizada na interface dissimilar do aço ASTM A182 F22, pois a região no entorno da LF apresenta microestruturas bastante susceptíveis à fragilização por hidrogênio.

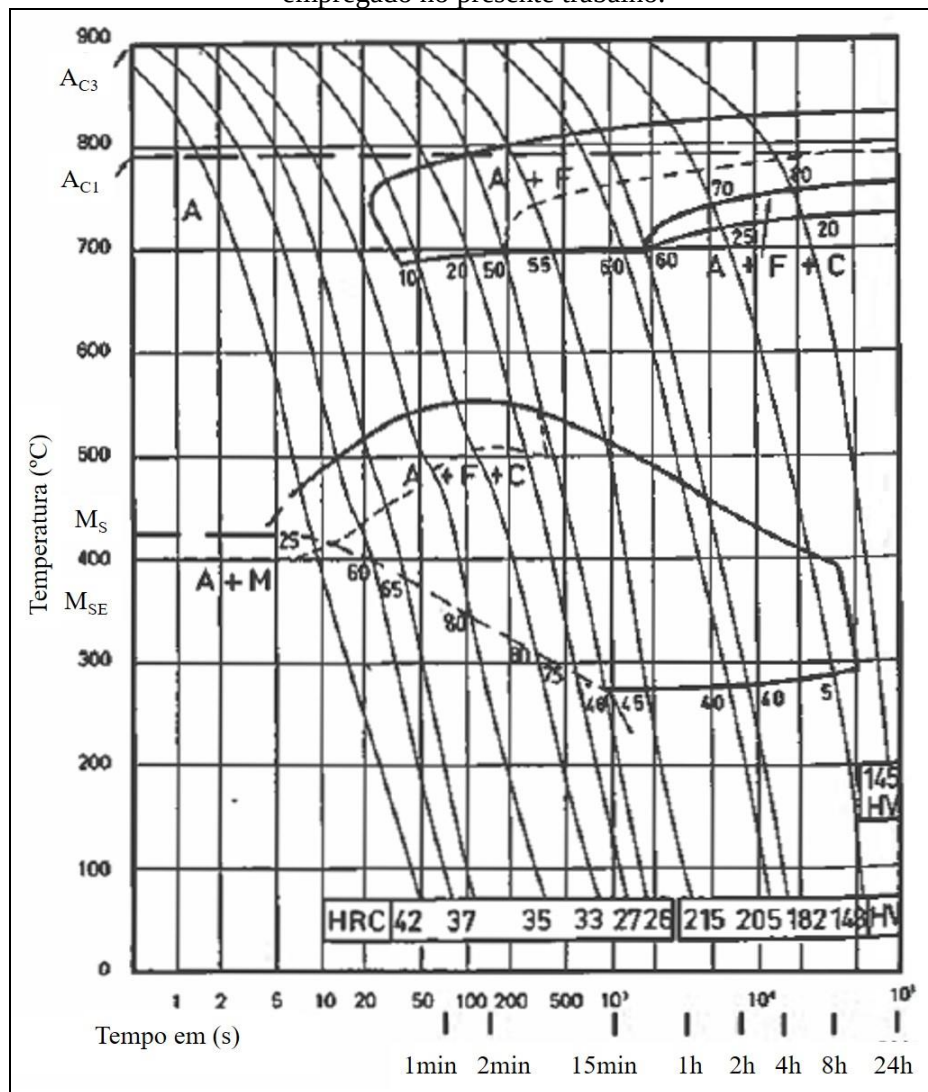
2.1.1 Aço ASTM A182 F22

Como já descrito anteriormente, um dos aços ARBL utilizado neste trabalho foi o aço ASTM A182 F22, onde o “F” indica que o material está no estado forjado. O forjamento resulta numa microestrutura de grãos finos, que é capaz tanto de fornecer alta resistência quanto alta tenacidade (HASSEL, 2013). O bom desempenho em termos de propriedades mecânicas e resistência à corrosão deste material é atribuída à fina dispersão de carbonetos de cromo e molibdênio (MA; CHEN, 2015).

A adição de cromo e molibdênio, ao aço de baixo carbono, retarda a curva de transformação da ferrita-perlita, favorecendo a temperabilidade dos aços. No aço ASTM A182 F22, a adição destes elementos ocorre em proporção que se sobressai quando comparado aos demais elementos de liga presentes (HASSEL, 2013). Esse retardo da curva de

transformação pode ser visualizado na Figura 4, na qual se observam as curvas TTT para um aço com composição química próxima a do aço ASTM A182 F22 empregado no presente estudo. A partir das curvas de resfriamento especificadas na Figura 4, observa-se a formação das microestruturas, ferrita, cementita e martensita para todas as curvas de resfriamento sobrepostas.

Figura 04 - Curvas TTT para um aço com composição química próxima à do aço ASTM A182 F22 empregado no presente trabalho.

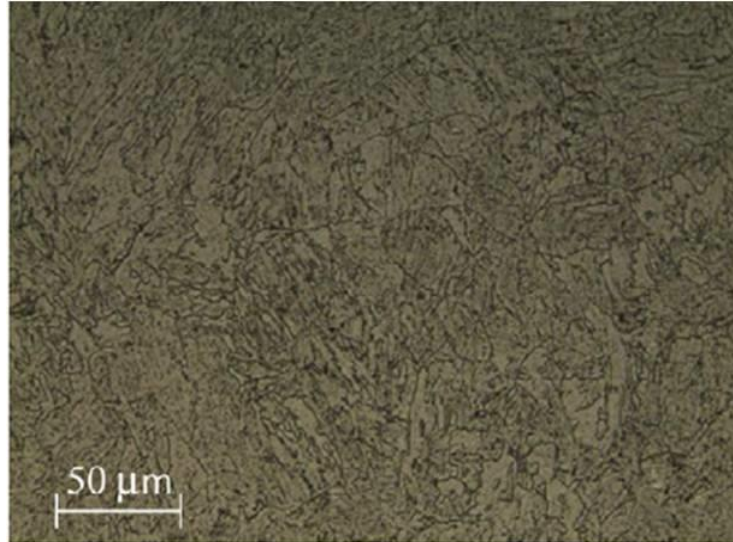


Fonte: Adaptado de Vander Voort (1991 *apud* HASSEL, 2013).

Com relação às características microestruturais e propriedades mecânicas das juntas produzidas com o aço ASTM A182 F22 pode-se citar o trabalho dos autores, Fallahmohammadi, Bolzoni e Lazzari (2013), que empregaram tubo de aço ASTM A182 F22 com tratamentos térmicos de têmpera e revenido, de modo que verificaram uma microestrutura composta de grãos de ferrita alongados com martensita revenida (Figura 5).

Com relação às propriedades mecânicas obtiveram os valores de 488MPa e 613MPa para o limite de escoamento e resistência à tração, respectivamente.

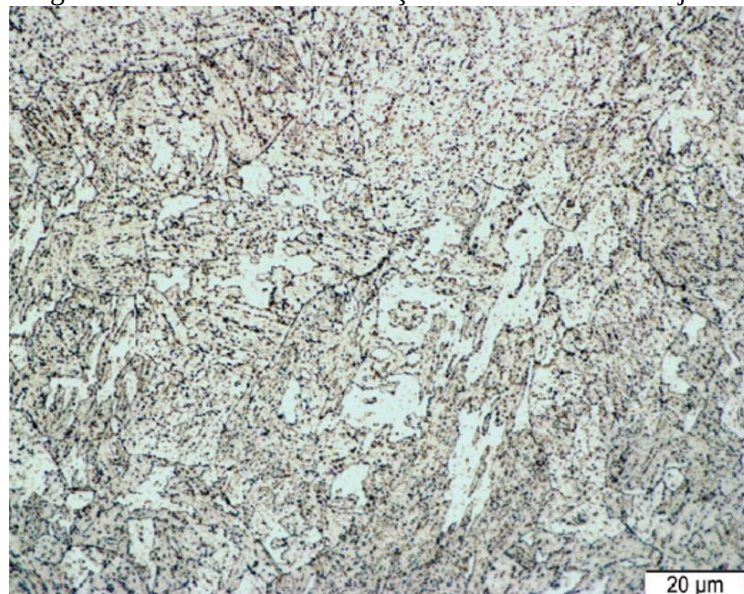
Figura 05 - Microestrutura do aço ASTM A182 F22 temperado e revenido.



Fonte: Fallahmohammadi, Bolzoni e Lazzari (2013)

Dai e Lippold (2017) estudaram a solda composta pelo aço ASTM A182 F22 (forjado) e Inconel 625. Esses autores citam a presença de martensita revenida no metal de base forjado, Figura 6. Com relação as propriedades mecânicas, verificaram valores próximos a 548 e 682 MPa para os limites de escoamento e de resistência à tração, respectivamente.

Figura 06 - Microestrutura do aço ASTM A182 F22 forjado.



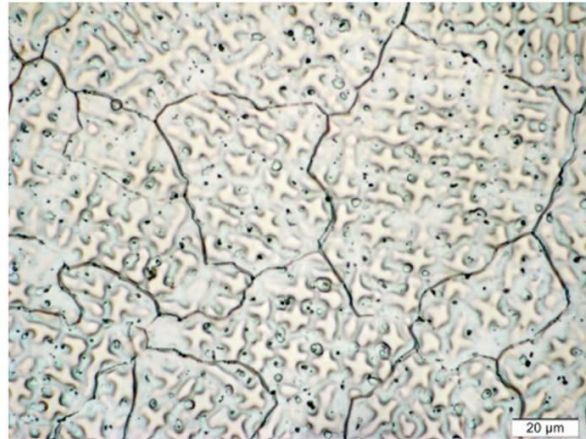
Fonte: Dai e Lippold (2017)

2.2 Superliga de base níquel

Uma das ligas mais utilizadas como metal de adição, em juntas soldadas, pelo setor petrolífero é o Inconel 625. Ela também tem sido amplamente utilizada em aplicações aeroespaciais, petroquímicas, químicas e marítimas devido à sua combinação de alta resistência à tração, excelente resistência à corrosão e resistência à fadiga em ambientes agressivos (COOPER et al., 2015; DINDA; DASGUPTA; MAZUMDER, 2009; YENI; KOÇAK, 2008). Estas excelentes propriedades tornaram o Inconel 625 uma escolha para diversas aplicações numa vasta gama de temperaturas desde condições criogênicas até ambientes de temperatura elevada (WANG et al., 2016; SHANKAR; RAO; MANNAN, 2001). No entanto, a produção de componentes com Inconel 625 é ainda desafiadora, principalmente devido ao elevado custo de produção desse material (GANESH et al., 2010). Além dos processos de soldagem, muitos trabalhos têm sido realizados para produzir componentes com este material, por meio dos métodos de processamento em escala industrial como fundição, metalurgia do pó ou forjamento (KUO et al., 2009; MA et al., 2015; WANG et al., 2016). A técnica de manufatura tem sido uma alternativa viável e econômica no processo de fabricação empregando o Inconel 625 (WANG et al., 2016).

Com relação à microestrutura, a liga Inconel 625 apresenta uma matriz cúbica de face centrada em solução sólida, podendo conter carbonetos que são inerentes a este tipo de liga como, por exemplo, os carbonetos do tipo MC e M_6C (ricos em níquel, nióbio, molibdênio e carbono) (RAMKUMAR et al, 2017). Adicionalmente, o $M_{23}C_6$, carboneto rico em cromo, aparece em material tratado em temperaturas mais baixas (SPECIAL METALS, 2017). Na Figura 7, tem-se a imagem de microscopia óptica da liga Inconel 625, empregada na junta dissimilar entre 8630M que foi estudada no trabalho de Bourgeois (2015). Segundo o autor, a região mais clara da microestrutura corresponde à matriz austenítica, ao passo que as regiões escuras, aos carbonetos interdendríticos.

Figura 07 - Microestrutura do metal de solda, Inconel 625



Fonte: Bourgeois (2015)

Dodge et al. (2014) também analisaram o comportamento da interface dissimilar composta pelo aço AISI 8630M e Inconel 625. Esses autores verificaram que um tempo de TTPS excessivo promoveu a precipitação de carbonetos no Inconel 625, mais especificamente na zona que recebe a denominação de planar (Φ) que será apresentada mais adiante. Esses carbonetos mostraram-se ricos em cromo e do tipo M_7C_3 . Os autores citam que a formação destes carbonetos está associada à difusão de carbono do metal de base, durante TTPS, sendo esse efeito mais evidente no 8630M já que este apresenta maior teor de carbono, quando comparado ao aço ASTM A182 F22. No entanto, um tempo de TTPS excessivo também pode beneficiar a presença de M_7C_3 na zona Φ do aço ASTM A182. Ambos citam, ainda, que as juntas ASTM A182 F22 - Inconel 625 apresentaram maior desempenho, quanto à resistência à fratura, quando submetidas a TTPS de 10 horas. Os autores associam à fragilização das juntas soldadas, compostas pelos metais de base aço ASTM A182 F22 ou aço AISI 8630M e metal de adição Inconel 625 ao carboneto M_7C_3 , bem como complementam que é bastante provável que a presença desse carboneto afete o desempenho da junta quando da sua aplicação por longo período de tempo. Adicionalmente, deve-se destacar que, em termos de susceptibilidade à fragilização por hidrogênio, os aços ARBL estão em uma condição mais desfavorável em relação à liga Inconel 625, embora essa também seja passível de efeitos fragilizantes independentemente da formação da zona Φ (VAN DEVENTER; MARONI, 1980).

Segundo Hicks e Altstetter (1990), as superligas Inconel 718 e 625 são susceptíveis à fragilização por hidrogênio. Com relação ao mecanismo de falha, constaram que ambas as ligas apresentaram o mecanismo transgranular. Por fim, verificaram que a suscetibilidade à fragilização por hidrogênio é mais pronunciada na liga endurecida por precipitação 718 e menos pronunciada para a liga monofásica 625.

2.3 Microestrutura em juntas soldadas dissimilares

A região onde duas ou mais peças são unidas por soldagem recebe a denominação de junta soldada. Quando a composição química dos metais que compõem a junta apresenta diferenças significativas, ela recebe a denominação de junta dissimilar. A presença deste tipo de união vem se tornando comum nas usinas de geração de energia, indústrias químicas e petroquímicas, sobretudo naquelas que trabalham a altas temperaturas e altas pressões. Dentre os vários motivos que geraram a utilização da soldagem dissimilar destacam-se o uso de metal de adição mais especiais com o intuito de minimizar defeitos provenientes da soldagem e o desenvolvimento de juntas soldadas mais seguras e eficientes.

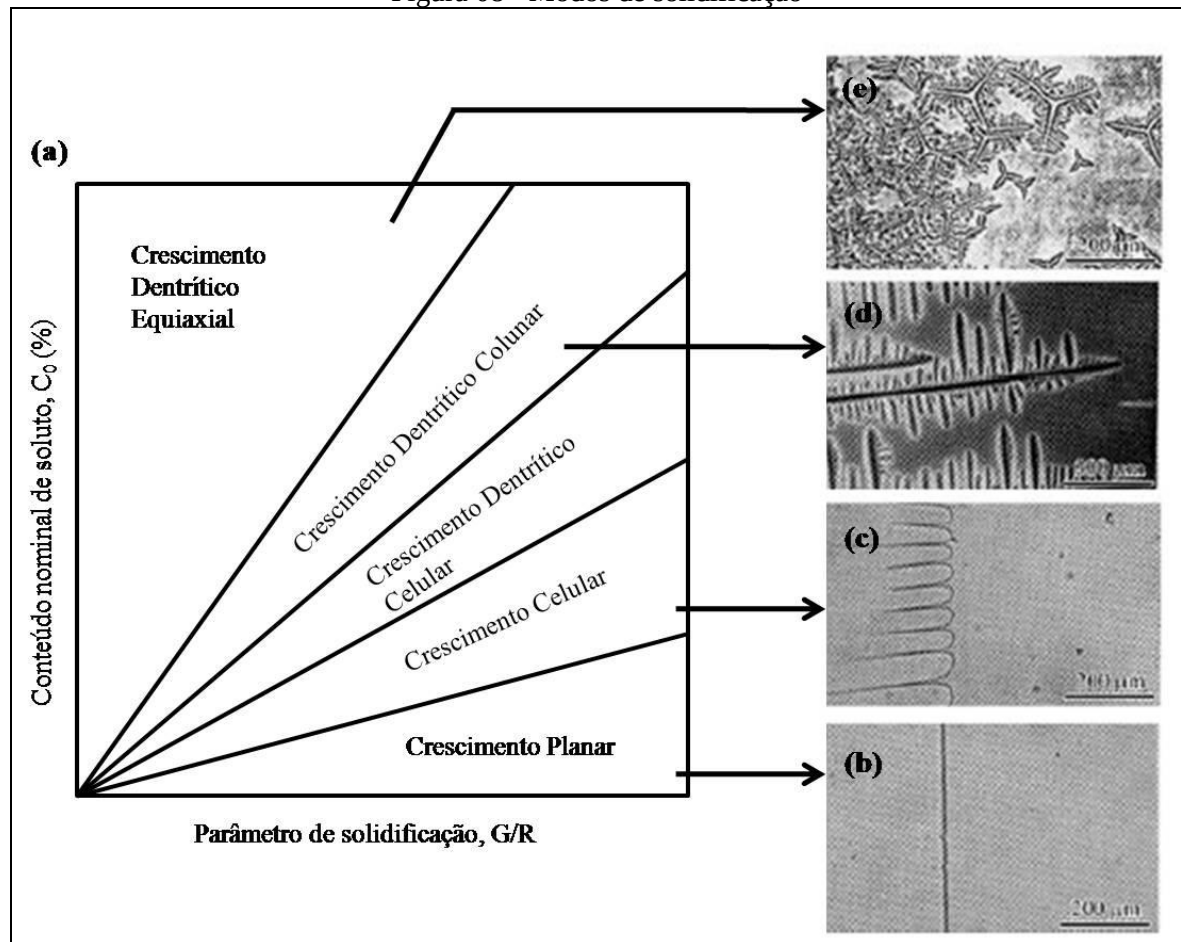
A soldagem dissimilar é consideravelmente mais complexa do que a soldagem de materiais semelhantes, sendo caracterizada por grandes gradientes de composição e alterações microestruturais em torno da linha de fusão (ALEXANDROV, 2012; DODGE, 2014; SOYSAL et al., 2016). Quando se unem materiais diferentes, podem ocorrer problemas que não se limitam àqueles experimentados nos materiais não soldados. Com relação às microestruturas que são geradas após a soldagem e, subsequente tratamento térmico Pós Solda (TTPS), que corresponde a um revenimento, Davis (2006 apud DODGE, 2014) cita que as considerações preliminares para o sucesso em serviço de um componente com soldagem dissimilar incluem:

- problemas gerais de ligação;
- pontos de fusão amplamente diferentes;
- coeficientes de expansão térmica diferentes;
- as diferenças de condutividade térmica;
- problemas de corrosão, tais como a corrosão galvânica, oxidação e fragilização por hidrogênio.

2.3.1 Microestrutura do metal de solda

Na Figura 8(a), tem-se a variação microestrutural observada no metal de solda após a solidificação. Dodge (2014) e Fenske (2010) citam quatro tipos de interfaces sólido-líquido que estão associadas à solidificação de materiais orgânicos transparentes, incluindo planar, celular, dendríticas celular, colunar e equiaxial.

Figura 08 - Modos de solidificação



Fonte: Adaptada de Dodge (2014)

Notas: (a) Fatores que controlam o modo de crescimento durante a solidificação de metais líquidos; (b) Solidificação planar do tetrabrometo de carbono; (c) Solidificação celular do tetrabrometo de carbono com uma pequena quantidade de impureza; (d) solidificação dendrítica colunar do tetrabrometo de carbono com porcentagem alta de impureza e (e) Solidificação dendrítica equiaxial do ciclohexano com impureza.

Nas proximidades da linha de fusão – na interface líquido-sólido – é observado um crescimento planar que corresponde ao modo de solidificação, comum para os metais puros, sem sub-resfriamento severo, Figura 8(b). Em seguida, a interface planar passa a ser dividida em uma frente de solidificação dendrítica celular, Figura 8(c), sendo os limites celulares formados por carbonetos ricos em Nb-Mo (FENSKE et al., 2012). Com o crescimento contínuo da fronteira de solidificação, os grãos crescem de forma colunar seguido por crescimento dendrítico equiaxial, Figuras 8(d) e (e) (DODGE, 2014; FENSKE, 2010).

A título de informação, já que os pormenores não fazem parte dos objetivos deste trabalho, a teoria de super-resfriamento constitucional, que considera o aspecto termodinâmico do problema, e a teoria da estabilidade de interface, voltada para a cinética de interface e a transferência de calor, são as duas principais teorias quantitativas propostas para

descrever o desarranjo observado na interface sólido-líquido (DODGE, 2014; FENSKE, 2010).

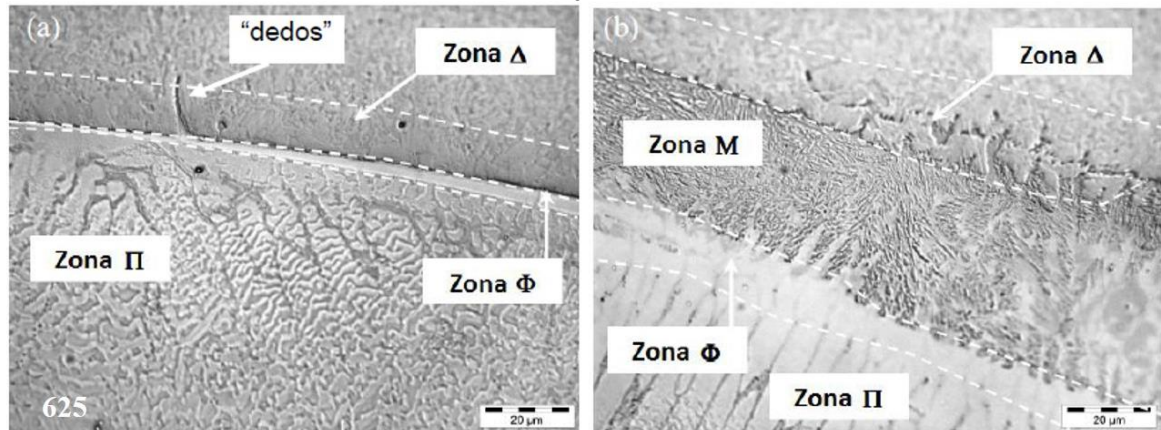
2.3.2 Segregação em soldas dissimilares

A microsegregação corresponde à segregação na escala de espaçamento dendrítico, ou celular, como consequência da redistribuição do soluto durante o resfriamento (KOU, 2003; GLICKSMAN, 2011). No entanto, quando ocorre uma diferença significativa na composição do metal de solda tem-se a presença da macrosegregação em vez de microsegregação (DODGE, 2014; YANG; KOU, 2007a). Na soldagem dissimilar em múltiplos passes, a macrosegregação ainda pode ocorrer devido ao primeiro cordão de soldagem apresentar uma diluição do metal de base, diferentemente dos cordões que são empilhados subsequentemente (ESTES; TURNER, 1964). Os autores Yang e Kou (2007b) mencionam que a macrosegregação é importante na soldagem dissimilar, que é rotineiramente realizada via soldagem a arco, pois pode causar a fissura por hidrogênio e por corrosão sob tensão.

Esta mudança de composição significativa que tem sido observada em uma variedade de combinações de ligas de solda de metais dissimilares, incluindo aços, aços inoxidáveis, ligas de alumínio, ligas à base de níquel, bem como outras superligas que, segundo Fenske (2010), ainda requer um melhor entendimento. Regiões macrosegregadas aparecem em diferentes tamanhos, morfologias e proporções de composição em praticamente todos os sistemas estudados. Verifica-se uma certa confusão associada à variedade de nomenclatura na especificação destas regiões. Essas nomenclaturas podem se basear, por exemplo, na morfologia, na composição, no tamanho e nas propriedades mecânicas ou de corrosão (FENSKE, 2010). Como por exemplo, citam-se “zonas duras”, “zonas parcialmente misturadas”, “zonas não misturadas”, “zonas parcialmente diluídas” entre outras (BEAUGRAND; SMITH; GITTOS, 2009; SAVAGE; NIPPES; SZEKERES, 1976; YANG; KOU, 2007b).

Na presente pesquisa, adotou-se a denominação de zonas parcialmente diluídas (ZPDs), similar ao trabalho de Beaugrand, Smith, Gittos (2009) ao estudarem o efeito dos parâmetros de soldagem na junta soldada dissimilar constituída do aço AISI 8630M forjado e INCONEL 625, bem como a classificação que ele adotou para as zonas presentes nas ZPD's, Figura 9.

Figura 09 - Distribuição da microestrutura em torno da linha de fusão do aço AISI 8630M com o metal de adição Inconel 625.



Fonte: Adaptado de Beauprand, Smith e Gittos (2009).

Partindo-se do metal de base no sentido do metal de solda, Beauprand, Smith, Gittos (2009) classificaram estas zonas como:

- Zona 1 - Metal de base AISI 8630M forjado não afetado pela soldagem, constituído de matriz ferrítica com frações de inclusões e carbonetos. Vale salientar que a Figura 9 não permite a visualização dessa microestrutura;
- Zona Δ - apresenta-se estreita e descarbonetada, localizada na região de grãos grosseiros (RGG) da zona termicamente afetada do aço AISI 8630M, constituída basicamente de ferrita;
- Zona M, localizada dentro da ZPD, constituída de ferro martensítico de estrutura TCC com formato em conchas aprisionadas dentro do metal de solda a poucas dezenas de microns da linha de fusão. Essa zona apresenta-se descontínua (DODGE et al., 2014);
- Uma Zona Φ , também localizada na ZPD, com supersaturação de carbono em solução sólida e aspecto de solidificação planar. Tem estrutura cristalina da matriz do metal de solda, ou seja, CFC. Seu tamanho é de apenas dezenas de microns e, diferentemente da zona M, apresenta-se contínua na interface da junta (DODGE et al., 2014);
- Uma Zona II na região parcialmente diluída, constituída de matriz austenítica CFC com pontos dendríticos associados a elementos de liga com alto número atômico. Ela se estende em uma faixa maior do metal de solda podendo atingir centenas de microns;
- Uma região distante da interface, onde a massa do INCONEL 625 se apresenta quimicamente diluída com uma baixa percentagem de elementos de liga do aço AISI 8630M forjado. Esta zona também se apresenta com estrutura austenítica CFC e corresponde a sexta zona, não sendo especificada na Figura 9.

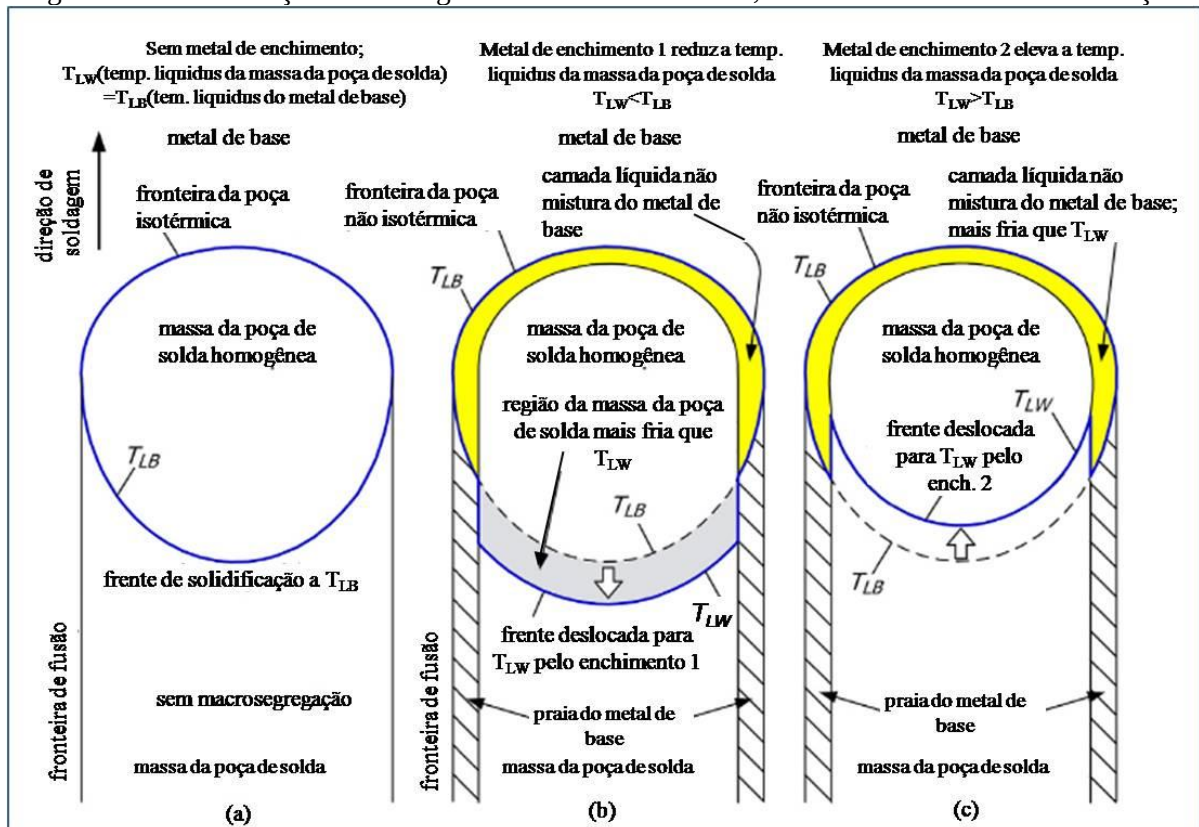
Existe ainda uma nomenclatura baseada nas formas geométricas para regiões compreendidas nas ZPDs, a saber: “praias”, “penínsulas”, “ilhas” e “baías” (DOODY, 1992). Estas microrregiões têm suas características governadas pelas condições de soldagem, cujos parâmetros são difíceis de ser controlados com precisão (Dodge et al., 2014). Esses autores não encontraram dependência da distribuição dessas zonas como consequência das condições TTPS.

Os autores Fenske et al. (2012) observaram que nas juntas soldadas, entre aços ASTM A182 F22 ou AISI 8630M soldadas com Inconel 625, as zonas Φ e Π apresentam-se contínuas ao longo da interface dissimilar.

Na tentativa de explicar a formação das regiões macrosegregadas, que têm uma vasta variação, foram levantados os possíveis mecanismos, incluindo fluxo de fluido e grau de mistura, difusão de líquido e sólido, convecção, mecanismos de solidificação, bem como uma variedade de combinações (DOODY, 1992).

Vários autores (YANG; KOU, 2007a; KOU; YANG, 2007; SOYSAL et al., 2016), estudando a macrosegregação em soldas dissimilares deram um avanço significativo na compreensão dos mecanismos de macrosegregação de soldas dissimilares. No seu trabalho, os autores Soysal et al. (2016) consideraram três situações para a frente solidificação conforme Figura 10.

Figura 10 - Considerações na soldagem de metais dissimilares, mostrando a frente de solidificação.



Fonte: Adaptado de Soysal et al. (2016).

Notas: (a) em T_{LB} . (b) deslocada para trás do enchimento dissimilar, $T_{LW} < T_{LB}$; (c) deslocada para frente do enchimento dissimilar, $T_{LW} > T_{LB}$. O metal de enchimento muda a composição e conseqüentemente a temperatura liquidus da massa do metal de solda. A fronteira da poça (linha azul) já não é isotérmica com enchimento dissimilar.

Inicialmente, vale destacar que as siglas, T_{LB} e T_{LW} , correspondem respectivamente, às temperaturas liquidus da massa da poça de fusão dos metais de base e de solda. A Figura 10(a) mostra o caso de soldagem sem metal de enchimento. A fronteira de toda a poça é uma isoterma em T_{LB} incluindo a frente de solidificação (isto é, a parte arrastada da fronteira da poça) se uma superfusão é desprezível. O metal de solda resultante é macroscopicamente uniforme em composição, mas a microsegregação ainda existe.

Com o emprego do metal de enchimento dissimilar, Figura 10(b), ocorre a alteração da composição da massa da poça de fusão e, portanto, a alteração da composição da massa do metal de adição, de forma que a temperatura liquidus da massa da poça de fusão do metal de solda (T_{LW}) não seja mais T_{LB} mas, sim, T_{LW} que é menor, ou seja, $T_{LW} < T_{LB}$. Desta forma, a frente de solidificação da poça de fusão se desloca para trás de T_{LB} . Isso ocorre porque, de acordo com o fluxo de calor na soldagem, uma isoterma de temperatura mais baixa está localizada mais distante da fonte de calor do que uma de temperatura mais alta. Assim, a

fronteira da poça de fusão já não é isotérmica na T_{LB} (KOU; YANG, 2007; SOYSAL et al., 2016; YANG; KOU, 2007a).

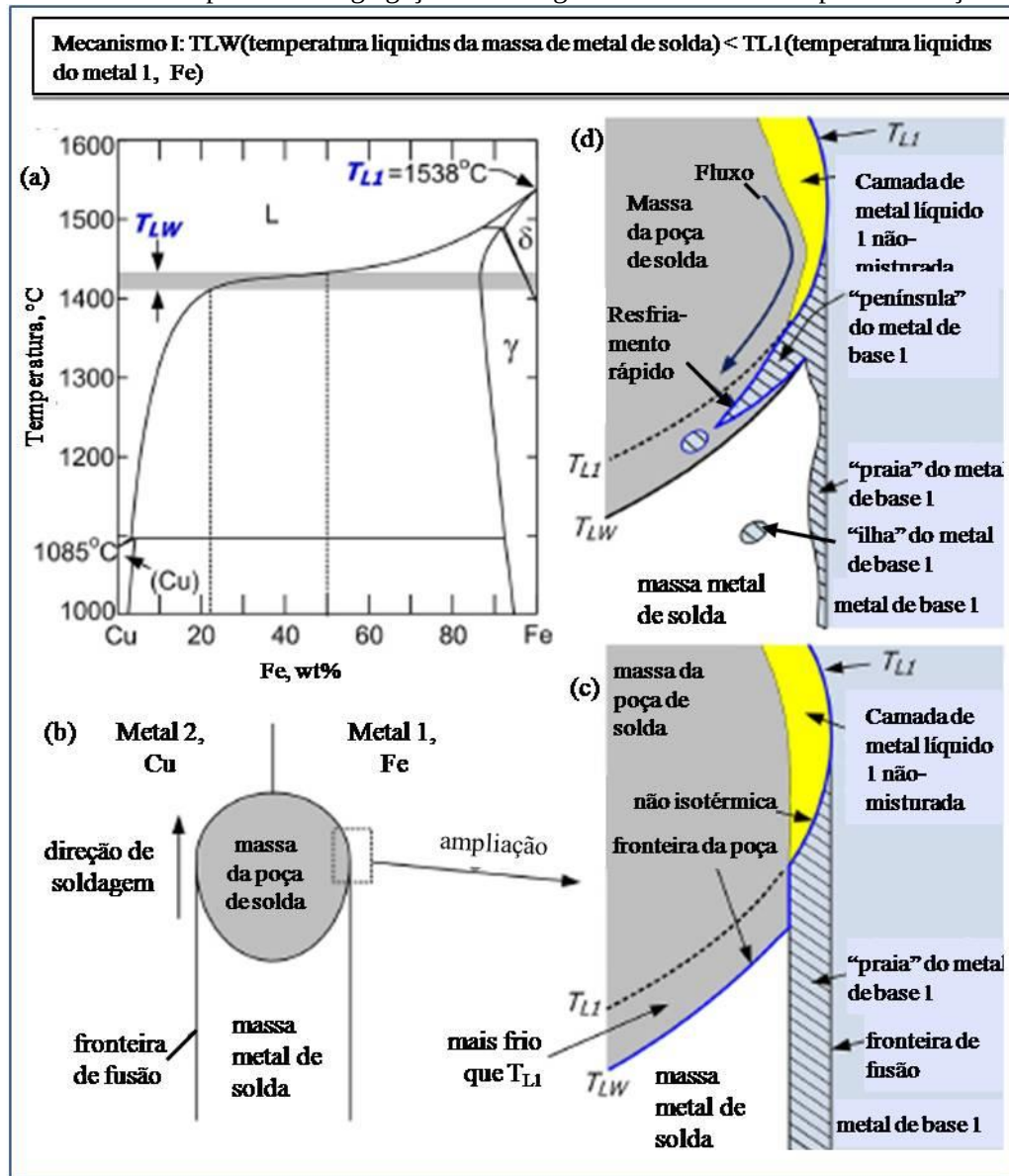
Ainda com relação a Figura 10(b), os autores, Yang e Kou (2007a), Kou e Yang (2007) e Soysal et al. (2016), citam que devido à diminuição do fluxo de fluido perto da fronteira da poça, uma camada de metal de base líquido não misturado pode existir ao longo da fronteira da poça, isto é, uma camada de metal base fundido não misturada com a massa da poça de fusão. Complementando, tem-se que a camada tem a mesma composição que o metal de base e que se solidifica como uma praia com composição do metal de base. Deste modo, o metal de soldagem resultante não é mais uniforme na sua composição. A região da massa da poça de fusão à frente da frente de solidificação está abaixo de T_{LB} , isto é, mais fria do que a temperatura necessária para que o metal de base líquido possa iniciar a solidificação. Deste modo, se a convecção levar o metal de base fundido mas não misturado para dentro da massa da poça de fusão mais fria perto da frente de solidificação, pode começar a solidificar rapidamente numa península ou ilha com microestrutura do metal de base, antes de ter tempo para se misturar com a massa da poça de fusão circundante (YANG; KOU, 2007a; KOU; YANG, 2007; SOYSAL et al., 2016).

Os autores Yang e Kou (2007a), Kou e Yang (2007) e SOYSAL et al. (2016) apresentam ainda a situação contrária à discutida anteriormente e mostrada na Figura 10(c). Nesta, o metal de enchimento altera a composição da massa da poça de fusão (e, portanto, a composição da massa do metal de solda) de tal modo que a temperatura liquidus do metal de solda não é mais T_{LB} , mas aumentada para T_{LW} , isto é: $T_{LW} > T_{LB}$. Assim, a frente de solidificação da massa da poça de fusão se desloca da frente T_{LB} para T_{LW} . Novamente, a camada de metal de base líquido não misturado solidifica como uma praia de composição de metal de base. A camada está abaixo de T_{LW} , isto é, mais fria do que a temperatura necessária para que a massa da poça de fusão possa iniciar a solidificação. Assim, se a convecção empurra o líquido na massa da poça de fusão para esta camada mais fria, pode começar a solidificar rapidamente antes de ter tempo para se misturar com o metal base líquido. O metal base líquido ainda dentro da camada líquida subsequentemente se solidifica como uma praia com composição semelhante à do metal de base, de forma irregular. Isto pode explicar por que o metal de base fundido na camada pode solidificar sem se misturar com a massa da poça de fusão e parecer com forma altamente irregular.

Na Figura 11, tem-se a representação do mecanismo I que é proposto pelos autores Soysal et al. (2016) para explicar a macrosegregação na soldagem entre metais dissimilares,

usando Cu e Fe como exemplo. Tendo como base a temperatura liquidus da massa de metal de solda T_{LW} em relação à temperatura liquidus do metal 1 (ou liga 1) T_{L1} .

Figura 11 - Mecanismo I para macrosegregação em soldagem de metal dissimilar para a condição $T_{LW} < T_{L1}$.



Fonte: Adaptado de Soysal et al. (2016).

Notas: (a) diagrama de fases de Cu-Fe; (b) vista de plano do conjunto de solda e vizinhança; (c) formação de praia; (D) formação da península e ilha, bem como praia.

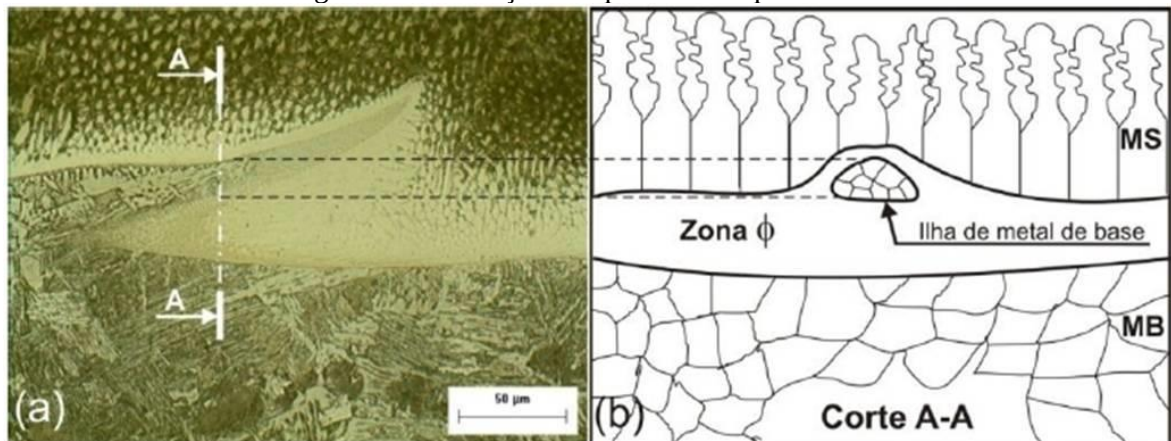
A Figura 11 corresponde à situação em que $T_{LW} < T_{L1}$, mecanismo I, usando o diagrama de fase binário Cu-Fe mostrado na Figura 11(a). Uma vista do esboço da poça de fusão é mostrada na Figura 11(b). Conforme explicado anteriormente na Figura 10, quando a massa da poça de fusão e o metal de base diferem uns dos outros na composição, a fronteira da poça não é mais isotérmica à temperatura liquidus do metal de base.

Na Figura 11(c), tem-se a frente de solidificação da massa da poça de fusão que está a T_{LW} enquanto a camada líquida não misturada, metal 1, está a T_{L1} . Se esta camada não é perturbada por convecção, pode começar a solidificar em T_{L1} , formando uma praia do metal de base 1. Conforme mencionado anteriormente, uma isoterma de temperatura mais baixa deve estar localizada mais atrás da fonte de calor. Assim, uma vez que $T_{LW} < T_{L1}$, a frente de solidificação do conjunto de soldagem, T_{LW} , é deslocada para trás da isoterma T_{L1} . Outra situação, com relação à Figura 11(c), é quando a massa da poça de fusão à frente da frente de solidificação é mais fria do que T_{L1} , ou seja, mais fria do que a temperatura à qual o metal líquido 1 pode iniciar a solidificação. Assim, como mostrado na Figura 11(d), quando a massa da poça de fusão é transportada para trás a partir da camada de metal líquido não misturado 1, a região mais fria da massa da poça de fusão antes da frente de solidificação, metal líquido 1, pode começar a solidificar rapidamente antes que ocorra uma mistura significativa com o líquido circundante. Uma vez que os dois líquidos estão em contato íntimo um com o outro, a transferência de calor entre eles é altamente eficaz e, assim, capaz de arrefecer o metal líquido 1 imediatamente. Consequentemente, uma península e até uma ilha de metal 1 podem se formar (KOU; YANG, 2007; SOYSAL et al., 2016; YANG; KOU, 2007a).

Os autores Soysal et al. (2016) citam que o fluxo de fluido não precisa estar exatamente em um plano horizontal para formar uma península. No entanto, é necessária a existência de uma componente na direção contrária (oposta à direção de soldagem) de modo que possa ocorrer o transporte do metal líquido 1 para a região mais fria da massa da poça de solda antes da frente de solidificação. Isto porque, se o metal de base líquido 1 for levado para a frente (na direção de soldagem) para dentro da massa da poça de solda, este seria superaquecido e, deste modo, não pode solidificar rapidamente como uma península de metal não misturado 1. Consequentemente, as penínsulas de metal não misturado 1 não se formam em todos os lugares ao longo da fronteira de fusão e podem não aparecer numa secção transversal de soldagem tomada num local aleatório ao longo da solda (KOU; YANG, 2007; SOYSAL et al., 2016; YANG; KOU, 2007a).

Vários autores – dos quais destacamos Yang e Kou (2007a); Yang e Kou (2007b); Dodge (2014); Aguiar (2010 *apud* OLIVEIRA, 2013) - mencionam que, dependendo do plano de corte, uma ilha ilustrada numa micrografia transversal de soldagem pode ser uma península quando a amostra é retirada sobre a secção transversal conforme Figura 12.

Figura 12 - Formação do tipo “Ilha” e “penínsulas”



Fonte: Adaptado de Aguiar (2010 *apud* OLIVEIRA, 2013)

Notas: (a) seção longitudinal de um revestimento mostrando a direção de corte A-A. (b) Seção transversal esquemática resultante do corte A-A.

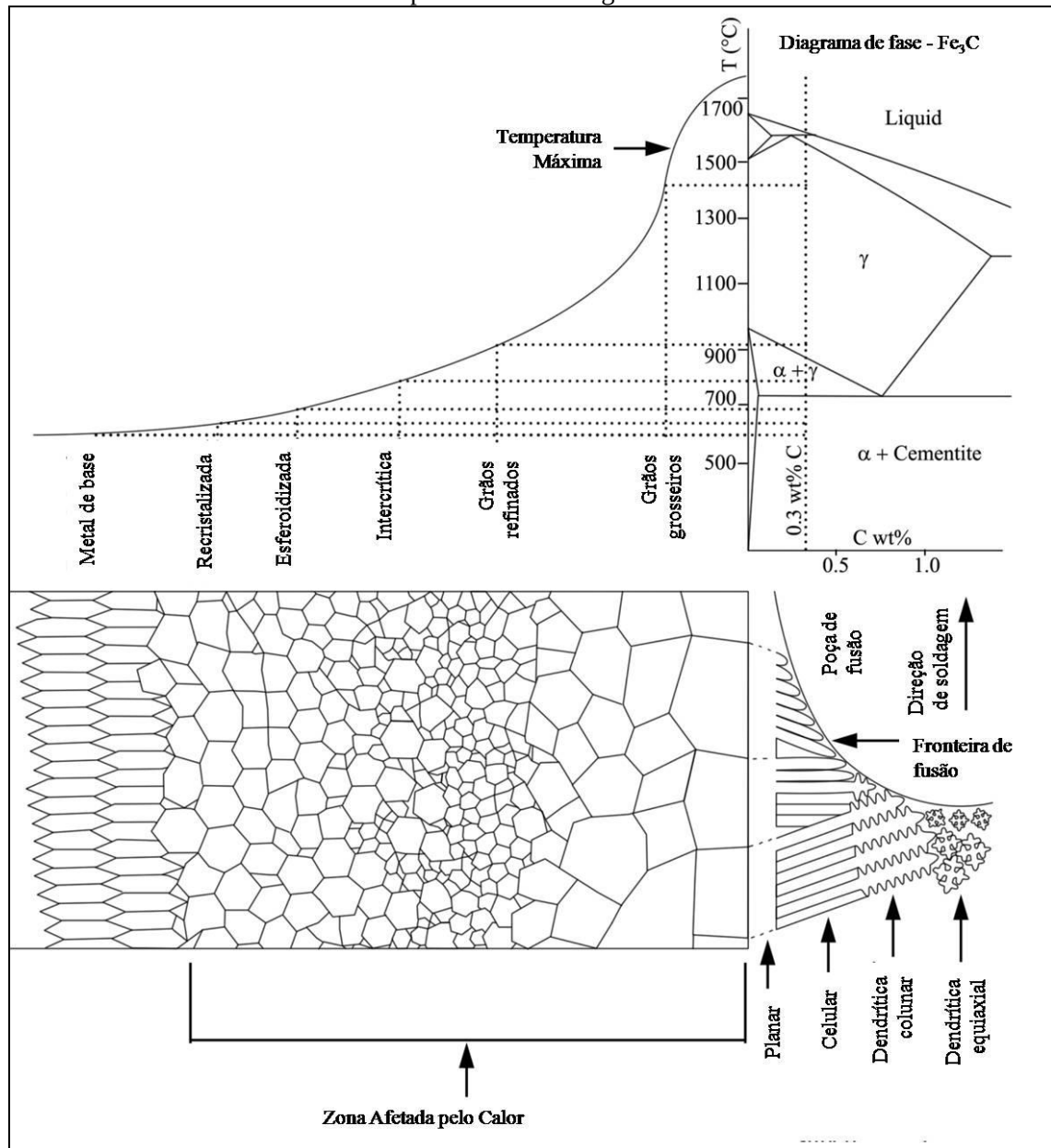
Em geral, as penínsulas tendem a ser orientadas paralelamente à fronteira de fusão devido à direção das correntes de convecção, que transportam o metal líquido para a área mais fria. Para a condição onde $T_{LW} < T_{LB}$, quanto maior a faixa de temperatura liquidus entre metal de solda e o metal de base, mais larga a região fria à frente da frente de solidificação. Isto efetivamente cria mais espaço para o metal base líquido solidificar entre o metal de solda líquido, sem um alto grau de mistura (DODGE, 2014; YANG; KOU, 2007a; YANG; KOU, 2007b).

2.3.3 Microestrutura da ZTA de junta dissimilar

O aquecimento gerado pela passagem da tocha de solda na superfície do metal cria uma microestrutura complexa na ZTA do metal de base. O ciclo térmico na soldagem a arco consiste de aquecimento rápido (centenas de graus por segundo), seguido de resfriamento relativamente rápido (da ordem de dezenas a centenas de graus por segundo) (DODGE, 2014). A alteração microestrutural na ZTA é dependente das taxas de aquecimento e resfriamento que, por sua vez, são determinados pelo calor de soldagem, pela espessura da peça a ser soldada, pela geometria e temperatura de interpasse (POORHAYDARI; PATCHETT; IVEY, 2005). Pelo exposto, é evidente que as alterações microestruturais na ZTA são dependentes do ciclo térmico de solda, da morfologia e do tamanho da ZTA que são consequências do processo de soldagem utilizado. As alterações microestruturais subsequentes afetam, diretamente, não só as propriedades mecânicas, tais como resistência de solda, mas também a resistência à corrosão (DODGE, 2014).

A ZTA pode ser dividida em cinco sub-zonas, dependendo do material a ser soldado. Na Figura 13, visualizam-se essas sub-zonas para o caso do aço carbono com 0,3wt%. Cada uma das sub-zonas corresponde a uma alteração na microestrutura, que é resultado das diferentes histórias térmicas que cada respectivo ponto experimenta. Isto significa que as propriedades mecânicas de cada subzona afetada termicamente serão diferentes. A largura da sub-zona é determinada pelo ciclo térmico e pela microestrutura do material antes da soldagem, ou seja, dependerá do processamento termo mecânico do material (DODGE, 2014; FENSKE, 2010). Por exemplo, o comportamento de recristalização é diferente em um material que tenha sido previamente recozido, em comparação com aquele que é trabalhado a frio. A extensão do crescimento de novos grãos será dependente, portanto, do tamanho do grão original da presença, de precipitados e da solubilidade que muda com a temperatura.

Figura 13 - Microestrutura gerada na ZTA e no metal de solda solidificado como consequência do processo de soldagem.



Fonte: Adaptada de Fenske (2010).

A ZTA de um metal de base ferrítico pode apresentar os microconstituintes citados na Figura 13, incluindo uma zona de granulação grosseira, zona recristalizada de grão fino, zona intercrítica, zona parcialmente esferoidizada e, por fim, a recristalizada ou revenida. A região de grãos grosseiros está presente devido à temperatura elevada, que ultrapassa a temperatura de transformação da austenita. Esta faz com que a granulação ferrítica original se transforme em grãos austeníticos grosseiros, resultando em uma região com maior tamanho de grão na ZTA. Da mesma forma, o grão fino da ZTA sofre uma transformação, tal como ele existe no interior da região da fase cúbica de face centrada da austenita. No entanto, o grau de

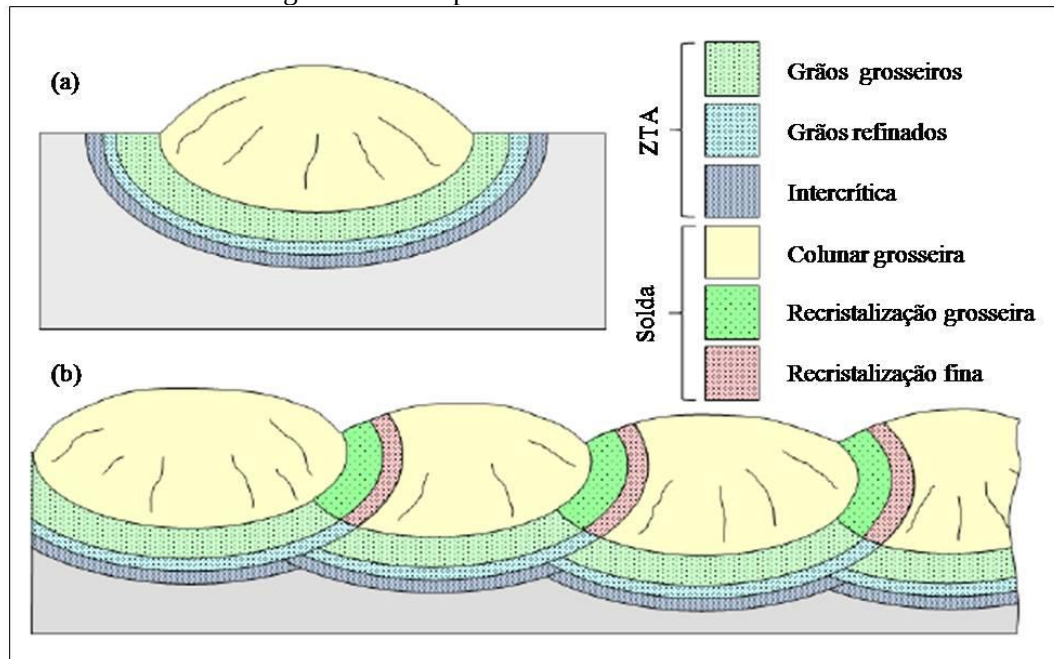
crescimento dentro desta região é reduzido devido ao menor perfil de temperatura experimentado neste ponto do metal de base (DODGE, 2014).

Este aumento de temperatura responsável pela transformação ferrita-austenita, seguido do resfriamento mais acelerado, favorece a formação da martensita que, como é sabido, confere elevado nível de tensão interna. Devido à formação martensítica e ao aumento na tensão interna do material, aplica-se após a solda, o TTPS. Neste, a solda de amanteigamento é aquecida a uma temperatura inferior à de austenitização, de modo que a martensita é revenida, reduzindo a susceptibilidade à fragilização, bem como regulando o nível de tensão interna (residuais) e dureza, aumentando a ductilidade da ZTA. No entanto, conforme descrito anteriormente, a fragilização por hidrogênio pode ser exacerbada pela presença do carboneto M_7C_3 , na zona planar, que pode se formar quando o TTPS ocorre com tempo de permanência longo (DODGE et al., 2014). Esse tratamento pode gerar também uma zona substancialmente descarbonetada na ZTA do forjado, causando perda de resistência e tenacidade (DODGE et al., 2014).

Em juntas amanteigadas, a ZTA é ainda mais complicada pela utilização de soldagem de múltiplos passes. Na Figura 14(a), tem-se um esquema de um corte transversal de um cordão de solda, a ZTA de soldagem apresenta as microestruturas típicas que foram abordadas anteriormente, incluindo a zonas de granulação grosseira e as zonas de granulação fina e intercrítica. À medida que os cordões de solda são feitos um ao lado do outro, Figura 14(b), o ciclo térmico refina parte do metal de solda anterior, resultando em recristalização grosseira e zonas recristalizadas com grãos finos. Como resultado, em cada início de soldagem, o aquecimento inicial é diminuído, a fim de reduzir o crescimento de novos grãos. O efeito de recozimento de passes subsequentes prolonga o tempo de resfriamento, atuando como pré-aquecimento de solda, o que também atua na redução da tensão residual (DODGE, 2014; FENSKE, 2010).

Ao aumentar o volume do metal de solda com granulação refinada, obtém-se uma resistência ao efeito de entalhe mais elevada, possivelmente como resultado da remoção de efeitos de segregação, tais como carbonetos localizados no contorno dos grãos colunares (ALMQVIST et al., 1972).

Figura 14 - Comparativo entre microestrutura.



Notas: (a) Cordão único. (b) Solda multipasse..

Fonte: Adaptada de DODGE (2014)

2.4 Mecânica da fratura

Em geral, materiais dúcteis submetidos a carregamentos estáticos são limitados pelas suas tensões de cisalhamento, enquanto materiais frágeis são limitados pela tensão normal. Embora existam exceções a esta regra, quando materiais dúcteis se comportam como frágeis, como por exemplo, quando são submetidos: a uma redução de temperatura, ou um aumento de velocidade ou ainda diante de um estado de triaxilidade de tensões (a presença de trincas em um material dúctil pode promover a fratura súbita em níveis de tensão nominal bem abaixo da tensão de escoamento, mesmo em carregamentos estáticos) (NORTON, 2004). Essa situação requer diferentes teorias de falhas para as duas classes de materiais. É de interesse ter em mente as situações que caracterizarão a falha, uma por colapso plástico e a outra por fratura. Ambas as situações são falhas, mas os mecanismos que as causam são muito diferentes. Apenas materiais dúcteis podem deformar-se significativamente antes de se romperem. Materiais frágeis rompem sem mudanças significativas na forma.

Os pioneiros no estudo da mecânica da fratura foram Inglis e Griffith, nos anos de 1904 e 1924, respectivamente. A primeira evidência quantitativa do efeito da concentração de tensão em uma placa plana com trinca e carregamento conforme a Figura 15, foi tratada por Inglis (ARANA; GONZÁLEZ, 2002). Ele assumiu que a largura (2b) e o comprimento da

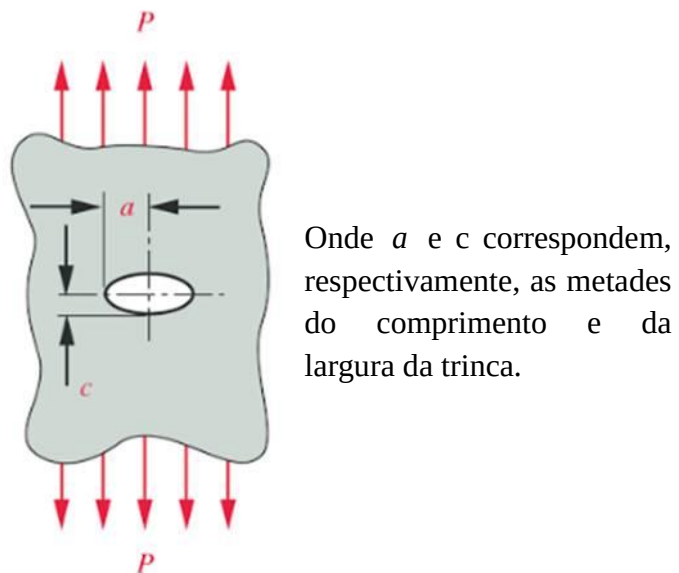
trinca (2a) são muito inferiores às dimensões da placa, e, a partir desse enunciado, encontrou que a tensão na extremidade da trinca é dada por:

$$\sigma_T = \sigma \left(1 + \frac{2a}{b} \right) \quad (1)$$

Onde: a razão σ_T / σ define o fator de intensidade de tensão K_t , conforme equação 2.

As teorias de falhas de materiais dúcteis e frágeis sob carregamento estático assumem que o material é perfeitamente homogêneo e isotrópico e, portanto, livre de quaisquer defeitos, como fendas, lacunas ou inclusões, que poderiam servir como concentradores de tensão. Isso raramente é verdadeiro para materiais reais. Na prática, toda estrutura contém imperfeições que podem variar desde inclusões não-metálicas e micro-lacunas até defeitos de solda, rachaduras de têmperas, etc. Essas imperfeições podem ocasionar o surgimento de trincas agudas que, quando estão na presença de um campo de tensões, cria concentradores de tensão que teoricamente tendem ao infinito, correspondendo à situação onde o valor da metade da largura da trinca (c) se aproxima de zero, conforme a Figura 15 (NORTON, 2004) e a equação 2.

Figura 15 - Concentração de tensão no canto de um furo elíptico em uma placa



Fonte: Adaptado de Norton (2004).

$$K_t = 1 + 2 \left(\frac{a}{c} \right) \quad (2)$$

A descoberta de Inglis gerou preocupação pois nenhum material é capaz de suportar valores de tensão que tendem ao infinito, e foi justamente esse paradoxo que motivou Griffith a desenvolver uma teoria que fosse baseada na energia ao invés da concentração de tensão. Ele estabeleceu que, para uma trinca presente em um material, sob carregamento elástico, ter seu tamanho aumentado, é necessário que a energia potencial disponível para sua propagação seja suficiente para superar a energia superficial do material.

As situações onde as tensões são grandes o suficiente na ponta da trinca, mesmo essa sendo de tamanho adequado, podem resultar em uma falha repentina que tem comportamento “aparentemente frágil”, apesar da natureza dúctil do material. Isto pode ocorrer em carregamento estático, mesmo em níveis de tensão remota inferior ao limite de escoamento do material. Muitas falhas catastróficas ocorreram durante o início de século 20 como, por exemplo, navios-tanque e navios de guerra construídos durante a segunda guerra mundial. Daí surge a mecânica da fratura para explicar e prever estas situações.

A consideração inicial desta ciência é a existência da trinca no material, bem como a geração do estado de tensão na região da trinca que deve estar associado ao estado plano de deformações ou de tensões. Esta ciência está dividida em duas grandes áreas: a mecânica da fratura linear elástica e a mecânica da fratura elasto-plástica.

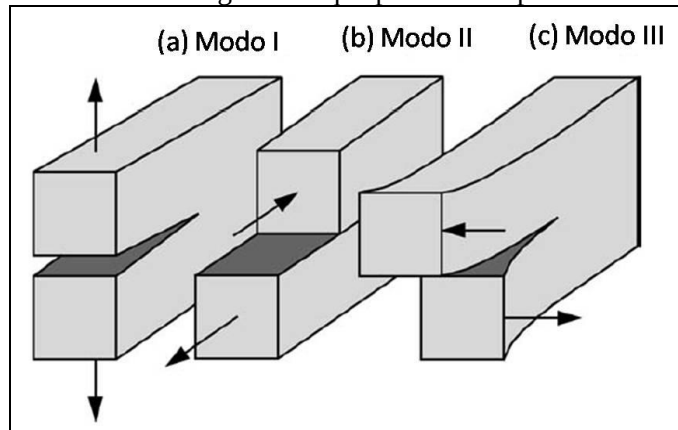
2.4.1 Mecânica da fratura linear-elástica (MFLE)

Esta área da mecânica da fratura trata das situações onde a região de escoamento em torno da ponta da trinca é pequena comparada às dimensões da peça, ou seja, estuda o comportamento de trincas em materiais tenazes, como os aços de resistência mecânica elevada. Ela também se aplica nos casos de aços de resistência mecânica moderada, desde que seja satisfeita a condição da existência de restrições à deformação plástica extensa na ponta da trinca.

Em 1957 Irwin estabeleceu que uma trinca num sólido pode se propagar de três modos, Figura 16, dependendo da orientação entre o carregamento e a trinca, sendo classificados em:

- Modo I _ a carga aplicada tenderá a puxar a trinca no sentido de abri-la sobre tração;
- Modo II _ a carga aplicada tenderá a deslizar a trinca no plano causando cisalhamento;
- Modo III _ o efeito do carregamento provoca o deslizamento da trinca para fora do plano em decorrência do efeito de rasgamento.

Figura 16 - Modos carregamento que podem ser aplicados a uma trinca

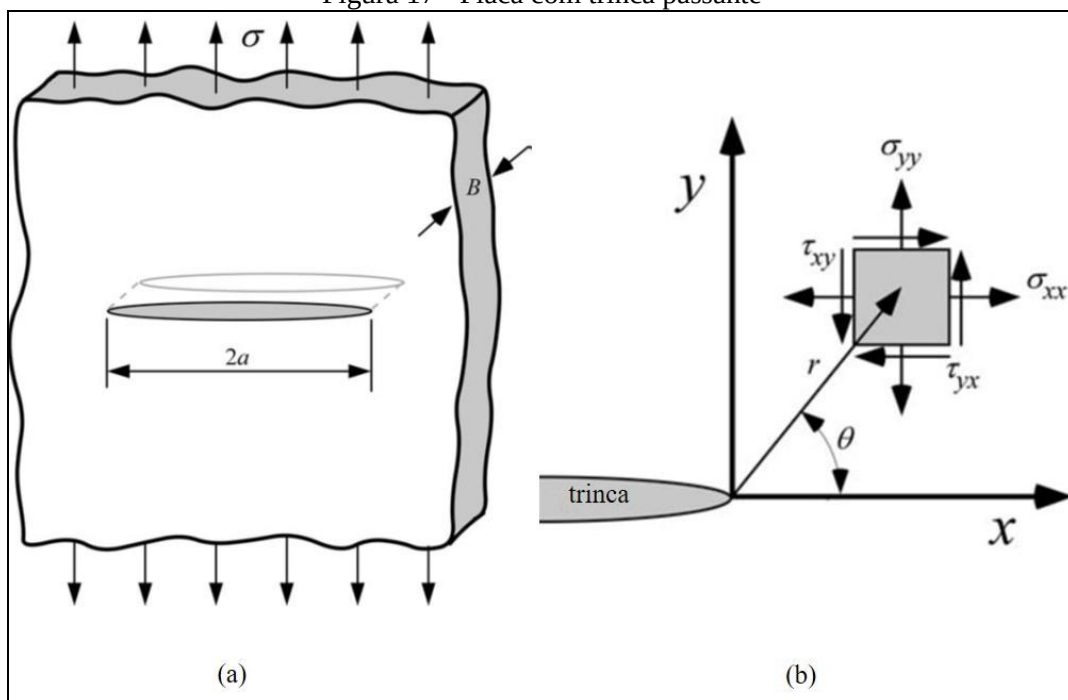


Fonte: Adaptado de Anderson (2005).

Na presente pesquisa, tem-se a utilização do modo I, geometria essa que corresponde a grande maioria das trincas em serviço. De fato, K_{IC} é a propriedade mecânica, dentre os 3 modos, mais pesquisada e mensurada na mecânica da fratura.

Na Figura 17(a) tem-se o exemplo de uma trinca passante e central, de comprimento $2a$, sendo as extremidades da trinca do tipo aguda, considerando o comprimento da placa bem maior que o comprimento da trinca.

Figura 17 - Placa com trinca passante



Fonte: Adaptado de Anderson (2005)

Notas: (a) trinca aguda; (b) localização da ponta da trinca em relação aos eixos xy .

Williams (1957) foi o primeiro a demonstrar a natureza universal da singularidade $1/\sqrt{r}$ dos problemas de trincas elásticas, embora Inglis (1913), Westergaard (1939) e Sneddon (1946) tenham anteriormente obtido esse resultado em configurações específicas (ANDERSON, 2005). Williams considerou tensões no canto de uma placa com várias condições de contorno e incluiu ângulos; observando que uma trinca é um caso especial em que o ângulo do canto da placa é 2π e as superfícies são livres de tração (ANDERSON, 2005). Para uma trinca que está localizada no plano xy e, utilizando-se um sistema de coordenadas polares com origem na ponta da trinca, conforme a Figura 17(b), o estado de tensão passa a ser definido pelas equações:

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

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

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \quad (5)$$

$$\sigma_z = 0 \quad (6)$$

Onde as Equações de 3 a 6 correspondem ao estado plano de tensão. No caso do estado plano de deformação, tem-se: $\sigma_z = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$ e $\tau_{yz} = \tau_{zx} = 0$

Em relação aos deslocamentos temos

$$u_x = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[\kappa - 1 + 2\sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \right] \quad (7)$$

$$u_y = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[\kappa + 1 - 2\cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \right] \quad (8)$$

O parâmetro K é denominado de fator de intensidade de tensão podendo aparecer com subscritos representando os modos I, II, III na forma K_I , K_{II} e K_{III} , respectivamente. Vale ressaltar que, quando o valor de K atinge um nível crítico, inicia-se o crescimento instável da trinca mesmo na situação de tensão remota constante. Quando isso ocorre, o parâmetro K passa a representar uma propriedade do material conhecida como tenacidade à fratura. Os

fatores de intensidade de tensão críticos para corpos em estado plano de tensão e em estado plano de deformação são especificados por K_C e K_{IC} , respectivamente.

Para uma placa de tamanho infinito com o modo de carregamento I, o fator de intensidade de tensão é dado por:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (9)$$

No estado plano de deformação, a falha do material ocorre quando $K_I = K_{IC}$. Neste caso, K_I é a força motriz para a fratura e K_{IC} é uma medida da resistência do material à propagação da trinca.

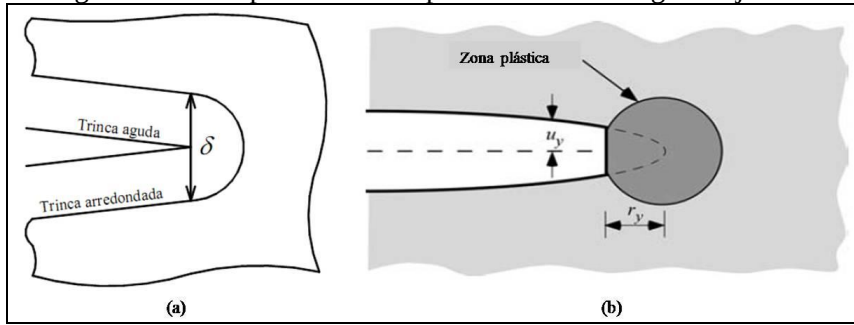
A caracterização de alguns materiais mediante a MFLE é inviabilizada pelo fato de a deformação plástica não ficar limitada a uma pequena região à frente da trinca (ANDERSON, 2005). Neste sentido, é necessária a adoção dos conceitos da mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP) que admite grandes deformações à frente da trinca da fratura do componente (ANDERSON, 2005).

2.4.2 Mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP)

Os parâmetros fundamentais da MFEP são o deslocamento de abertura da ponta da trinca, cuja sigla vem do inglês *Crack Tip Opening Displacement (CTOD)* e a integral de contorno J que foram definidos por Wells (1961) e Rice (1968), respectivamente. Estes descrevem o comportamento à frente da trinca e podem ser usados como critério de fratura. A determinação dos valores críticos de $CTOD_C$ e J_C apresentam menores restrições de espessura que a tenacidade à fratura K_{IC} e, em muitos casos, tem-se um estado de tensão plana (ARANA; GONZÁLEZ, 2002).

Nas Figuras 18(a) e (b), pode-se observar o arredondamento da extremidade da trinca e a formação da zona plástica, respectivamente. Ainda com relação a Figura 18(a), pode-se verificar a abertura promovida juntamente com o arredondamento da extremidade da ponta da trinca que Wells (1961) associou ao parâmetro de tenacidade a fratura $CTOD$ (δ). Esse arredondamento está associado com o efeito de plasticidade do material.

Figura 18 – Comportamento da ponta da trinca e região adjacente



Fonte: Adaptado de Anderson (2005).

Notas: (a) Deslocamento *CTOD* (δ) de abertura da ponta de uma trinca (b) Deslocamento *CTOD* de uma trinca efetiva com a correção da zona plástica.

Wells (1961) relacionou o valor de *CTOD* com o fator de intensidade de tensão, considerando a plastificação a frente da trinca, conforme solução proposta por Irwin para o deslocamento da trinca, equação (8). Considerando que o comprimento da trinca é $a + r_y$ bem como adotando $r = r_y$ e $\theta = \pi$, Figura 17(b), tem-se:

$$u_y = \frac{\kappa + 1}{2\mu} K_I \sqrt{\frac{r_y}{2\pi}} \quad (10)$$

com a correção de Irwin $r_y = \frac{1}{2\mu} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2$ para a zona plástica nas condições de tensão plana, pode-se calcular o valor do parâmetro *CTOD* e relacioná-lo com a taxa de liberação de energia G , que corresponde a $\frac{K_I^2}{E}$, desta forma, tem-se:

$$\delta = CTOD = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{E \sigma_{ys}} = \frac{4}{\pi} \frac{G}{\sigma_{ys}} \quad (11)$$

O modelo de Dugdale assume que quando as condições de tensão plana são aplicadas e o material tem o comportamento elasto-plástico linear, sem ocorrência de endurecimento, a relação real entre *CTOD*, K_I e G depende do estado de tensões e do endurecimento por deformação. Arana e González (2002) citam que a relação mais geral pode ser expressa da seguinte forma:

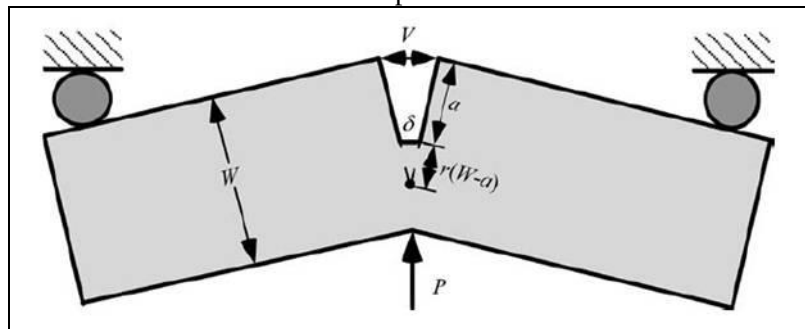
$$\delta = \frac{K_I^2}{m \sigma_{ys} E} = \frac{G}{m \sigma_{ys}} \quad (12)$$

onde: m é uma constante que é calculada por meio de elementos finitos, pode variar entre 1,0 para tensão plana e 2,0 para deformação plana.

Na determinação do *CTOD* de forma experimental, é comum a utilização do ensaio de flexão de três pontos, por meio do emprego de corpo de prova do tipo SE(B) que tem a configuração visualizada na Figura 19. Este apresenta um entalhe e pré-trinca de fadiga com o intuito de simular a presença de um defeito e assim analisar o comportamento do material quando da aplicação do carregamento. Neste ensaio o deslocamento V da extremidade do entalhe é medido com o auxílio de *clip gage* (Figura 20). Como o CP é rígido, este deslocamento tende a rotacioná-lo com relação à ponta da pré-trinca de fadiga, cujo centro de rotação está a uma distância $r(W-a)$ com relação a extremidade do entalhe. Vale ressaltar a condição de que as bordas da trinca permanecem retas. O fator de rotação r é determinado experimentalmente e, por meio da semelhança de triângulos estima-se o *CTOD*, conforme equação 13:

$$\frac{\delta}{r(W-a)} = \frac{V}{r(W-a)+a} \Rightarrow \delta = \frac{r(W-a)V}{r(W-a)+a} \quad (13)$$

Figura 19 - Corpo de prova do modelo de dobradiça para estimativa do *CTOD* a partir da flexão de três pontos.



Fonte: Arana e González (2002).

Figura 20: *Clip gage* (LEM/CT/UFPB)



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

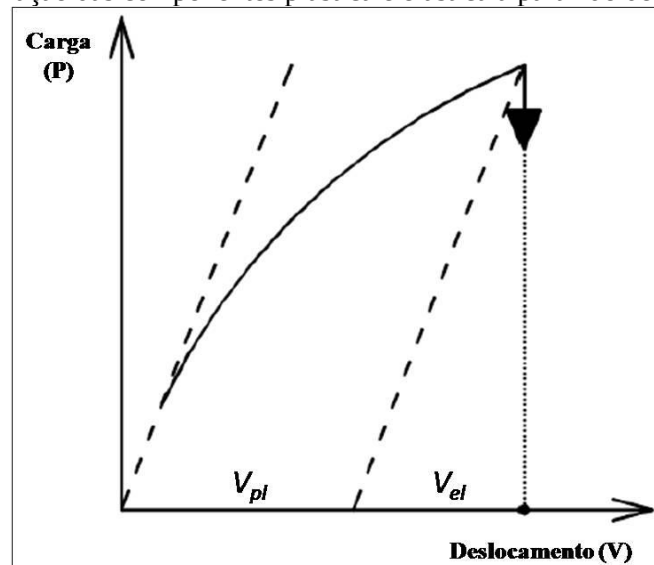
O modelo da dobradiça é inadequado, se a maioria das deformações forem de natureza elástica, conseqüentemente, os métodos normalizados para cálculo do *CTOD* consideram as componentes elástica e plástica da deformação. Estas componentes estão representadas na Figura 21, que é uma curva típica de carga *P* e deslocamento *V*. Sendo similar a uma curva tensão x deformação, apresentando inicialmente a região de linearidade, seguida por uma região curva que é consequência da deformação plástica. A linha tracejada representa a situação de descarregamento. Nesta situação, o *CTOD* será dado pela equação 14.

$$\delta = \delta_e + \delta_p = \frac{K_I^2}{m\sigma_{ys}E} + \frac{r_p(W-a)V_p}{r_p(W-a) + a} \quad (14)$$

Os subíndices *e* e *p* significam componentes elástica e plástica, respectivamente. O fator rotacional plástico, $r_p = r$, é aproximadamente 0,4 (conforme norma ISO 12135) para os CPs e materiais de ensaio típicos. Desta forma a equação anterior fica,

$$\delta = \frac{K_I^2}{m\sigma_{ys}E'} + \frac{0,4(W-a)V_p}{0,4(W-a) + a} \quad (15)$$

Figura 21 - Determinação das componentes plástica e elástica a partir do deslocamento do entalhe

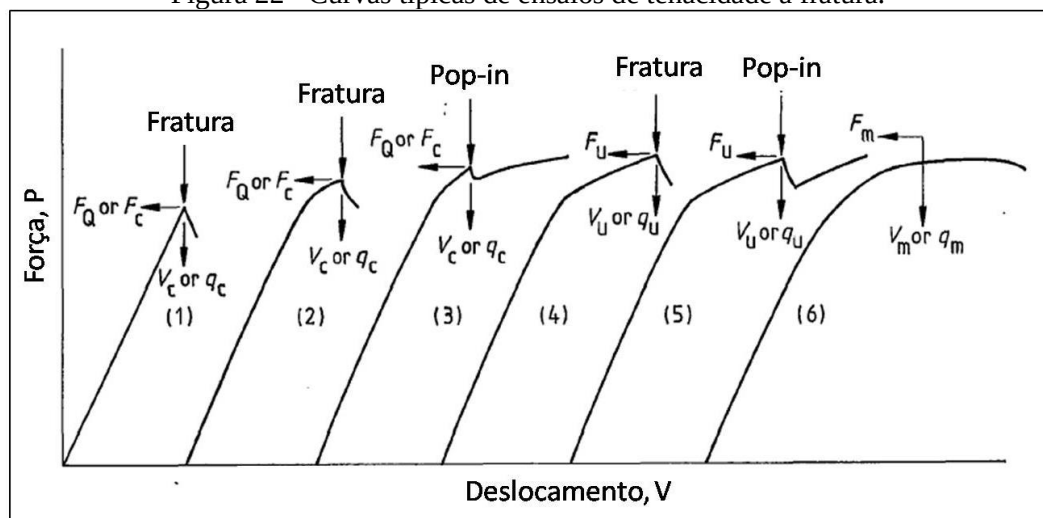


Fonte: Donato (2008)

A curva P-V obtida no ensaio de tenacidade à fratura comportar-se-á de acordo com um dos tipos apresentados na Figura 22 (BS-7448 I:1991). Nesta, destacam-se os pontos de

fratura para as curvas (1), (2) e (4) e os pontos de discontinuidades ou perturbações, que são denominados de “*pop-in*”, para as curvas (3) e (5) que são acompanhados por um crescimento estável da trinca. As curvas (1) e (6) são características dos materiais, predominantemente frágeis e dúcteis, respectivamente, que não apresentam “*pop-in*”. A força (F_C) e o deslocamento (V_C) correspondem a situação na qual o início de uma extensão frágil da trinca ou “*pop-in*” ocorre quando $\Delta a < 0,2$ mm. Enquanto que F_U e V_U representam a situação em que a extensão frágil da trinca ou “*pop-in*” é precedido por $\Delta a \geq 0,2$ mm. Por fim F_M e V_M correspondem a situação na qual tem-se um patamar de força máxima para um comportamento totalmente plástico.

Figura 22 - Curvas típicas de ensaios de tenacidade à fratura.



Fonte: Adaptado de BS-7448 I (1991).

2.4.3 Mecanismos de falha

A falha nos materiais metálicos apresenta-se de forma geral, como fratura dúctil (colapso plástico) ou frágil, mas também pode ser mista, tendo características de ambos os tipos citados. Devido a sua natureza catastrófica, a fratura frágil tem maior importância, já que seu mecanismo de falha ocorre rapidamente, com pouca ou nenhuma indicação de deformação plástica, o que pode levar a perdas humanas, ambientais e financeiras.

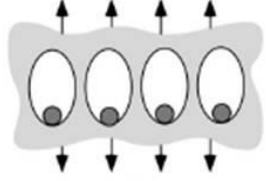
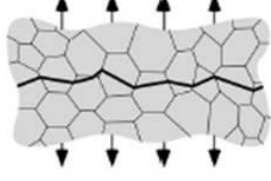
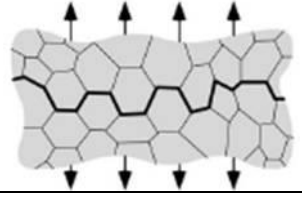
No modo de falha dúctil, a sobrecarga é a principal causa de fratura, as ligas estruturais mais comuns falham por um processo conhecido como microcavidade por coalescência. Os microvazios nucleam em regiões de descontinuidade localizada, tais como aquelas associadas a partículas de segunda fase, inclusões, limites de grãos e acumulações de

discordâncias. À medida que a tensão no material aumenta, os microvazios crescem, coalescem.

Conforme descrito anteriormente, é justamente a ocorrência da fratura frágil que tem despertado o interesse no estudo das juntas soldadas dissimilares, sobretudo as que empregam os ARBL unidos com superliga de base níquel. A falha frágil, para a maioria dos materiais cristalinos, decorre de uma ruptura repentina e sucessiva de ligações atômicas ao longo planos cristalográficos específicos, sendo denominada de clivagem transgranular (trinca se propaga pelo interior dos grãos). Teoricamente, uma fratura de clivagem deve ter faces completamente plana e sem traços. Entretanto, as ligas de engenharia são policristalinas e contêm limites de grãos, inclusões, discordâncias e outras imperfeições que afetam a propagação da fratura no interior dos grãos, de modo que a clivagem verdadeira é raramente observada. Essas imperfeições e mudanças na orientação da rede cristalina, produzem características distintas de fratura da clivagem, tais como degraus de clivagem, padrões de rio, marcas de penas, padrões de espinha de peixe. Outra fratura que não apresenta deformação plástica expressiva é separação intergranular, sendo associada quase que exclusivamente aos contornos de grão. Esses contêm os constituintes de menor ponto de fusão em uma liga. Eles também são caminhos fáceis para a difusão e, locais para a segregação de elementos como hidrogênio, enxofre, fósforo. A presença desses constituintes nos contornos de grão pode reduzir, significativamente, a força de coesão do material nos limites e promover a ruptura desuniforme.

No Quadro 1, tem-se os mecanismos, as condições de temperatura e tensão e a representação esquemática dos três modos de falha citados.

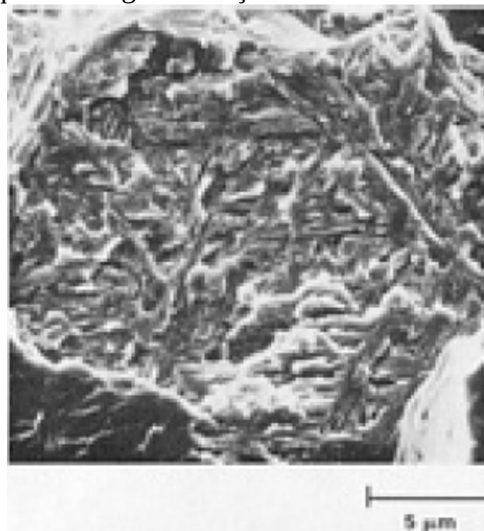
Quadro 01 - Mecanismos de falha nos aços

Modo de falha	Mecanismo de falha	Condições de temperatura e tensão	Esquema do mecanismos de fratura
Dúctil (<i>dimples</i>)	Nucleação, crescimento e coalescência de microcavidades em inclusões ou partículas de segunda fase (carbeto)	Alta temperatura ou baixa tensão	
Clivagem transgranular	Propagação rápida de fissuras em planos cristalográficos específicos	Baixa temperatura ou alta tensão-deformação	
Separação intergranular	Propagação ao longo do contorno de grão	Baixa temperatura ou alta tensão-deformação	

Fonte: Adaptado de Anderson (2005).

Em baixas taxas de deformação ou quando a fragilização é mais severa, o modo de fratura em aços pode mudar de ruptura por dimples para quasi-clivagem, clivagem ou separação intergranular (ASM, 1987). Essas mudanças no modo de fratura ou aparência podem não ocorrer em toda a superfície da fratura e são geralmente mais evidentes na região da origem da fratura (ASM, 1987). A Figura 23 mostra um exemplo de um aço AISI 4340 fragilizado por hidrogênio que exhibe quasi-clivagem.

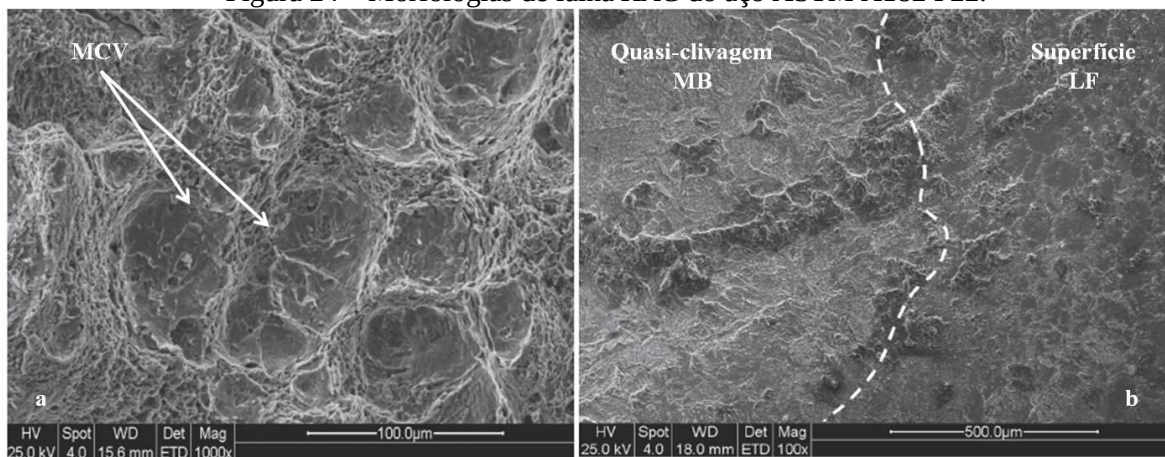
Figura 23 - Fratura de quasi-clivagem em aço AISI 4340 com fragilização de hidrogênio.



Fonte: ASM (1987)

Na Figura 24, notam-se dois mecanismos de falha que foram verificados no aço ASTM A182 F22 hydrogenado em solução de ácido sulfúrico (H_2SO_4) a uma temperatura de $22 \pm 2^\circ C$, conforme verificado pelos autores Dai e Lippold (2018a). Registrem-se os mecanismos de falha de quasi-clivagem (QC – do inglês: quasi-cleavage - QC) e de coalescência por microcavidades (do inglês: microvoid coalescence - MVC) (DAI; LIPPOLD (2017). Conforme descrito pela teoria de Beachem (1972), dependendo da combinação da concentração de hidrogênio e do fator de intensidade de tensão na ponta da trinca, as morfologias típicas da Fragilização Assistida pelo Hidrogênio - FAH (do inglês: *Hydrogen Assisted Cracking - HAC*)) incluem a separação intergranular (do inglês: intergranular (IG)), a QC e a MVC (FENSKE et al. (2012); DAI e LIPPOLD (2017)). Os dois últimos também são chamados de fratura transgranular.

Figura 24 – Morfologias de falha HAC do aço ASTM A182 F22.



Fonte: Adaptado de Dai e Lippold (2018b).

Notas: (a) Coalescência por microcavidades (MVC). (b) Quasi-clivagem(QC).

2.4.4 Dissimilaridade Mecânica da solda (DMS)

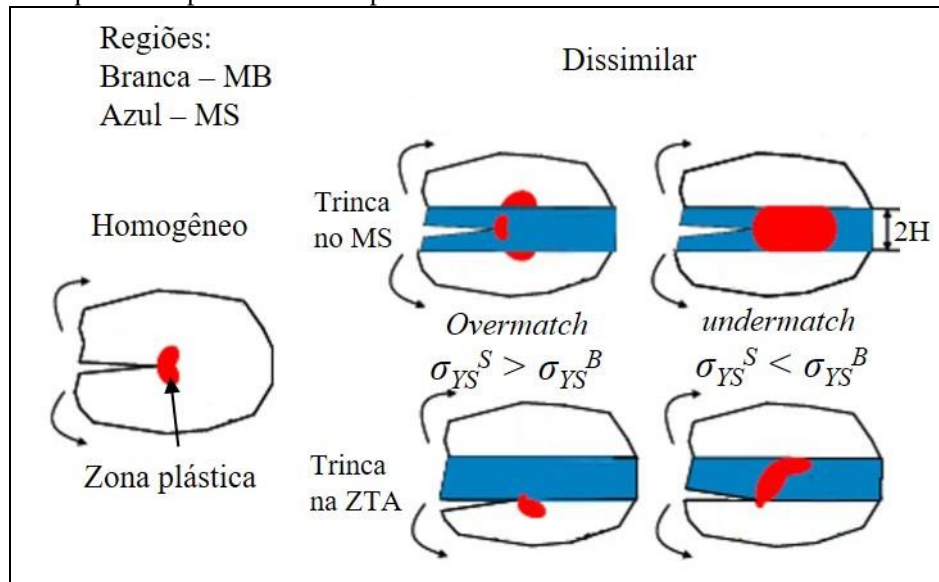
Juntas soldadas estruturais, particularmente juntas dissimilares geralmente exibem substancial heterogeneidade mecânica com respeito à deformação elasto-plástica e propriedades de fratura. Esta heterogeneidade é comumente chamada de Dissimilaridade Mecânica da Soldas – DMS (do inglês: *weld strength mismatch*) e é expressa pela equação 16

$$M = \sigma_{YS}^S / \sigma_{YS}^B \quad (16)$$

Onde σ_{YS}^S e σ_{YS}^B correspondem aos limites de escoamento dos metais de solda e de base, respectivamente. A dissimilaridade é especificada como *undermatch* se $M < 1$, *evenmatch*

para $M = 1$ e *overmatch* quando $M > 1$ (DONATO, 2008; KOÇAK, 2010). A Figura 25 mostra, esquematicamente, os principais padrões de deformação dos casos *overmatch* e *undermatch*, considerando a trinca no metal de solda e linha de fusão, bem como a largura da solda que, juntamente com a dissimilaridade, correspondem aos fatores de principal influência na resistência da solda (KOÇAK, 2010; PISARSKI; TKACH; QUINTANA, 2004). Como na presente obra, o entalhe será localizado na ZTA, então, conforme a Figura 25, ocorrerá uma predominância das deformações (regiões vermelhas) no material que apresentar menor limite de escoamento (do inglês: *yield strength* – YS).

Figura 25 - Esquema da plasticidade na ponta da trinca devido à dissimilaridade mecânica da solda



Fonte: Adaptado de Koçak (2010).

É prática comum selecionar o processo de soldagem e os consumíveis para obter uma condição *overmatch* já que protege a zona de solda contra possíveis falhas e, assim, limita o risco de falha na junta soldada. No entanto, aços de alta resistência, empregados na produção de juntas soldadas com dissimilaridade mecânica geralmente criam dificuldades na manutenção adequada da tenacidade à fratura e da resistência contra trincas assistidas por hidrogênio (KOÇAK, 2010). O autor Donato (2009) cita que a DMS das juntas soldadas dissimilares influencia significativamente a resposta estrutural destas e, conseqüentemente, altera o carregamento remoto aplicado e a força motriz da trinca (como, por exemplo, os parâmetros J e $CTOD$). Tal informação foi demonstrada pelo autor nos seus resultados, segundo os quais maiores valores de DMS, com maiores larguras do cordão de solda levaram a menores valores da força motriz de trinca como consequência direta do desvio de maior parcela das deformações para os materiais menos resistentes.

2.5 Fragilização por hidrogênio

O hidrogênio interage com a maioria dos metais por uma série de mecanismos, resultando em modificações das propriedades mecânicas que levam a fraturas frágeis e altamente perigosas. Nas juntas soldadas, há dois tipos principais de fissuras pelo hidrogênio: a Fissuração Induzida pelo Hidrogênio – FIH (do inglês: *Hydrogen Induced Cracking – HIC*), e a Fragilização Assistida pelo Hidrogênio – FAH (do inglês: *Hydrogen Assisted Cracking – HAC*). Com relação à forma pela qual o hidrogênio reage com a microestrutura, uma vez absorvido na rede cristalina, os dois tipos são semelhantes; a distinção entre eles está relacionada à fonte de hidrogênio (BOURGEOIS, 2015). Na *HIC*, o hidrogênio que entra na poça de fusão é proveniente, entre outras coisas, da umidade, de eletrodos contaminados, etc. Já na *HAC* a carga de hidrogênio é fornecida por fontes externas, sendo a fissura favorecida pelas tensões que são aplicadas durante o serviço e/ou geradas pelo processo de soldagem (tensões residuais de soldagem) (BOURGEOIS, 2015).

Dickinsons e Ries (1979) evidenciaram que as condições para o *HAC* ocorrer em juntas de aço soldadas são: presença de hidrogênio difusível (HD), tensão residual, microestrutura e temperatura na faixa entre a ambiente e 200 °C. Com relação à microestrutura, os autores mencionam que a elevada dureza da martensita a torna mais susceptível a *HAC* do que a microestrutura ferrítica que tem dureza menor. Assim, durante a soldagem, são feitos esforços para reduzir o risco de *HAC* evitando o desenvolvimento de uma microestrutura susceptível e minimizando os níveis de hidrogênio na soldagem.

2.5.1 Difusão do hidrogênio em soldas

O fenômeno de transporte de material pelo movimento de átomos recebe a denominação de difusão (CALLISTER, 2011; SANTOS, 2006). Dentre os vários modelos propostos para esse movimento dos átomos, dois são dominantes para a difusão nos metais: A difusão por lacuna, que envolve a troca de um átomo de uma posição normal na rede para um sítio adjacente vago, ou lacuna. Este modelo é governado pela concentração de lacunas no material e a probabilidade do átomo de saltar para estas lacunas. O outro tipo de difusão envolve átomos que migram de uma posição intersticial para outra que se encontra vazia, recebendo, por isso, a denominação de difusão intersticial (CALLISTER, 2011). Os átomos intersticiais podem se difundir forçando os átomos maiores através do mecanismo intersticial.

Normalmente, os átomos intersticiais são átomos de soluto menores em relação aos átomos dos solventes que compõem a matriz do material (BOURGEOIS, 2015).

Olden, Alvaro e Akselsen (2012) estudaram a permeação eletroquímica à temperatura ambiente de juntas soldadas do aço X70 e observaram que a ZTA apresentou o menor coeficiente de difusão. Este resultado foi associado à microestrutura dessa região que é composta por martensita e bainita. Quando a transformação martensítica ocorre, a tensão residual e o número de deslocamentos aumentam. Isto conduzirá a um maior volume de locais de captura que diminuirá a taxa de difusão e aumentar a concentração de hidrogênio. As concentrações de hidrogênio no nível sub-superficial no metal de base, metal de adição e ZTA foram de 0,05; 0,31 e 1 ppm, respectivamente. Esta observação é mais uma evidência de que a transformação martensítica cria tensão residual na ZTA e permite maiores capacidades de captura do hidrogênio.

Quanto aos resultados de tenacidade à fratura, levantados com o emprego de espécimes de tração com entalhe lateral do tipo *SENT* (do inglês: Single Edge Notched Tension), Olden, Alvaro e Akselsen (2012) encontraram os menores valores desta propriedade para a ZTA da junta soldada, quando comparada aos resultados para os metais de base e de solda, indicando que a ZTA de solda é mais suscetível à fragilização por hidrogênio no aço X70. A fratura ocorreu em tensões inferiores a 530 MPa (35% menores do que o limite de escoamento) na ZTA; ao passo que o metal de base fraturava em tensões superiores a 600 MPa (25% acima do limite de escoamento), já a fratura de metal de soldagem ocorria perto do limite de escoamento.

Adicionalmente, deve-se destacar que além da influência negativa da martensita, a difusividade do hidrogênio nos aços pode variar de acordo com outras fases que por ventura estejam presentes no material. Park, Maroef e Olson (2002) analisaram o comportamento da difusão de hidrogênio de acordo com a quantidade de austenita retida presente em soldas compostas por aços inoxidáveis. Os autores observaram que o aprisionamento de hidrogênio na austenita retida está associado a um transporte de hidrogênio muito lento nessa fase, não estando relacionado a uma interação entre a interface e o hidrogênio. Em baixa temperatura, os espaçamentos do reticulado austenítico se comportam como locais de captura porque não há energia térmica suficiente para os átomos de hidrogênio superarem a barreira energética e, assim, difundirem-se na rede austenítica.

2.5.2 Sítios de aprisionamento de hidrogênio

A microestrutura da solda apresenta locais que impedem a movimentação do hidrogênio atômico, tendendo a aprisioná-lo. Os locais de captura podem corresponder a átomos de soluto dentro da microestrutura, a interface de diferentes fases e aos campos de deformação elástica (BOELLINGHAUS; HOFFMEISTER; DANGELEIT, 1995). Estes locais podem ser úteis ou prejudiciais à iniciação da fissura pelo hidrogênio dependendo se redistribuem o hidrogênio móvel na solda, provocando assim uma queda na concentração local de hidrogênio, ou permitindo um acúmulo de hidrogênio que pode levar à fissuração pelo hidrogênio (BOURGEOIS, 2015).

Testes de permeação com certos elementos de liga demonstram que estes podem influenciar a dinâmica do hidrogênio. O silício, que é adicionado aos aços como um agente desoxidante, reduz a solubilidade do hidrogênio nos aços (GRABKE; RIECKE, 2000). Cromo é adicionado aos aços para reduzir a corrosão, diminui a difusividade do hidrogênio através dos sítios (GEDEON, EAGAR; ARMY, 1988 *apud* BOURGEOIS, 2015). Outros elementos de liga tais como Cu e Ni diminuem a difusão de hidrogênio durante a corrosão, ao passo que S, P e Mn aumentam a atividade do hidrogênio durante a corrosão (GRABKE; RIECKE, 2000).

Os elementos V, Nb e Ti formam carbonetos, nitretos e carbonitretos que refinam a microestrutura, impedindo a movimentação das discordâncias (GRABKE; RIECKE, 2000). Esses precipitados atuam também como locais de captura de hidrogênio e afetam a solubilidade e difusividade do hidrogênio. Como exemplo, os carbonetos M_7C_3 individuais podem agir como armadilhas de hidrogênio, fornecendo um caminho de fratura de baixa energia principalmente ao longo da zona M (DODGE et al., 2014; FENSKE, 2010; OLDEN et al, 2003). Esse carboneto pode estar presente no Inconel 625 quando esta liga é submetida a TTPS prolongado. Dodge et al (2014) não verificou a presença desse carboneto no Inconel submetido a TTPS de 650 °C por 10 horas.

A difusividade de hidrogênio nos aços tende a diminuir em temperaturas inferiores a 200°C, pois o nível de energia de ligação nos sítios intersticiais entre o aço e os seus elementos de liga aumenta a temperaturas mais baixas (GRABKE; RIECKE, 2000). Outro fator que pode gerar variação na difusividade de hidrogênio nos aços são as fases presentes. Como exemplo, estudos demonstraram que a austenita retida pode representar uma armadilha para o hidrogênio difusível. Observou-se que a mobilidade do hidrogênio na austenita é muito baixa quando comparada com a ferrita, por exemplo. Park, Maroef e Olson (2002) verificaram

que a difusão de hidrogênio em soldas de aço era influenciada pela quantidade de austenita retida presente.

2.5.3 Comportamento do hidrogênio durante a soldagem

Durante a soldagem, são criados caminhos que favorecem a entrada do hidrogênio nos materiais da junta soldada. Alexandrov (2005) destaca que o hidrogênio pode entrar no arco de soldagem a partir da umidade na atmosfera circundante e gases de proteção, da umidade e compostos orgânicos que estão em revestimentos e fluxos de elétrodos. Outra fonte é a contaminação orgânica combinada com a umidade que é absorvida pela ferrugem ou condensado na superfície do material de base. O autor cita ainda que, durante a soldagem, a frente de solidificação contém bolhas de hidrogênio gasoso, geradas pelo excesso de solubilidade de hidrogênio no metal de solda sendo, pois, mais uma fonte de entrada.

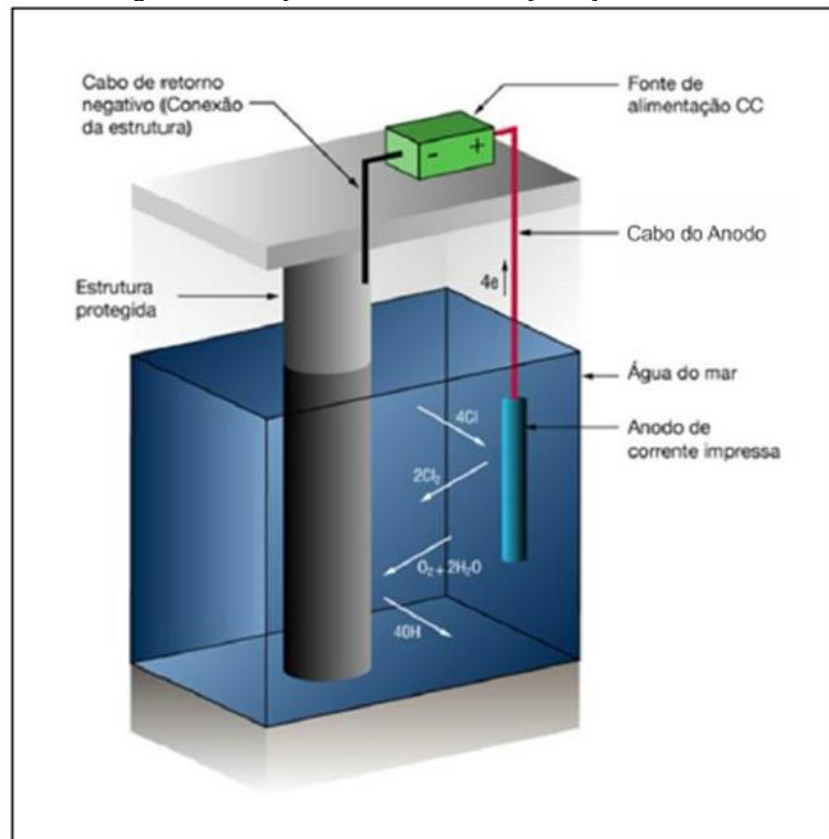
A soldagem também cria microestruturas heterogêneas que atuam diferentemente na presença de hidrogênio. Essa microestrutura heterogênea, juntamente com os efeitos de temperatura, tensão e deformação vão influenciar, principalmente, os efeitos de absorção do hidrogênio (BOURGEOIS, 2015). O autor menciona ainda que, após a soldagem, são produzidas taxas de resfriamento elevadas juntamente com uma redução acentuada da solubilidade do hidrogênio no metal de soldagem solidificado. Com isso, a solda pode apresentar regiões que contenham uma concentração de hidrogênio em excesso. As regiões de concentração elevada de hidrogênio podem ocorrer em imperfeições microestruturais ou outras áreas de armadilha de hidrogênio. Uma vez que o hidrogênio está no metal de solda solidificado, a difusão permite que o hidrogênio se redistribua sendo esta controlada por gradientes de concentração, microestrutura, tensão/deformação ou temperatura. A redistribuição do hidrogênio é um processo lento e pode demorar até vários dias ou semanas para a sua conclusão. Também é importante mencionar que as tensões residuais causadas pelo processo de soldagem podem afetar a susceptibilidade à fissuração pelo hidrogênio durante a exposição ao ambiente com hidrogênio (BOURGEOIS, 2015).

2.5.4 Carga de hidrogênio via proteção catódica

A presença do hidrogênio nas juntas soldadas também pode ocorrer via proteção catódica. Esta tem a finalidade de proteger as superfícies metálicas, principalmente as ferrosas, do processo de corrosão. Apesar do rigoroso revestimento anti-corrosivo, a que são

submetidos os sistemas *offshore* e *onshore* de extração e transporte de petróleo e gás, todas as superfícies metálicas desses sistemas são submetidas, também, a uma robusta proteção catódica oriunda de anodos de sacrifício ou de corrente impressa (ALMEIDA, 2014; FENSKE, 2010). Essa proteção catódica, cujo esquema é apresentado na Figura 26, transforma o metal a ser protegido em um catodo, e caso ocorra contato entre o material e o eletrólito, a superfície exposta do material estará sujeita a uma ambientação por hidrogênio atômico que é gerado pelas reações químicas/eletroquímicas inerentes ao processo de proteção catódica. Quanto maior for o potencial de proteção catódica, mais intensa será a geração do hidrogênio atômico e, conseqüentemente, maior será sua concentração em torno da superfície exposta do material metálico (ALMEIDA, 2014; FENSKE, 2010).

Figura 26 - Esquema do sistema de proteção catódica.



Fonte: Almeida (2014).

A penetração do hidrogênio nos metais ocorre no estado atômico e, devido ao pequeno volume atômico, difunde-se rapidamente na rede cristalina, mesmo em temperaturas relativamente baixas. Dentre outros, os metais que mais comumente agrupam hidrogênio da rede cristalina são o cobre, o ferro e a prata (GENTIL, 2011). A presença do hidrogênio, na forma atômica, sobre a superfície do metal, pode promover a difusão deste para o interior do

material, e, em seguida este pode retornar à forma molecular, preferencialmente nos defeitos presentes na rede cristalina, como por exemplo, vazios, discordâncias e contornos de grão. A saturação de moléculas de hidrogênio no metal, elevam significativamente a pressão interna, provocando o aparecimento de bolhas e microfissuras.

A origem do hidrogênio atômico deriva da reação eletroquímica no catodo onde os íons de hidrogênio hidratados (H_3O^+) diluídos na solução, após contato com o metal protegido, sofre uma redução pela equação 17,



Em sistemas *offshore*, a presença do átomo de hidrogênio se apresenta de forma bastante concentrada, em consequência de sua proteção catódica. Quando presente nos metais o hidrogênio gera a perda de sua tenacidade e/ou trincamento microestrutural (GENTIL, 2011). Vale ressaltar que os limites empregados na proteção catódica são essenciais no processo de redução da concentração de hidrogênio, bem como na fragilização dos materiais que são utilizados. Deve-se considerar que é necessário empregar o nível de proteção que garanta o controle da corrosão com o mínimo de liberação do hidrogênio (ALMEIDA, 2014).

A fragilização (perda de tenacidade) se caracteriza por exigir a presença simultânea da tensão e do hidrogênio. A averiguação da existência de condições propícias para a fragilização pelo hidrogênio é particularmente difícil. Gentil (2011) enfatiza que o fenômeno de fragilização pelo hidrogênio, em geral, é verificado por meio de ensaios mecânicos que são executados com taxas de deformação extremamente reduzidas ou em ensaios quasistáticos, que foi a condição utilizada nesta pesquisa.

Por sua vez, o trincamento decorrente da presença do hidrogênio ocorre de forma natural, independentemente de tensões residuais ou externas. Este fenômeno compromete a cadeia microestrutural ao ponto de reduzir, de forma bastante significativa, as propriedades mecânicas do material. Esses danos irão persistir mesmo que ocorra a eliminação total do hidrogênio.

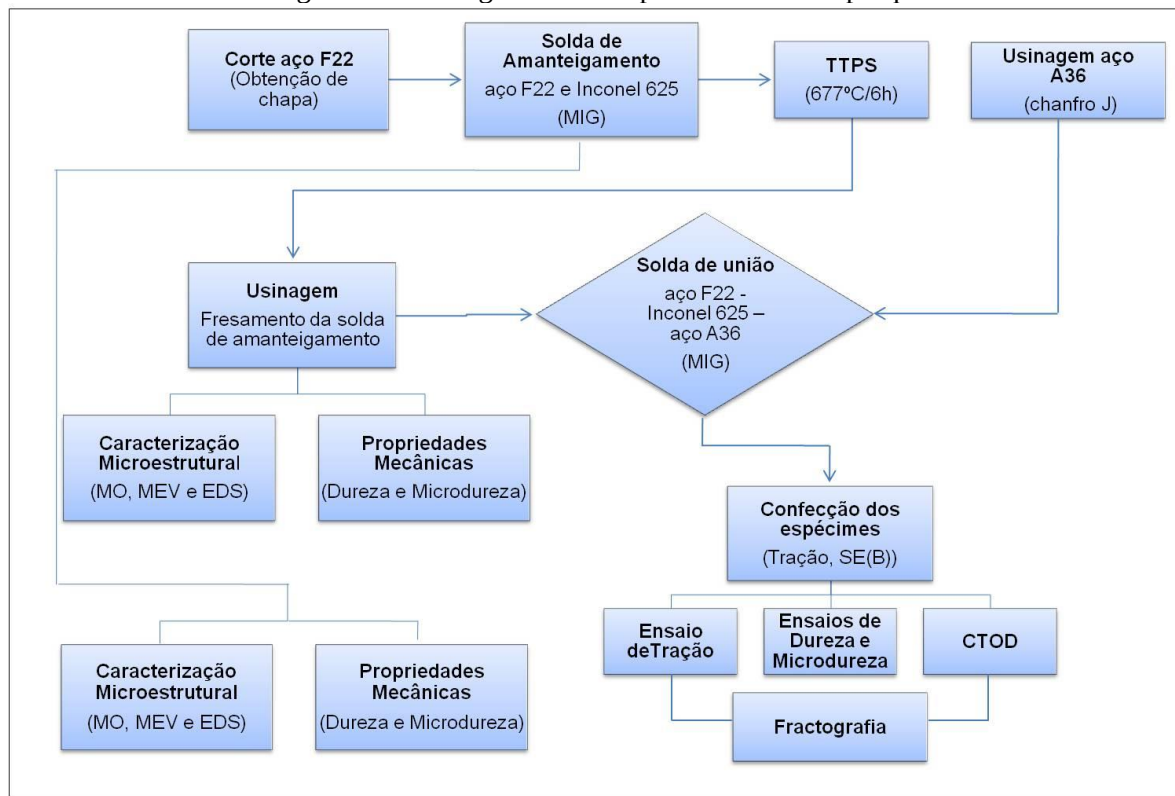
3 MATERIAIS E MÉTODOS

A organização e a especificação das atividades desenvolvidas na presente pesquisa estão apresentadas no fluxograma da Figura 27, onde se destacam:

- Preparação das chapas que compõem os metais de base;
- realização de solda de amanteigamento do aço ASTM A182 F22 com Inconel 625, empregando-se processo de soldagem MIG e, posteriormente emprego de TTPS de 6h à 677°C;
- Confecção das juntas ASTM A182 F22 – Inconel 625 – ASTM A36, empregando mesmo processo utilizado na solda de amanteigamento;
- Caracterizações microestruturais a partir de análises de microscopias óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), esta última combinada com análise química por energia dispersiva (EDS);
- Levantamento de propriedades mecânicas com a utilização dos ensaios de dureza e microdureza, tração e mecânica da fratura;
- Análise dos mecanismos de falha associados aos ensaios de tração e mecânica da fratura.

A seguir, tem-se o detalhamento de todo o desenvolvimento experimental realizado neste trabalho.

Figura 27 - Fluxograma das etapas realizadas na pesquisa.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018

Os principais equipamentos que foram utilizados no desenvolvimento desta pesquisa foram:

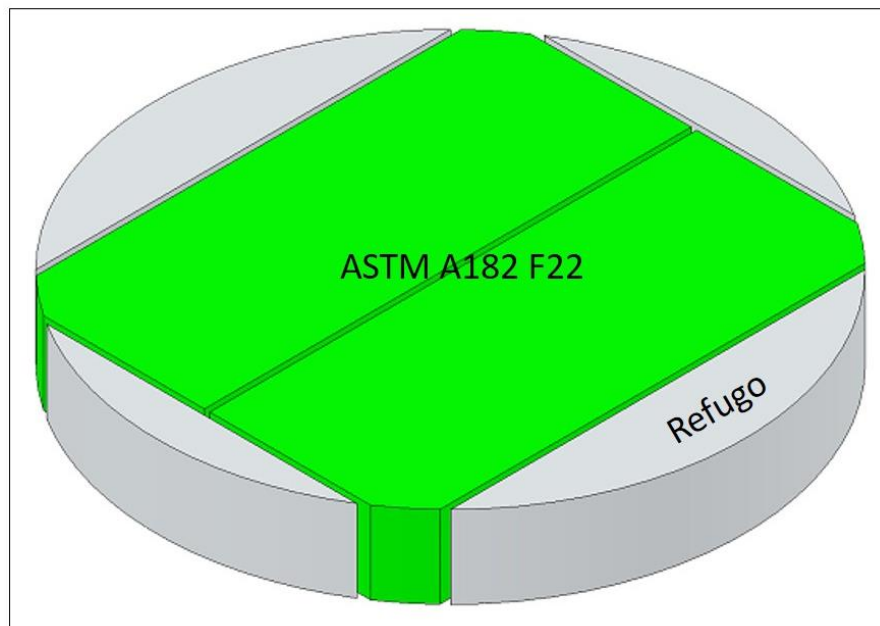
- Fresadora ferramenteira DIPLOMAT 301 – Oficina Mecânica – CT/UFPB;
- Máquina de eletroerosão Electrocut AR1300 – Oficina Mecânica – CT/UFPB;
- Máquina de soldagem IMC DIGI Plus A7 – Laboratório de Soldagem – CT/UFPB;
- Forno de tratamentos térmicos JUNG TB3000 – Laboratório de Tratamentos térmicos – CT/UFPB;
- Microscópio Óptico Olympus BX – 41 – Laboratório de Solidificação Rápida – CT/UFPB;
- Microscópios Eletrônicos de Varredura da LEO 1430 (Laboratório de Solidificação Rápida – CT/UFPB) e da TESCAN VEGA 3 (Laboratório de Caracterização de Minerais / Materiais – IFRN/Campus Central) ambos com análise Química por Energia Dispersiva;
- Durômetro Mitutoyo HR – 320MS – Laboratório de Ensaio Mecânicos – Campus Caraubas/UFERSA;
- Microdurômetro Shimadzu HARDNESS TESTERS HMV – 2 SERIES – Laboratório de Solidificação Rápida – CT/UFPB;
- Máquina Shimadzu Servo Pulser de 200kN – Laboratório de Ensaio Mecânicos – CT/UFPB.

3.1 Preparação dos materiais

3.1.1 Metais de base

O aço ASTM A182 F22 empregado na presente pesquisa foi fornecido na forma de tarugo de dimensões 215 x 33 mm para o diâmetro e a altura respectivamente. Para otimizar a utilização desse material, principalmente na realização da solda de amanteigamento, ele foi seccionado em chapas (peças em verdes), conforme esquema apresentado na Figura 28. Após o corte, obteve-se duas chapas com dimensões de aproximadamente 180 x 76 mm, respectivamente, para o comprimento e a largura. No capítulo seguinte, tem-se a caracterização desse material, onde são apresentadas a composição química e propriedades mecânicas.

Figura 28 - Esquema do corte da chapa de aço ASTM A182 F22 como fornecida.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Nas Tabelas 1 e 2, tem-se, respectivamente, composição química e propriedades mecânicas que levaram a classificação do material como aço ASTM A182 F22 conforme normas ASTM A182 e ASTM A217. Os Valores da Tabela 1 foram obtidos via Espectroscopia de Emissão óptica – OES, cujo certificado encontra-se no anexo A. Os valores médios das propriedades mecânicas, obtidas por ensaio de tração, são apresentados na Tabela 2.

Tabela 01 - Composição química, em % peso, do aço ASTM A182 F22

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al
CTGAS	0,17	0,14	0,35	0,01	0,01	0,04	2,11	0,93	0,04	0,30

Fonte: CTGAS – ER

Tabela 02 - Valores médios das propriedades mecânicas do aço ASTM A182 F22 como fornecido

Dureza (HRC)	R _{p0.2} (MPa)	LRT (MPa)	Deformação (%)
28,5	877	960	22

Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

É importante destacar que os teores dos elementos apresentados na Tabela 1 estão na faixa de limites especificada pela norma ASTM A182, com exceção do carbono, que está 2 centésimos acima do valor esperado; no entanto, este resultado pode estar associado à margem de erro do equipamento, que não consta no laudo (Anexo A). De acordo com a composição química o material se classifica na categoria do aço ASTM A217 WC9 que corresponde ao aço ASTM A182 F22 no estado fundido. No entanto, quando se considera os valores das propriedades mecânicas (Limites de escoamento e resistência à tração e a deformação) especificados pelas normas ASTM A182 e ASTM A217, observa-se que o limite de resistência à tração ultrapassa em 300MPa, o limite especificado pela norma ASTM A217, enquanto que atende ao limite da norma ASTM A182. Dessa maneira, quando se associa a composição química com as propriedades mecânicas, verifica-se que a classificação mais adequada para o material corresponde à condição de forjamento, ou seja, aço ASTM A182 F22.

Tendo em vista a quantidade limitada do aço ASTM A182 F22, bem como visando a otimização deste, realizou-se testes de solda de amanteigamento com o refugo (peças cinza da Figura 28) do processo de corte. Esse material passou pelos tratamentos térmicos de normalização e, devido ao favorecimento da temperabilidade que este aço apresenta aplicou-se o revenido, conforme recomendações da norma ASTM A182. Os parâmetros empregados nesses tratamentos são apresentados na Tabela 3. Na sequência realizou-se soldas de amanteigamento, tanto no refugo do metal de base, tratado termicamente, quanto no material como fornecido, ou seja, forjado. Na seção 4.1.1, tem-se à análise microestrutural para ambas as soldas testadas, bem como as considerações que contribuíram para o emprego, na presente pesquisa, do aço ASTM A182 F22 no estado forjado.

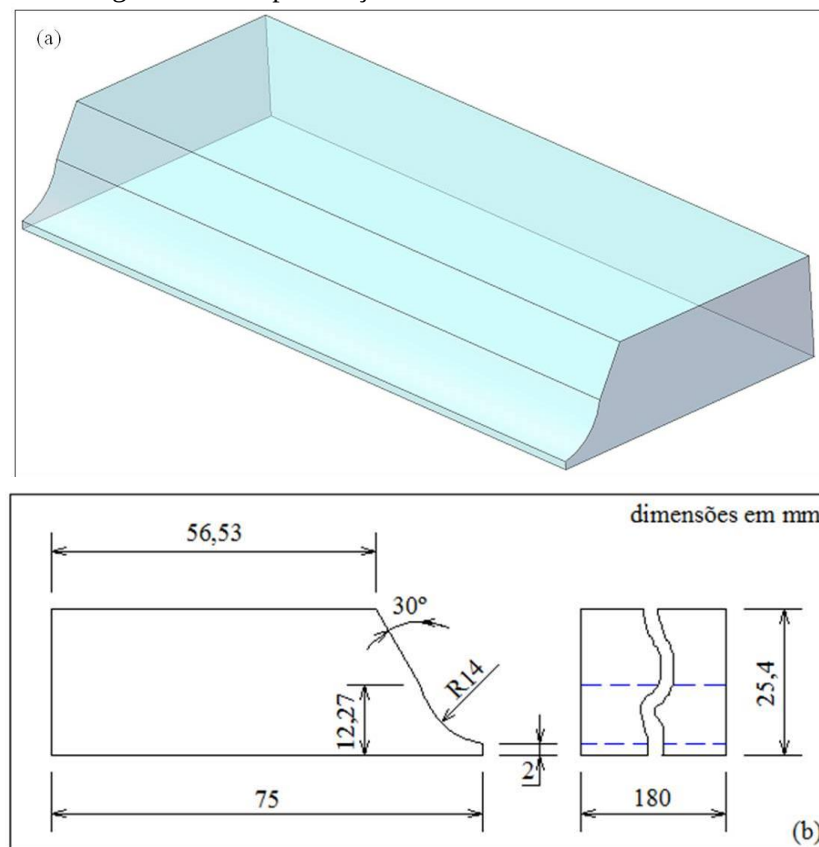
Tabela 03- Parâmetros utilizados nos tratamentos térmicos

Tratamento	Temperatura	Tempo (minutos)	Resfriamento
Normalização	900°C	30 min.	Ar calmo
Revenido	675°C	60 min.	Ar calmo

Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

O outro metal de base utilizado na formação da junta soldada dissimilar foi o aço ASTM A36, que foi obtido na forma de chapa laminada com espessura de 25,4mm. A definição do formato e dimensões a ser empregados para o chanfro no aço ASTM A36, foram baseados nos trabalhos da linha de pesquisa na qual o presente trabalho faz parte Almeida (2014). O chanfro foi do tipo J conforme pode ser visualizado nos desenhos de perspectiva e vistas das Figuras 29 (a) e (b), respectivamente. Pelo mencionado anteriormente, a região de estudo não está localizada neste material, mais sim na ZTA do aço ASTM F22. Desta forma não foi realizada nenhuma caracterização deste material. A composição química fornecida pelo fabricante está listada na Tabela 4.

Figura 29 - Chapa de aço ASTM A36 com chanfro em J.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas:(a) desenho em perspectiva. (b) vista ortogonal.

Tabela 04 - Composição química, em % peso, do aço ASTM A-36

C	Si	Mn	P	Cu	Cr	Ni	S	Al
0,13	0,2	0,98	0,024	0,02	0,02	0,01	0,012	0,036
Nb	Ca	V	Ti	N	B	Sn	Pb	
0,001	0,0015	0,004	0,002	0,0044	0,0002	0,001	0,002	

Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

3.1.2 Metal de adição

O metal de adição empregado foi o arame maciço AWS ERNiCrMo-3 (denominação comercial de liga Inconel 625) com diâmetro de 1,2 mm. Nas Tabelas 5 e 6 observam-se, respectivamente, a composição química e as propriedades mecânicas deste material conforme fabricante (Anexo B).

Tabela 05 - Composição química, em % peso, do arame AWS ERNiCrMo-3

Ni	Cr	Mo	C	Fe	Al	Nb	Si	Mn
64,31	22,34	9,13	0,01	0,19	0,09	3,51	0,06	0,01
P	S	Co	Ti	Cu	Mg	Pb	Ta	N
0,003	0,001	0,03	0,21	<0,01	0,009	<0,001	0,02	0,02

Fonte: ThyssenKrupp

Tabela 06 - Propriedades mecânicas do arame AWS ERNiCrMo-3

σ_E (MPa)		σ_{RT} (MPa)		Alongamento ($l_0 = 100\text{mm}$)	
mín	máx	mín	máx	mín	Máx
1270	1480	1785	1790	1,0	2,0

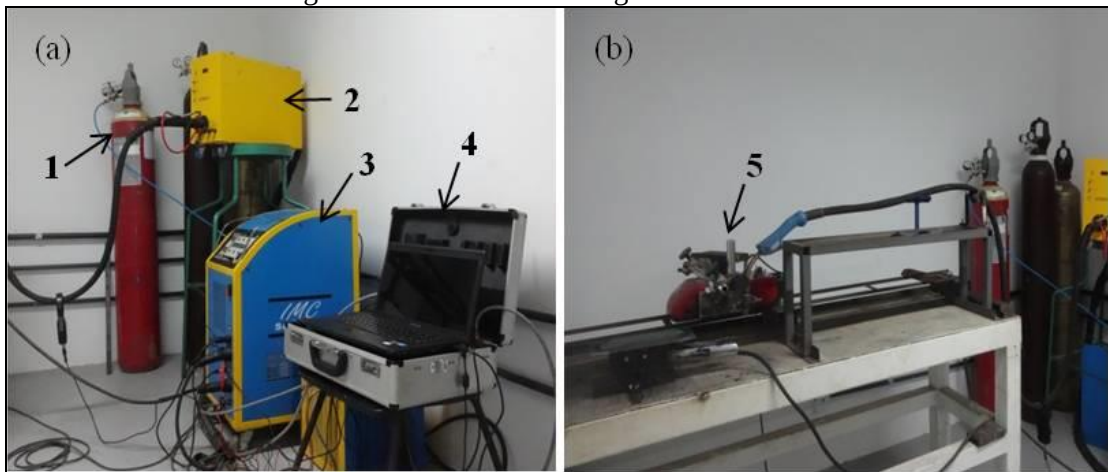
Fonte: ThyssenKrupp

3.2 Elaboração das juntas soldadas dissimilares

Conforme citado anteriormente, empregou-se a soldagem a arco com proteção gasosa (Gas Metal Arc Welding - GMAW), também conhecida como MIG (Metal Inert Gas), tanto no amanteigamento do aço ASTM A182 F22 quanto na obtenção das juntas soldadas. A fabricação das juntas foi dividida em duas etapas. A primeira se referiu ao amanteigamento que representa o depósito, por fusão, de camadas de metal de adição, Inconel 625, sobrepostas ao aço ASTM A182 F22. Em seguida, fez-se o TTPS para se reduzir os níveis de dureza e de tensões residuais resultantes do amanteigamento. Esta etapa inicial foi finalizada com o processo de fresamento que permitiu o ajuste nas dimensões da chapa amanteigada, tornando-a adequada a solda de união.

Na sequência, realizou-se a solda de união entre a chapa amanteigada e o aço ASTM A36 utilizando-se o processo de soldagem (MIG). Na Figura 30, nota-se os componentes básicos que são empregados no processo de soldagem eletromecânico. Na Figura 30(a), destacam-se sequencialmente: O sistema de proteção gasosa (1); O alimentador de arame (2); A fonte de energia para soldagem (3) modelo DIGI Plus A7- ARM7 de 32bits / 450A; O sistema de aquisição, tratamento e indicação dos dados (4) que emprega o software SAP-V4.01. Por sua vez, a tocha de soldagem juntamente com o sistema de deslocamento automático pode ser vista na Figura 30(b).

Figura 30 - Sistema de soldagem automatizado.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas:(a) sistema de proteção gasosa (1); alimentador de arame (2); fonte de energia para soldagem (3); sistema de aquisição, tratamento e indicação dos dados (4). (b) sistema de deslocamento automático da tocha.

3.2.1 1ª Parte – Amanteigamento e TTPS

Conforme citado na Seção 2.5.3, durante a soldagem são criados caminhos que favorecem a entrada do hidrogênio no material. Com o intuito de favorecer a qualidade dos cordões de solda, utilizou-se a mistura gasosa entre Argônio e Hélio, nas proporções de 75% e 25%, respectivamente.

Na Tabela 7, tem-se os principais parâmetros obtidos durante a solda de amanteigamento. Dentre esses parâmetros destaca-se, o pré-aquecimento (Figura 31) antes e durante a solda, que evita taxas de resfriamento elevadas, e, a extensão energizada do eletrodo (*stickout*).

A soldagem de aços de maior temperabilidade favorece a fissuração. Por isso é comum a determinação do "carbono equivalente" como parâmetro que estima a sensibilidade do aço à

fissuração (MARQUES, MODENESI; BRACARENSE, 2017). Desta forma, considerando a equação a seguir, em que se considera os teores (% peso) dos elementos, calculou-se o valor do carbono equivalente que está especificado na Tabela 7, onde se verifica a alta sensibilidade do material.

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Mo}{4} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Ni}{15} + \frac{\%Cu}{15} + \frac{\%P}{3} \quad (18)$$

Outro parâmetro muito importante para caracterizar o processo de soldagem é a energia de soldagem, também denominado de aporte térmico, sendo definida como a quantidade de energia fornecida à junta por unidade de comprimento da mesma (MARQUES e MODENESI, 2014). Na soldagem a arco a energia pode ser expressa por:

$$H = \frac{VI}{v} \quad (19)$$

onde H é a energia de soldagem (J/mm), V é a tensão no arco (V), I é corrente de soldagem (A) e v é velocidade de soldagem (mm/s).

O valor do aporte térmico médio da solda de amanteigamento também está especificado na Tabela 7.

Tabela 07 - Parâmetros da solda de amanteigamento

ASTM A182 F22	
Processo de soldagem	GMAW(MIG)
Espessura mínima do amanteigamento (mm)	9,5
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	280 ≤ T ≤ 340
Temperatura de interpasse (°C)	240 ≤ T ≤ 340
Metal de adição	INCONEL 625
Diâmetro do arame (mm)	1,2
Gás de proteção (%)	Argônio 75% + Hélio 25%
Vazão média em m³/min	20
Aporte térmico médio (kJ/mm)	1,48
Corrente média (A)	199,87
Quantidade de cordões	16
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	7
Tensão média(V)	25,85
Stickout (mm)	14
Velocidade de soldagem (cm/min)	21
Carbono equivalente do aço ASTM A182 F22 (%)	0,89

Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

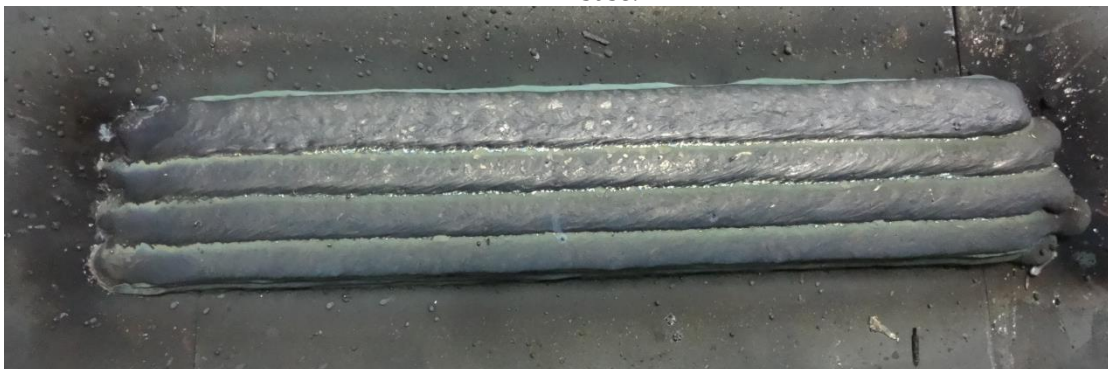
Figura 31 - Pré-aquecimento do metal de base.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

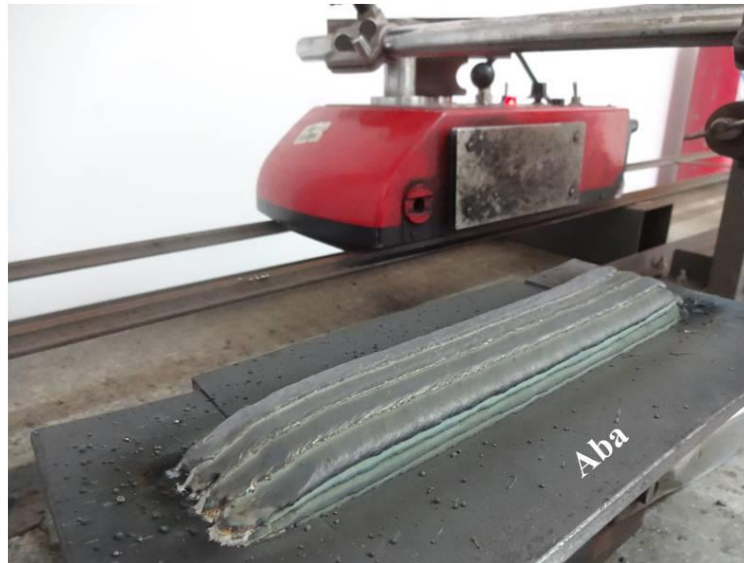
Nas Figuras 32 e 33 tem-se as imagens do material após a soldagem de amanteigamento. Utilizou-se um total de 16 cordões de solda que foram distribuídos em quatro camadas que, por sua vez, cada camada composta de quatro cordões. Essa sobreposição de cordões foi suficiente para garantir uma espessura do metal de solda de 9,5mm e, assim evitar que o aço ASTM A182 F22 fosse submetido ao aporte térmico da solda de união. Por fim, a partir das Figuras 32 e 33, nota-se a excelente uniformidade dos cordões de solda, bem como, verifica-se que a solda de amanteigamento apresentou baixa quantidade de respingos do metal de adição.

Figura 32 - Distribuição dos cordões de solda do amanteigamento ao longo da espessura do metal de base.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Figura 33 - Distribuição dos cordões de solda do amanteigamento ao longo do comprimento do metal de base.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Após a solda de amanteigamento, executou-se a retirada das abas que foram empregadas com a finalidade de uniformizar a distribuição do metal de adição ao longo da espessura da chapa do aço ASTM A182 F22. Em seguida, o material amanteigado passou por tratamento térmico pós solda (TTPS) para promover a redução dos níveis de dureza e tensão residual. Na Tabela 8 são apresentados os parâmetros para ciclo de aquecimento e resfriamento utilizado neste TTPS.

Tabela 08 - Parâmetros do TTPS

Taxa de aquecimento	20 °C/min
Temperatura	677 °C ± 10°C
Tempo de permanência	6 h
Resfriamento	Ar calmo

Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

A 1ª etapa da produção das junta soldadas foi finalizada com o fresamento das chapas amanteigadas e com TTPS, com a finalidade de remoção da camada de óxidos e ajuste da espessura da camada amanteigada em 9,5mm. Na Figura 34, tem-se a imagem da chapa amanteigada pronta para a soldagem de união.

Figura 34 - Chapa de aço ASTM A182 F22 amanteigada pronta para soldagem de união.

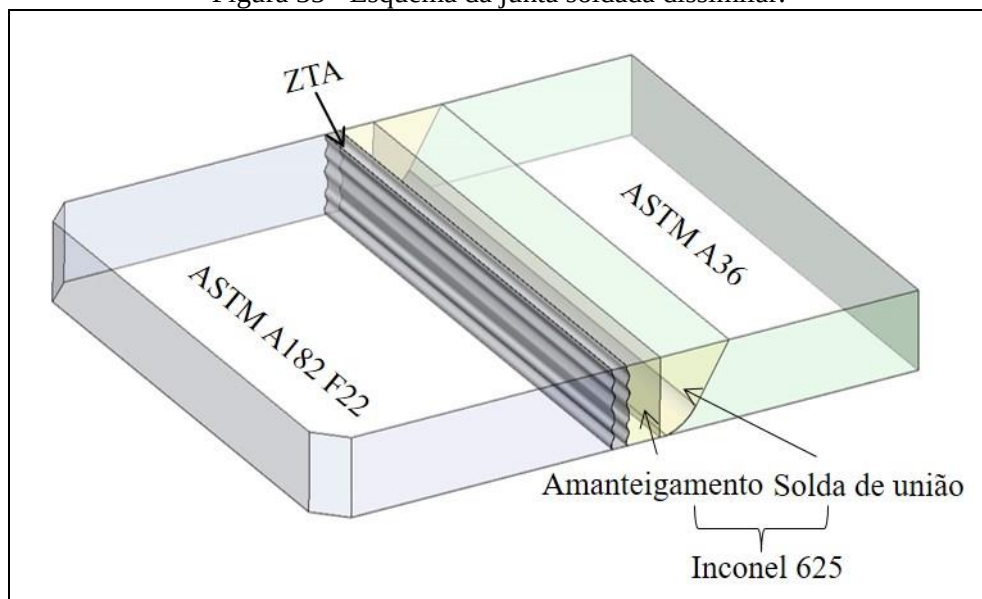


Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

3.2.2 2ª Parte – Solda de união

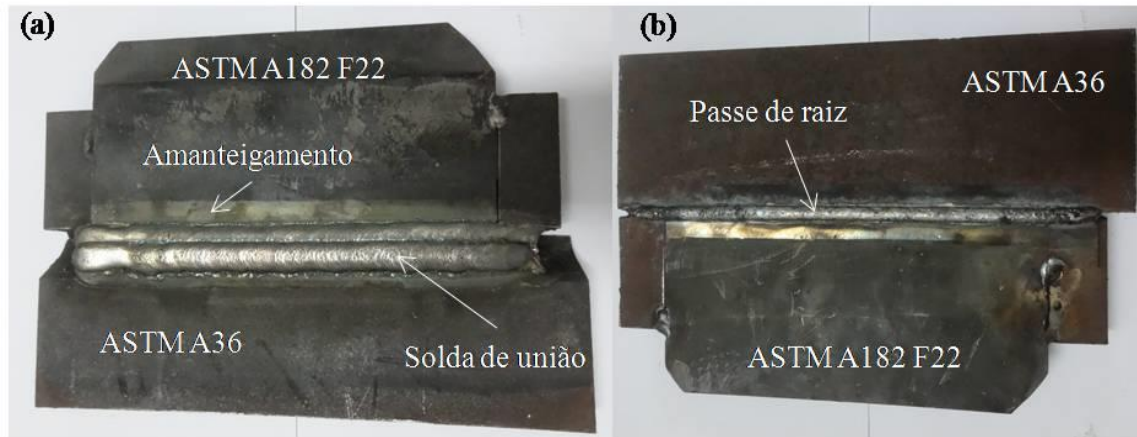
Nesta etapa do trabalho realizou-se a solda de união da chapa amanteigada com o aço ASTM A36, com o mesmo metal de adição utilizado na soldagem anterior, ou seja, o Inconel 625. Na Figura 35, observa-se o desenho em perspectiva da junta soldada dissimilar final. Tanto os cordões de união superficiais quanto o passe de raiz podem ser visualizados na Figura 36.

Figura 35 - Esquema da junta soldada dissimilar.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Figura 36 - junta soldada dissimilar aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) amanteigamento e cordões de união. (b) passe de raiz.

Na Tabela 9, têm-se os parâmetros de soldagem que foram obtidos durante a solda de união. Após o processo de obtenção das juntas, estas tiveram suas dimensões ajustadas via fresamento, retificação e eletroerosão, de acordo com os ensaios mecânicos e microestruturais aos quais se destinavam.

Tabela 09 - Parâmetros da solda de união

ASTM A182 F22 com TTPS e ASTM A-36	
Processo de soldagem	GMAW (MIG)
Espessura do amanteigamento (mm) mínima	9,5
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	$280 \leq T \leq 340$
Temperatura de interpasse (°C)	$240 \leq T \leq 340$
Metal de adição	INCONEL 625
Diâmetro (mm)	1,2
Gás de proteção (%)	Argônio 75% + Hélio 25%
Vazão média em m³/min	20
Aporte térmico médio (kJ/mm)	1,25
Corrente média a solda de enchimento (A)	174,71
Tensão Média da solda de enchimento (V)	24,95
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	7
Stickout dos cordões de enchimento (mm)	14
Velocidade de Soldagem (cm/min)	21
Stickout do passe de raiz (mm)	19
Tensão Média do cordão de raiz (V)	21,83
Corrente média do cordão de raiz (A)	207
Aporte térmico do passe da raiz (kJ/mm)	1,29
Carbono equivalente ASTM A182 F22 (%)	0,89

Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

3.3 Caracterização microestrutural

A importância da correlação entre as propriedades mecânicas e as características microestruturais dos materiais já está consolidada. Com a soldagem dissimilar não é diferente, sendo esta extremamente necessária. Dessa maneira, buscando-se um melhor entendimento entre as correlações existentes nas características mecânicas e microestruturais, foram realizadas diversas macrografias, microscopias óptica e eletrônica, e ensaios de microdureza Vickers.

3.3.1 Metalografia

As amostras nas quais realizaram-se as análises de macro e micrografia passaram pelos processos de embutimento, lixamento, polimento e ataque. Estas foram embutidas em resina acrílica, e posteriormente passaram por lixamento com material abrasivo a base de SiC, sendo este realizado até a granulação de 1200. Entre o lixamento e polimento realizou-se a limpeza das amostras em ultrassom. No polimento, empregou-se pasta de diamante de 3 e 1/4µm. A metalografia foi finalizada com o ataque por imersão em solução de nital à 2%, durante 20s, para revelação da microestrutura de aço ASTM A182 F22, posteriormente realizou-se ataque eletrolítico com ácido crômico a 10% para tensão de 5V com duração de 30s, que permitiu a visualização da microestrutura do Inconel 625.

3.3.2 Macrografia

A partir da técnica de macrografia, onde empregou-se máquina digital Sony Cyber-shot DSC-WX50, observou-se a qualidade da solda da direção transversal dos cordões. Na revelação da macrografia utilizou-se nital 5% durante 15s, para o ataque do aço ASTM A182 F22, que permitiu uma revelação satisfatória da ZTA.

3.3.3 Técnica de microsecção de baixo ângulo (*LAMS*)

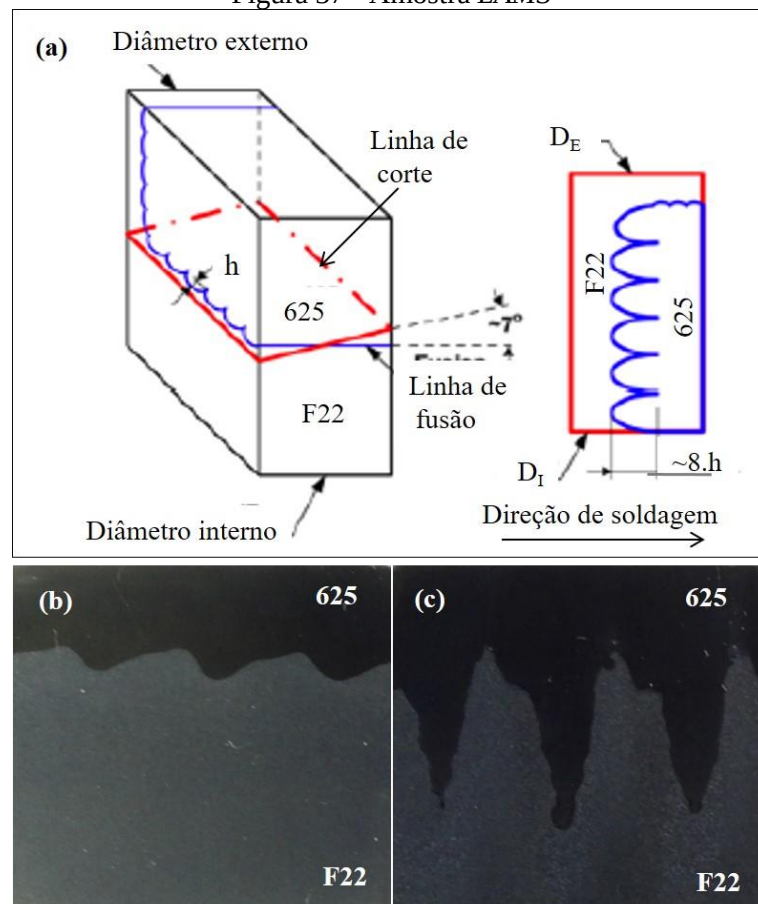
Na caracterização microestrutural em torno da linha fusão, empregou-se tanto a técnica de transversal normal (STN) quanto a técnica de microsecção de baixo ângulo cuja sigla vem do inglês *Low-angle Microsectioning (LAMS)*, que tem a finalidade de ampliar a região de transição, em torno da linha de fusão que apresenta zonas bastante reduzidas. Estas

zonas apresentam características dos diferentes materiais que são empregados na soldagem de metais dissimilares. Bourgeois (2015) cita que a *LAMS* pode prolongar a região de transição em até 10 vezes quando comparada com a STN. Na Figura 37 (a) mostra-se como ocorre a retirada da amostra, enquanto na imagens (b) e (c) pode-se comparar as amostras de STN e *LAMS*, respectivamente.

O corte para extração das amostras em *LAMS* foi realizado máquina de eletroerosão a fio. Este permitiu a extração de amostras com ângulo de aproximadamente 8° entre a linha de fusão e a superfície na qual se realizou o corte, resultando em amostras com seção transversal quadrada.

Ao estender a região de transição se permite a análise de características microestruturais especiais que normalmente não seriam capazes de ser inspecionadas quando da utilização de uma amostra extraída ao longo da seção tração transversal normal. Como exemplo, a realização da microdureza Vickers com carga de 100gf na zona de crescimento planar, no contorno de grão de penetração e nos "redemoinhos" e "ilhas".

Figura 37 - Amostra *LAMS*



Notas: (a) Esquema de retirada da amostra (Fonte: Adaptado de BOURGEOIS, 2015). (b) seção transversal normal (STN) (Fonte: Dados da pesquisa, 2018). (c) seção transversal *LAMS* (Fonte: Dados da pesquisa, 2018).

3.3.4 Microscopia Óptica (MO)

As imagens de microscopia óptica foram obtidas em microscópio Olympus BX41M – LED. Todas as imagens foram capturadas digitalmente pelo sistema de aquisição de imagem do microscópio.

3.3.5 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

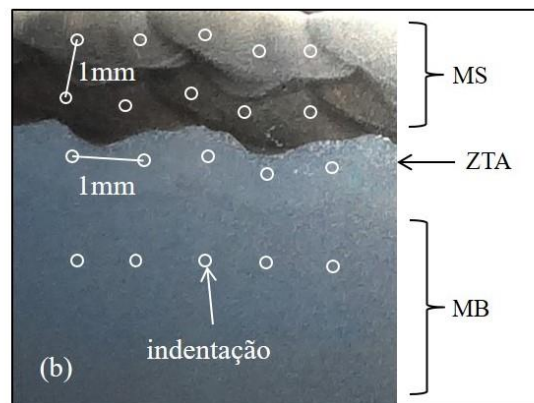
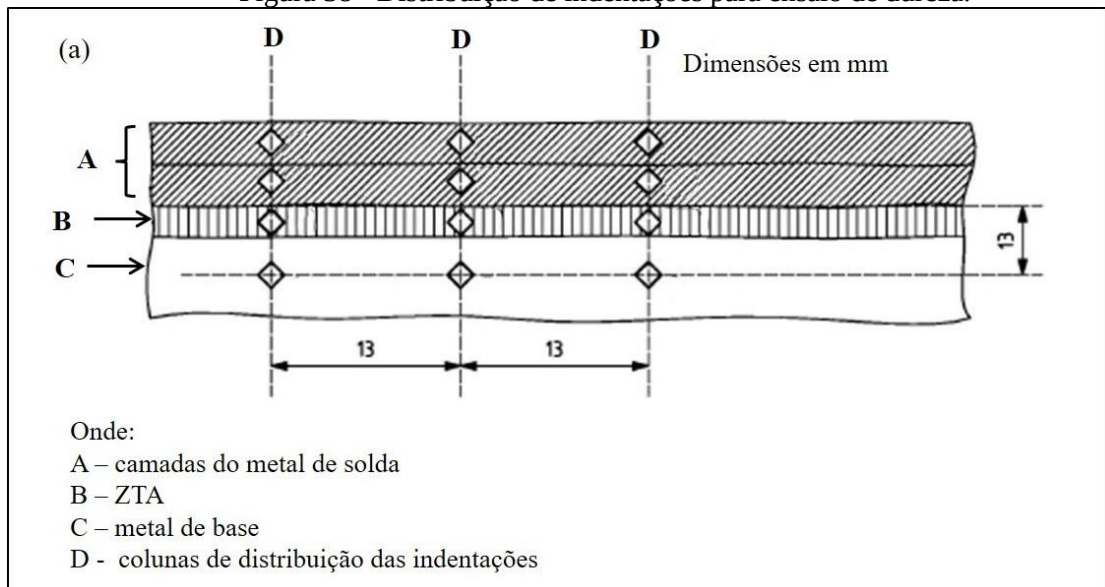
Dois microscópios eletrônicos de varredura foram utilizados na presente obra. A partir do equipamento LEO modelo 1430 observaram-se os mecanismos de falha para os ensaios de tração e mecânica da fratura, sem e com proteção catódica. Por outro lado, o TESCAN modelo VEGA 3 foi empregado nas análises em torno da interface dissimilar da solda de amanteigamento para as condições sem e com TTPS, demonstrando, principalmente, as características das ZPDs, inclusive a composição química por meio do detector de energia dispersiva (EDS). Em todas análises, empregou-se o detector de elétrons secundários (SE).

3.4 Ensaios de dureza, microdureza e tração

3.4.1 Dureza

Na realização dos ensaios de dureza foram seguidas as recomendações das normas NACE MR0175 (2003) e DNV-OS-F101(2008). Os ensaios foram realizados tanto para a solda de amanteigamento (sem e com TTPS) quanto para a solda de união. Empregaram-se os ensaios de dureza Rockwell normal, na escala C, e superficial na escala 15N, e, a partir do sistema de conversão disponibilizado pelo equipamento de dureza, Mitutoyo modelo HR – 320MS, obtiveram-se os valores de dureza Vickers. Nas Figuras 38(a) e 38(b), tem-se as características em relação aos espaçamentos entre as indentações para, respectivamente, os ensaios ao longo das seções longitudinal e transversal. A distância de 1mm, Figura 38(b), corresponde ao valor mínimo adotado para a distância entre os centros das indentações. Adicionalmente, deve-se destacar que para o ensaio ao longo da seção transversal realizou-se 5 indentações, pois dessa maneira foi possível atender aos critérios mínimos de distância e quantidade de indentações (especificados pela norma DNV-OS-F101(2008)) que são, respectivamente, de 1mm e de 3 indentações.

Figura 38 - Distribuição de indentações para ensaio de dureza.



Notas:(a) seção longitudinal (Fonte: Adaptado da norma NACE MR0175, 2003).

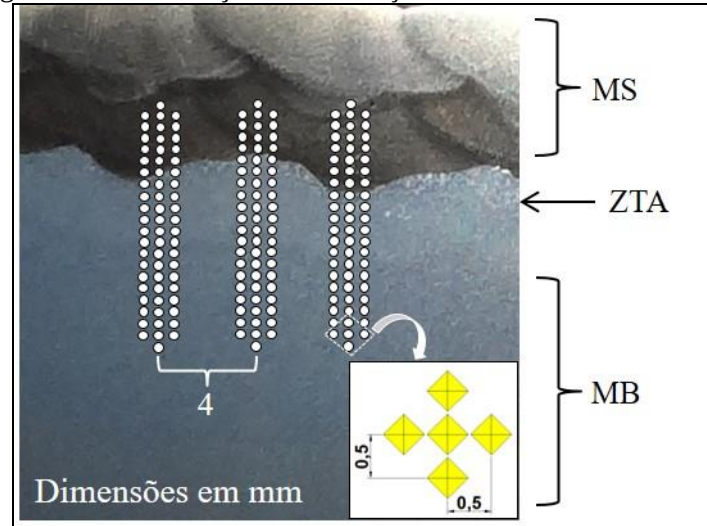
(b) seção transversal (Fonte: Dados da pesquisa, 2018).

3.4.2 Mapeamento de microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados em equipamento Shimadzu modelo HMV-2, com carga de 100gf ($HV_{0,1}$) durante 15s. As indentações foram feitas de forma pontual (nas ZPDs) e, uniformemente distribuídas (nos MA, ZTA e MB). Na primeira situação, empregaram-se amostras *LAMS* (Figura 37(c)), em virtude da alta ampliação que está técnica possibilita, analisou-se as soldas de amantecamento sem e com TTPS. Nos ensaios uniformemente distribuídos, utilizou-se amostras *STN* (Figura 37(b)), pois dessa maneira foi possível avaliar o comportamento de dureza do MA, ZTA e MB. Na Figura 39, tem-se o esquema demonstrativo do procedimento de ensaio, que correspondeu a execução 09 colunas de indentações, agrupadas de 03 em 03, em cada grupo foram feitas 186 indentações. A distância entre as impressões de uma mesma coluna foi de 0,5 mm, conforme detalhe da Figura 39. Adicionalmente, deve ser destacada que, a partir das cinco indentações destacadas,

fez-se o valor médio e, esse correspondeu a um ponto da curva de perfil de dureza. Por fim, através da Figura 39, verifica-se o emprego de uma distância de 4 mm entre as colunas centrais de cada grupo.

Figura 39 - Distribuição de indentações do ensaio de microdureza.

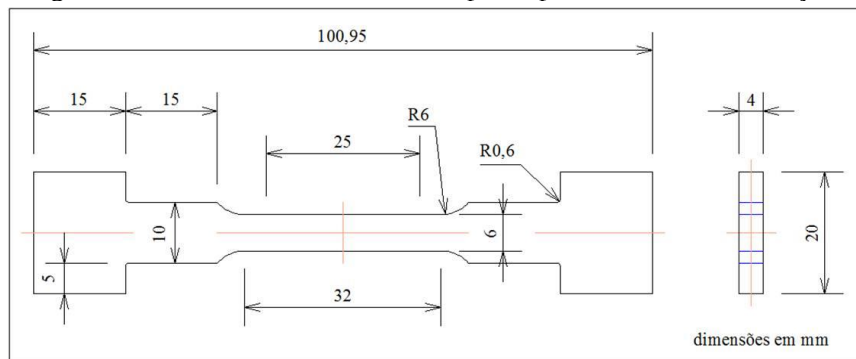


Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

3.4.3 Tração

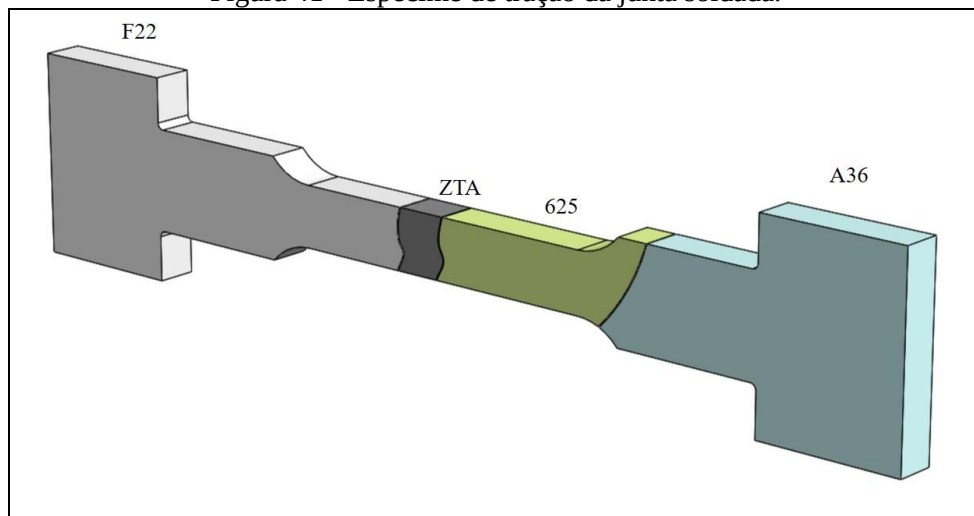
Os ensaios de tração foram realizados em máquina Shimadzu modelo Servo Pulser de 200kN. As dimensões do corpo de prova (CP) e demais parâmetros de ensaio seguiram as recomendações da norma ASTM E8/E8M-09 (2009). A velocidade de carga empregada foi de 0,6 mm/min. Os ensaios de tração foram realizados para as regiões do MA, ZTA e MB, bem como ensaiou-se a junta soldada. Com exceção da ZTA que só permitiu a extração de um corpo de prova, nas demais regiões e junta soldada, ensaiou-se 3 espécimes. No MB e na junta soldada realizou-se ensaios de tração para as condições sem e com proteção catódica. As dimensões empregadas para todos os espécimes ensaiados podem ser verificadas na Figura 40. Os espécimes da junta soldada de acordo com a Figura 41, foram extraídos de modo que a linha de fusão entre o amanteigamento e o metal de base ficasse no centro do comprimento útil do corpo de prova, similar aos trabalhos de Nova (2018) e Batista (2016).

Figura 40 - Desenho mecânico do corpo de prova de ensaio de tração.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

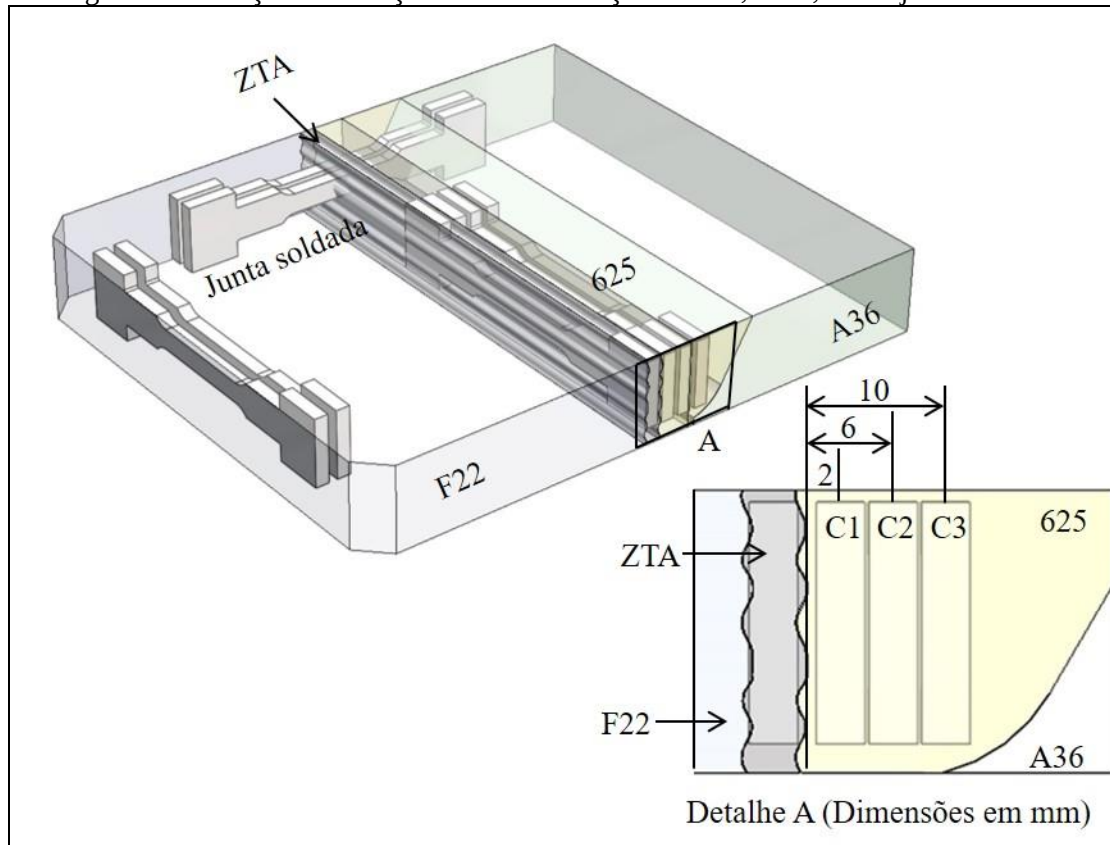
Figura 41 - Espécime de tração da junta soldada.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Na Figura 42, verifica-se que os CPs de tração para as regiões do MA, ZTA, MB foram extraídos na direção paralela a solda, no detalhe dessa Figura, verifica-se ainda a posição de extração dos espécimes em relação à linha de fusão e demais regiões da junta soldada. Com relação à posição de extração dos espécimes de tração para o MA, ZTA e MB, é importante destacar que, aqueles referentes ao metal de adição (625) tiveram as denominações C1, C2 e C3 diretamente relacionada à linha fusão. A partir do detalhe A da Figura 42, observa-se que C1 foi extraído junto a linha de fusão, cuja linha de centro distanciou-se da linha de fusão em aproximadamente 2mm, ao passo que, para C2 e C3, essa distância foi de aproximadamente 6 e 10mm, respectivamente. Ainda com relação ao detalhe da Figura 42, observa-se uma região, composta pela ZTA e MA que foi descartada, devido a sinuosidade da linha de fusão, em seguida fez-se a extração do espécime da ZTA.

Figura 42 - Direção de extração dos CPs de tração do MA, ZTA, MB e junta soldada.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Para facilitar a correlação dos CPs com os parâmetros e propriedades dos ensaios estabeleceu-se a seguinte nomenclatura para os ensaios de tração:

- TF22SC1 → Ensaio de tração no metal de base sem hidrogenação CP 1;
- TF22HC1 → Ensaio de tração no metal de base com hidrogenação CP 1;
- T625SC1 → Ensaio de tração no metal de solda sem hidrogenação CP 1;
- TJSSC1 → Ensaio de tração na junta soldada sem hidrogenação CP 1;
- TJSHC1 → Ensaio de tração na junta soldada com hidrogenação CP 1;

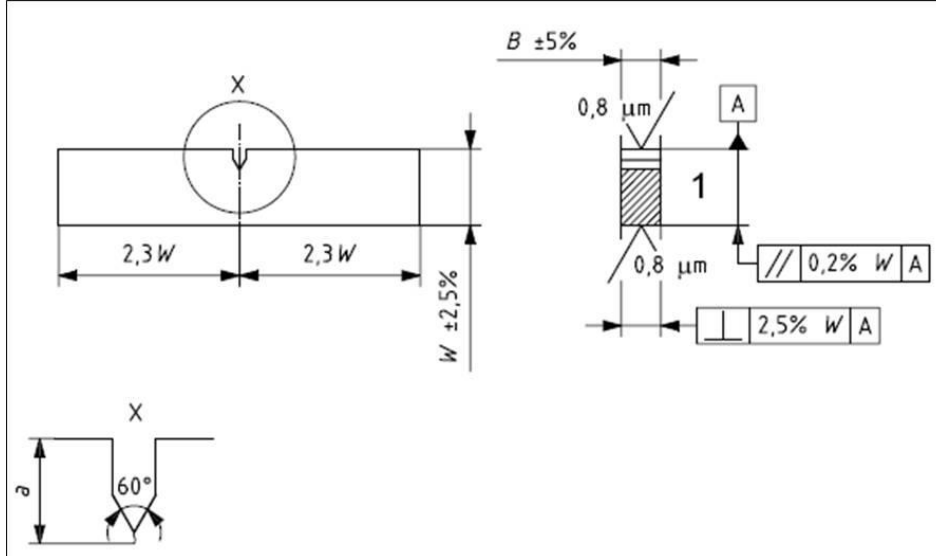
Como se utilizaram 3 CPs para as condições com e sem hidrogenação, a numeração citada acima varia de 1 a 3, para cada nomenclatura. O corpo de prova da ZTA não foi incluído nessa nomenclatura, pois ensaiou-se apenas um espécime.

3.5 Tenacidade à fratura

Dentro do interesse maior da presente pesquisa está a realização dos ensaios de tenacidade à fratura, que também foram conduzidos em máquina Shimadzu modelo Servo

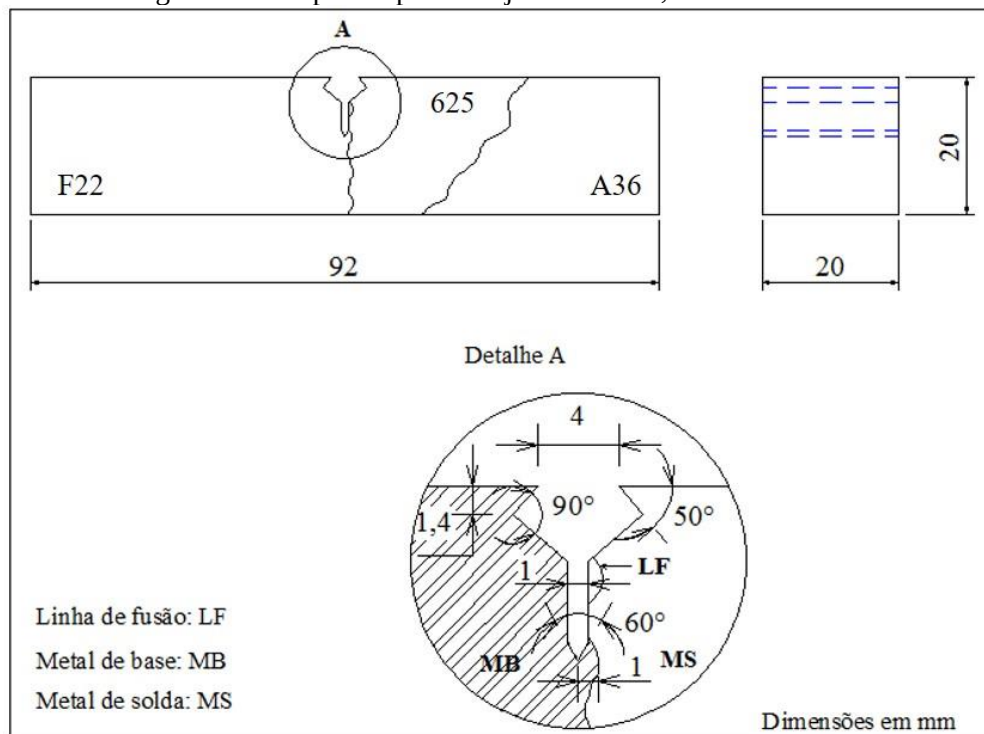
Pulser de 200kN, empregando-se, para tal, o aparato para o ensaio de flexão de três pontos, com corpo de prova do tipo SE(B). As dimensões e tolerâncias consideradas na fabricação dos corpos de prova deste ensaio, que foi realizado com modo de carregamento quasistático, seguiram as recomendações das normas BS EN ISO 15653 (2010) e ISO 12135 (2002) e são apresentadas nas Figuras 43 e 44.

Figura 43 - Tolerâncias para corpo de prova da junta soldada, ensaio de *CTOD*.



Fonte: Adaptado de BS EN ISO 15653:2010

Figura 44 - Corpos de prova da junta soldada, ensaio de *CTOD*

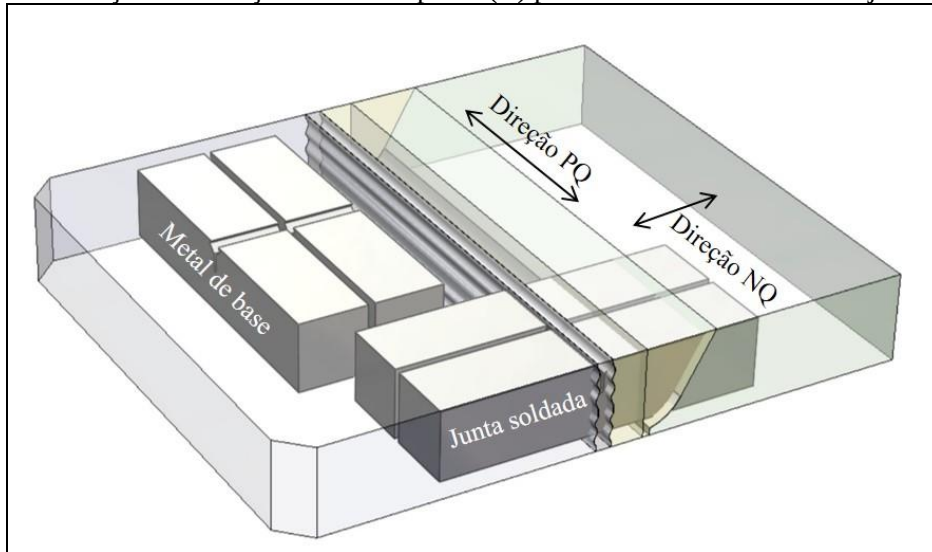


Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Os processos iniciais empregados na fabricação dos CPs consistiram em fresagem, eletroerosão a fio e retificação. Sendo esta finalizada com a confecção do entalhe (aresta de referência, na qual a pré-trinca de fadiga foi gerada), conforme se observa no Detalhe A da Figura 44. A posição do entalhe seguiu as direções PQ e NQ citadas na norma BS EN ISO 15653 (2010), respectivamente, para metal de base e junta soldada. Adicionalmente, deve ser destacado que a localização do entalhe, em relação aos metais de base e adição, foi definida de acordo com histórico de falhas associado às juntas soldada dissimilares constituídas de aços ARBL e liga de base Ni. As falhas estão diretamente relacionadas à interface dissimilar, cursando, principalmente as regiões das ZPDs. Dessa maneira, realizou-se o entalhe na ZTA do aço ASTM A182 F22, de forma que a ponta desse, e, conseqüentemente a pré-trinca de fadiga, ficassem a aproximadamente 1mm da linha de fusão, essa dimensão pode ser visualizada no Detalhe A da Figura 44. Antes da confecção dos entalhes realizou-se ataque químico, brando, com nital 2% durante 5s, para facilitar a visualização das distorções da linha de fusão e, conseqüentemente, permitir uma melhor localização e precisão da distância de 1mm da ponta do entalhe em relação a linha de fusão.

Na Figura 45, verifica-se a direção de extração dos espécimes de *CTOD*, sendo possível observar que os entalhes tiveram direções diferentes para o metal de base e junta soldada. Ou seja, segundo a especificação da norma BS EN ISO 15653 (2010) os entalhes dos CPs do metal de base ficaram na direção NQ, enquanto que nas juntas soldadas localizaram-se na direção PQ. Lembrando que o Q indica que o entalhe está na superfície da solda, enquanto que N e P representam as direções do entalhe com relação a solda, ou seja são as direções normal e paralela, respectivamente. É importante destacar que essa mudança na direção do entalhe foi decorrente da limitação de material.

Figura 45 - Direção de extração dos CPs tipo SE(B) para ensaio de *CTOD* MB e junta soldada.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

De maneira similar ao que foi adotado para os ensaios de tração definiu-se uma nomenclatura para os ensaios de *CTOD*, a saber:

- MF22SC1 → Ensaio de *CTOD* do metal de base sem hidrogenação CP 1;
- MF22HC1 → Ensaio de *CTOD* do metal de base com hidrogenação CP 1;
- MJSSC1 → Ensaio de *CTOD* da junta soldada sem hidrogenação CP 1;
- MJSHC1 → Ensaio de *CTOD* da junta soldada com hidrogenação CP 1.

Por fim, nesse nos ensaios de *CTOD*, também foram empregados 3 CPs para as condições sem e com hidrogenação; logo, a numeração citada acima varia de 1 a 3, para cada nomenclatura.

3.5.1 Pré-trinca de Fadiga e ensaio de *CTOD*

A realização dos ensaios de *CTOD*, iniciou-se com a implantação da pré-trinca de fadiga, que ocorreu à temperatura ambiente ($\sim 23^\circ\text{C}$), mesma temperatura aplicada aos ensaios de *CTOD* sem e com hidrogenação.

O fator de intensidade de tensão e a força máxima de fadiga foram determinados respectivamente, pelas equações 20 e 21.

$$K_0 = \left[\left(\frac{S}{W} \right) \frac{F_0}{(BB_N W)^{0,5}} \right] \left[g_1 \left(\frac{a_0}{W} \right) \right]; \text{ onde } B_N = B \quad (20)$$

sendo,

$$F_{fmax} = 0,8 \frac{B(W - a_0)^2}{S} R_{p0,2} \quad (21)$$

onde:

- A espessura do CP, $B = 20\text{mm}$;
- A altura do CP, $W = 20\text{mm}$;
- O comprimento do entalhe, $a_0 = a_i = 8,5\text{mm}$;
- O comprimento do entalhe e pré-trinca de fadiga (considerando o intervalo $0,45W \leq a \leq 0,7W$) $a = a_f = 10\text{mm}$;
- O comprimento da trinca de fadiga, $\Delta a = a_f - a_i = 1,5\text{mm}$;
- A distância entre apoios, $S = 4W = 80\text{mm}$;
- O Limite de escoamento do MB, $R_{p0,2} = 877\text{MPa}$;
- O Limite de resistência à tração do MB, $\sigma_{rt} = 960\text{MPa}$;
- Os coeficientes de fator de intensidade de tensão adimensional inicial e final, respectivamente, $g_i(a_0/W) = 2,13$ ($a_i/W = 8,5/20 = 0,425$) e $g_f(a_0/W) = 2,66$ ($a_f/W = 10/20 = 0,5$).

Na equação 20, considerou-se Força inicial (F_0) = $27\%F_{fmax} = 6,3 \text{ kN}$. Ao passo que a razão entre a força inicial e a força final foi $F_i / F_f = 0,1$.

Logo,

$$\Delta K_i = K_{max} - K_{min} = 17\text{MPa}\sqrt{m} \quad (22)$$

$$\Delta K_f = K_{max} - K_{min} = 22\text{MPa}\sqrt{m} \quad (23)$$

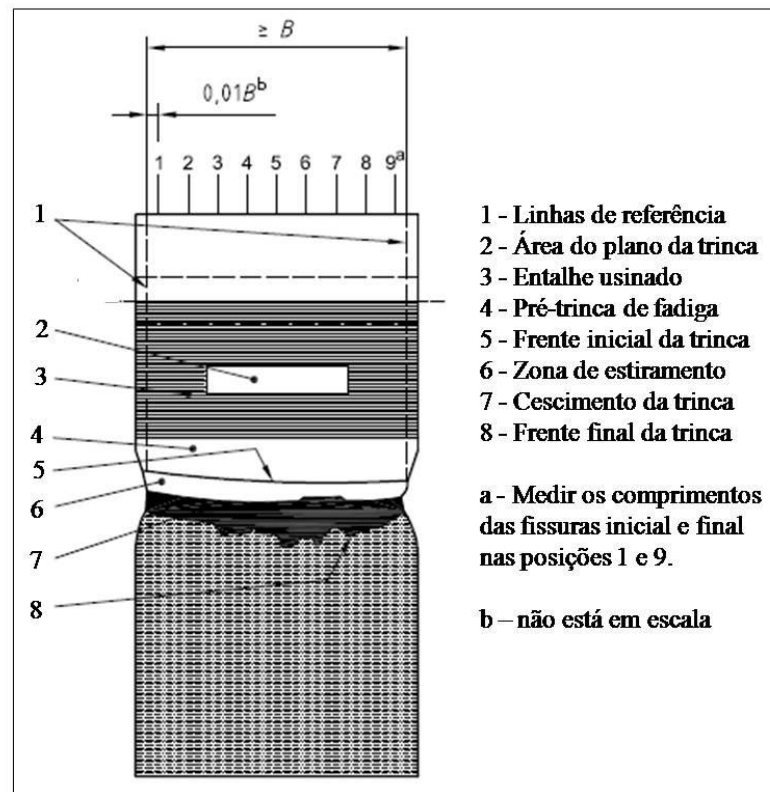
Para as amostras sem hidrogenação o ensaio de mecânica da fratura foi concluído logo após a realização da pré-trinca de fadiga, ao passo que as demais amostras seguiram para o processo de hidrogenação via proteção catódica e, só após a realização desse, continuou-se com o ensaio de mecânica da fratura. Posteriormente, as amostras foram pintadas, para definição da trinca de ensaio, e, após secagem, foram rompidas em prensa mecânica, sendo em seguida protegida contra a corrosão com esmalte transparente. Dessa maneira, realizou-se o processo de validação do ensaio e, conseqüentemente, calculou-se o *CTOD*, bem como preservou-se a superfície de fratura para análises fractográficas.

3.5.2 Validação do ensaio

Para os processos de validação do ensaio e cálculo do *CTOD*, a superfície de fratura foi demarcada conforme recomendações das normas BS EN ISO 15653 (2010) e ISO 12135 (2002), Figura 46. Este processo consistiu na medição de nove comprimentos simetricamente distanciados ao longo de toda a extensão da pré-trinca de fadiga, com exceção do primeiro e nono ponto que ficarão localizados com relação a linha de referência (1). Em seguida, usando-se câmara digital Sony Cyber-shot DSC-WX50, capturaram-se imagens da superfície de fratura e, com o auxílio do software ImageJ, realizou-se o processo de medição da pré-trinca de fadiga conforme Figura 46. De posse desses valores empregou-se a equação seguinte e calculou-se o comprimento real da pré-trinca de fadiga.

$$a = \frac{1}{8} \left(\frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^8 a_i \right) \quad (24)$$

Figura 46 - Determinação do comprimento real da pré-trinca de fadiga



Fonte: (ISO 12135: 2002)

Calculado o valor real da pré-trinca de fadiga, a validação do ensaio de *CTOD* estará condicionada ao atendimento de algumas condições, dentre as quais são destacadas:

- a razão a/W deve situar-se entre 0,45 e 0,70;
- a diferença entre qualquer um dos sete pontos centrais e o comprimento da trinca a , não deve exceder $0,1*a$;
- $a \geq 1,3 \text{ mm}$ ou $2,5\%W$, o que for maior.

Atendidas todas as condições, obteve-se do ensaio a componente plástica (V_P) e a partir dessa, calculou-se o parâmetro $CTOD$ pela equação:

$$\delta = \left[\frac{FS}{BW^{1,5}} \times f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \frac{(1-\nu^2)}{2\sigma_{ys}E} + \frac{0,4(W-a_0)V_P}{0,4W + 0,6a_0 + z} \quad (25)$$

Onde z é igual a altura do suporte que ancora o *clip gage*.

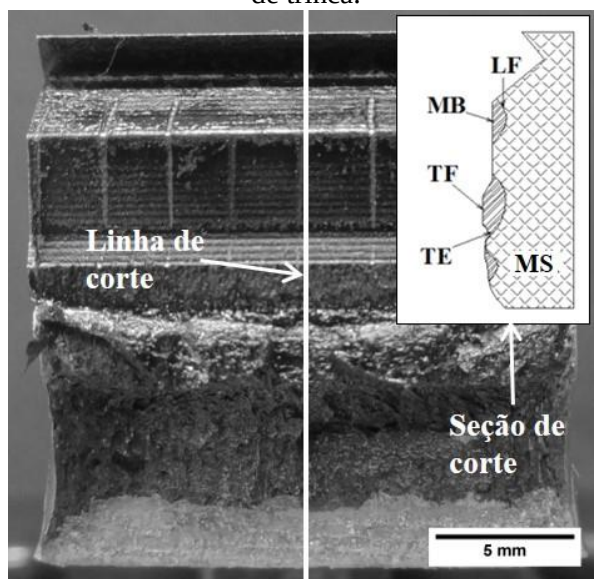
3.5.3 Fractografia

Os mecanismos de falha, nas superfícies de fratura, dos CPs de tração e mecânica da fratura foram levantados por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e por meio do emprego do detector de elétrons secundários (SE). Consideraram-se as amostras do metal de base e junta soldada, ambas sem e com hidrogenação. A camada protetora de esmalte foi removida empregando-se acetona e ultrassom e, posteriormente, as amostras foram secas com ar quente. A região de maior interesse dessa análise foi a região da trinca de ensaio logo após a pré-trinca de fadiga, posto que a atuação do hidrogênio nessa região é favorecida pela presença da pré-trinca.

3.5.4 Desvio da trinca

Com o intuito de avaliar o comportamento do parâmetro de dissimilaridade, ou seja, comprovar se a trinca de ensaio apresentava o desvio indicado por este parâmetro, realizou-se a microscopia óptica das amostras, dos ensaios de mecânica da fratura, sem e com hidrogenação. No detalhe da Figura 47, tem-se a imagem esquemática da seção de corte, a partir da qual, avaliou-se o comportamento da trinca de fadiga (TF) em relação a trinca de ensaio (TE). Essa seção de análise foi extraída ao longo da linha de corte branca. As amostras analisadas passaram pelo processo de metalografia descrito na Seção 3.3.1.

Figura 47 - Esquema de corte das amostras do tipo SE(B), das juntas soldadas, para análise de desvio de trinca.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

3.6 Hidrogenação

No processo de fornecimento de hidrogênio, foram seguidas as recomendações da norma ASTM D1141-98(2008). Empregou-se solução de NaCl, com concentração mássica de 35,00 g/L, para simular a água do mar. Os demais dados do sistema de hidrogenação derivado de célula de proteção catódica por corrente impressa são apresentados na Tabela 8. Maiores detalhes do aparato empregado no sistema de hidrogenação podem ser visualizados no trabalho de Almeida (2014).

Os autores Fassina et al. (2011) citam que para evitar a libertação de hidrogênio reversível devido à difusão, realizaram a imersão, dos espécimes carregados, em nitrogênio líquido a $T = -196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ou revestimento com metais FCC (Ni e Cu). Na presente pesquisa empregou-se a imersão dos CPs em sulfato de cobre com o objetivo de se evitar a liberação de hidrogênio, até a realização dos ensaios mecânicos de tração e de mecânica da fratura. Conforme pode ser observado na Tabela 10, o processo de proteção catódica ocorreu a uma temperatura de $\sim 0^{\circ}\text{C}$, no entanto, os ensaios foram realizados na temperatura ambiente, para evitar o efeito da temperatura nas propriedades levantadas.

Tabela 10 - Características da proteção catódica

Eletrólito	Potencial de proteção	Anodo inerte	Eletrodo de referência	Tempo contínuo de hidrogenação
NaCl a 0°C e pH 7	$-1.100\text{mV}_{\text{ERC}}$	Placa de titânio puro	Tipo calomelano	168 horas

Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Os autores Ballesteros, Ponciano e Bott (2010) citam que a taxa de produção de hidrogênio é dependente da acidez (pH) do sistema, e que o aumento da acidez favorece o risco de fragilização por hidrogênio. Na presente pesquisa, adotou-se um pH 7 (neutro) para atender a uma demanda da Petrobras associado a uma temperatura de carga de 0°C por um período de 07 dias em potencial de $-1.100\text{mV}_{\text{ERC}}$.

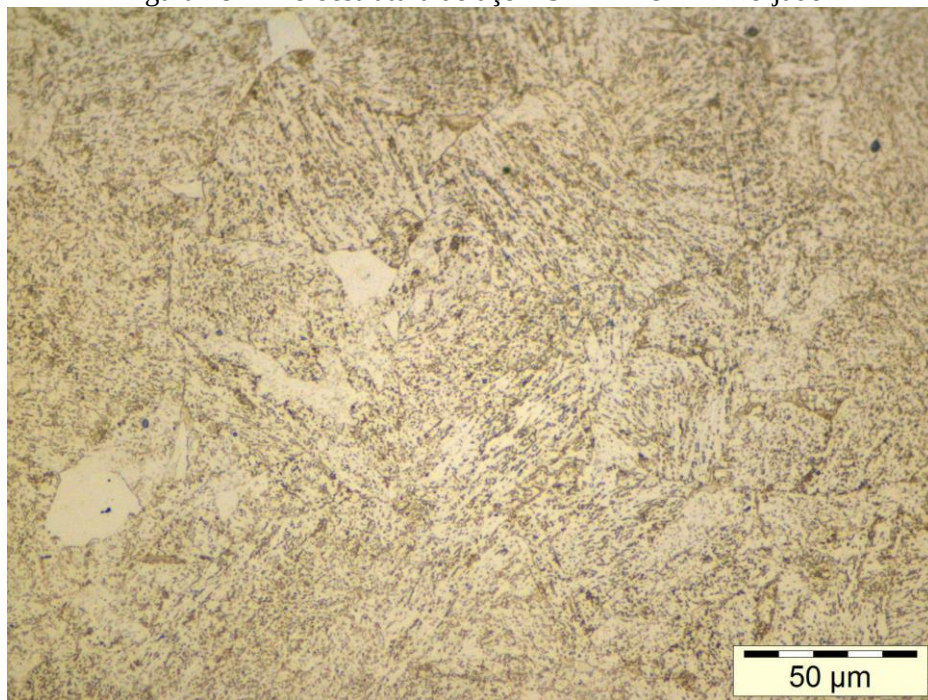
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Caracterização do metal de base (MB)

Os experimentos realizados na presente pesquisa foram iniciados com a caracterização microestrutural e mecânica do aço ASTM A182 F22. Em sequência, realizou-se, também, uma avaliação do comportamento de dureza na interface da solda amanteigamento nas condições sem e com TTPS, composta pelo metal de base forjado (aço ASTM A182 F22) e metal de deposição Inconel 625.

Na Figura 48, tem-se a microestrutura do aço ASTM A182 F22 no estado como fornecido, forjado. Considerando a microestrutura e, as curvas TTT da Figura 4, observa-se uma predominância de ferrita primária e fina dispersão de carbonetos na matriz ferrítica.

Figura 48 - Microestrutura do aço ASTM A182 F22 forjado



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

4.1.1 Avaliação da solda de amanteigamento com MB nas condições forjado e tratado termicamente

Tendo em vista a limitação dos recursos, bem como a tentativa de otimização destes, e visando a uma contribuição mais significativa para a pesquisa na área de materiais com aplicações subaquáticas, principalmente na indústria de petróleo e gás, analisou-se a solda de

amanteigamento em duas situações. Na primeira, os tratamentos térmicos de normalização e revenido foram aplicados ao aço ASTM A182 F22, conforme recomendações da norma ASTM A182. Na segunda, tem-se a utilização do aço na condição como fornecido, ou seja, simplesmente forjado.

Considerando essas duas formas de utilização do aço ASTM A182 F22, fez-se um levantamento bibliográfico dos trabalhos que estudaram a tenacidade à fratura, via parâmetro *CTOD*, de junta dissimilar ASTM A182 F22 – Inconel 625 produzida por meio do processo de soldagem MIG. Dessa maneira, verificou-se que as pesquisas estão em fase inicial, com muitos questionamentos e, conseqüentemente, uma busca de uma melhor compreensão, principalmente, no sentido de entender a influência dos parâmetros de soldagem e TTPS na microestrutura e propriedade destes materiais, em aplicações subaquáticas.

Adicionalmente, verificou-se que os estudos estão divididos em alguns ramos. Um voltado para as juntas soldadas dissimilares com metal de base forjado e processo de soldagem TIG (Tungsten Inert Gas). Neste caso, podemos citar as pesquisas de Alexandrov et al. (2012); Beaugrand, Smith, Gittos (2009); Dodge et al (2013); Dodge (2014). No trabalho de Bourgeios (2015) o processo de soldagem TIG foi utilizado no aço ASTM A182 F22 no estado temperado e revenido. Por fim, tem-se a linha de pesquisa que está voltada para a utilização do aço ASTM A182 F22 nas condições normalizado e revenido, com soldagem pelo processo MIG/MAG, onde pode-se destacar o trabalho de Oliveira (2013). Já os autores Ma e Chen (2015) estudaram o aço ASTM A182 F22, na condição forjado, aplicando o processo de arame tubular (FCAW), enquanto que DODGE et al (2014) empregaram a soldagem MIG, mas o parâmetro da mecânica da fratura *CTOD* não foi contemplado nesta pesquisa.

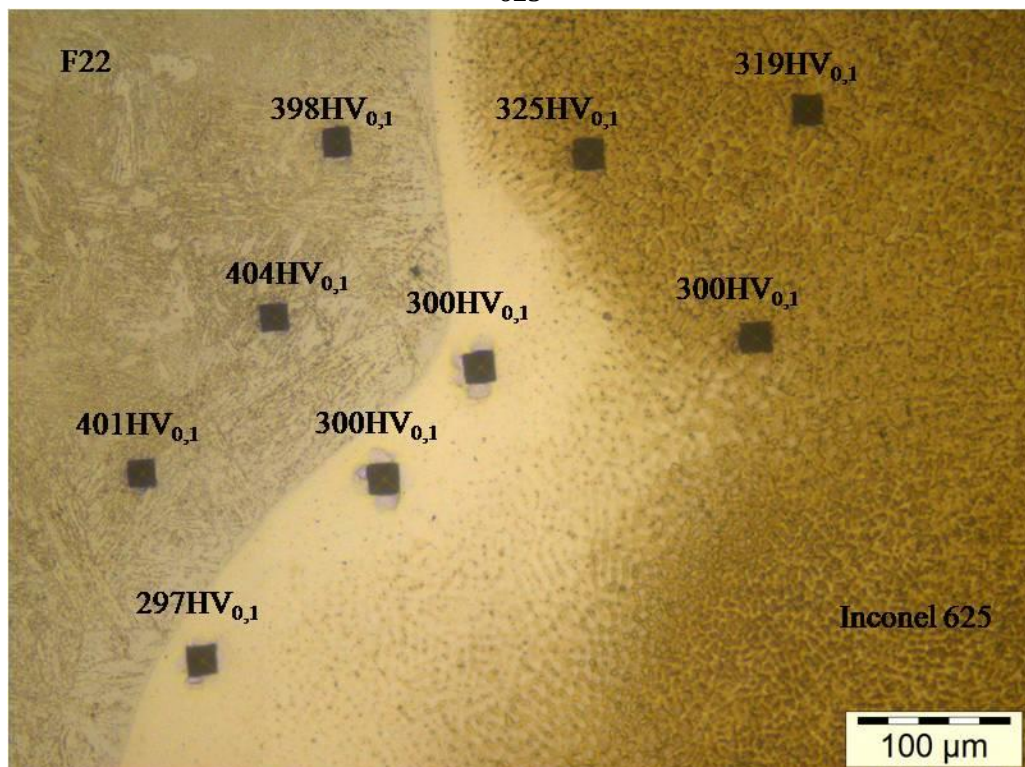
Pelo exposto, viu-se a necessidade de se analisar o efeito do hidrogênio irreversível na resposta de tenacidade à fratura quasistática da junta soldada aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, empregando-se o processo de soldagem MIG ao aço ASTM A182 F22 no estado forjado.

No entanto, por precaução, optou-se pela realização de uma soldagem prévia para avaliar o comportamento microestrutural do material mediante os estados com tratamento térmico e forjado, conforme seção 3.1.1. Portanto, parte do material recebeu os tratamentos térmicos de normalização e revenido, conforme norma ASTM A182 que trata da aplicação do aço F22 em componentes da indústria petroquímica. Na Tabela 01, têm-se os parâmetros dos tratamentos térmicos citados. Outra parte do material não recebeu nenhum tratamento térmico, sendo soldado no estado como fornecido, ou seja, forjado. Após as soldas de

amanteigamento com metal de adição Inconel 625, extraíram-se as amostras *LAMS*, que foram avaliadas por meio das análises de microscopia óptica e microdureza Vickers.

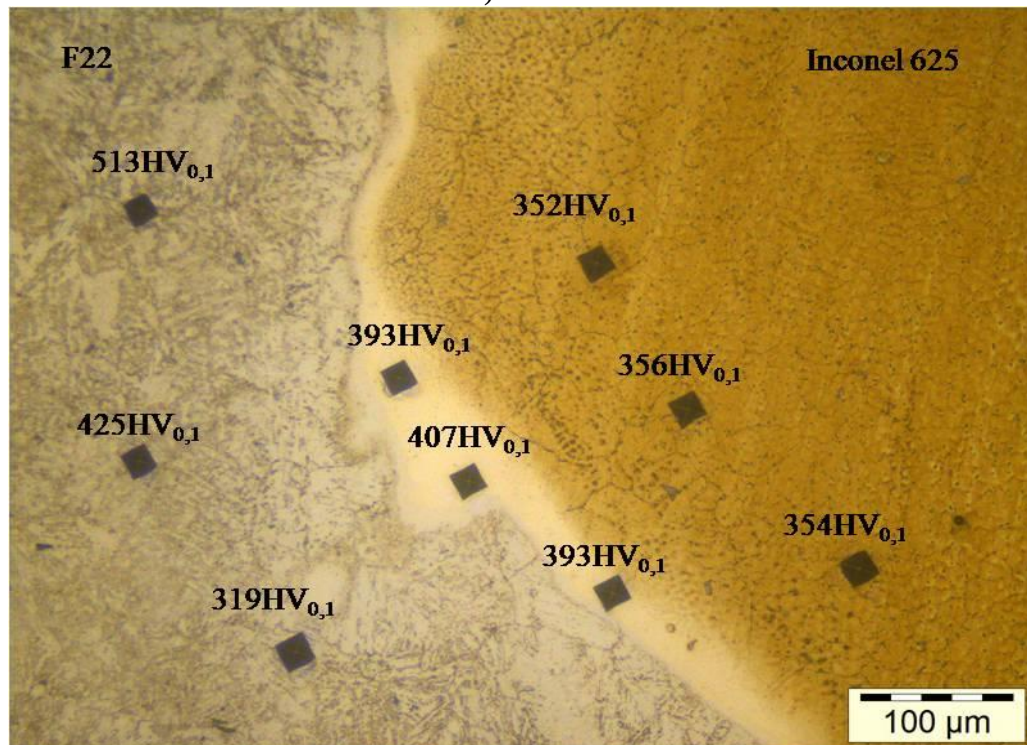
Nas imagens de microscopia óptica, Figuras 49 e 50, tem-se os resultados, respectivamente, da solda de amanteigamento com MB forjado e tratado termicamente. Nestas são observadas três regiões; na primeira, tem-se a ZTA do metal de base, que apresenta matriz ferrítica mais martensita. A segunda região mais centralizada de coloração clara, cuja imagens de microscopia óptica não permitiram a visualização de contornos no seu interior, conhecida como zona planar (Φ) e correspondente ao metal de solda (ALEXANDROV et al., 2012; BEAUGRAND; SMITH; GITTOS, 2009; DODGE et al, 2013; DODGE, 2014). A terceira região corresponde também ao metal de solda com matriz austenítica circundada de precipitados interdendríticos, exibindo formato celular associados aos elementos de liga de elevado número atômico, denominada de zona II (ALEXANDROV et al., 2012).

Figura 49 - Valores de microdureza da solda de amanteigamento ASTM A182 F22 (forjado) – Inconel 625



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Figura 50 - Valores de microdureza da solda de amanteigamento ASTM A182 F22 (normalizado e revenido) – Inconel 625



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Analisando-se a ZTA das Figura 49 e 50, nota-se que, no metal de base tratado termicamente, a região de grãos grosseiros ficou mais definida, fato que sugere uma diluição de carbono no metal de solda de forma mais favorecida. Adicionalmente, deve ser destacado que, a partir dessa análise, não é possível afirmar que esse comportamento tenha se apresentado constante, ao longo da espessura da solda de amanteigamento.

Vale ressaltar que, apesar das Figuras 49 e 50 não apresentarem formações do tipo "praia", "redemoinho" e "ilha", essas são citadas e visualizadas em várias pesquisas. No entanto, como a zona Φ apresentou-se contínua ao longo da interface dissimilar, a análise nessa região foi priorizada.

Avaliando-se os resultados de microdureza Vickers para as três regiões citadas nas Figuras 49 e 50, e, destacadas na Tabela 11, nota-se que, para as regiões da ZTA e zona II a variação de microdureza foi discreta. No entanto, para o metal de base forjado a zona Φ apresentou redução de microdureza significativa. Este resultado é interessante quando leva-se em consideração o fato do histórico de falhas que está associado a esta região, juntamente com a ZTA. Portanto, esses resultados apontam que o material tratado tende a reduzir o desempenho da junta em termos da propriedade de dureza.

Tabela 11 - Valores médios e desvio padrão de ensaios de microdureza ($HV_{0,1}$)

Região	Forjado ($HV_{0,1}$)	Tratado ($HV_{0,1}$)
ZTA	401±2	419±79
Zona Φ	299±1	398±7
Zona II	315±11	354±2

Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Outra consideração que motivou a utilização do material no estado forjado foram as altas temperaturas que são atingidas no processo de solda que, conseqüentemente, favorecem a formação de regiões com grãos grosseiros e microestrutura martensítica. Portanto, é uma ocorrência independente do tratamento térmico anterior ao processo de soldagem. Como se sabe, a formação martensítica decorre também do resfriamento acentuado que ocorre após o processo de soldagem. Essa formação microestrutural torna necessária a realização de TTPS para regulação dos níveis de dureza e recuperação da ductilidade da ZTA.

Com relação ao TTPS a ser empregado, buscou-se a utilização de um tempo que, do ponto de vista prático, fosse viável e ao mesmo tempo suficiente para garantir a redução no nível de dureza que é especificado pela norma NACE MR0175 para aplicações subaquáticas. Oliveira (2013) verificou que, para um TTPS de 2 horas, os níveis de dureza praticamente não se modificaram. Por sua vez, Dodge (2014) obteve resultados interessantes empregando um TTPS de 10 horas. Então, dentro do interesse da presente pesquisa, definiu-se o tempo de 6 horas em uma temperatura de patamar de 677 °C, para a solda de amanteigamento composta pelo aço ASTM A182 F22, no estado forjado, e Inconel 625. O material amanteigado compôs a junta dissimilar, aço ASTM A182 F22 - Inconel 625 – aço ASTM A36, cujo desempenho diante da presença do hidrogênio foi avaliado.

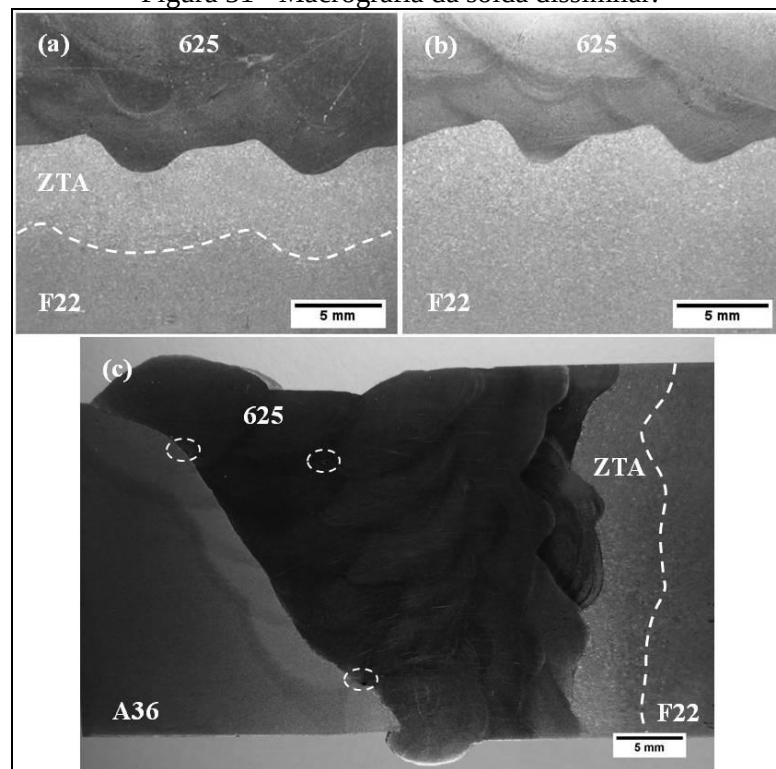
4.2 Propriedades mecânicas

No levantamento das propriedades mecânicas da junta soldada desenvolvida neste trabalho empregaram-se os ensaios de dureza, tração convencional e, principalmente, mecânica da fratura. Neste último a resistência à propagação da trinca foi determinada por meio do parâmetro *CTOD* que é o indicado para juntas soldadas. Os ensaios de tração e mecânica da fratura foram empregados também com a finalidade de melhor entender e/ou detectar os efeitos da ação do hidrogênio residual, proveniente da proteção catódica, no desempenho e/ou na integridade das juntas soldadas desenvolvidas.

Antes de tratar-se das propriedades mecânicas levantadas é importante apresentar e discutir as características macroestruturais das soldas de amanteigamento e união. Nas

imagens da Figura 51(a) e 51(b) pode-se observar, respectivamente, as soldas de amanteigamento sem e com TTPS. Nestas imagens, verifica-se excelente qualidade da solda de amanteigamento em termos de descontinuidades estruturais. Pode-se também observar, que em termos de macroestrutura a ZTA (Figura 51(a)) mostrou uma linha de transição mais bem definida, quando comparada ao metal de base não afetado termicamente. Enquanto que no material com TTPS (Figura 51(b)) não observou-se macroscopicamente essa linha de transição. Ainda com relação à Figura 51(a), verifica-se que o comprimento da ZTA ficou entre 4 e 5mm. Na Figura 51(c) a macroestrutura da junta soldada dissimilar aço ASTM A36 – Inconel 625 – aço ASTM A182 F22, apresentou algumas descontinuidades estruturais do tipo porosidades e falta de fusão, destacadas pelos círculos tracejados. Vale salientar que essas descontinuidades ocorreram de forma pontual e em nível insignificante, não comprometendo os resultados obtidos, principalmente, porque a região de interesse foi a interface da solda de amanteigamento.

Figura 51 - Macrografia da solda dissimilar.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) e (b) solda de amanteigamento sem e com TTPS, respectivamente. (c) junta soldada aço ASTM A26 – Inconel 625 – aço ASTM A182 F22.

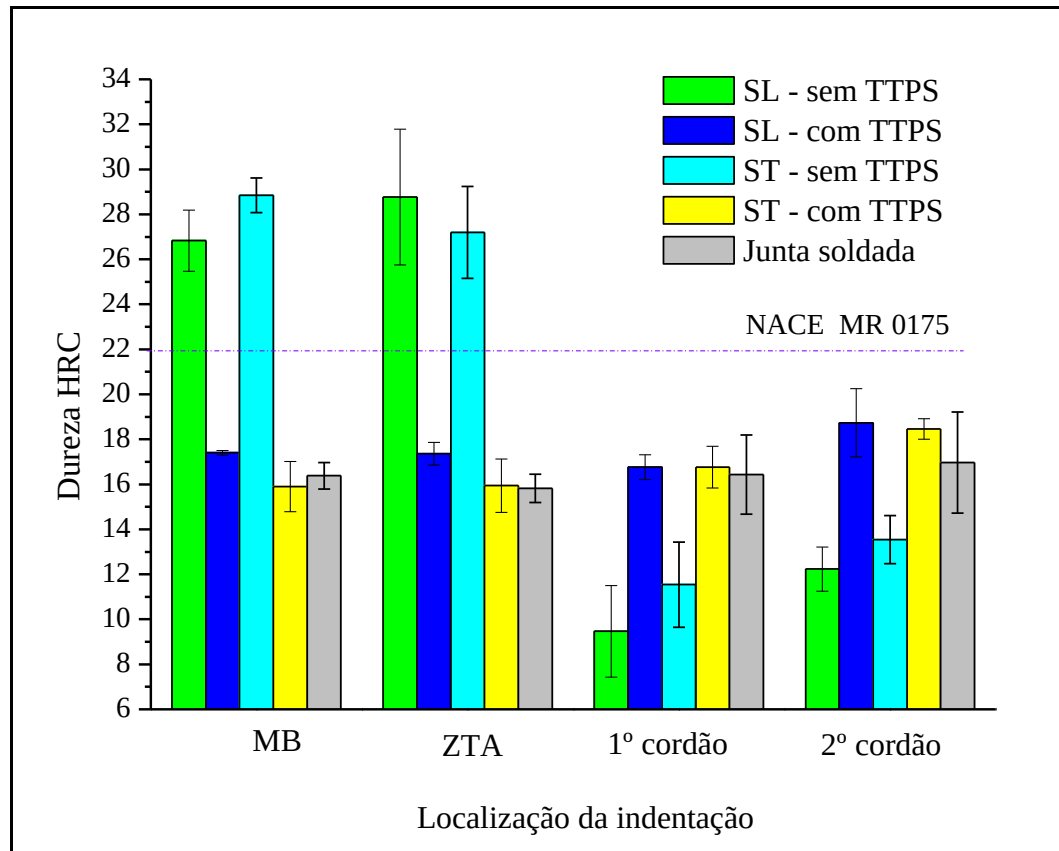
4.2.1 Ensaio de dureza

Os ensaios de dureza foram realizados nas soldas de amanteigamento sem e com TTPS. Em relação aos cordões de solda, os ensaios foram executados nas seções transversal (ST) e longitudinal (SL). Já no caso da junta soldada, realizaram-se os ensaios considerando a seção transversal. Os procedimentos adotados na preparação e execução destes ensaios foram apresentados na Seção 3.4.1.

Na Figura 52 podem ser verificados os valores médios de dureza Rockwell C com seus respectivos desvios padrões, de acordo com as seções apresentadas no parágrafo anterior. Para as seções analisadas realizou-se indentações em quatro regiões, metal de base (MB), ZTA e metal de solda (MS – 1º e 2º cordão), de acordo com a norma NACE MR0175 (2003).

Analizando os resultados apresentados na Figura 52 observa-se que na condição sem TTPS, o MB e ZTA, da solda de amanteigamento, em ambas as seções (SL – verde) e (ST – azul claro) apresentaram valores médios entre 26 e 28 HRC. Estes resultados já eram esperados devido o emprego do aço ASTM A182 F22 no estado forjado, bem como pelo fato do aporte térmico da soldagem e o resfriamento subsequente favorecem a formação de microestruturas com elevados níveis de tensão residual e dureza na ZTA. Já com relação ao 1º e 2º cordões de solda, seções (SL – verde) e (ST – azul claro), verificou-se tanto para a SL quanto para a ST um aumento de dureza do 2º cordão de solda em relação ao 1º cordão. Esse comportamento pode estar relacionado ao endurecimento por precipitação proveniente do aporte térmico dos múltiplos cordões da solda de amanteigamento.

Figura 52 - Dureza Rockwell C média com desvio padrão das regiões do MB, ZTA e (1º e 2º cordões) do MS, para a solda de amanteigamento (seção transversal (ST) e seção longitudinal (SL)) e junta soldada.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

A partir das colunas azul escuro (SL – com TTPS) e amarela (ST – com TTPS) da Figura 52, observa-se que os valores médios de dureza juntamente com os de desvio padrão estão abaixo de 18HRC para as regiões do MB e ZTA. Os materiais aplicados em ambientes contendo H_2S na produção de petróleo e gás devem atender, dentre outros critérios, aos níveis de dureza estabelecidos pela norma NACE MR0175 (2003), com o intuito de se reduzir a fragilização por hidrogênio. Essa norma estabelece que, após o TTPS, a dureza máxima do MB e ZTA não deve exceder 22HRC. No caso dos cordões de solda, colunas azul escuro (SL – com TTPS) e amarela (ST – com TTPS) da Figura 52, observa-se um aumento de dureza tanto para o 1º quanto para o 2º cordão de solda, sugerindo -se que o TTPS também promoveu endurecimento por precipitação nos cordões multipasses da solda de amanteigamento.

Com relação à junta soldada, coluna cinza da Figura 52, verifica-se que os valores de dureza do MB e da ZTA se mantiveram próximos a 16HRC ou seja, conexos com os níveis de dureza da solda de amanteigamento com TTPS. Observa-se, então, que a espessura de 9,5mm de metal de adição, Inconel 625, foi bastante eficiente no sentido de que o aporte térmico da solda de união não alterasse as características microestruturais da ZTA do aço ASTM A182

F22. Desta forma, foi possível atender aos critérios de dureza da norma NACE MR0175 (2003), eliminando-se a necessidade de tratamento térmico após a solda de união. Ainda com relação à coluna cinza da Figura 52, tem-se que os valores médios de dureza para as regiões do MS (1º e 2º cordões) também estiveram próximos à 16HRC, portanto, as quatro regiões analisadas da junta soldada apresentaram patamares de dureza semelhantes.

Os valores médios e de desvio padrão do ensaio de dureza Rockwell C, a partir dos quais o gráfico da Figura 52 foi obtido são apresentados nas Tabelas 12 a 14, respectivamente, para as seções longitudinal (SL), transversal (ST) e a junta soldada. Nestas Tabelas também são apresentados os resultados de durezas Vickers e Rockwell Superficial. Através destes observa-se que a solda de amanteigamento com TTPS, bem como junta soldada atendem os limites de 250HV e 70,6HR15N estabelecido pela norma NACE MR0175 (2003) para as regiões do MB, ZTA e MS. No Anexo C podem ser encontrados os resultados dos ensaios de dureza que originaram as Tabelas 12 à 14.

Tabela 12 - Valores médios e desvio padrão dos resultados dos ensaios de dureza da seção longitudinal (SL) para as regiões do MB, ZTA e MS.

Região	SEM TTPS			COM TTPS		
	HRC	HV	HR15N	HRC	HV	HR15N
MB	26,8±1,1	278±7,8	73,2±0,3	17,4±0,05	228±0,5	61,9±0,5
ZTA	28,8±1,0	293±7,7	74,3±0,6	17,4±0,4	228±1,2	59,3±0,5
1º MS	9,5±1,4	194±5,5	63±0,8	16,8±0,1	225±0,6	62,9±0,08
2º MS	12,2±0,7	205±2,9	65±0,4	18,7±0,8	233±3,6	65,1±0,04

Fonte: Dados da pesquisa, 2018

Tabela 13 - Valores médios e desvio padrão dos resultados dos ensaios de dureza da seção transversal (ST) para as regiões do MB, ZTA e MS.

Região	SEM TTPS			COM TTPS		
	HRC	HV	HR15N	HRC	HV	HR15N
MB	28,8±0,6	293±4,8	74,4±0,4	15,9±1,0	221±4,2	63,3±0,4
ZTA	27,2±1,7	281±12,1	73,5±0,9	15,9±1,0	221±4,5	63,3±1,1
1º MS	11,5±0,9	202±3,8	58,5±0,9	16,8±0,8	225±3,3	65,2±0,4
2º MS	13,5±0,5	211±1,2	60,5±0,5	18,5±0,4	232±1,8	65,3±0,5

Fonte: Dados da pesquisa, 2018

Tabela 14 - Valores médios e desvio padrão dos resultados dos ensaios de dureza da junta soldada para as regiões do MB, ZTA e MS.

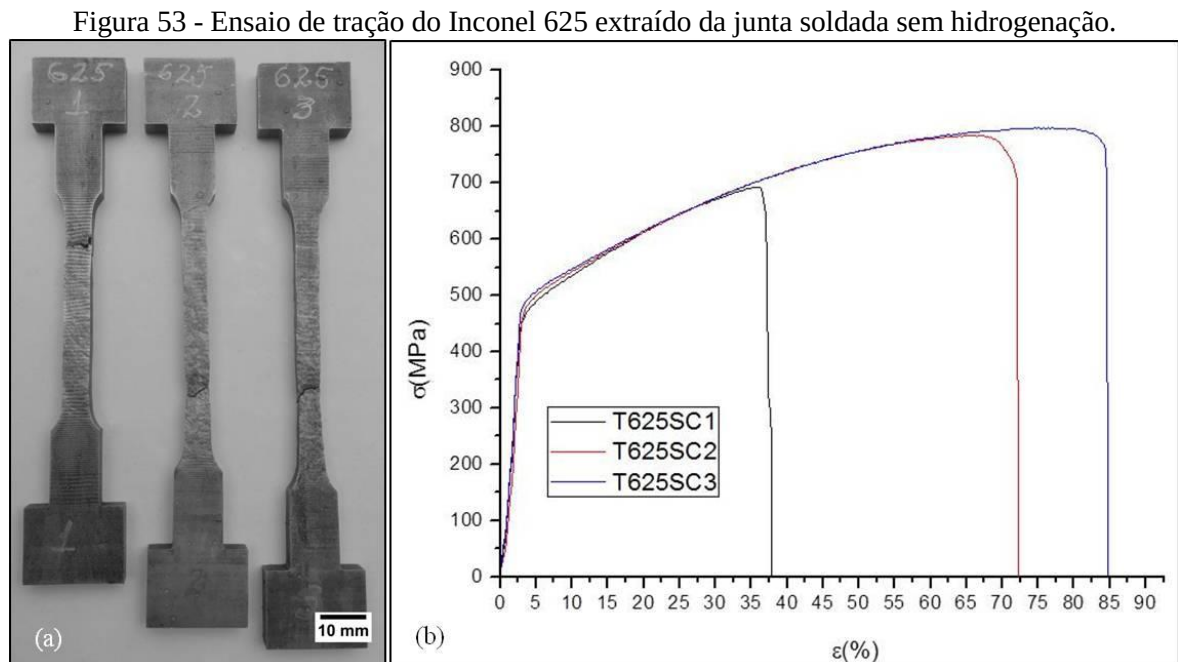
Região	HRC	HV	HR15N
MB	16,4±0,5	224±1,9	63,5±0,2
ZTA	15,8±0,5	221±2,2	62,8±0,5
1º MS	16,4±1,5	224±6,4	65,1±1,2
2º MS	17,0±1,8	226±7,9	65,5±1,5

Fonte: Dados da pesquisa, 2018

4.2.2 Ensaio de tração (MS, ZTA e MB)

A seguir são apresentados os resultados dos ensaios de tração e mecânica da fratura, para o metal de base e junta soldada. Considerando as situações antes e após a hidrogenação a $-1.100\text{mV}_{\text{ERC}}$ para ambos os ensaios. Todos os CPs hidrogenados foram submetidos a banho em solução de sulfato de cobre para evitar a liberação de hidrogênio por difusão, durante o intervalo em que a proteção catódica foi cessada e os ensaios fossem realizados.

A Figura 53 traz as imagens dos corpos de prova ensaiados (Figura 53(a)) com suas respectivas curvas tensão-deformação de engenharia (Figuras 53(b)), para o metal de solda (Inconel 625). A partir da Figura 53(a), percebe-se que o metal de solda apresentou estrição distribuída ao longo do comprimento útil, bem como a superfície longitudinal dessa região, apresentou-se escamada, sendo sugestiva de um elevado nível de interações entre as discordâncias e/ou obstáculos. Se considerarmos que os processos de soldagem tendem à formação de obstáculos (solutos, tensões residuais, dentre outros) à livre movimentação das discordâncias, este resultado indica a ocorrência de expressivo encruamento do metal de solda (MARQUES, 2014; GARCIA, 2013).



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) fratura dos corpos de prova ao longo do comprimento útil. (b) gráficos $\sigma - \epsilon$ dos CPs mostrando variação nas propriedades mecânicas

Com relação às curvas tensão-deformação da Figura 53(b), verifica-se que a região de encruamento uniforme (trecho entre os limites de escoamento e resistência à tração),

associada ao fenômeno de movimentação das discordâncias, apresenta-se bastante extensa quando comparada à região de encruamento não uniforme (trecho entre os limites de resistência à tração e ruptura), corroborando assim as características superficiais verificadas na Figura 53(a). Ainda com relação à redução da região de encruamento não uniforme nas curvas tensão-deformação da Figura 53(b) tem-se a ocorrência de ruptura de forma abrupta, onde os limites de resistência à tração e ruptura estão bastante próximos e com carência de redução de área localizada (estricção).

Outro comportamento de encruamento uniforme foi a influência da localização de extração dos corpos de prova no aumento desta região. Ou seja, quanto maior a distância entre a linha de fusão e a linha de centro do corpo de prova, maior o efeito de encruamento, então, o CP1 que foi extraído junto à linha de fusão, cuja linha de centro ficou a aproximadamente 2mm, apresenta menor alongamento percentual, já os CPs 2 e 3, cujas distâncias entre as linhas de centro e de fusão foram de 6 e 10mm (ver detalhe da Figura 42), respectivamente, apresentaram valores superiores desta propriedade.

O limite de resistência à tração também foi maior para os corpos de prova mais distantes da linha de fusão. Na Figura 53(b), pode-se observar que os aumentos de alongamento percentual e limite de resistência à tração foram mais significativos para os corpos de prova de T625SC2 e T625SC3.

No caso do limite de escoamento, Figura 53(b), praticamente não ocorreram alterações em função da localização de extração dos corpos de prova. As propriedades mecânicas obtidas pelo ensaio de tração são apresentadas na Tabela 15. Os Autores Pereira et al. (2018), levantaram as propriedades mecânicas do Inconel 625 em barras laminadas e, obtiveram resultados de ductilidade e limite de escoamento próximos dos valores médios que são especificados na Tabela 15. Com relação a ductilidade, os autores também obtiveram curvas cujo o encruamento uniforme predominou em relação ao não uniforme. Por fim, os resultados dos ensaios de tração estão alinhados com os de dureza, demonstrando uma tendência de endurecimento por precipitação do MS.

Tabela 15 - Propriedades mecânicas do metal de solda (Inconel 625).

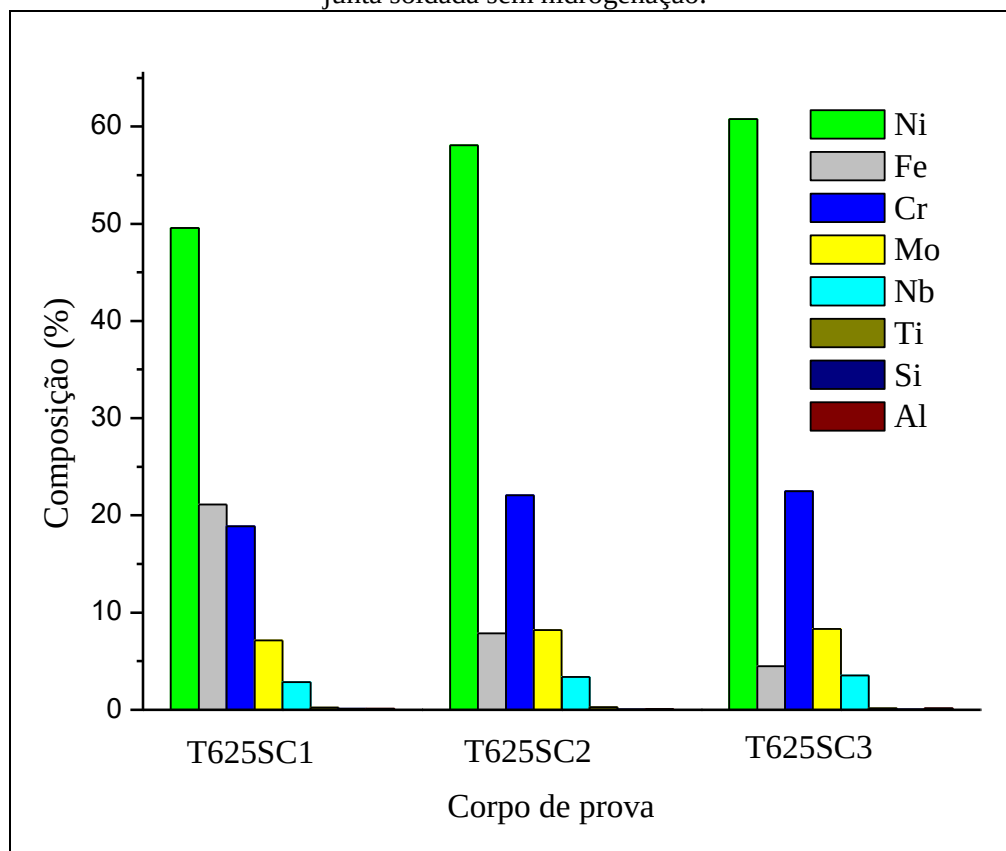
Corpo de Prova	Limite de Escoamento $R_{p0,2}$ (MPa)	Limite de Resistência à tração σ_{π} (MPa)	Deformação (%)	Estricção (%)	Energia (J)
T625SC1	449,43	692,93	37,80	25,63	128,80
T625SC2	474,30	784,25	72,00	40,78	286,59
T625SC3	481,30	797,36	84,60	39,29	348,73
Média	468,34	758,18	64,80	35,23	254,71

Fonte: Dados da pesquisa, 2018

Buscando um melhor entendimento das propriedades mecânicas do Inconel 625, principalmente, os aumentos de ductilidade e resistência à tração apresentados na Figura 53, fez-se uma investigação da composição química dos CPs de tração, empregando a fluorescência de raios-X (FRX). Essa análise foi realizada nas proximidades da linha de centro dos CPs; desta forma, a análise do corpo T625SC1 foi realizada a aproximadamente 2mm da linha de fusão, ao passo que, para os T625SC2 e T625S3, as análises foram realizadas às distâncias de 6 e 10mm, respectivamente, conforme citado anterior. Os resultados dessas análises são apresentados na Figura 54 e Tabela 16. É importante destacar que esta técnica não detecta a presença do carbono, porém pode-se observar a diluição dos elementos do metal de base no metal de solda, principalmente o Fe.

Na Figura 54, observa-se que o elemento em maior proporção no três CPs analisados é o Ni, esse resultado já era esperado pois o Inconel 625 é uma liga de base Ni. Com relação ao Fe, verifica-se uma redução no teor desse elemento nos CPs T625SC2 e T625S3 que estão mais afastados da linha de fusão. Ao passo que os demais elementos detectados, com exceção do Cr e Mo, apresentaram variação insignificante. Esses resultados demonstram uma redução na diluição dos aços ASTM A182 F22 e ASTM A36 no Inconel 625. Essa redução comprova que, principalmente as propriedades dos CPs, T625SC2 e T625S3, foram governadas pelas características do Inconel 625, que se destaca pela capacidade de aliar resistência e ductilidade. Por fim, acredita-se que o aumento da ductilidade e da resistência à tração, observados entre os CPs T625SC1 e T625SC2, esteja associada à redução na densidade dos carbonetos, acompanhado do aumento da fase matriz austenítica do Inconel 625, em função do afastamento da linha de fusão.

Figura 54 - Gráfico da composição química, via FRX, dos CPs de tração do Inconel 625 extraídos da junta soldada sem hidrogenação.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Tabela 16 - Composição química, via FRX, dos CPs de tração do Inconel 625 extraído da junta soldada.

CP	Ni	Fe	Cr	Mo	Nb	Ti	Si	Al
T625SC1	49,55	21,11	18,88	7,14	2,83	0,24	0,13	0,12
T625SC2	58,07	7,88	22,08	8,21	3,38	0,27	0,04	0,08
T625SC3	60,77	4,49	22,50	8,33	3,53	0,17	0,05	0,16

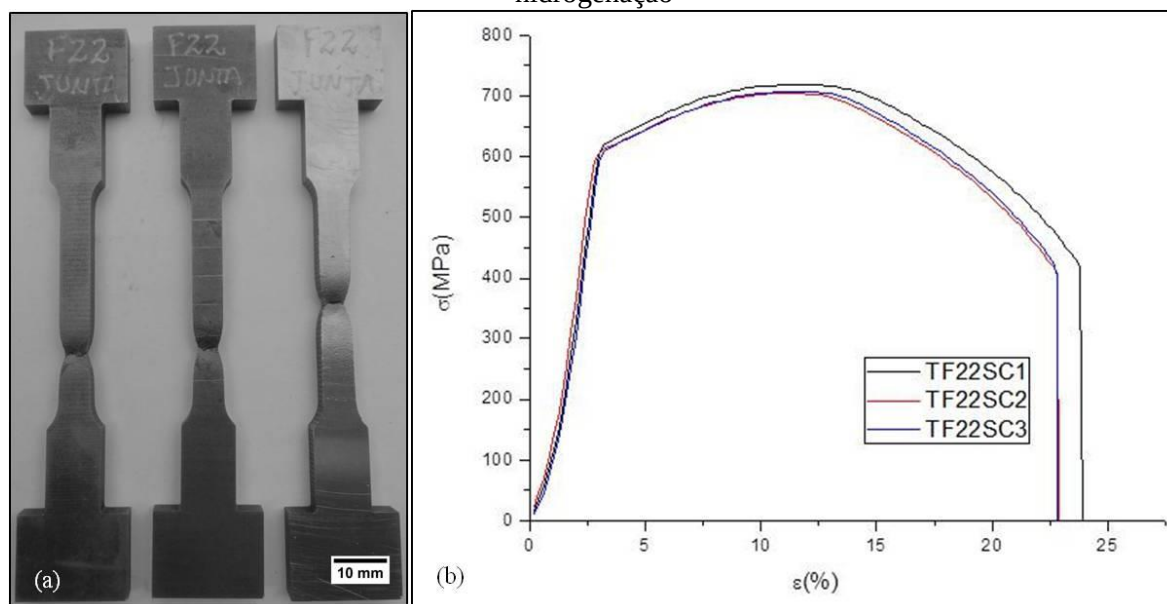
Fonte: Dados da pesquisa, 2018

Na Figura 55 e Tabela 17 tem-se as propriedades mecânicas do aço ASTM A182 F22, utilizando-se CPs de tração extraídos da junta soldada. Na Figura 55(a), podem-se observar os corpos de prova fraturados que apresentam estrição localizada e bem definida, diferentemente do que foi observado no Inconel 625. Este comportamento é característico dos aços sendo, portanto, já era esperado.

Quando comparamos os resultados do aço ASTM A182 F22 no estado forjado (Tabela 10) com o que foi submetido ao TTPS (Tabelas 17), verifica-se uma redução no limite de escoamento de 29%, ao passo que o limite de resistência à tração reduziu em aproximadamente 26%. Vale salientar que, apesar desta redução, o aço com TTPS atende aos limites especificados pela norma API SPECIFICATION 6A, (2011) (Tabela 18), para

componentes e estruturas com aplicação no setor petrolífero, conforme valores de referência mínimos para flanges.

Figura 55 - Ensaio de tração do aço ASTM A182 F22, forjado, extraído da junta soldada sem hidrogenação



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) fratura dos corpos de prova ao longo do comprimento útil. (b) gráficos $\sigma - \epsilon$ dos CPs mostrando comportamento similar

Tabela 17 - Propriedades mecânicas do metal de base (aço ASTM A182 F22 forjado), extraído da junta e sem hidrogenação.

Corpo de Prova	Limite de Escoamento $R_{p0,2}$ (MPa)	Limite de Resistência à tração σ_{rt} (MPa)	Deformação (%)	Estricção (%)	Energia K(J)
TF22SC1	629,15	718,57	23,80	60,00	85,01
TF22SC2	615,65	704,63	22,80	58,33	79,79
TF22SC3	616,92	707,75	22,80	59,38	79,50
Média	620,57	710,32	23,13	59,24	81,43

Fonte: Dados da pesquisa, 2018

Tabela 18 - Requisitos de propriedades mecânicas mínimas para flanges.

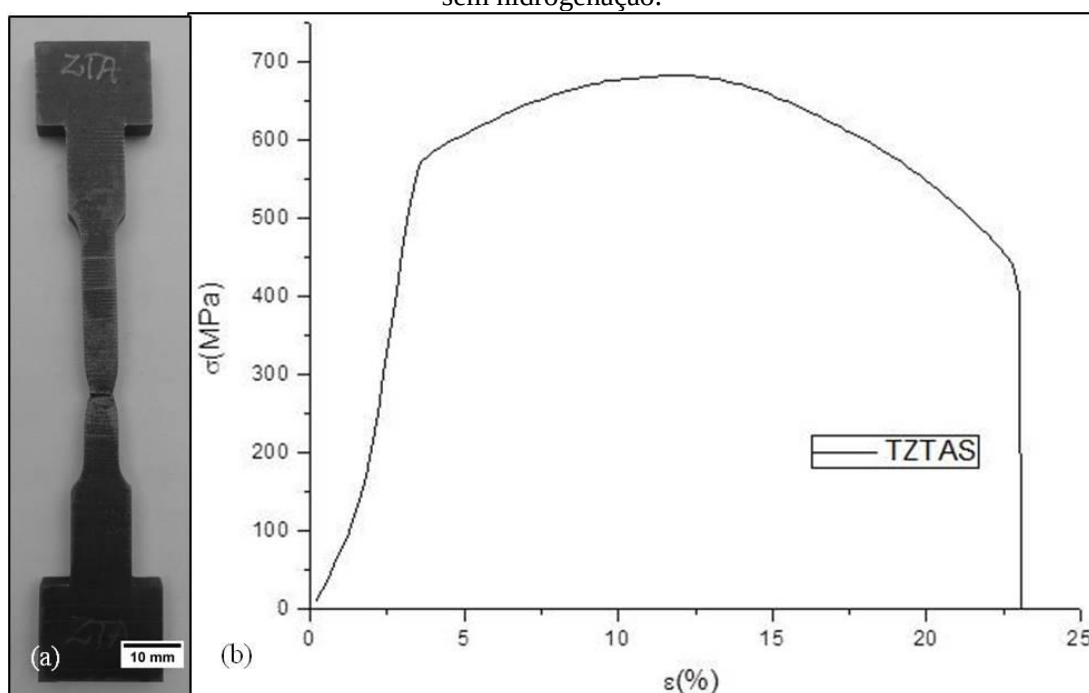
Limite de Escoamento $R_{p0,2}$ (MPa)	Limite de Resistência à tração σ_{rt} (MPa)	Deformação (%)	Estricção (%)
517	655	17	35

Fonte: API SPECIFICATION 6A, 2011

Em virtude da limitação de material, só foi possível a extração de um único corpo de prova na ZTA do metal de base, logo, os resultados apresentados na Figura 56 e Tabela 19 visam apenas a uma previsão do comportamento dessa região. A imagem do CP e curva

tensão-deformação são apresentados, respectivamente, na Figura 56(a) e 56(b). Nesta região, os limites de escoamento e resistência à tração se apresentaram menores quando comparados com o metal de base não afetado pelo aporte térmico da solda de amanteigamento. Este resultado pode estar associado ao fenômeno de decarbonetação promovido pelo TTPS, que foi evidenciado em vários trabalhos, como exemplo, tem-se Dai e Lippold (2017).

Figura 56 - Ensaio de tração da ZTA (aço ASTM A182 F22 forjado) extraído da junta soldada sem hidrogenação.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) fratura ao longo do comprimento útil. (b) gráfico σ - ϵ com comportamento dúctil

Tabela 19 - Propriedades mecânicas da ZTA (aço ASTM A182 F22 forjado).

Corpo de Prova	Limite de Escoamento $R_{p0,2}$ (MPa)	Limite de Resistência à tração σ_{rt} (MPa)	Deformação (%)	Estricção (%)	Energia (J)
TZTASC1	585	682	23,00	52,67	76,73

Fonte: Dados da pesquisa, 2018

Por fim, os dados dos ensaios de tração permitiram, ainda, obter a condição de dissimilaridade da junta soldada, que se caracterizou pelo tipo *undermatch* ($M < 1$) tendo em vista um valor de dissimilaridade $M = 0,75$, esta, por sua vez, é mais conservativa do que $M = 0,8$ que seria a situação considerando o limite de escoamento da ZTA. Como não foi possível a obtenção do valor médio do limite de escoamento da ZTA, não se considerou a dissimilaridade para essa região. Vale salientar, entretanto, que este resultado de 0,8

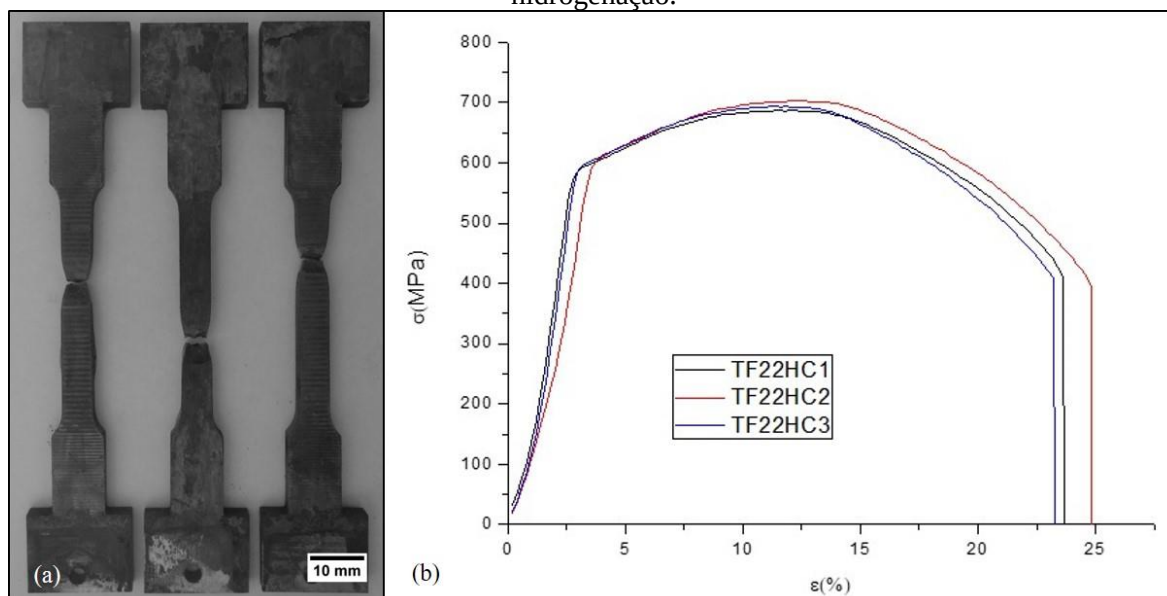
demonstra que, nas proximidades da interface pode estar ocorrendo uma tendência ao tipo *evenmatch* ($M=1$).

As imagens dos corpos de prova e das curvas tensão-deformação são apresentadas, respectivamente, na Figura 57 (a) e (b), para o metal de base hidrogenado à $-1.100 \text{ mV}_{\text{ERC}}$. Quando comparamos estes resultados com os da Figura 55 verifica-se comportamentos semelhantes, em termos de estrição, limites de escoamento e resistência à tração, bem como alongamento percentual. Quando se compara os valores médios para as condições sem e com hidrogenação, Tabelas 17 e 20, verifica-se que o aço ASTM A182 F22 apresentou excelente resistente à fragilização por hidrogênio, como índice de fragilização (I_F), calculado pela Equação 26, igual a um.

$$I_F = \epsilon_H / \epsilon = 23,87 / 23,18 = 1,03 \quad (26)$$

Esta elevada resistência à fragilização induzida pelo hidrogênio no aço ASTM A182 F22 é melhor evidenciada na Figura 58 que apresenta as curvas tensão-deformação para o aço sem e com hidrogenação.

Figura 57 - Ensaio de tração do aço ASTM A182 F22, forjado, extraído da junta soldada com hidrogenação.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

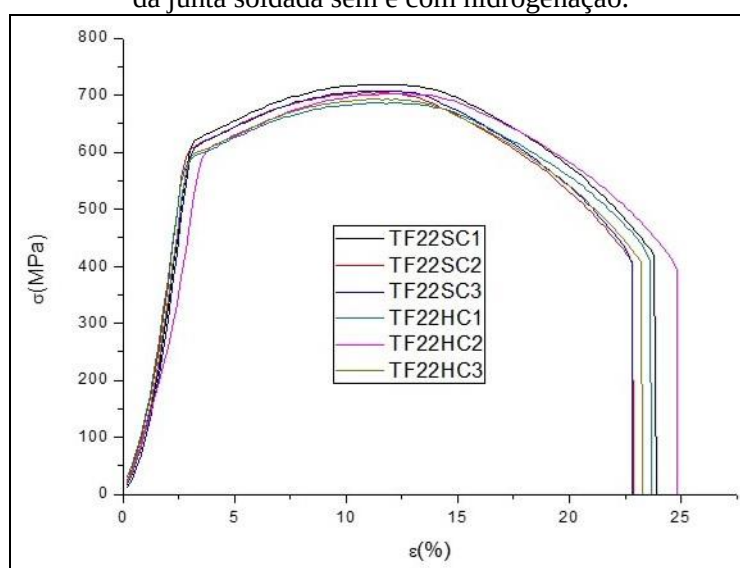
Notas: (a) fratura dos corpos de prova ao longo do comprimento útil. (b) gráficos $\sigma - \epsilon$ dos CPs mostrando comportamento similar

Tabela 20 - Propriedades mecânicas do metal de base (aço ASTM A182 F22 forjado) extraído da junta e com hidrogenação.

Corpo de Prova	Limite de Escoamento $R_{p0,2}$ (MPa)	Limite de Resistência à tração σ_{rt} (MPa)	Deformação (%)	Estricção (%)	Energia (J)
TMBHC1	591,99	686,77	23,60	63,58	81,74
TMBHC2	621,15	702,87	24,80	62,54	85,35
TMBHC3	600,37	693,3	23,20	65,17	80,00
Média	604,50	694,31	23,87	59,17	82,36

Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Figura 58 - Curvas tensão-deformação para o metal de base (aço ASTM A182 F22 forjado) extraído da junta soldada sem e com hidrogenação.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

4.2.3 Ensaios de tração (junta soldada)

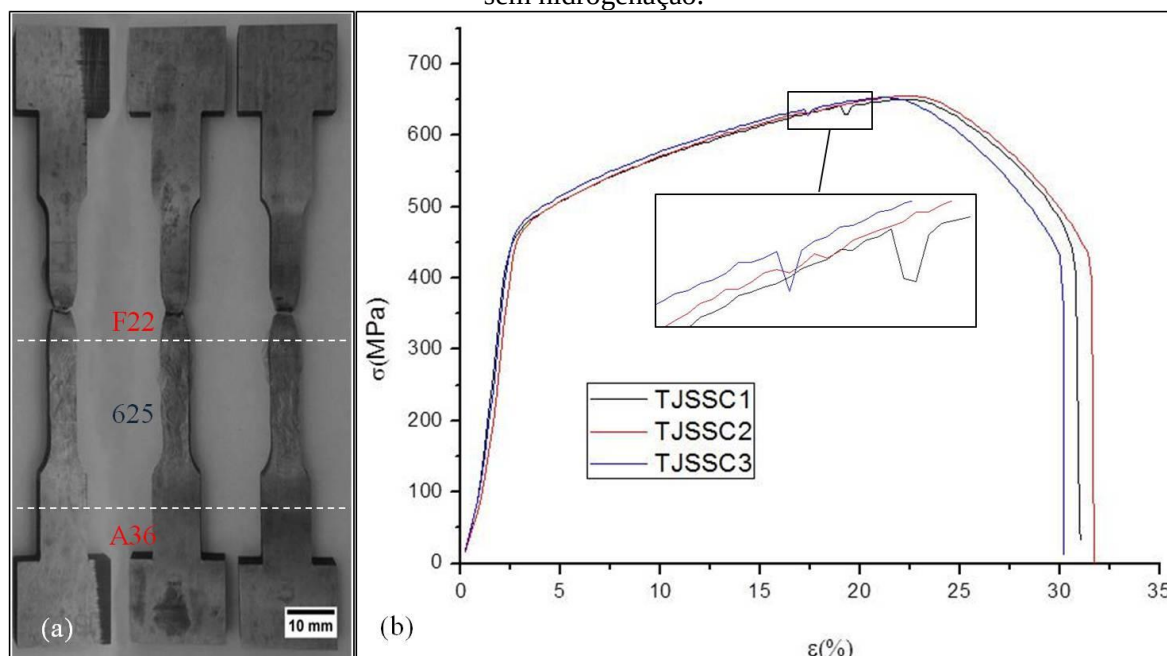
Na Figura 59(a) e 59(b) tem-se, respectivamente, as imagens dos CPs de tração e as curvas tensão-deformação de engenharia para as juntas soldadas dissimilares, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem hidrogenação. Na Figura 59(a) nota-se a ocorrência de estricção bem definida em todos os CPs. Bem como, o aspecto escamado (compreendido entre as linhas tracejadas) do metal de solda, similar ao verificado no ensaio de tração do metal de solda, Figura 53(a).

A validação do ensaio de tração em juntas soldadas, segundo a norma API STANDARD 1104 (1999), ocorre de acordo com a região na qual a ruptura acontece, estabelecendo que esta deve se processar no metal de base. A Figura 59(a) mostra que em todos CPs ensaiados, a ruptura ocorreu na região do aço ASTM A182 F22. Buscando uma

melhor localização dessa região realizou-se uma análise de microscopia óptica, cujos resultados estão incluídos na Seção 4.3.5.

Considerando que o fato das três regiões (elástica, encruamento uniforme e não uniforme) apresentadas nas curvas tensão-deformação, Figura 59(b), estarem bem definidas, sugere-se que a junta soldada, sob tração, apresenta comportamento similar ao metal de base (Figura 55(b)). Na Figura 59(b) verifica-se ainda uma instabilidade, na parte final do encruamento uniforme (nas proximidades de 20% de deformação), possivelmente, seja decorrente da queda de rigidez, instantânea, provocada pelo surgimento de um micro trincamento no plano de fratura, no entanto, a ductilidade da microestrutura circunvizinha não favoreceu a propagação deste. Ziani et al., (2012) estudaram uma liga de alumínio nos estados recozido e laminado a frio, e, associaram a instabilidade na região de encruamento uniforme com a elevação na densidade de defeitos/obstáculos, à movimentação das discordâncias. Considerando tanto o processo de micro trincamento quanto a elevação na densidade de defeitos, a instabilidade verificada no resultado é decorrente do aporte térmico do processo de soldagem.

Figura 59 - Ensaio de tração da junta soldada, aço ASTM A182 F22 - Inconel 625 - aço ASTM A36, sem hidrogenação.

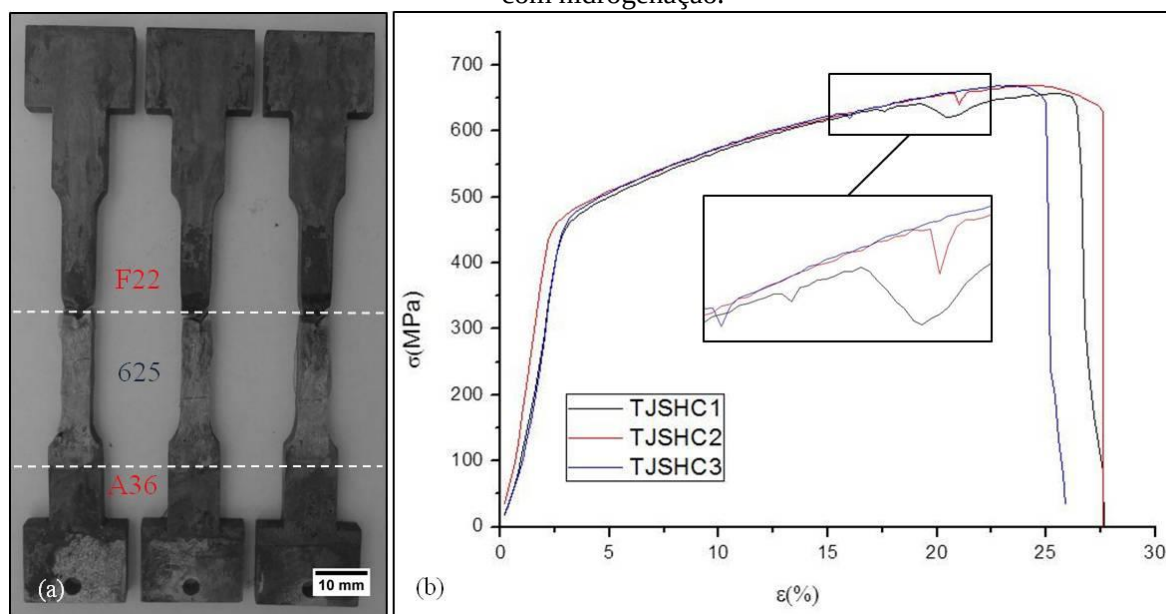


Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) fratura dos corpos de prova ao longo do comprimento útil. (b) gráficos $\sigma - \epsilon$ dos CPs mostrando comportamento similar Fonte:

Na Figura 60, tem-se os resultados dos ensaios de tração das juntas soldadas hidrogenadas a $-1.100mV_{ERC}$. Mais uma vez as imagens dos CPs após ensaio são apresentadas na Figura 60(a) e as curvas tensão-deformação de engenharia na Figura 60(b). A partir das imagens dos CPs, verifica-se que o material hidrogenado não apresentou redução de área localizada, comportando-se de forma similar aos CPs do metal de solda (Figura 53(a)). Outro ponto de grande importância é a região de fratura, pois conforme pode ser observado na Figura 60(a), esta ocorreu nas proximidades da linha de fusão. Portanto, a junta soldada hidrogenada não atendeu ao critério de validação da norma API STANDARD 1104 (1999).

Figura 60 - Ensaio de tração da junta soldada, aço ASTM A182 F22 - Inconel 625 - aço ASTM A36, com hidrogenação.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018

Notas: (a) fratura dos corpos de prova ao longo do comprimento útil. (b) gráficos $\sigma - \epsilon$ dos CPs mostrando comportamento similar.

Com relação às curvas tensão-deformação, Figura 60(b), destacam-se dois pontos principais, o primeiro refere-se ao fato da presença do hidrogênio acentuar a instabilidade na região de encruamento uniforme (nas proximidades de 20% de deformação), sugerindo a presença do hidrogênio, bem como seu feito de favorecer o micro trincamento e/ou elevar o nível de defeitos. O segundo diz respeito à região de encruamento não uniforme, que praticamente foi extinta no material hidrogenado, esse resultado indica que, possivelmente, o aço ASTM A182 F22 apresentou-se mais susceptível à fragilização por hidrogênio do que o Inconel 625, já que as curvas tensão-deformação assemelham-se com as do metal de solda (Figura 53(b)).

Na Tabela 21, tem-se os resultados das propriedades mecânicas referentes as Figuras 59 e 60. Comparando-se os valores médios dessas propriedades, nas condições sem e com hidrogenação, observa-se que os limites de escoamento e resistência à tração apresentaram uma variação insignificante, ao passo que a ductilidade e tenacidade sofreram redução, que foi mais pronunciada pela estrição. Esse resultado já era esperado, pois tem-se observado que o fenômeno de fragilização por hidrogênio atua mais no processo de redução da ductilidade e tenacidade, mas tem pouca influência sobre o módulo de elasticidade e limite de resistência à tração (ARAÚJO, 2009). Por meio da deformação específica observa-se que o hidrogênio atuou sensivelmente na ductilidade das juntas soldadas, apresentando índice de fragilização de,

$$I_F = \varepsilon_H / \varepsilon = 26,33 / 30,87 = 0,85. \quad (27)$$

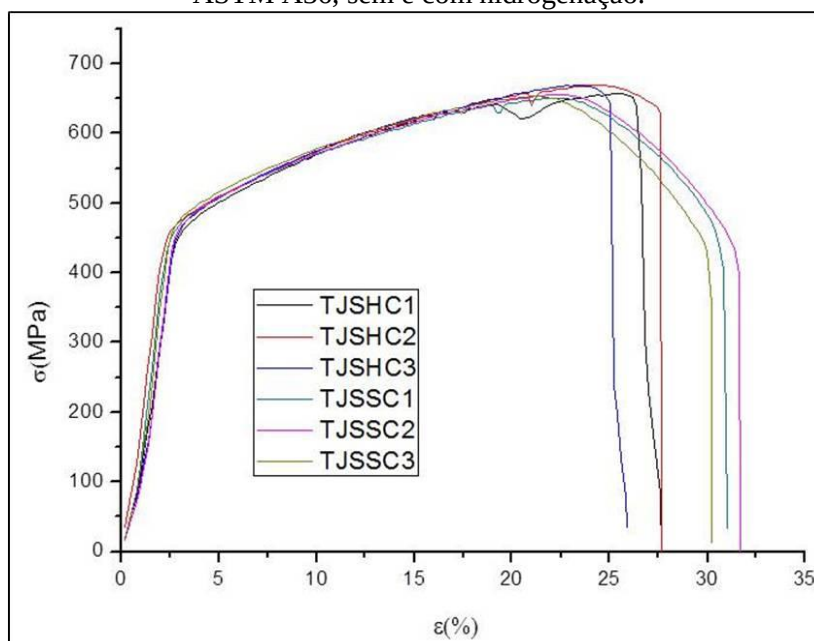
Estes resultados de deformação estão coerentes com as fractografias apresentadas na Seção 4.3.5. Por fim, a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio da junta soldada está melhor evidenciada na Figura 61 que mostra as curvas tensão-deformação de engenharia para as juntas soldadas sem e com hidrogenação.

Tabela 21 - Propriedades mecânicas da junta soldada, aço ASTM A182 F22 - Inconel 625 – aço ASTM A36, sem e com hidrogenação.

Corpo de Prova	Limite de Escoamento $R_{p0,2}$ (MPa)	Limite de Resistência à tração σ_R (MPa)	Deformação (%)	Estricção (%)	Energia (J)
TJSSC1	450,90	651,04	30,80	61,67	101,800
TJSSC2	462,76	655,86	31,60	58,33	103,870
TJSSC3	466,58	653,57	30,20	62,62	99,357
Média	460,08	653,49	30,87	60,87	101,68
TJSHC1	461,82	657,68	26,40	28,50	89,305
TJSHC2	451,72	669,24	27,60	28,50	94,277
TJSHC3	458,80	668,95	25,00	23,50	84,057
Média	457,44	665,29	26,33	26,83	89,213

Fonte: Dados da pesquisa, 2018

Figura 61 - Curvas tensão-deformação da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem e com hidrogenação.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

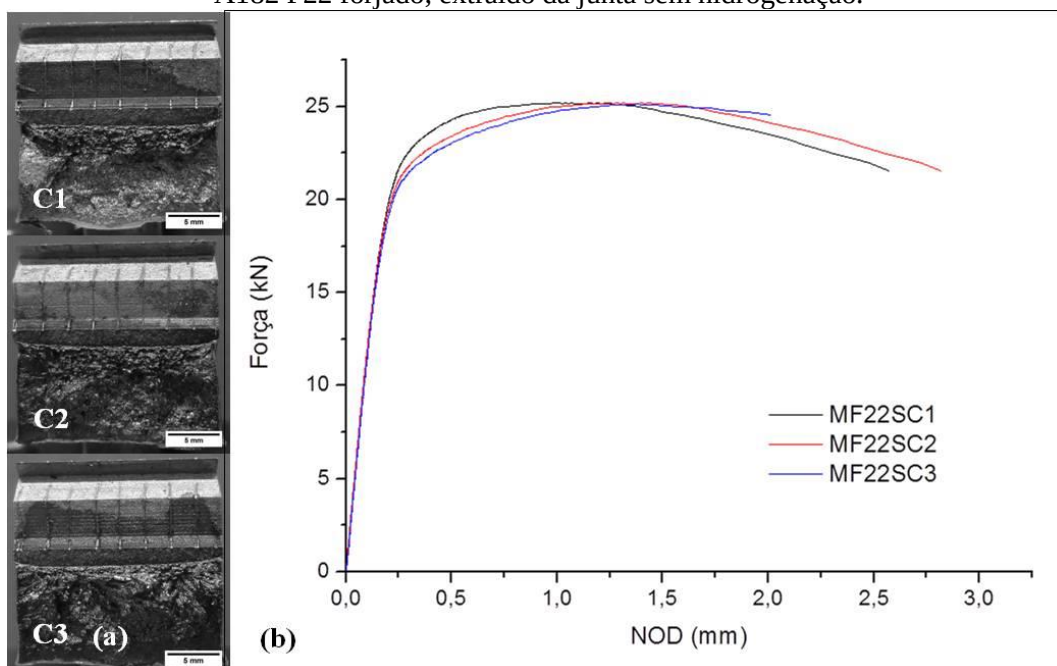
4.2.4 Ensaio de mecânica da fratura (Tipo SE(B))

A seguir, são apresentados os resultados dos ensaios de mecânica da fratura, Figuras 62 e 63, para o metal de base nas condições sem e com hidrogenação, respectivamente. As características dos ensaios de pré-trinca de fadiga e *CTOD* são apresentados na Tabela 22, para ambas as condições testadas. O aspecto macroscópico das superfícies de fratura dos CPs ensaiados pode ser visualizado nas Figuras 62(a) e 63(a), ao passo que nas Figuras 62(b) e 63(b) tem-se as curvas Força vs. Deslocamento de abertura do entalhe (*NOD*, do inglês: *Notch-Opening Displacement*) a partir das quais os parâmetros *CTODs* (δ) foram determinados. É importante destacar que a denominação *Notch-Opening Displacement* advém da norma ISO 12135 (2002), sendo equivalente à abertura da boca da trinca (*CMOD*, do inglês: *Crack Mouth Opening Displacement*).

Com relação aos modos de falha, tem-se o δ_c , que corresponde aos casos em que nenhuma extensão plástica visível ocorre antes da falha, δ_m onde a carga máxima é atingida sem falha, e δ_u para os casos intermediários nos quais alguma extensão plástica é visível. (BS 7448 I: 1991; MOHR; ZELENAK, 2017). Para todos os CPs ensaiados no presente trabalho, verificou-se o modo de falha δ_m . No anexo D, são apresentadas algumas curvas Força vs. *NOD*, em tempo real para algumas amostras ensaiadas.

As curvas de ensaio Força vs. NOD para o metal de base submetido à proteção catódica Figura 63(b) estão em consonância com as do metal de base não hydrogenado Figuras 62(b), sugerindo-se que o hidrogênio não afetou o comportamento plástico do metal de base, pois os valores médios de *CTOD*, da componente plástica (V_p) e do Fator de Intensidade de Tensão Equivalente (K_Q), apresentados na Tabela 22, tiveram variações insignificantes. Observa-se que os valores de δ_m apresentaram um aumento discreto de apenas 5% para a condição com hidrogenação. Essa manutenção da plasticidade não ficou claramente evidente nas fractografias das Figuras 67 e 68, até mesmo porque essa análise foi realizada na amostra MF22HC2 que apresentou o menor valor de *CTOD*. Desta forma, para as condições nas quais o aço ASTM A182 F22 foi empregado (forjado com TTPS de 6h à 677°C), bem como para o potencial de proteção catódica aplicado, essa manutenção da plasticidade do aço não ficou claramente evidenciada. Vale ressaltar, no entanto, que esse comportamento do hidrogênio pelo qual favorece a plasticidade do material pode estar relacionado ao modelo de plasticidade localizada e ao aumento da mobilidade das discordâncias, provocada pela presença do hidrogênio. Segundo Birnbaum e Sofronis (1994), o hidrogênio dissolvido na rede cristalina reduz as interações entre discordâncias facilitando, assim, um maior fluxo de deformações.

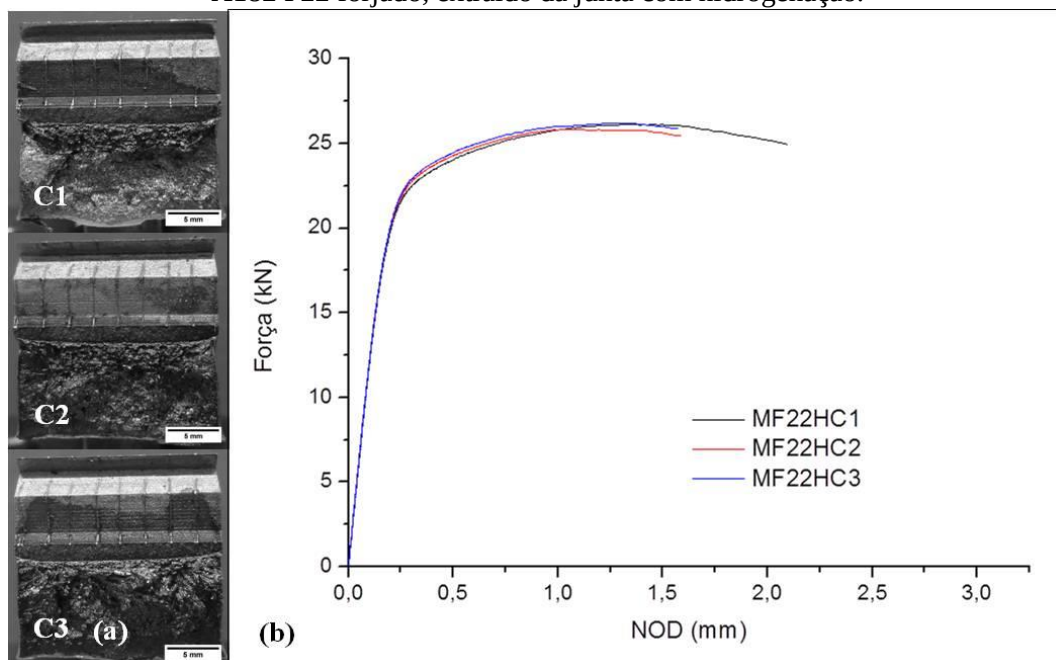
Figura 62 - Ensaio de mecânica da fratura, corpo de prova do tipo SE(B) do metal de base, aço ASTM A182 F22 forjado, extraído da junta sem hidrogenação.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) imagens da seção transversal de fratura dos corpos de prova. (b) curvas força vs. deslocamento de abertura do entalhe.

Figura 63 - Ensaio de mecânica da fratura, corpo de prova do tipo SE(B) do metal de base, aço ASTM A182 F22 forjado, extraído da junta com hidrogenação.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) imagens da seção transversal de fratura dos corpos de prova. (b) curvas força vs. abertura do entalhe.

Tabela 22 - Resultados dos ensaios de *CTOD* do metal de base, aço ASTM A182 F22 forjado, sem e com hidrogenação.

Amostra	Pré-trinca	Fator Geométrico				<i>CTOD</i>			Fator de Intensidade de Tensão Equivalente
	Nº de ciclos	a_0 (mm)	a_0/W	$g(a_0/W)$	V_P (mm)	Força (kN)	δ_m (mm)		K_Q (MPa.m ^{0,5})
MF22SC1	95985	10,13	0,507	2,72	0,63785	25,1880	0,23000		93,5846
MF22SC2	71860	10,32	0,516	2,80	0,88848	25,1130	0,29619		98,8204
MF22SC3	65005	10,18	0,509	2,74	0,95274	24,9870	0,31906		95,9790
Média					0,82636	25,0960	0,28175		96,1280
MF22HC1	61812	10,04	0,502	2,68	0,94721	26,0295	0,32404		97,8909
MF22HC2	61757	10,03	0,501	2,68	0,75913	25,7855	0,26636		96,6206
MF22HC3	64960	10,02	0,501	2,67	0,85812	26,0600	0,29724		97,7781
Média					0,85482	25,9583	0,29588		97,4299

Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Conforme vem sendo discutido, a aplicação do aço ASTM A182 F22 na indústria petrolífera está associada ao processo construtivo de componentes via soldagem de metais dissimilares. Desta forma, o objetivo central do presente estudo é a avaliação do efeito do hidrogênio retido na tenacidade à fratura quasistática da junta soldada dissimilar ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, submetida a processo de hidrogenação similar realizado para o aço ASTM A182 F22. Nas Figuras 64 e 65 são apresentados os resultados para a junta

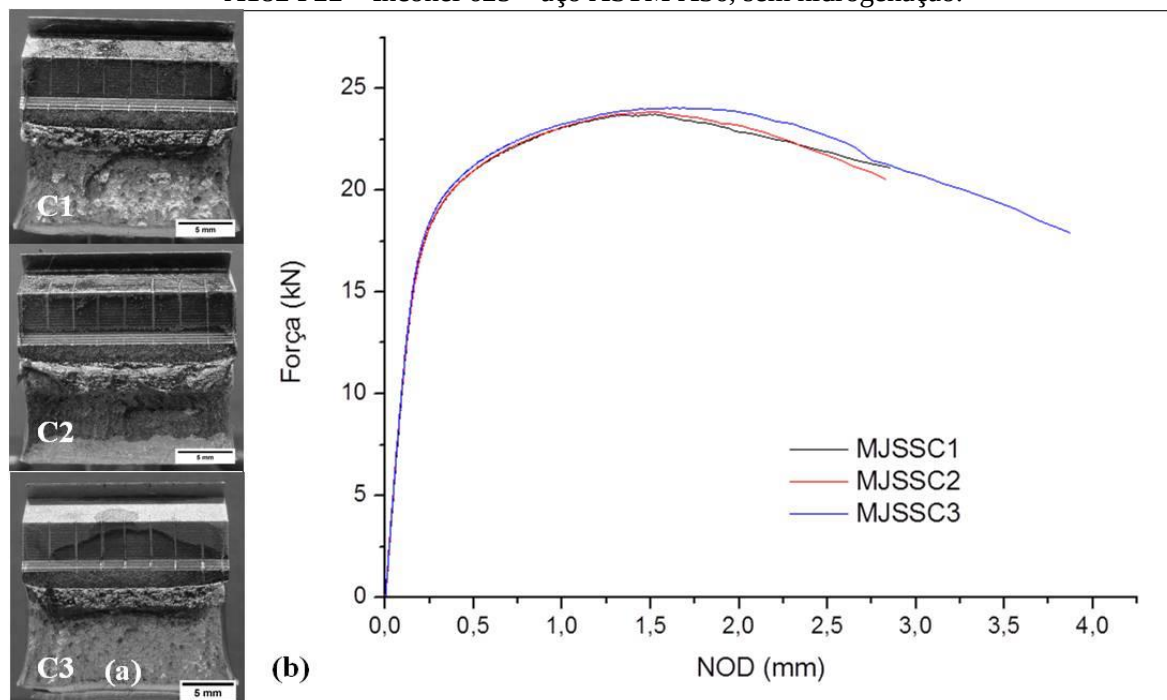
soldada dissimilar ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem e com hidrogenação, respectivamente. A pré-trinca de fadiga ficou localizada na ZTA, do aço ASTM A182 F22, a aproximadamente 1mm da linha de fusão.

Nas Figuras 64(a) e 65(a), pode-se observar o aspecto macroscópico da superfície de fratura dos CPs ensaiados, sendo possível verificar que, em relação aos CPs do metal de base (Figuras 62(a) e 63(a)), as juntas soldadas apresentaram pequeno desvio da trinca de ensaio, decorrente do efeito de dissimilaridade. Já nas Figuras 64(b) e 65(b), são apresentadas as curvas Força vs. NOD.

Comparando as curvas do metal de base e junta soldada, ambas sem hidrogenação, Figuras 62(b) e 64(b), verifica-se que o comportamento plástico é semelhante, ou seja, as mudanças na deformação plástica não são exacerbadas, entretanto, quando comparamos os valores médios de *CTOD* (δ_m), Tabelas 22 e 23, verifica-se um aumento da tenacidade à fratura da junta soldada em relação ao metal de base de 23%.

Com relação ao desvio da trinca de ensaio em relação à trinca de fadiga, para as juntas soldadas sem e com hidrogenação, Figuras 64(a) e 65(a), observou-se que o processo de hidrogenação não gerou alterações significativas no desvio da trinca de ensaio. Este fenômeno está associado à fragilização da ZTA que, aumentando o limite de escoamento nesta região, torna a dissimilaridade mais significativa (ALMEIDA, 2014). Com relação às curvas Força vs. NOD, Figuras 64(b) e 65(b), o comportamento plástico também foi consistente com o modo de falha em termos de δ_m , Tabela 23, similar ao que foi visto para o metal de base. No entanto, quando se comparam os valores médios (δ_m) para as condições sem e com hidrogenação, observa-se que a junta soldada aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36 teve a tenacidade à fratura reduzida em aproximadamente 16%, demonstrando, assim, a susceptibilidade à fragilização pelo hidrogênio. Esse efeito de fragilização induzido pelo hidrogênio da junta soldada também foi evidenciado pelos mecanismos de falha apresentados na seção seguinte. Vale salientar que o ensaio em ambiente assistido e à baixa taxa de deformação é mais eficaz na determinação da susceptibilidade à fragilização (GITTO, 2008); então, se consideramos que os ensaios realizados foram quasistático e ao ar, acredita-se que a susceptibilidade à fragilização da junta soldada desenvolvida tende a ser mais pronunciada.

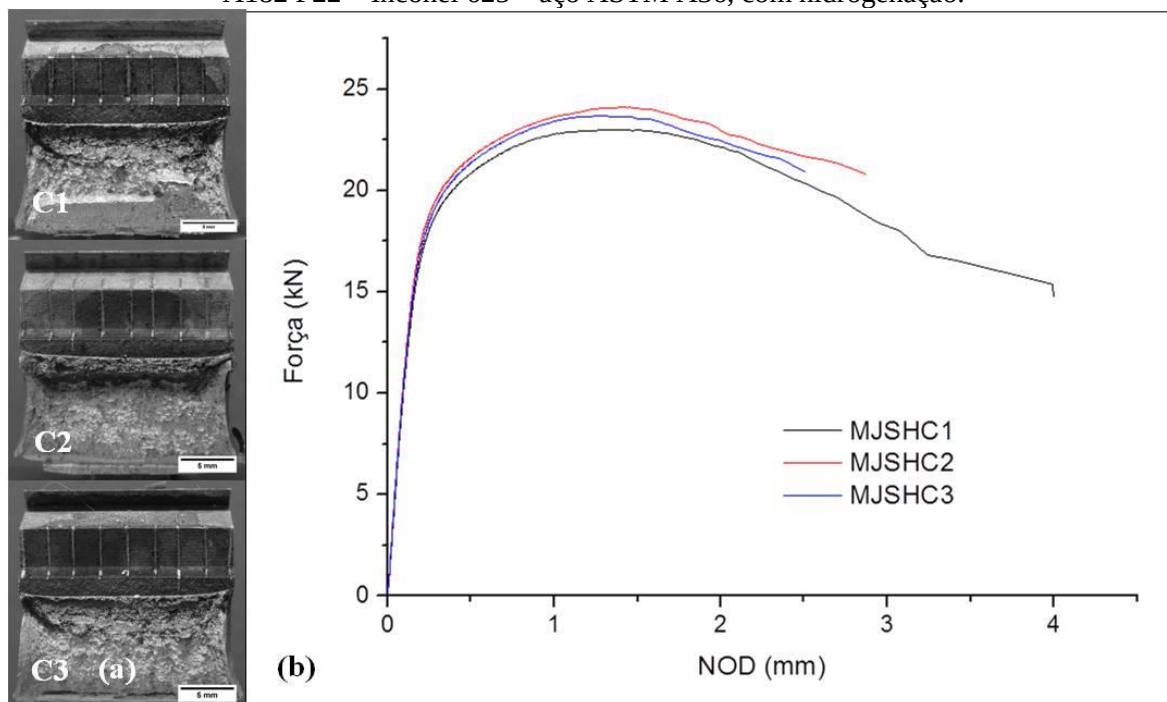
Figura 64 - Ensaio de mecânica da fratura, corpo de prova do tipo SE(B) da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem hidrogenação.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) imagens da seção transversal de fratura dos corpos de prova. (b) curvas força vs. abertura do entalhe.

Figura 65 - Ensaio de mecânica da fratura, corpo de prova do tipo SE(B) da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, com hidrogenação.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas:(a) imagens da seção transversal de fratura dos corpos de prova. (b) curvas força vs. abertura do entalhe.

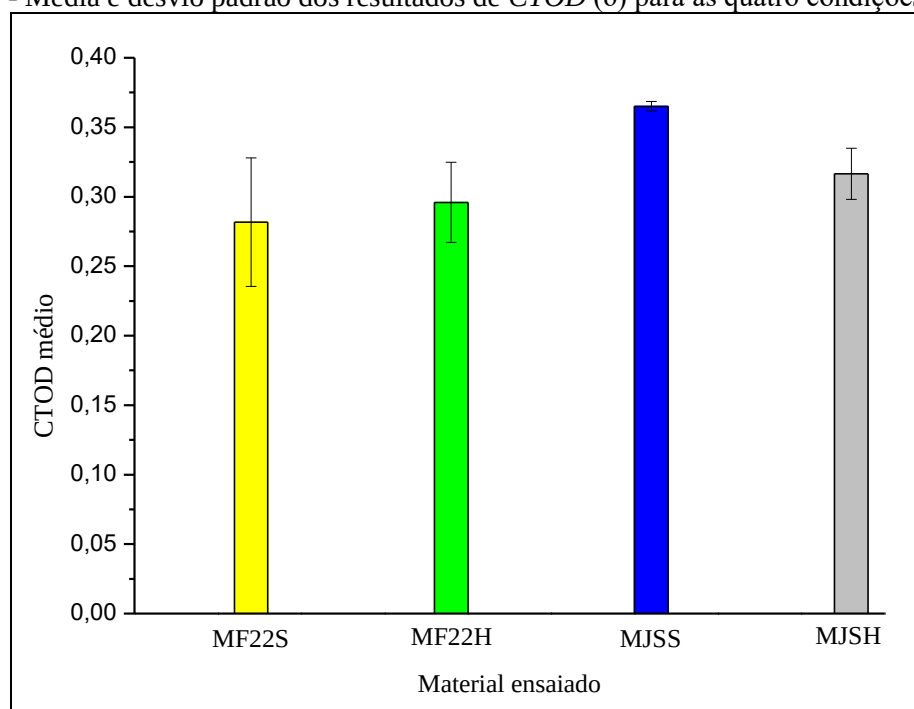
Tabela 23 - Resultados dos ensaios de *CTOD* da junta soldada, aço ASTM A182 F22 - Inconel 625 – aço ASTM A36, sem e com hidrogenação.

Amostra	Pré-trinca		Fator Geométrico		<i>CTOD</i>			Fator de Intensidade de Tensão Equivalente
	Nº de ciclos	a ₀ (mm)	a ₀ /W	g (a ₀ /W)	V _p (mm)	Força (kN)	δ _m (mm)	K _Q (MPa.m ^{0,5})
MJSSC1	65406	10,17	0,508	2,73	1,10467	23,6880	0,36137	90,97964
MJSSC2	55854	9,96	0,498	2,64	1,09830	24,1425	0,36826	89,72894
MJSSC3	74537	10,07	0,503	2,69	1,10343	23,7390	0,36539	89,52748
Média					1,14099	23,8930	0,36501	90,06353
MJSHC1	69578	10,19	0,509	2,74	0,96371	22,9415	0,31674	88,32005
MJSHC2	53546	10,02	0,501	2,67	0,99787	23,9835	0,33468	90,05828
MJSHC3	63645	10,07	0,503	2,69	0,88485	23,5900	0,29786	89,19675
Média					0,94881	23,5050	0,31643	89,19169

Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Os valores médios e desvio padrão do *CTOD* (δ_m) apresentados nas Tabelas 22 e 23, para o metal de base e junta soldada, ambos nas condições sem (MF22S e MJSS) e com (MF22H e MJSH) hidrogenação, são apresentados no gráfico da Figura 66. Considerando o desvio padrão, fica evidente que o aumento da tenacidade à fratura do MB (colunas amarela e verde) hidrogenado não ficou claramente comprovado. Com relação à junta soldada (colunas azul e cinza), nota-se que, independentemente do desvio padrão, a junta hidrogenada se apresentou susceptível à fragilização. Essa susceptibilidade à fragilização do material soldado sugere relação direta com os parâmetros de soldagem e TTPS empregados, responsáveis pela presença das ZPDs na interface dissimilar como, por exemplo, zonas M – que apresentam carbonetos que são sítios aprisionadores de hidrogênio.

Figura 66 - Média e desvio padrão dos resultados de *CTOD* (δ) para as quatro condições ensaiadas.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

4.3 Fractografias e desvio da trinca

A seguir, são apresentadas as imagens de fractografia para os ensaios de mecânica da fratura e tração, do metal de base e da junta soldada, a fim de se entender os mecanismos de falha que controlaram o desempenho desses materiais. Após a realização dos testes de mecânica da fratura, as amostras foram pintadas e secadas (à temperatura ambiente), por fim, rompidas; este procedimento permitiu a definição da trinca de ensaio.

Os resultados estão inicialmente dispostos com a apresentação das imagens por eletros secundários (SE) de MEV, na sequência, tem-se as análises de MO mostrando o comportamento de desvio da trinca de ensaio, que apresentou desenvolvimento preferencial no metal de base. Priorizou-se a região adjacente à pré-trinca de fadiga nas análises fractográficas dos ensaios de mecânica da fratura, já que esta região está mais susceptível à ação do hidrogênio.

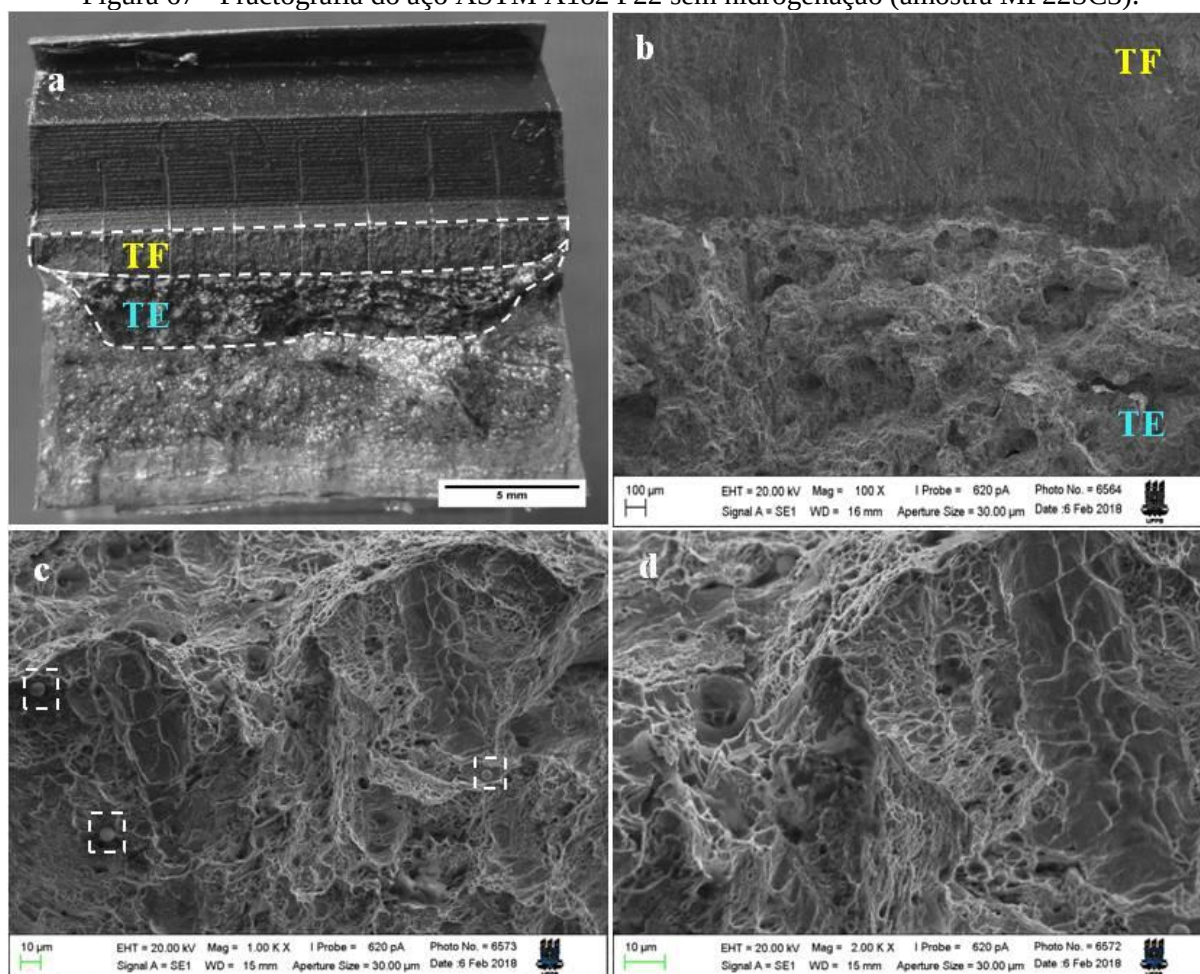
4.3.1 Fractografia Espécimes SE(B) – Metal de base

A Figura 67 apresenta os resultados de fractografia de espécime de mecânica da fratura do metal de base sem hidrogenação. Com relação à Figura 67(a), tem-se a imagem que mostra toda a superfície transversal do corpo de prova, sendo as regiões da pré-trinca de fadiga (TF) e trinca de ensaio (TE) destacadas pelas linhas tracejadas. Já a Figura 67 (b) corresponde a imagem de MEV da região de transição entre TF e TE, com baixa ampliação. Nas Figuras 67 (c) e (d) apresentam-se as regiões das trincas de ensaios com maiores aumentos, as quais correspondem as regiões de interesse desse estudo.

Analizando a imagem de MEV, Figura 67 (b), observa-se que a TF se apresenta com uma superfície plana, quando comparada a TE. Isso já era esperada devido a natureza do mecanismo frágil associado a TF.

Com relação a trinca de ensaio que é verificada nas Figuras 67 (c) e (d), nestas evidenciam-se uma predominância de mecanismo de fratura do tipo dúctil, que envolve a nucleação, crescimento e a coalescência de microcavidades (*dimples*), conforme descrito na Seção 2.4.3. Em alguns trabalhos esse modo de fratura dúctil é identificado como zona de ruptura dúctil, ou extensão de trincas estáveis, e está associado ao processo de arredondamento que ocorre a frente da ponta da trinca de fadiga durante o crescimento da trinca de ensaio (SALDANA-GARZA, 2017; PETR HAUŠILD et al., 2002; SOBOYEJO, 2001). Além disso, vários autores como ANDERSON, 2005; FASSINA et al, 2013 e SALDANA-GARZA, 2017, citam que partículas de segunda fase tais como precipitados e inclusões não metálicas e contornos de grão são locais de nucleação dessas microcavidades. A esse respeito, pela Figura 67 (c) verifica-se formações (quadrados tracejados) sugestivas dessas inclusões localizadas dentro das microcavidades. Considerando-se a composição química do aço ASTM A182 F22, pode-se associar, por exemplo, que nessas inclusões há carbonetos, ricos em Cr e Mo, que corresponde aos elementos de liga de maiores proporções.

Figura 67 - Fractografia do aço ASTM A182 F22 sem hidrogenação (amostra MF22SC3).



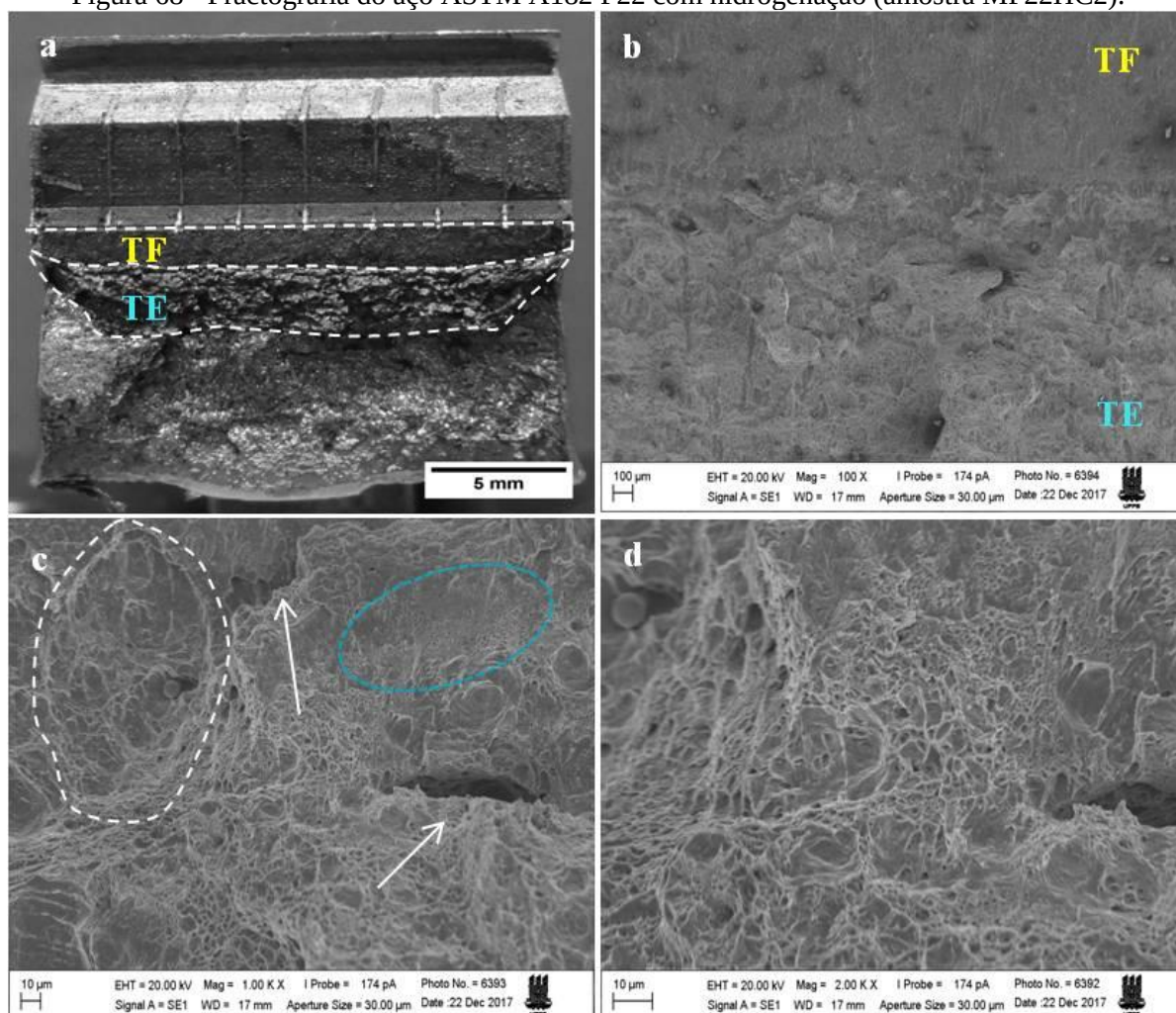
Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) Imagem da seção transversal de fratura. (b) MEV da região de transição entre as trincas de fadiga e ensaio (100x). MEV da região da trinca de ensaio (c) (1000x) e (d) (2000x).

Na Figura 68, tem-se os resultados de fractografia de espécime de mecânica da fratura do metal de base com hidrogenação. Nas imagens das Figuras 68(a) e (b) são apresentadas, respectivamente, a superfície transversal do corpo de prova e as regiões da (TF) e (TE). Considerando a baixa ampliação dessas imagens, nota-se discreta a alteração na superfície da TE (Figura 68(b)), quando comparado à situação sem hidrogenação representada na Figura (67(b)).

Na Figura 68(c), observa-se uma formação que se assemelha ao tipo "celular" (linha tracejada), que é citada pelos autores Fassina et al (2013) ao estudarem o aço ASTM A 182 F22. Esse tipo de formação se caracteriza, na maioria das vezes, pela presença de inclusões no seu interior e mecanismo de fratura mista, caracterizada por um modo frágil na parte central da célula e um modo dúctil na fronteira. A formação "celular", observada na Figura 68(c) tem dimensões aproximadas de 70x110µm, bastante próximos aos resultados encontrados por Fassina et al (2011).

Figura 68 - Fractografia do aço ASTM A182 F22 com hidrogenação (amostra MF22HC2).



Fonte: Dados da pesquisa, 2018

Notas: (a) Imagem da seção transversal de fratura. (b) MEV da região de transição entre as trincas de fadiga e ensaio (100x). MEV da região da trinca de ensaio (c) (1000x) e (d) (2000x).

Conforme previamente discutido na Seção 2.4.3, os autores Dai e Lippold (2018b) apresentaram várias morfologias de falhas da junta soldada ASTM A182 F22 (forjado e TTPS) e Inconel 625, dentre as quais a coalescência por microcavidades (MVC) e quasi-clivagem (QC), que são morfologias *HAC*, comum no aço ASTM A182 F22, de acordo com a teoria de Beachem. As morfologias apresentadas na Figura 68(c) sugerem a presença de mecanismo de falha misto, envolvendo dimples, MVC (linha tracejada branca) e QC (linha tracejada azul), ou seja, uma combinação entre os mecanismos frágil e dúctil, com predominância desse último.

Na Figura 68(c) destaca-se, através das setas brancas, a presença de formações sugestivas de trincas secundárias, cuja nucleação pode estar associada à difusão do hidrogênio no material, conforme verificado por Araújo (2009) ao estudar o aço API 5L.

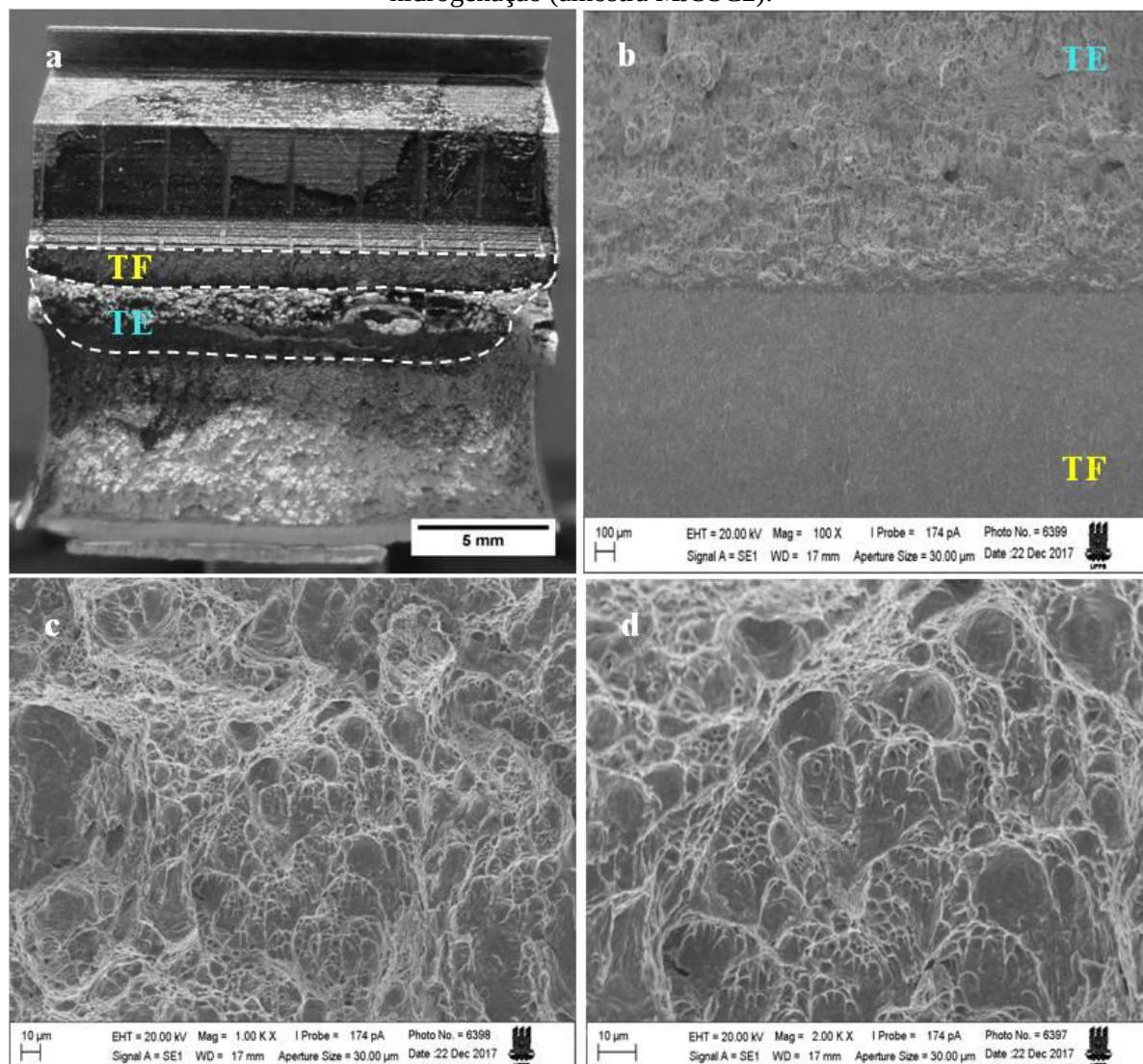
Então, de uma forma geral, quando se considera o fato dessa amostra hidrogenada ter apresentado o menor valor de *CTOD* ($\delta = 0,26636$), com morfologia de falha mista e menor dispersão em seus resultados (Figura 66), sugere-se que o aço ASTM A182 F22, nas condições desta pesquisa, pode estar susceptível à fragilização por hidrogênio.

4.3.2 Fractografia Espécimes SE(B) – Junta soldada

A Figura 69 apresenta os resultados de fractografia da junta soldada sem hidrogenação. Como já discutido anteriormente, na Figura 69 (a) observa-se a superfície transversal do corpo de prova, bem como a TF e TE destacadas pelas linhas tracejadas. Já na Figura 69 (b) nota-se a região de transição entre TF e TE, com baixa ampliação.

Nas Figuras 69 (c) e (d) apresentam-se as regiões das trincas de ensaios com maiores aumentos. Através delas observa-se que a junta soldada sem hidrogenação se comportou de forma semelhante ao metal de base (Figura 67), sendo o mecanismo de falha predominantemente dúctil via *dimples*.

Figura 69 - Fractografia da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem hidrogenação (amostra MJSSC2).



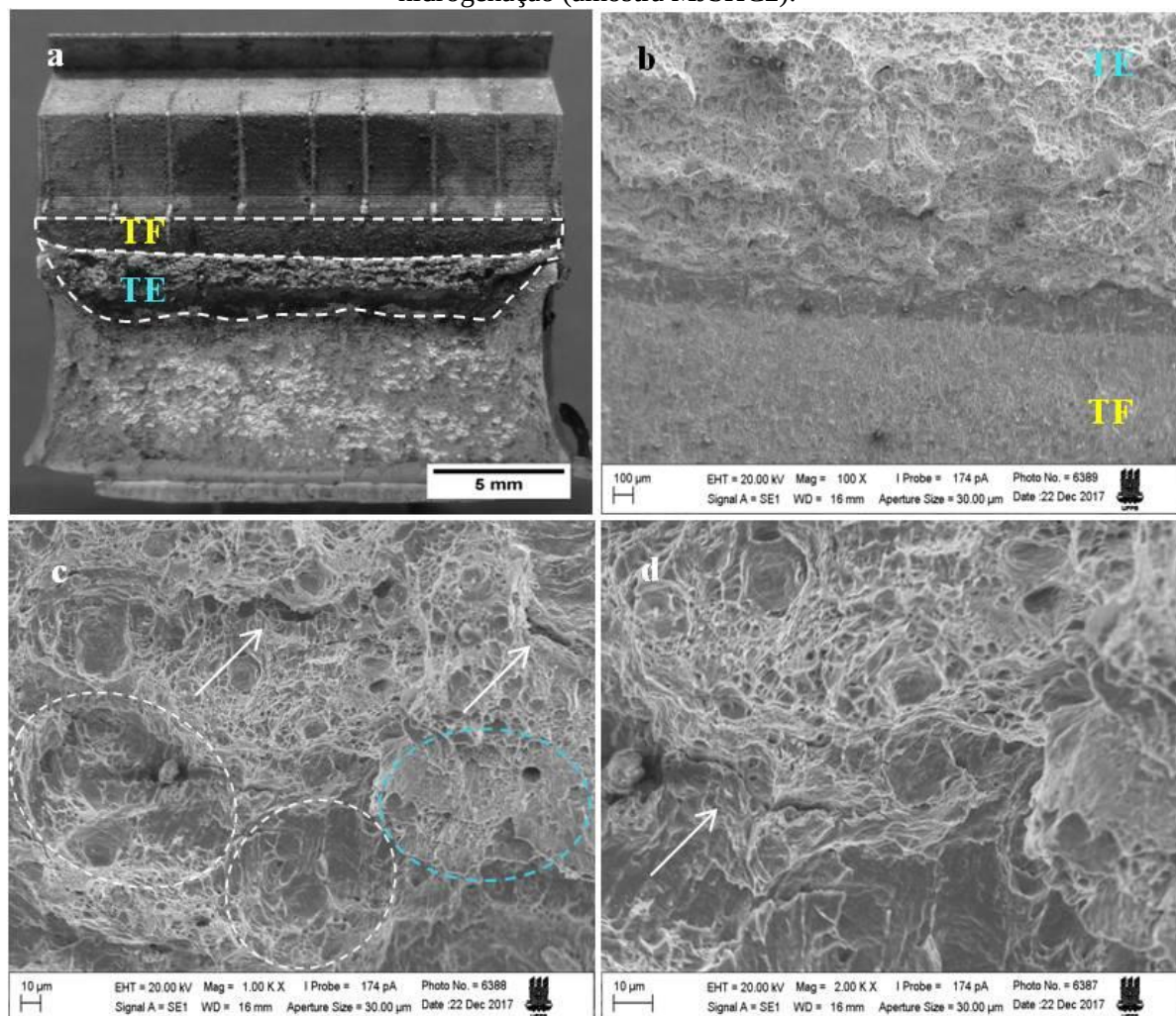
Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) Imagem da seção transversal de fratura. (b) MEV da região de transição entre as trincas de fadiga e ensaio(100x). MEV da região da trinca de ensaio (c) (1000x) e (d) (2000x).

A partir da Figura 70(c) verifica-se que a superfície de fratura da junta soldada com hidrogenação tem mecanismo de falha misto, incluindo MVC (círculos brancos), QC (círculo azul) e *dimples*. Com exceção do último mecanismo os demais estão associados à *HAC*. Considerando a nomenclatura adotada por Fassina et al (2013) os círculos brancos se assemelham a formação "celular".

Ainda com relação às Figuras 70(c) e (d), observa-se, também, a presença de microfissuras/trincas destacadas pelas setas brancas, semelhantes às verificadas na Figura 68(c) que podem estar associadas à atuação do hidrogênio.

Figura 70 - Fractografia da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, com hidrogenação (amostra MJSHC2).



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) Imagem da seção transversal de fratura. (b) MEV da região de transição entre as trincas de fadiga e ensaio (100x). MEV da região da trinca de ensaio (c) (1000x) e (d) (2000x).

Por fim, fica evidente que tanto os resultados de fractografia quanto os de *CTOD*, das juntas soldadas sem e com hidrogenação, indicam a tendência de fragilização, possivelmente associada a ZTA do metal de base das mesmas, conforme discussão seguinte. Adicionalmente, mesmo com esse indicativo de fragilização, não se observou a presença de "pop-in", bem como nenhuma descontinuidade nas curvas *F* vs. *NOD*, o que reforça o fato de que a presença do hidrogênio dissolvido na rede cristalina reduziu as interações entre discordâncias, promovendo um aumento da deformação plástica à frente da trinca, ou seja, facilitando, assim, um maior fluxo de deformações (BIRNBAUM; SOFRONIS, 1994).

4.3.3 Desvio de trinca

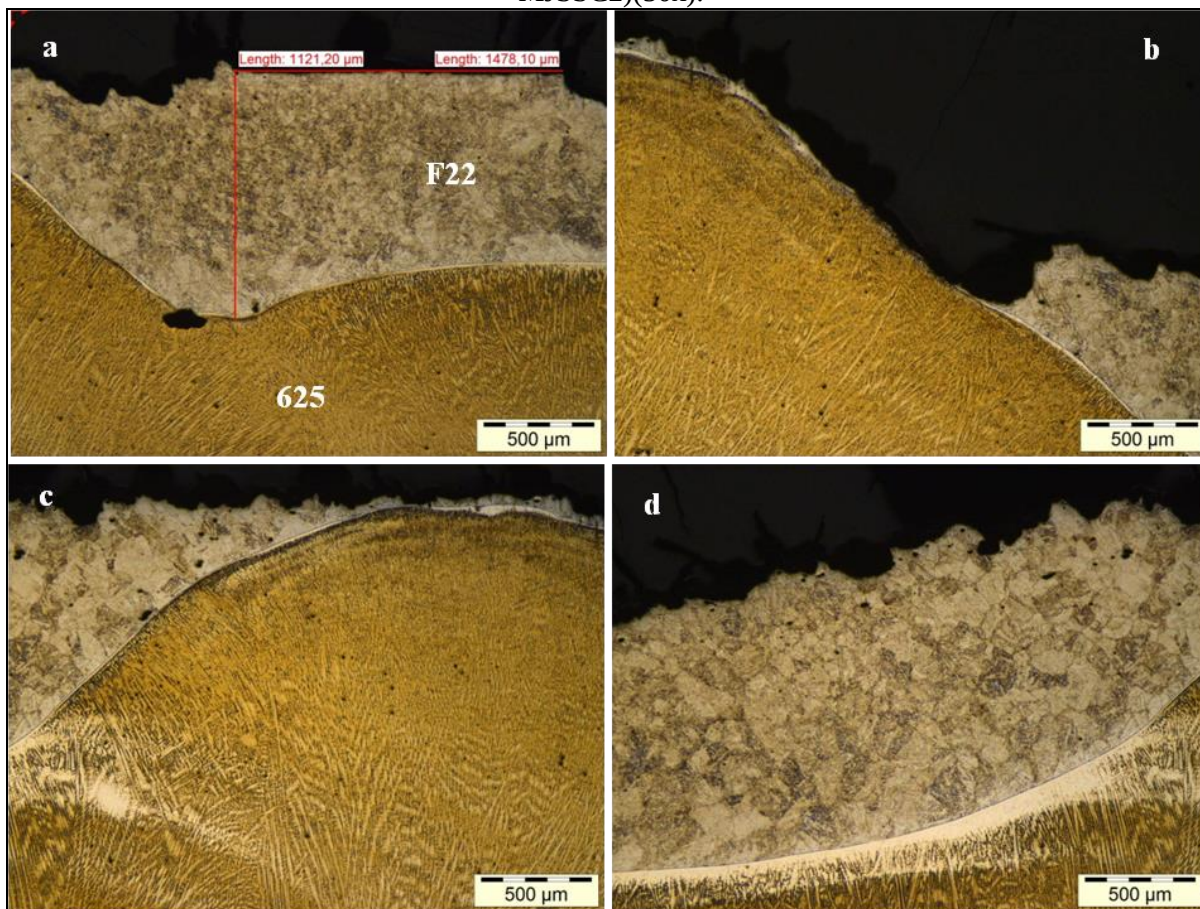
Após as análises fractográficas os espécimes foram cortados, conforme procedimento descrito da Seção 3.5.4, para análise do desvio entre a pré-trinca de fadiga e a trinca de ensaio, por meio de microscopias ópticas. Essas análises servem de suporte tanto para um maior entendimento do efeito de dissimilaridade, quanto para melhor localizar a região de desenvolvimento da trinca de ensaio. Por fim, os espécimes foram analisados nas condições sem e com proteção catódica com a finalidade de se verificar a influência do hidrogênio na dissimilaridade das juntas soldadas.

Todos os espécimes (SE(B)) de juntas soldadas ensaiados apresentaram comportamento de desvio de trinca semelhantes, independentemente da presença ou ausência de proteção catódica. Portanto, são apresentados, a seguir, os resultados das amostras MJSSC2 (Figuras 71) e MJSHC2 (Figuras 72), para as situações sem e com proteção catódica, respectivamente.

Na Figura 71(a) observa-se a pré-trinca de fadiga (linha vermelha horizontal), que se manteve plana, com comprimento próximo de 1,5 mm e sua extremidade a 1,1mm da LF (linha vermelha vertical). Ainda nessa Figura, é possível observar o início da trinca de ensaio que, em relação à pré-trinca de fadiga tem desvio discreto. Na Figura 71(b) tem-se a continuidade dessa trinca que se manteve na região da ZTA. Porém, é possível observar um desvio mais acentuado quando esta se aproxima da linha fusão, com fortes indícios de que não chega a ultrapassar nem tampouco atingir o metal de solda. Como esse desenvolvimento da trinca de ensaio na região do metal de solda é favorecido pela presença de hidrogênio, foram feitas imagens de maior ampliação, Figura 73, que melhor especificam o seu desenvolvimento na interface. Nas Figuras 71(c) e 71(d) nota-se que, após a sinuosidade do cordão de solda, a trinca claramente percorre a ZTA.

Deve-se lembrar que a condição de dissimilaridade *undermatch* indica que a trinca de ensaio deve se propagar no sentido do metal de solda. Ocorre que, conforme discussão anterior, esse comportamento não foi verificado. Esse fato pode ser consequência da largura da solda ou do grau de dissimilaridade $M = 0,75$, que corresponde a um valor próximo da condição de homogeneidade de resistência, *evenmatch*. Os autores Pisarski, Tkach e Quintana (2004) ao estudarem um aço API grau X100, verificaram que a redução da largura da solda tende a mitigar os efeitos de dissimilaridade e resistência da solda (como por exemplo, reduzindo a tensão admissível), diante de uma condição *undermatch*.

Figura 71 - Microscopia óptica das trincas de fadiga e ensaio dos corpos de prova de *CTOD* da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem hidrogenação (amostra MJSSC2)(50x).

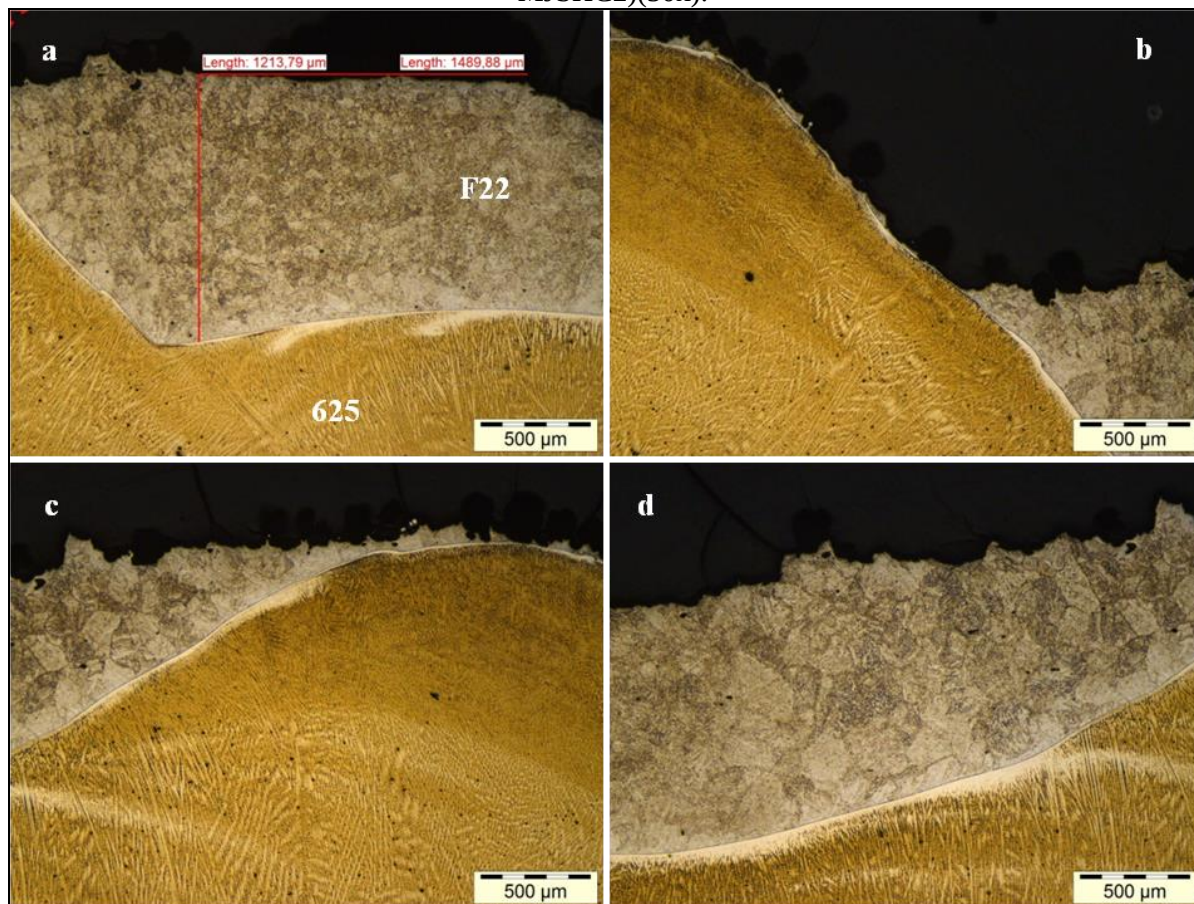


Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) trinca de fadiga. (b), (c) e (d) comportamento da trinca de ensaio.

A Figura 72, por sua vez, apresenta as imagens do desvio da trinca dos espécimes da junta soldada com hidrogenação. Na Figura 72(a) nota-se que a pré-trinca de fadiga (linha vermelha horizontal), também se manteve plana, com comprimento próximo de 1,5mm, e, distando aproximadamente 1,2 mm (linha vermelha vertical) da linha de fusão. Ainda com relação Figura 72(a), verifica-se que a trinca de ensaio pouco se desviou em relação à trinca de fadiga. Tal ocorrência é um forte indício de que o processo de hidrogenação não influenciou na direção de desenvolvimento desta. Ou seja, o resultado se assemelha ao do material sem hidrogenação, Figura 71(a), mantendo-se a mesma semelhança nas demais imagens da Figura 72, onde se verifica que a trinca acompanha a sinuosidade do cordão de solda e se mantém na ZTA.

Figura 72 - Microscopia óptica das trincas de fadiga e ensaio dos corpos de prova de *CTOD* da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, com hidrogenação (amostra MJSHC2)(50x).

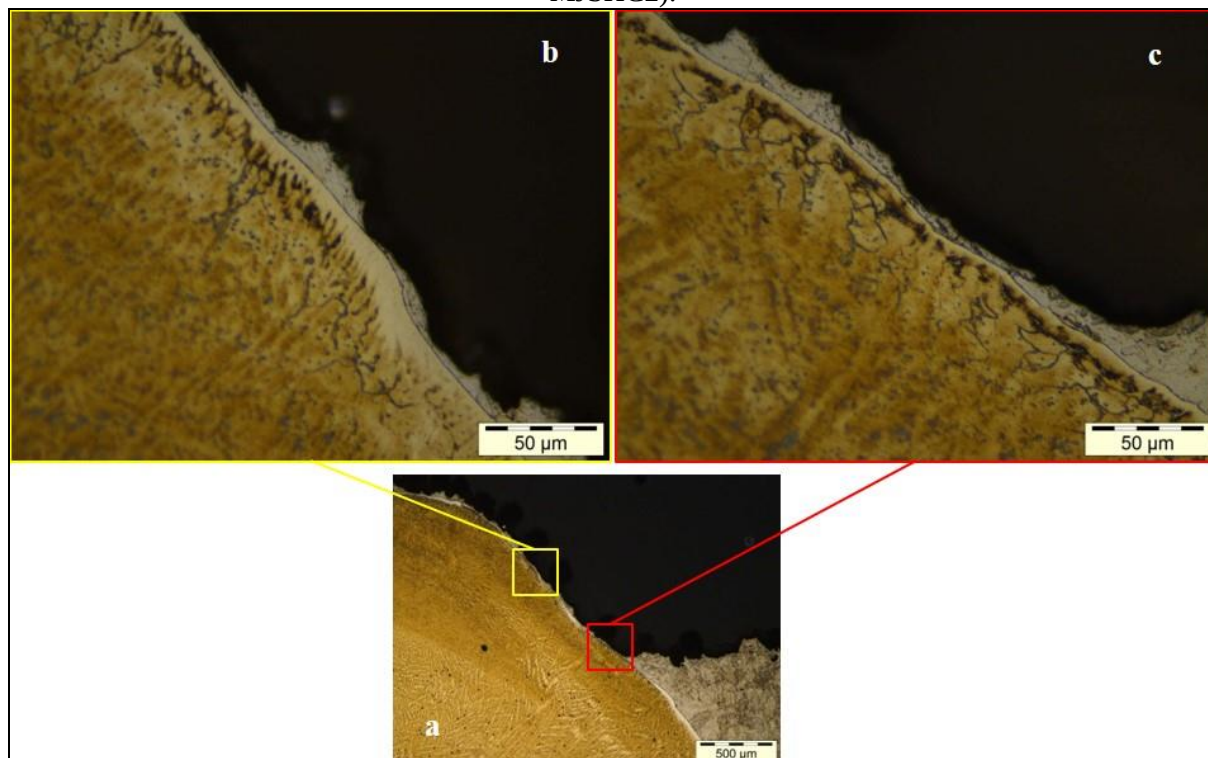


Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) trinca de fadiga. (b), (c) e (d) comportamento da trinca de ensaio.

Na Figura 73 tem-se as imagens da trinca de ensaio onde as regiões mais próximas da linha de fusão foram ampliadas (quadrados amarelo e vermelho) e, a partir destas, observa-se que a trinca de ensaio se manteve na ZTA estudada. Tal ocorrência é um forte indício da predominância do campo de tensão e deformação no sentido do metal de base, mesmo não sendo esse o material de menor resistência. Essa predominância pode estar associada à macrosegregação verificada na microestrutura dessa região. Por outro lado, os altos níveis de microdureza de algumas regiões das ZPDs tenham contribuído, provavelmente, para o desenvolvimento da trinca de ensaio nessa região, contrariando os efeitos da dissimilaridade.

Figura 73 - Microscopia óptica da trinca ensaio nos corpos de prova de *CTOD* da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, com hidrogenação (amostra MJSHC2).



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

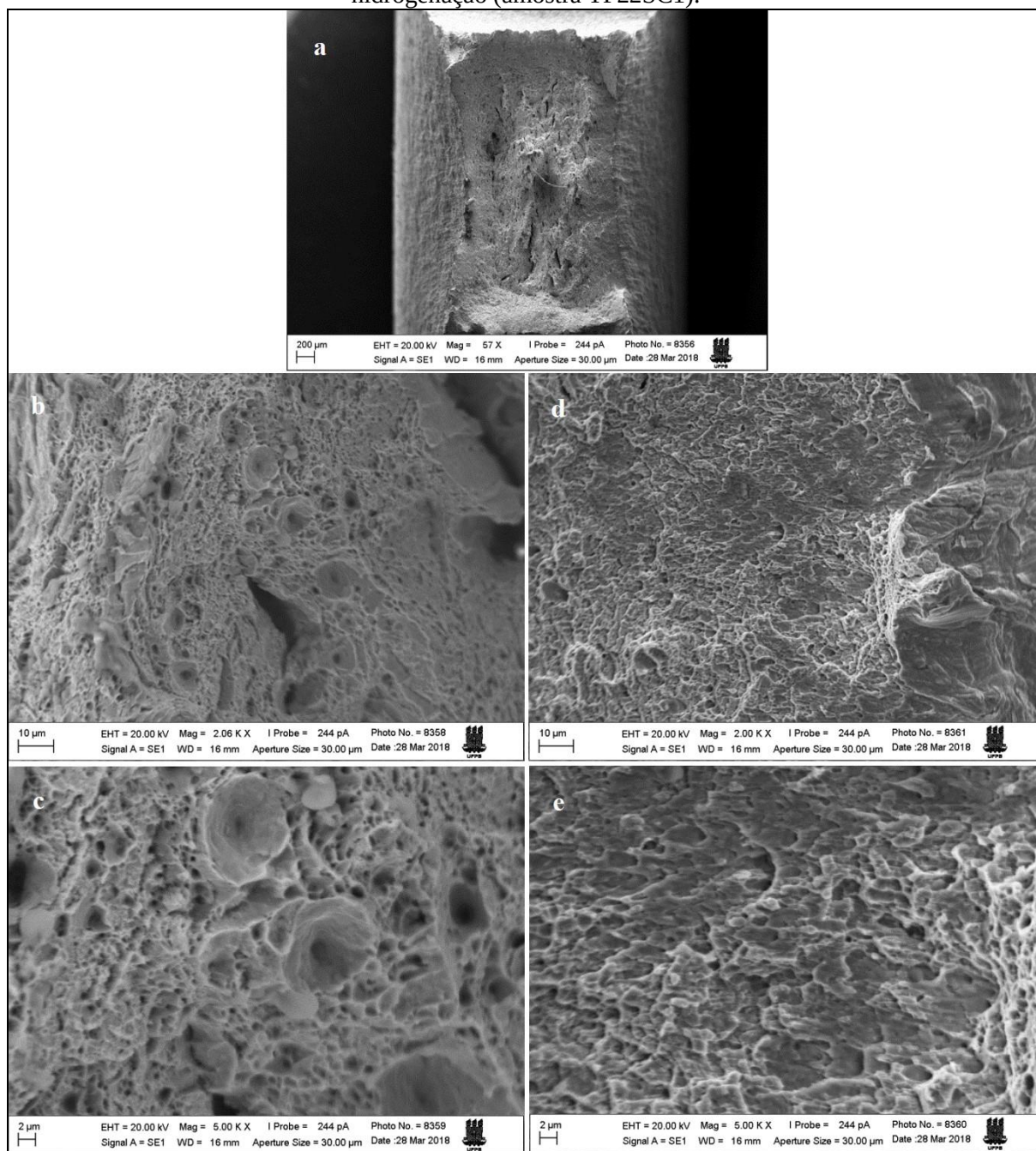
Notas: (a) 50x. (b) e (c) 500x.

Adicionalmente, deve ser destacada que os resultados das Figuras 71 a 73, comprovam que os mecanismos de falhas levantados para as juntas soldadas sem e com proteção catódica estão associados ao metal de base.

4.3.4 Fractografias Espécimes de Tração – Metal de base

Após os ensaios de tração as amostras para realização da análise fractográfica foram extraídas para o metal de base. Nas Figuras 74 e 75, tem-se, respectivamente, as imagens de MEV nas situações sem e com proteção catódica (PC). Nestas Figuras, a identificação (a) corresponde às imagens que mostram toda a superfície de fratura, já aquelas especificadas por ((b) e (c)) representam a região central e, por fim, nas figuras ((d) e (e)) tem-se as imagens da região periférica.

Figura 74 - Fractografia do ensaio de tração do aço ASTM A182 F22 forjado, extraído da junta, sem hidrogenação (amostra TF22SC1).



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

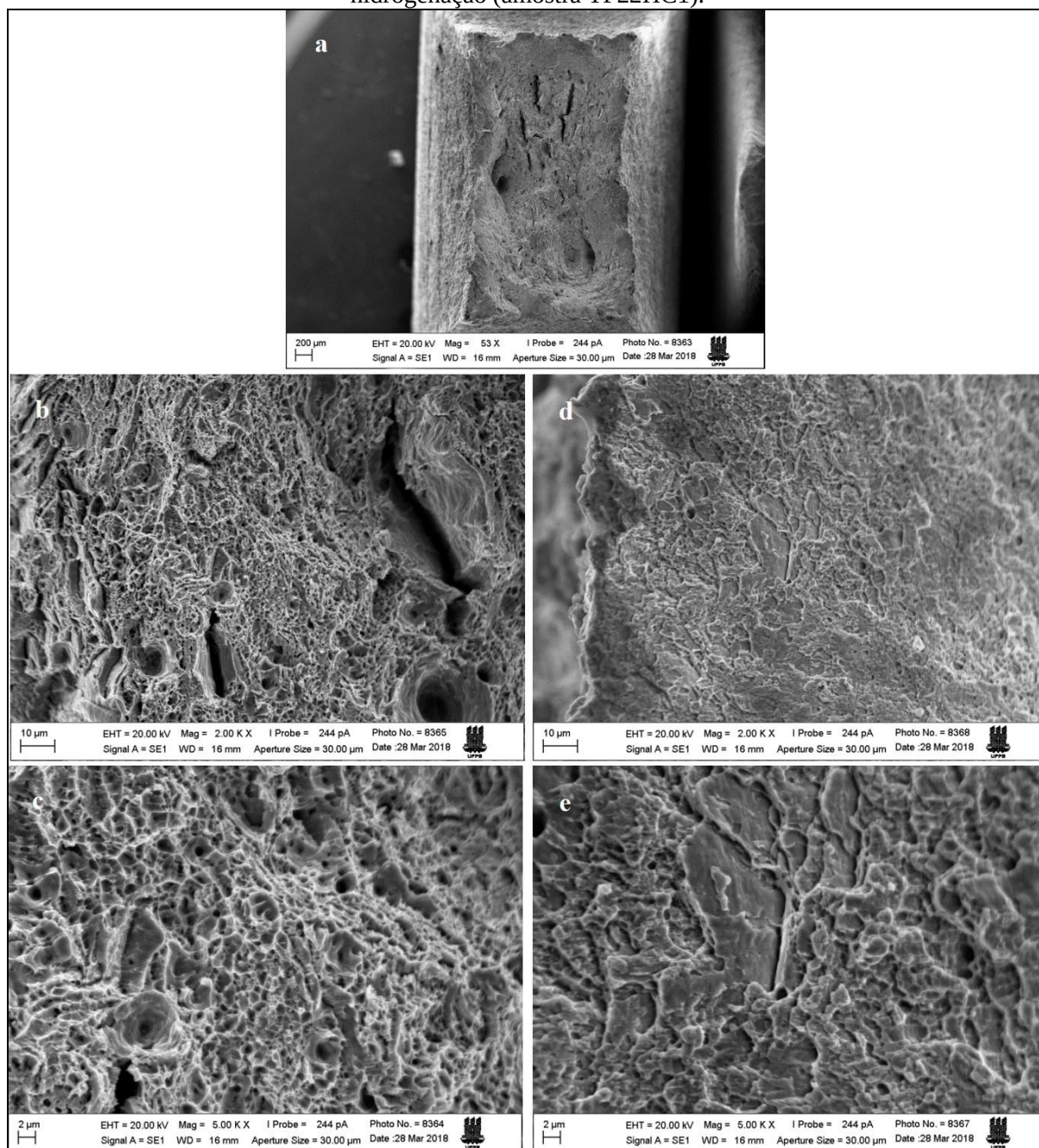
Notas: (a) MEV da seção transversal do corpo de prova. (b) e (c) MEV da região central. (e) e (f) MEV da região periférica.

Quando as regiões centrais são observadas conjuntamente, Figuras 74((b) e (c)) e 75((b) e (c)), nota-se que tanto o metal de base sem quanto o com hidrogenação apresentaram morfologia de fratura tipicamente dúctil com coalescência de microcavidades (*dimples*). No entanto, observa-se que na amostra hidrogenada ocorreu uma redução no tamanho dos *dimples*, bem como um aumento na quantidade destes, este fenômeno foi verificado por

alguns autores. Sendo associado ao acúmulo de hidrogênio na interface entre as partículas de segunda fase e a matriz do material, que por sua vez, gera redução de resistência interfacial dessas partículas, favorecendo o aumento das microcavidades (HERMS, 1999 *apud* ARAÚJO, 2013). Quando se considera a curva tensão-deformação da amostra TMBHC1 verifica-se que, apesar da mudança apresentada na morfologia de fratura, o hidrogênio não promoveu grande fragilidade no metal de base, pois, quando comparado aos espécimes sem PC, não se visualizam mudanças evidentes no comportamento de ductilidade e tenacidade.

Com relação às imagens das regiões periféricas, Figuras 74((d) e (e)) e 75((d) e (e)), observa-se um mecanismo de fratura frágil, sugerindo uma quasi-clivagem, que é característica da região de cisalhamento. Ainda com relação a estas figuras, vale ressaltar que, apesar de a região periférica situar-se nas proximidades com a superfície do corpo de prova – que corresponde à região mais favorável à atuação do hidrogênio – não se verificou fissuras/trincas nesta região mesmo no material hidrogenado.

Figura 75 - Fractografia do ensaio de tração do aço ASTM A182 F22 forjado, extraído da junta, com hidrogenação (amostra TF22HC1).



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) MEV da seção transversal do corpo de prova. (b) e (c) MEV da região central. (d) e (e) MEV da região periférica.

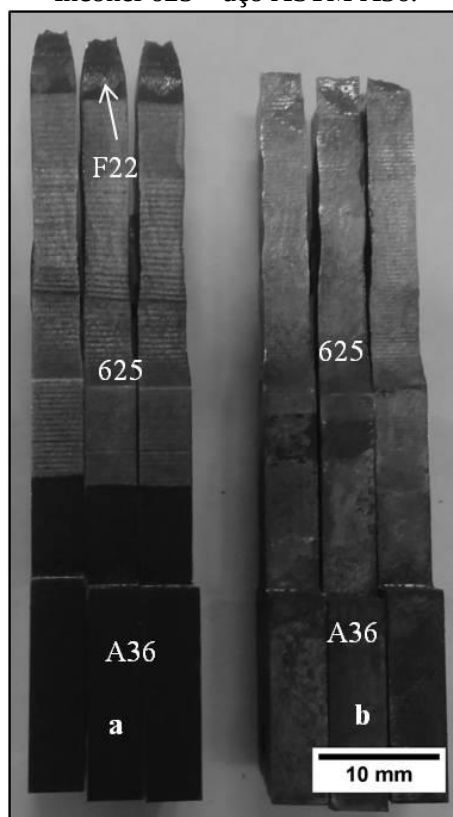
Os resultados apresentados nas Figuras 74 e 75 corroboram as curvas apresentadas na Figura 58, demonstrando que o aço ASTM A182 F22 não se mostrou susceptível à fragilização pelo hidrogênio, para as condições de PC às quais foi submetido.

4.3.5 Fractografias Espécimes de Tração – Junta soldada

Assim como realizado para o metal de base, executou-se a análise fractográfica das juntas soldadas, mais uma vez considerando as condições sem e com hidrogenação, cujas imagens de MEV são verificadas, respectivamente, nas Figuras 77 e 79. Seguindo a mesma identificação que foi empregada anteriormente, tem-se a superfície de fratura sendo apresentada na imagem (a), na sequência tem-se as imagens das regiões central ((b) e (c)) e periférica ((d) e (e)).

Adicionalmente, deve ser destacada que conforme observa-se na Figura 76, a fratura dos espécimes das juntas soldadas sem hidrogenação 76(a) ocorreu na transição ZTA – MB, ao passo que, no material hidrogenado 76(b) a fratura ocorreu nas proximidades da linha de fusão, esse resultado juntamente com os que serão apresentados em detalhe na sequência, corroboram a susceptibilidade da junta soldada à fragilização por hidrogênio.

Figura 76 - Imagem da seção longitudinal dos CPs de tração da junta soldada aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36.

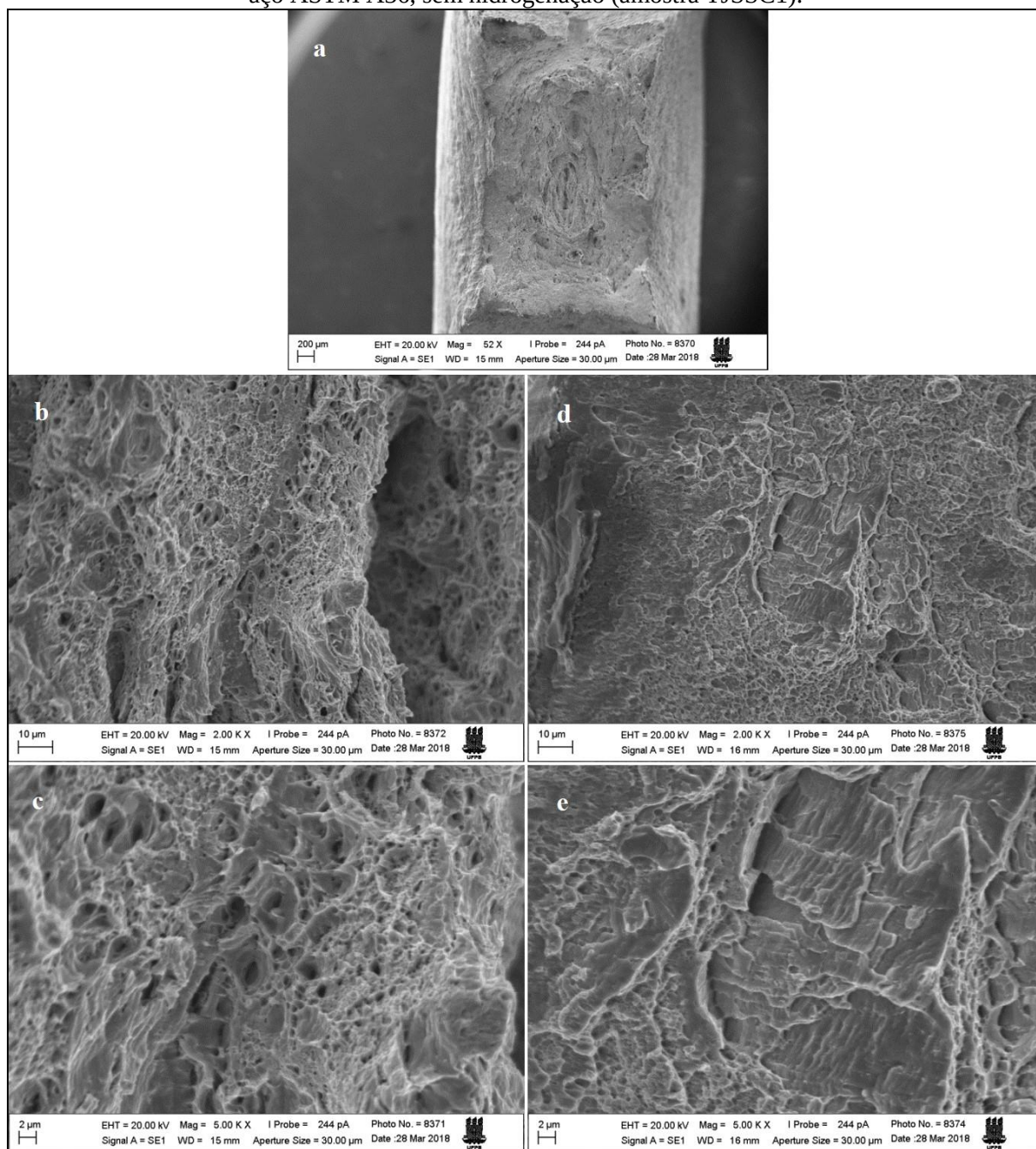


Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) sem hidrogenação. (b) com hidrogenação.

Com relação à junta soldada sem hidrogenação, tanto a morfologia da região central, Figuras 77((b) e (c)) quanto a região periférica apresentaram-se de forma semelhante ao metal de base sem hidrogenação, Figura 74. Ou seja, a presença de mecanismo de fratura do tipo dúctil com coalescência de microcavidades (*dimples*) na região central, ao passo que, na periférica, verifica-se uma morfologia de fratura frágil com predominância do mecanismo quasi-clivagem. Estes resultados já eram esperados pois a falha ocorreu nas proximidades do MB, conforme a Figura 76, bem como as curvas tensão-deformação apresentaram comportamento dúctil.

Figura 77 - Fractografia do ensaio de tração da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem hidrogenação (amostra TJSSC1).



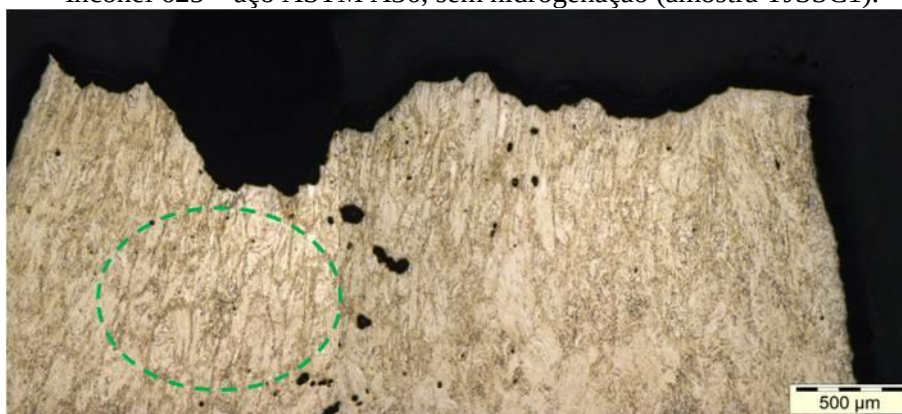
Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) MEV da seção transversal do corpo de prova. (b) e (c) MEV da região central. (d) e (e) MEV da região periférica.

Na Figura 78 tem-se a imagem de MO mostrando uma parte da superfície longitudinal da mostra TJSSC1, na qual se observa a extremidade de fratura, vale salientar que mesmo utilizando o menor aumento da MO, não foi possível apresentar, nesta imagem, a linha de fusão, que se encontra abaixo da região apresentada conforme Figura 76. A partir da Figura 78, principalmente considerando a região destacada (círculo verde), nota-se a presença de

microestrutura recristalizada e/ou esferoidizada que, segundo Fenske (2010), ocorre no final da ZTA, ou seja, nas proximidades do MB; dessa forma, esse resultado sugere que a falha ocorreu no MB e/ou na transição entre a ZTA e MB. Essa região de microestrutura recristalizada e/ou esferoidizada é apresentada na Figura 82 sem a presença do efeito de deformação do grão, decorrente do ensaio de tração.

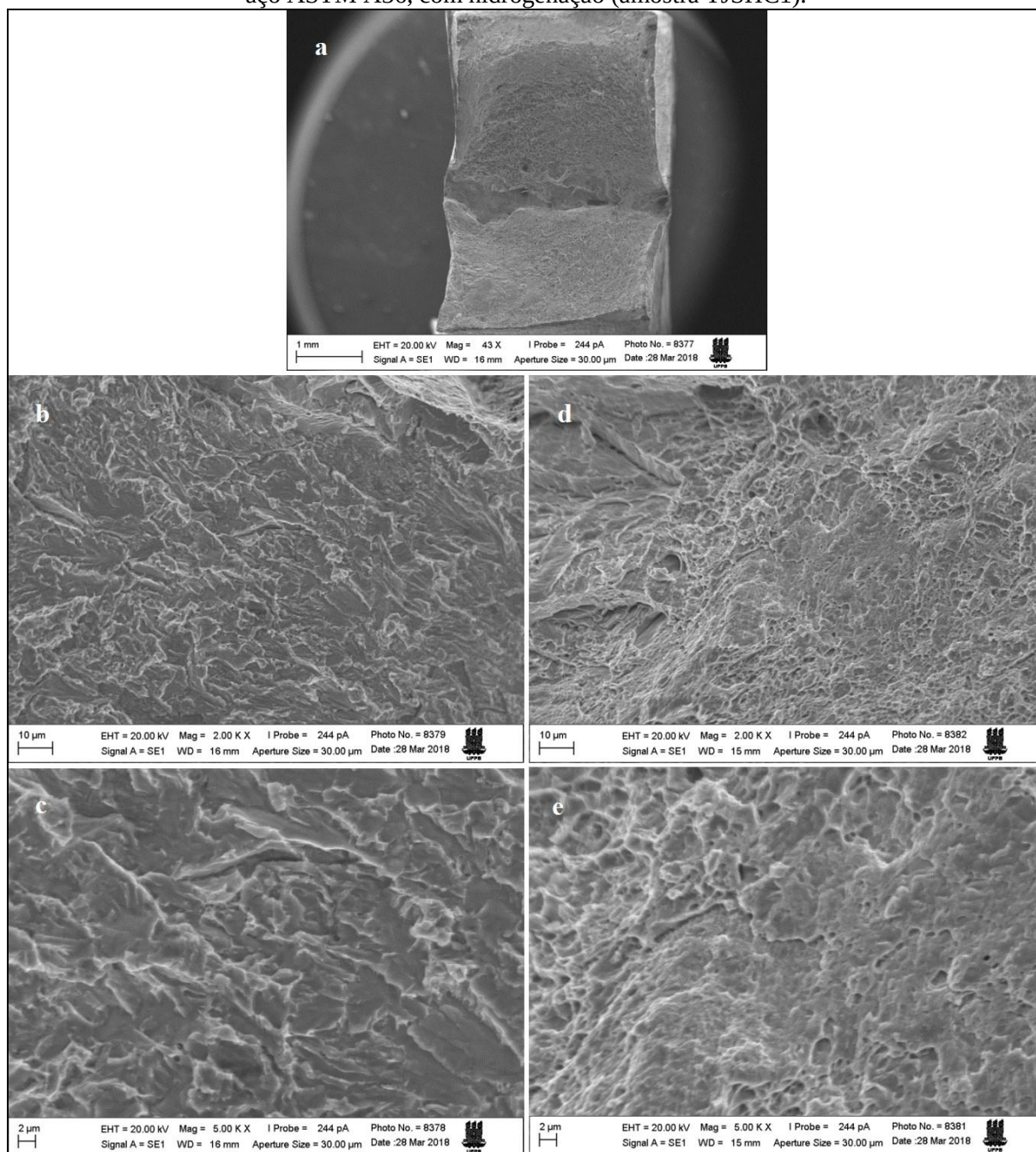
Figura 78 - Microscopia óptica de parte da seção longitudinal da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem hidrogenação (amostra TJSSC1).



Fonte: Dados da pesquisa, 2018

Na Figura 79, nota-se que, tanto nas imagens da região central ((b) e (c)) quanto na região periférica((d) e (e)), ocorreu uma predominância da morfologia de fratura frágil, com estrias e facetas planas, com mecanismo de fratura por quasi-clivagem(Figura 23) e/ou clivagem transgranular. Os autores Dai e Lippold (2018a), Fenske et al (2012) e Dodge (2014), mencionam que o aspecto de falha de clivagem transgranular pode ocorrer dentro da zona planar (Φ) nas juntas soldadas dissimilares hidrogenadas que empregam o Inconel 625.

Figura 79 – Fractografia do ensaio de tração da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, com hidrogenação (amostra TJSHC1).



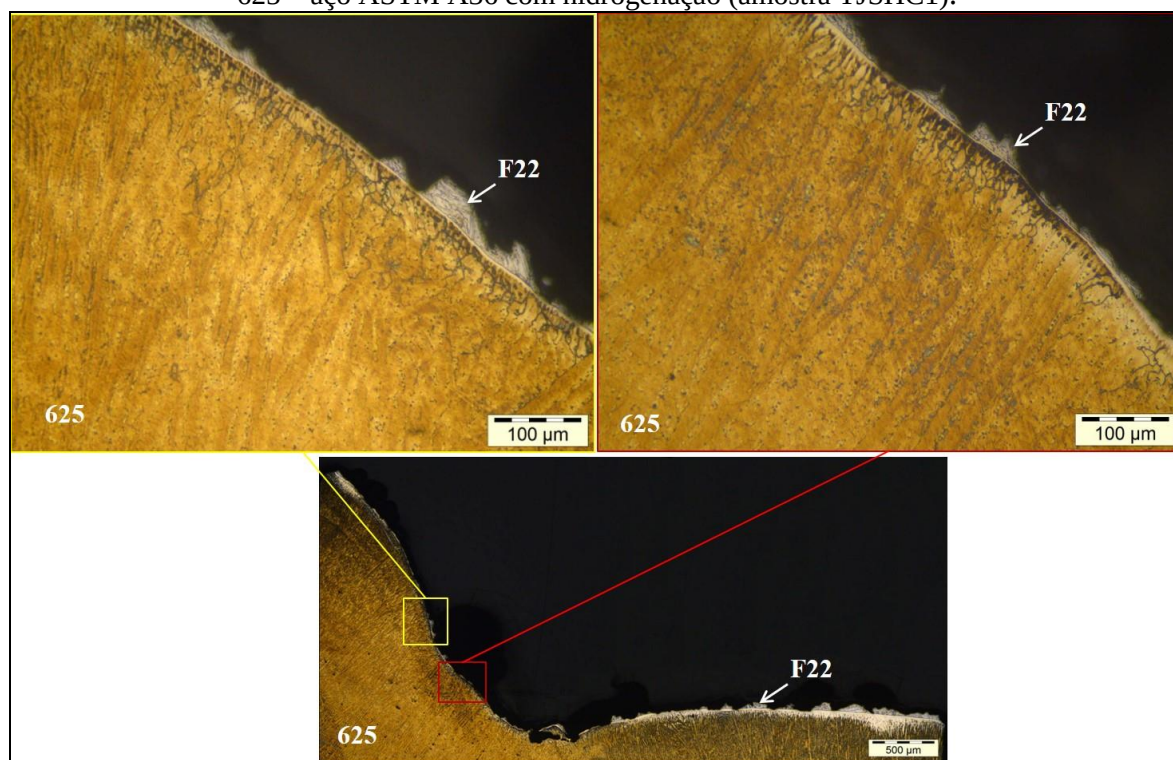
Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) MEV da seção transversal do corpo de prova. (b) e (c) MEV da região central. (d) e (e) MEV da região periférica.

Na Figura 80, tem-se as imagens de microscopia óptica de parte da seção longitudinal da junta soldada com hidrogenação, amostra TJSHC1. Na imagem de menor escala (500μm), observa-se a largura total do espécime após ensaio, e nota-se que, da região central para a extremidade direita dessa imagem, a ruptura se desenvolve predominantemente na região do MB. Nas duas imagens de maior ampliação (100μm), verificam-se exemplos das regiões nas

quais a ruptura se aproxima da linha de fusão, no entanto, apesar dessa aproximação, percebe-se a ocorrência de um desenvolvimento predominante no MB. Então, considerando o fato de os autores Dai e Lippold (2018a), Fenske et al (2012) e Dodge, 2014, terem verificado que o mecanismo de fratura transgranular está correlacionado à zona planar (Φ) nas juntas soldadas dissimilares hidrogenadas que empregam o Inconel 625, bem como o fato de os demais espécimes analisados pela autora não terem apresentado o mecanismo transgranular na região central das amostras. Dessa maneira, é importante destacar que as imagens apresentadas na Figura 79(b) e (c) podem estar relacionadas à zona Φ , que será discutida mais adiante. No entanto, para melhor precisar o material presente nas imagens citadas, faz-se necessário análises de EDS da região central da amostra.

Figura 80 - Microscopia óptica da seção longitudinal da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36 com hidrogenação (amostra TJSHC1).



Fonte: Dados da pesquisa, 2018

4.4 Microestrutura

A seguir, são apresentados os resultados microestruturais da junta soldada na região da solda de amateigamento. A caracterização foi realizada no MB, ZTA e MS, nas condições sem e com TTPS. Um maior destaque foi dado à região em torno da interface, pois as mudanças de composição química e microestrutura em torno dessa região podem favorecer a

nucleação e propagação de trincas induzidas e/ou assistidas pelo hidrogênio, conforme observado por vários autores como, por exemplo Dodge et al. (2014); Fenske et al. (2012); Alexandrov et al. (2012); Beaugrand, Smith e Gittos (2009).

Como já informado anteriormente, nas análises de microestrutura e microdureza, foram analisadas amostras extraídas nas seções transversal normal (STN) e em microsecção de baixo ângulo (*LAMS*). Esta última se apresenta com destaque pois, devido à ampliação da secção, permite a obtenção de valores de dureza, com cargas de ensaios maiores, em zonas que se apresentam mais estreitas como, por exemplo, as zonas Φ e M. Alexandrov et al. (2012) enfatizam que, a partir da técnica *LAMS*, obtêm-se resultados mais precisos nessas zonas de tamanho reduzido.

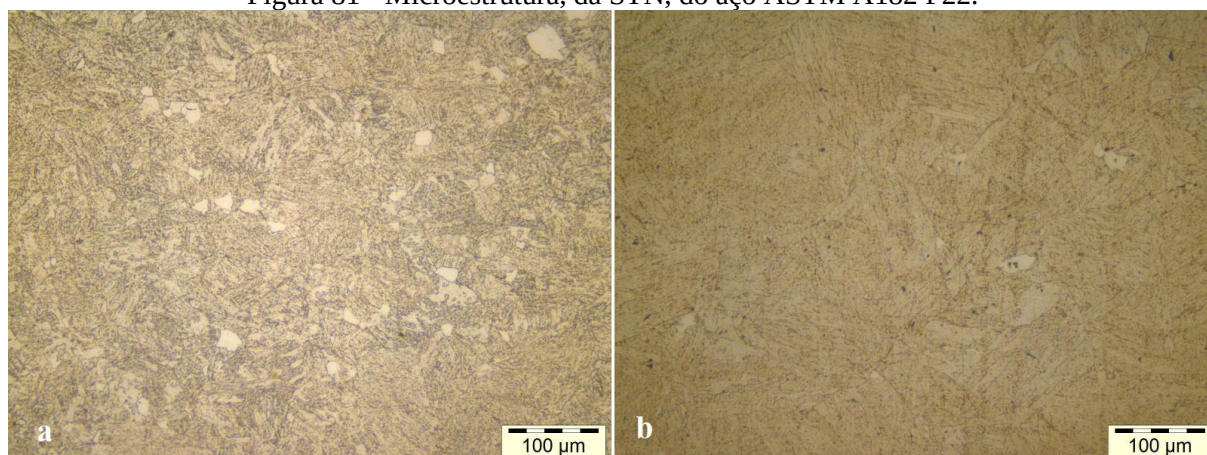
Empregou-se MO, MEV e sistema de análise química por energia dispersa (EDS). A análise foi no sentido MB $\rightarrow$ MS, onde se verificou a presença das zonas Δ , M, Φ , Π e fases já bastante identificadas na literatura. Usando a nomenclatura adotada por Beaugrand, Smith e Gittos (2009) e discutida na Seção 2.3.2, tem-se, para a junta soldada estudada, a região do metal de base não afetada pelo aporte térmico do processo de soldagem (zonas 1), seguida pelas zonas Δ , M, Φ , Π e, por fim, a região do MS que não apresenta diluição do MB. A partir das análises de EDS, verificou-se a constituição das zonas parcialmente diluídas (ZPDs), que correspondem às regiões de maior interesse por estarem diretamente vinculadas ao histórico de falhas. As características de cada zona serão apresentadas a seguir.

4.4.1 Metal de base – Zona 1

A Figura 81(a) apresenta a microestrutura da seção transversal normal (STN) do aço ASTM A182 F22 no estado como fornecido, ou seja, forjado. Esta imagem corresponde à região da junta soldada que não sofreu a ação do aporte térmico da soldagem. Nesta, é possível observar uma microestrutura composta de matriz ferrítica alongada com dispersão de carbeto.

A microestrutura do aço ASTM A182 F22 após o TTPS, Figura 81(b), apresenta-se similar ao material forjado. No entanto, verifica-se uma redução no tamanho dos grãos de ferrita. Esse resultado já era esperado, pois a temperatura empregada no TTPS é inferior à temperatura de austenitização do aço.

Figura 81 - Microestrutura, da STN, do aço ASTM A182 F22.

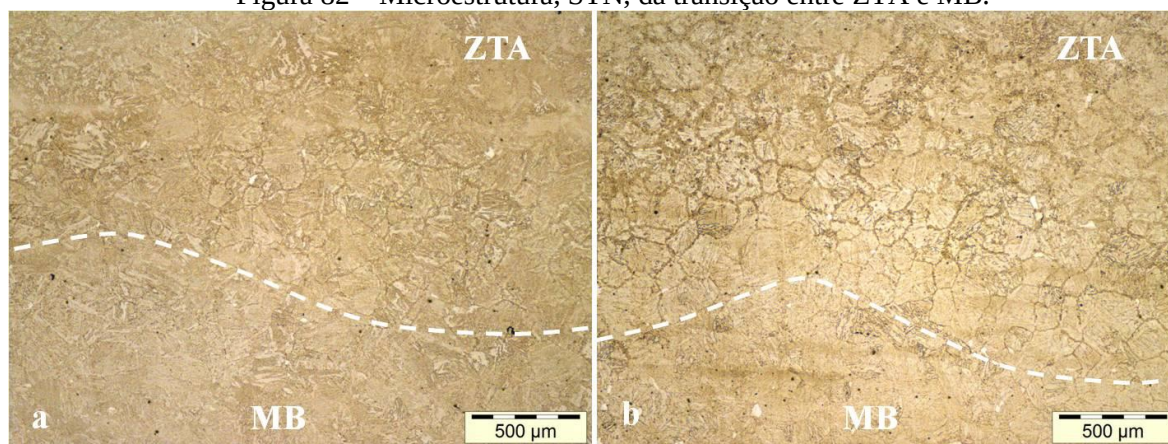


Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) forjado (200x). (b) com TTPS (200x).

Nas imagens da Figura 82(a) e (b) tem-se a região de transição entre o MB (aço ASTM A182 F22 não afetado pelo aporte térmico de soldagem) e a ZTA, nas condições sem e com TTPS, respectivamente. Comparando-se as imagens, observa-se que a ZTA do material com TTPS apresenta uma microestrutura de martensita revenida (troostita) e ferrita widmanstätten. Essa microestrutura também foi observada por Hassel (2013). Esse resultado pode ter influenciado as propriedades mecânicas da junta sob tração, na condição sem hidrogenação, pois, conforme apresentado na Figura 76, a falha ocorreu nas proximidades dessa região. É importante destacar que esta característica se apresentou de forma descontínua ao longo da espessura da STN da solda de amanteigamento, tanto na condição sem quanto na com TTPS.

Figura 82 – Microestrutura, STN, da transição entre ZTA e MB.



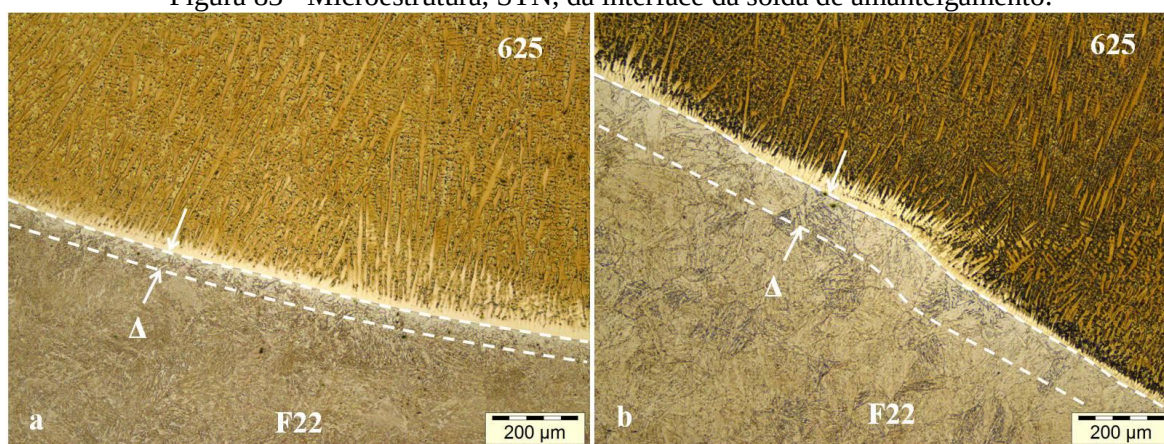
Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) sem TTPS (50x). (b) com TTPS (50x).

4.4.2 Metal de base – Zona Δ

Na Figura 83(a) e (b), tem-se a microestrutura da interface da solda de amanteigamento via STN. Em ambas as imagens, a região de grãos grosseiros (zona Δ), que se caracteriza pela presença de uma descarbonetação mais evidente e com grãos de ferrita e/ou austenita retida maiores, está compreendida entre as linhas tracejadas. Comparando-se as imagens verifica-se que esta região sofreu uma ampliação após o TTPS, indicativo de que este tratamento favoreceu a descarbonetação da zona Δ . O tamanho dessa região varia ao longo da STN, sendo de aproximadamente 40 e 80 μm , nas condições sem e com TTPS, respectivamente. Dodge et al. (2014) observaram que altos valores de atividade de carbono estão presentes no aço ASTM A182 F22 quando comparado ao metal de adição, sendo provável que o carbono se difunda na direção do seu gradiente de atividade termodinâmica. Estes citam, ainda, que a alta atividade de carbono no MB, combinada com altos gradientes de concentração estimulam a difusão de carbono do material forjado em direção ao metal de solda. Alexandrov et al. (2012) também observaram que, com o TTPS, o carbono tende a migrar do MB para o MS austenítico. No entanto, nas temperaturas típicas de TTPS a atividade de carbono no metal de solda permanece comparativamente baixa. Isso é atribuído ao fato de a difusividade na austenita ser consideravelmente menor do que na ferrita ao passo que a solubilidade do carbono é maior (DODGE et al., 2014).

Figura 83 - Microestrutura, STN, da interface da solda de amanteigamento.



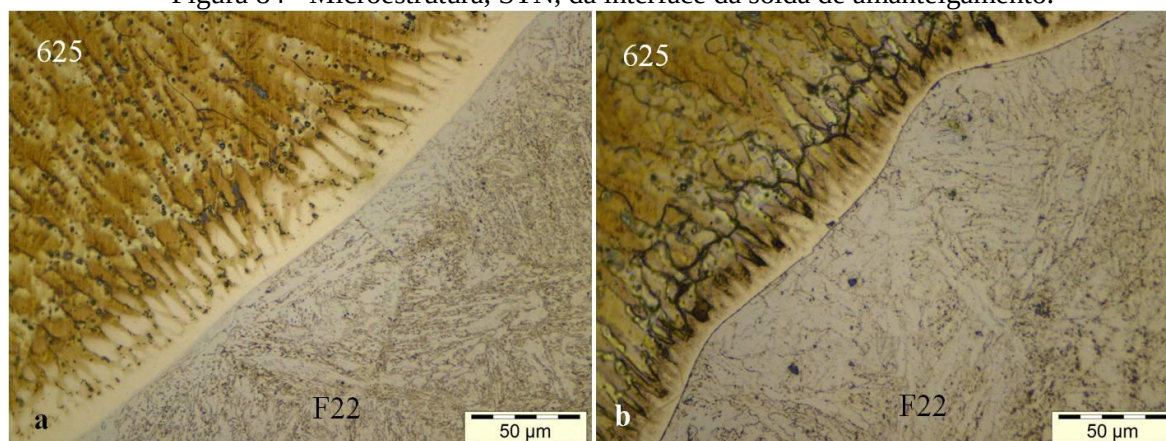
Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas:(a) sem TTPS (100x). (b) com TTPS (100x).

Para uma melhor interpretação, na Figura 84 as imagens da interface estão representadas com maior ampliação da microestrutura. Na condição como soldado (Figura 84(a)), os carbonetos se apresentaram mais alongados, sugestivos de formação martensítica.

Ao passo que após o TTPS (Figura 84(b)), a microestrutura apresenta morfologia revenida. Esta situação tem sido associada a vários carbonetos, dos quais podem-se destacar o M_6C , M_7C_3 e o $M_{23}C_6$. Na Figura 85 tem-se as curvas de formação de carbonetos relacionados ao aço ASTM A182 F22 na condição temperado e revenido (BAKER; NUTTING (1959) *apud* DAI; LIPPOLD, 2017). Considerando o TTPS de 6h à 677°C, representado na Figura 85 pelo ponto amarelo, verifica-se um favorecimento na formação de Fe_3C , Cr_7C_3 e Mo_2C . Dentre esses carbonetos citados, o Fe_3C e o M_7C_3 comumente encontrados na interface de juntas soldadas dissimilares, são particularmente sensíveis à fragilização por hidrogênio. Então, provavelmente a fragilização observada para a junta soldada, hydrogenada, esteja associada à presença desses carbonetos, no entanto, essa confirmação requer técnicas de caracterização de maior resolução como, por exemplo, a microscopia eletrônica de transmissão.

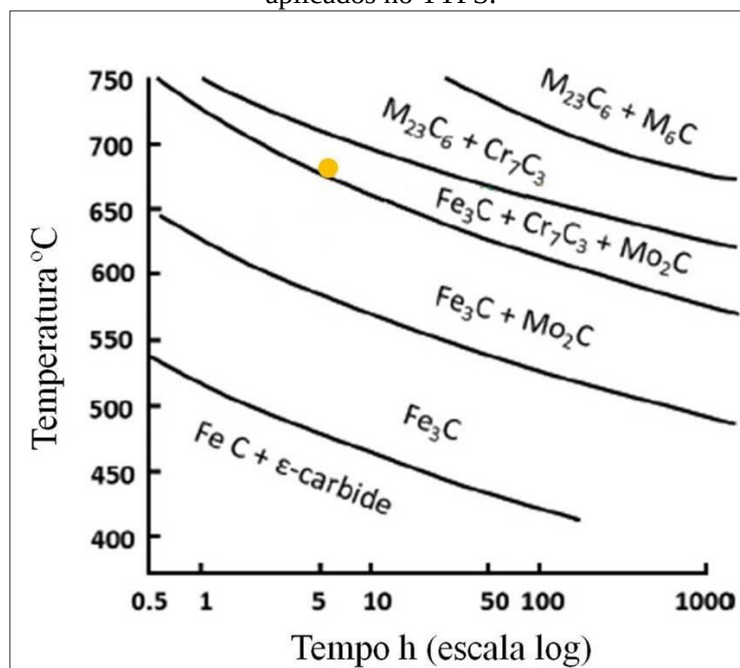
Figura 84 - Microestrutura, STN, da interface da solda de amanteigamento.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) sem TTPS (500x). (b) com TTPS (500x).

Figura 85 - Formação de carbonetos no aço ASTM A182 F22, com relação à temperatura e o tempo aplicados no TTPS.



Fonte: Baker e Nutting (1959 *apud* Dai; Lippold, 2017)

Ainda com relação à Figura 84(a) e (b), um fato que ficou bastante evidente ao longo de toda a linha de fusão (LF) da interface dissimilar foi a mudança na tonalidade da LF. Comparando-se as imagens, observa-se que, após o TTPS, a LF tornou-se mais escura, sugerindo um enriquecimento de carbono nesta região. Vale ressaltar que os resultados de microdureza pontual da Seção 4.5.2 apontam que a difusão do carbono esteve mais presente no metal de base.

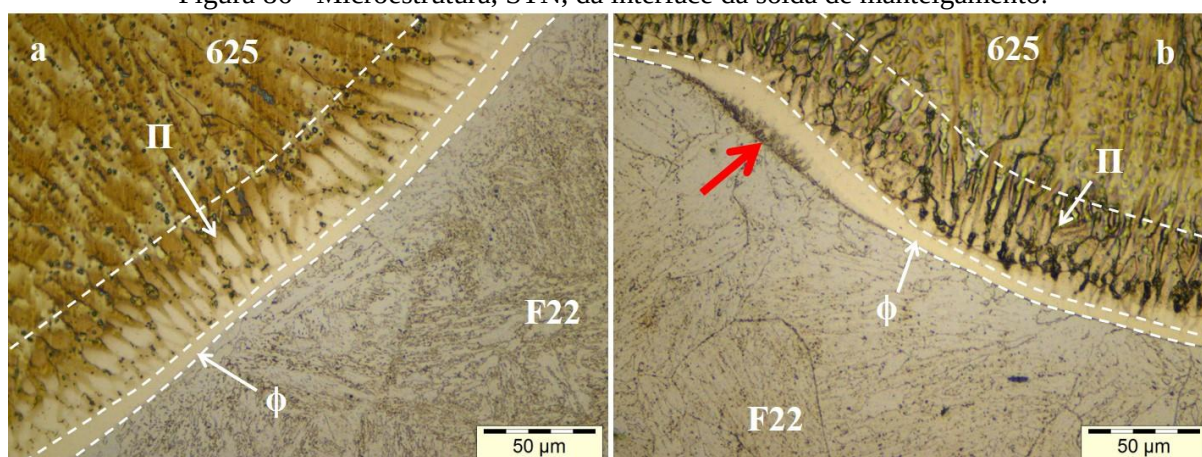
4.4.3 Zonas planar (Φ) e dendrítica celular (Π)

Na Figura 86, observa-se uma zona que se apresenta de forma contínua, sem contorno no seu interior e com microestrutural sugestiva da matriz CFC do Inconel 625. Vários trabalhos especificam estas características em relação à zona planar (Φ) como, por exemplo, Beaugrand, Smith e Gittos (2009), Fenske *et. al.* (2012), Alexandrov *et al.* (2012). A formação desta zona se deve à baixa taxa de solidificação e gradiente de alta temperatura entre o metal de solda líquido e o metal de base sólido (BOURGEOIS, 2015). Nas imagens da Figura 86(a) e (b), pode-se observar esta zona nas condições sem e com TTPS, respectivamente, nas quais verifica-se que, em termos de MO, ela não teve sua microestrutura afetada pelo TTPS.

Pela Figura 86, observa-se que a zona Φ esteve compreendida entre a estrutura dendrítica celular (linha tracejada superior) e a martensita descontínua (seta vermelha) ou a linha de fusão (linha tracejada inferior). A espessura desta zona variou e, de forma geral, teve dimensão de aproximadamente $10\mu\text{m}$. Esse resultado se aproximou do valor encontrado no trabalho de Oliveira (2013) ressaltando-se, porém, que a energia de soldagem empregada pelo autor foi inferior à utilizada no presente trabalho.

A redução da espessura da zona Φ inibe a formação de carbonetos do tipo Cr_7C_3 nesta zona, que podem surgir principalmente após TTPS prolongado (DODGE et al., 2014); consequentemente, a menor presença de carbonetos não favorece a fragilização por hidrogênio, uma vez que estes carbonetos podem agir como sítios aprisionadores de hidrogênio e podem se apresentar na interface dissimilar do aço ARBL-Inconel 625 (BEAUGRAND; SMITH; GITTOS, 2009). Então, a redução de espessura verificada corrobora as imagens de desvio da trinca (Figura 72) do material hidrogenado, pois o fato de a trinca de ensaio não se desenvolver na zona Φ reforça a ideia de que o carboneto M_7C_3 não se apresentou nessa região. Considerando que o tempo de TTPS empregado foi de 6 horas, bem como o fato de os autores Dodge et al. (2014) terem tratado a junta F22-Inconel 625 por 10 horas e, não observaram a formação deste carboneto, os resultados sugerem uma inibição e/ou falta de atuação deste carboneto que pode estar relacionada à falta de saturação de carbono, já que, no aço ASTM A182 F22, o teor desse elemento é reduzido.

Figura 86 - Microestrutura, STN, da interface da solda de manteigamento.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) sem TTPS (500x). (b) com TTPS (500x).

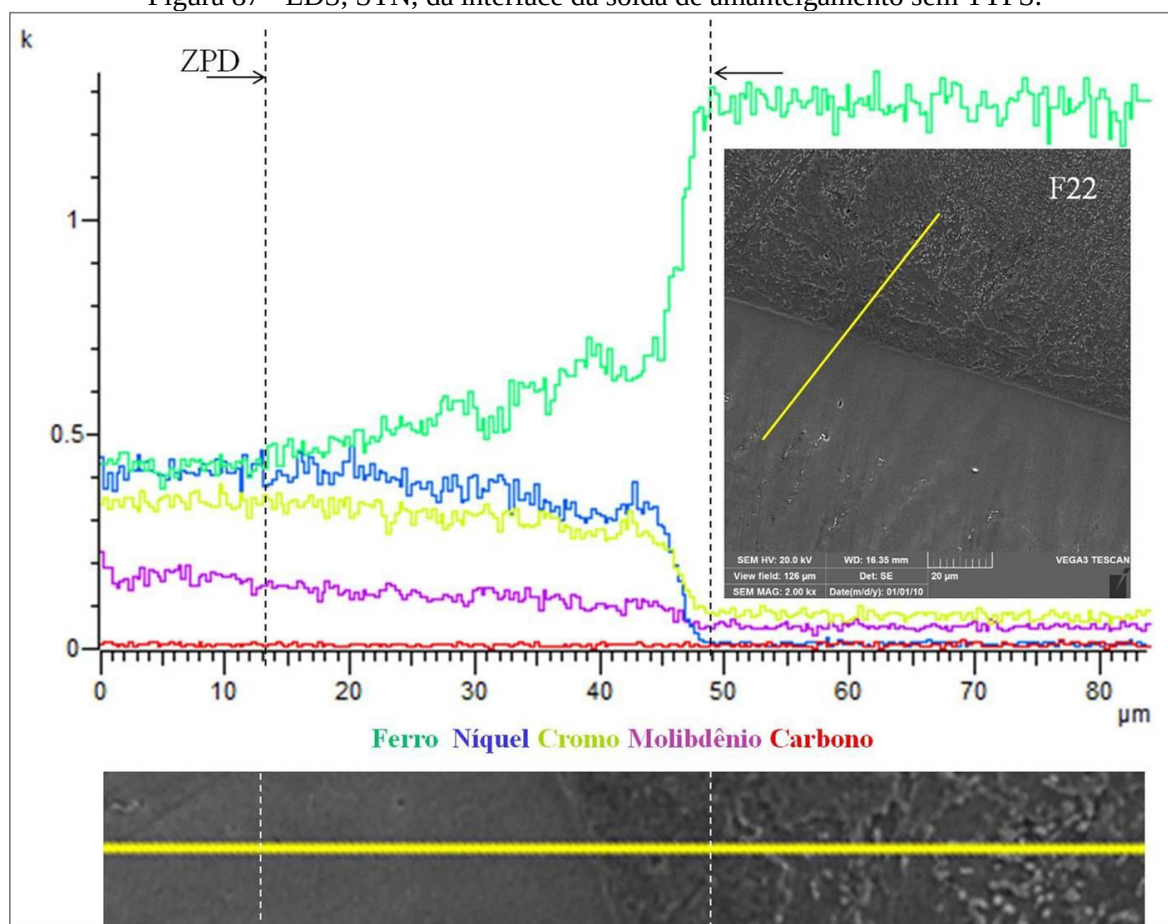
Ainda com relação às imagens da Figura 86(a) e (b), observa-se uma região na qual a zona dendrítica celular (II) está bem definida, localizada acima da zona Φ do lado do Inconel 625. A zona dendrítica celular se forma devido a uma alteração na taxa de solidificação e

gradiente de temperatura (BOURGEOIS, 2015). A estrutura dendrítica celular tende a apresentar carbonetos ricos em Nb e Mo que decoram os limites dendríticos (FENSKE et al., 2012).

Com o intuito de levantar a composição das zonas parcialmente diluídas (ZPDs), analisou-se, via EDS, o comportamento da composição química na interface dissimilar das soldas amateigadas nas condições sem e com TTPS. Os resultados estão representados nas Figuras 87 e 88 que são compostas por gráficos EDS obtidos para mapeamento em linha de acordo com as imagens SE. Em ambas as Figuras observa-se gradiente de composição das ZPDs delimitado pelas linhas tracejadas.

Inicialmente, no trecho de 13 à 43 μm da Figura 87, verifica-se que o aumento de Fe apresentou um gradiente mais brando, sendo acompanhado por reduções de Ni, ao passo que o Cr e Mo praticamente não apresentaram alterações. No ponto à 43 μm , observa-se que a zona parcialmente diluída apresenta teor de níquel próximo ao do metal de solda sem diluição (trecho de 0 à 13 μm).

Figura 87 - EDS, STN, da interface da solda de amateigamento sem TTPS.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Na imagem de SE ampliada e apresentada abaixo do gráfico, verifica-se que o comportamento do Fe nesse trecho de 13 à 43 μm compreende toda a zona Φ e, parte da zona Δ . Com relação à zona Φ , essa presença de Fe já era esperada, tendo em vista que é bastante citada na literatura em trabalhos que empregam o processo de soldagem MIG para aços ARBL e Inconel 625. Karjalainen (1979 *apud* DODGE et al., 2014) associa a presença de Fe na zona Φ ao fato de que as maiores alterações de composição ocorrem em regiões de solidificações planares, em comparação com as áreas dendríticas celulares (II).

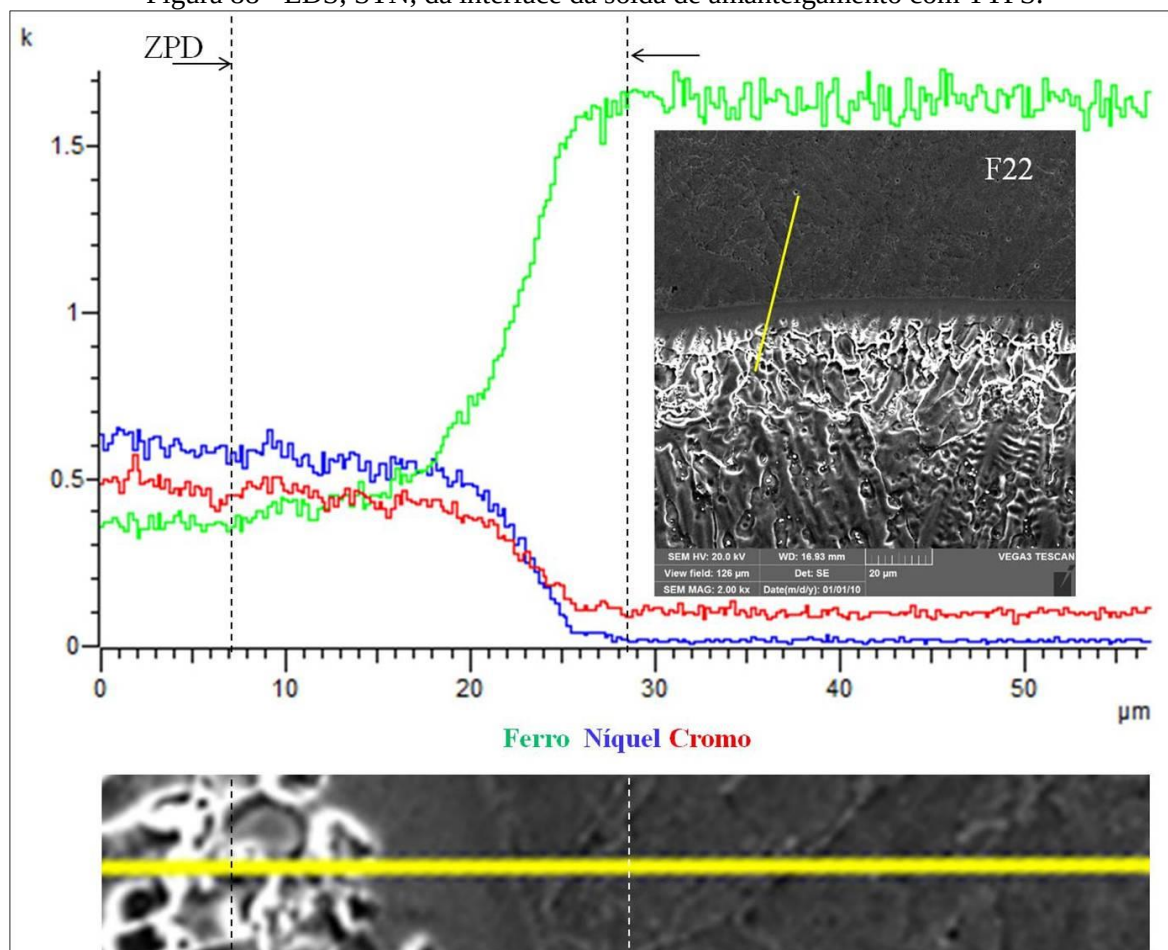
Com relação ao trecho de 43 à 49 μm da Figura 87, observa-se um aumento íngreme de Fe, enquanto o Ni e o Cr se comportam de maneira contrária. Já o Mo apresenta uma redução muito discreta. Correlacionando o gráfico com a imagem SE da ampliação da linha de mapeamento, verificam-se duas informações importantes: A primeira é o fato de o trecho citado também estar associado à zona Δ da ZTA do metal de base; desta forma, observa-se que a diluição entre MB e MS, ocorre antes da linha de fusão. Soysal et al (2016) associa o gradiente de composição na interface dissimilar, à mistura parcial entre o metal de base líquido e a poça de fusão que, dentre outros mecanismos, pode estar associado ao fenômeno de convecção nessa mistura. A segunda informação, é o fato de o processo de soldagem ter promovido um elevado teor de Cr na zona Δ , apoiando a discussão apresentada na Seção 4.4.2 quanto à presença do carboneto Cr_7C_3 no aço ASTM A182 F22. É importante destacar que os autores Fenske (2010) e Dodge (2014) verificaram elevado teor de cromo e molibdênio na zona Φ , e comprovaram a presença desses elementos em carbonetos do tipo M_7C_3 após o TTPS.

Por fim, os trechos de 0 a 13 μm e de 49 a 80 μm correspondem, respectivamente, às regiões do MS e do MB cujas composições não sofreram misturas parciais significativas, prevalecendo a composição original. Apesar de o gráfico apresentar a curva referente ao carbono, ele foi desconsiderado. O motivo foi a falta de acurácia da técnica para a detecção desse elemento.

Com relação ao resultado do EDS da solda de amanteigamento na condição com TTPS, Figura 88, para o trecho de 15 à 28 μm verificou-se gradientes de composições similares ao do material como soldado, comprovando a ocorrência de diluição nas zonas Δ e Φ . No trecho de 7 à 15 μm observa-se gradiente de composição brando na zona dendrítica celular (II), cujo ataque eletrolítico permitiu melhor revelação. Conforme citado anteriormente, alguns autores como Beaugrand, Smith e Gittos (2009) mencionam que as zonas Φ e II constituem as ZPDs. Ainda com relação à Figura 88, similar ao material como soldado, a presença de um teor de Cr mais elevado na zona Δ também foi verificado após o

TTPS. Considerando que a difusão do carbono é favorecida durante este tratamento, este resultado reforça a presença do carboneto Cr_7C_3 no aço ASTM A182 F22, principalmente nas proximidades da linha de fusão.

Figura 88 - EDS, STN, da interface da solda de amanteigamento com TTPS.

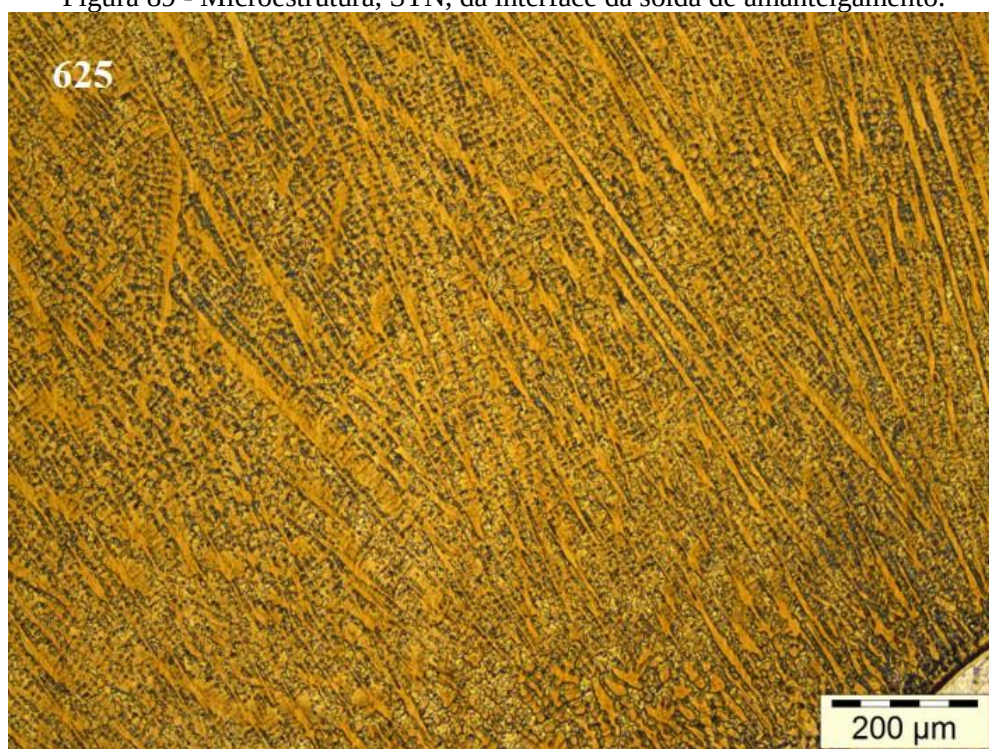


Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

4.4.4 Zona colunar

Na Figura 89 tem-se a região do Inconel 625, sem diluição do metal de base, cuja granulação se apresenta fortemente orientada com a direção da soldagem e apresentando microestrutura com características dendríticas colunares. Na literatura, menciona-se a presença de precipitados de Nb e Mo nas regiões interdendríticas (DODGE et al., 2014).

Figura 89 - Microestrutura, STN, da interface da solda de amanteigamento.



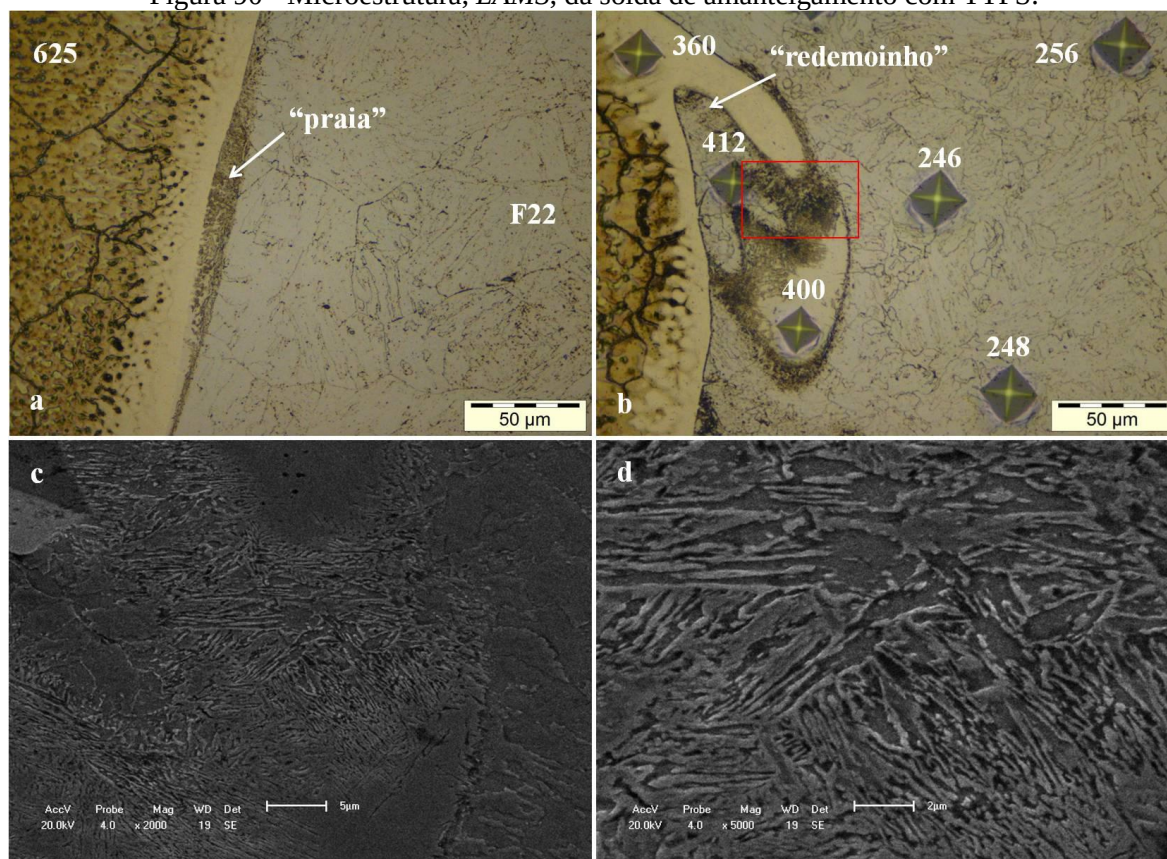
Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) sem TTPS (500x). (b) com TTPS (100x).

4.4.5 Zona M

A seguir, são apresentadas as imagens de microscopia óptica da solda de amanteigamento com TTPS, utilizando amostras *LAMS*, através das Figuras 90(a) e (b). Estas revelam a existência de macrosegregação, evidenciada por regiões escuras, no lado do metal base, conhecidas como zonas M. Estas zonas caracterizam-se pela similaridade microestrutural com o metal de base, tendo a presença bastante significativa de martensita. Dentre as formas de apresentação da zona M, Figuras 90 (a) e (b), observou-se uma predominância dos tipos "praias" e "redemoinhos", bastante definidas. Os autores Dodge et al. (2014) e Fenske *et. al.* (2012) mencionam que esse tipo de formação, independentemente do TTPS, é decorrente dos parâmetros de soldagem.

Figura 90 - Microestrutura, LAMS, da solda de amanteigamento com TTPS.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

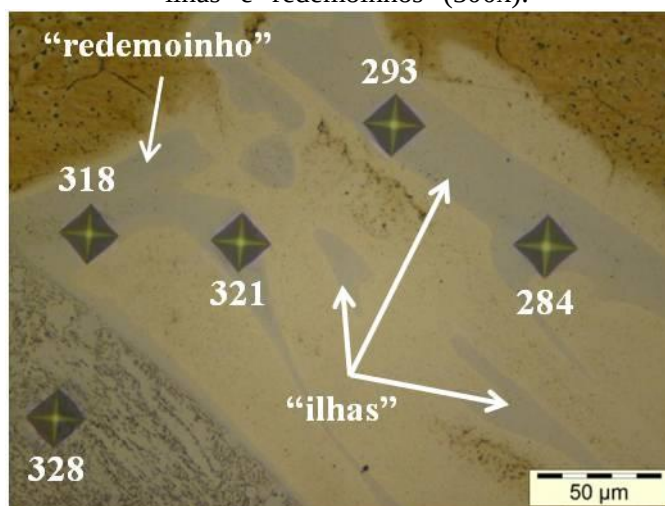
Notas: (a) MO de "praia" (500x). (b) MO de "redemoinho" (500x). (c) e (d) MEV da região compreendida pelo retângulo vermelho, respectivamente (2000x) e (5000x).

Nas imagens MEV da Figura 90(c) e (d), que correspondem à região do retângulo vermelho da Figura 90(b), verificam-se microestruturas alongadas, sugestiva de formação martensítica não revenida. Os valores de microdureza vickers nas proximidades dessa microestrutura (Figura 90b)), foram de aproximadamente 400 $HV_{0,1}$, que são compatíveis com esse tipo de formação. Os autores Dai e Lippold (2018b) observaram a presença de martensita não revenida nas ZPDs de amostras do aço 8630 tratadas acima de 600 °C, sendo essa formação justificada pela ocorrência da transformação austenítica durante o TTPS. Estes verificaram que, mesmo em taxas de resfriamento muito baixas, esta martensita se formava e exibiam níveis de dureza em torno de 330 a 450 VHN.

Vale salientar que a microestrutura martensítica não foi observada na solda de amanteigamento sem TTPS. As formações do tipo "praias", "redemoinhos" e "ilhas", estas duas últimas destacadas na Figura 91, apresentaram-se com microestrutura, sem contornos no seu interior e com tonalidade semelhante à coloração da microestrutura ferrítica. No entanto, os valores de microdureza dessas formações ficaram próximos a 300 $HV_{0,1}$, conforme exemplos apresentados na Figura 91. Desta forma, na solda de amanteigamento sem TTPS, os

resultados sugerem a presença de austenita retida nos "redemoinhos", "praias" e "ilhas". Provavelmente, o menor teor de carbono do aço ASTM A182 F22 tenha gerado uma diluição na região dessas formações que, juntamente com a velocidade de resfriamento, tenham favorecido a estabilização da austenita retida à temperatura ambiente.

Figura 91 - Microscopia óptica, LAMS, da solda de amanteigamento sem TTPS com formações em "ilhas" e "redemoinhos" (500x).



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

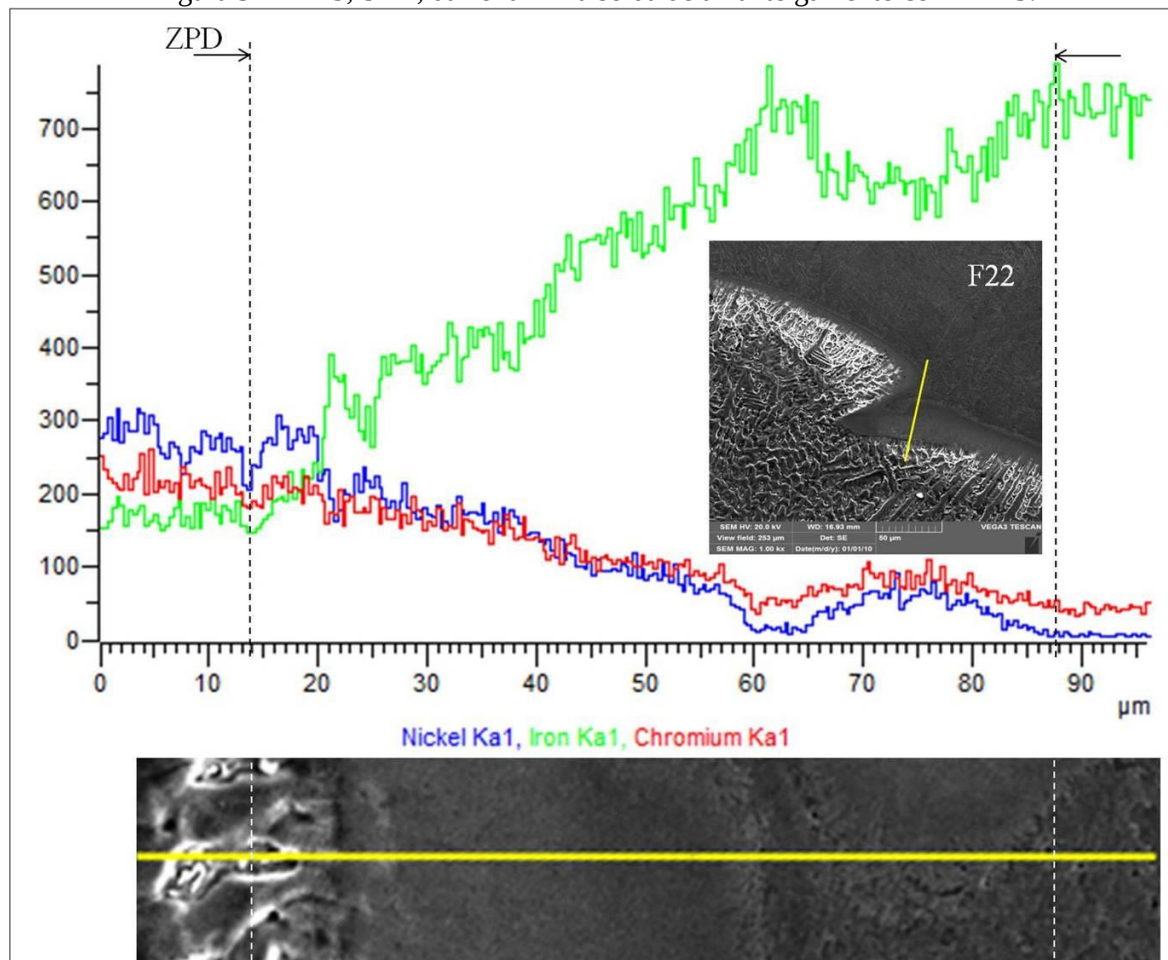
Os autores Alexandrov et al. (2012) e Dodge et al. (2014) observaram que o reduzido teor de níquel gera uma redução da força motriz que estabiliza a austenita e, juntamente com o alto teor de carbono do forjamento, cria-se um cenário em que é favorável a formação martensítica. Então, considerando o significativo teor de níquel verificado no EDS (Figura 87), bem como o baixo teor de carbono do aço ASTM A182 F22, tem-se um cenário favorável à estabilização da austenita à temperatura ambiente.

Quanto à formação martensítica, verificada após o TTPS de 6h à 677°C, pode ter sido decorrente de uma saturação de carbono na austenita retida, promovendo a formação martensítica com o resfriamento ao ar. Os autores Fenske et al. (2011) citam que o elevado teor de Ni pode reduzir a temperatura A_{C1} , tornando-a inferior à temperatura de TTPS, favorecendo a reaustenização nas ZPDs descontínuas com microestrutura do metal base, e, consequentemente, gerando martensita não revenida após o resfriamento.

Com o intuito de verificar uma possível diluição na zona M, fez-se a análise de EDS dessa zona, conforme a Figura 92, que comprovou a presença dessa diluição. Por fim, os resultados de EDS apresentados indicam que a ZPD está composta pelas zonas Δ , Φ , Π e M. Com exceção da zona Δ , as outras três zonas citadas estão de acordo com a definição adotada por Beaugrand, Smith e Gittos (2009). É importante ressaltar que as mudanças

composicionais, dentro dessas zonas, têm sido consideradas independentes da duração do TTPS, indicando que ela ocorre durante o processo de soldagem (FENSKE et al., 2012).

Figura 92 - EDS, STN, da zona M na solda de amanteigamento com TTPS.



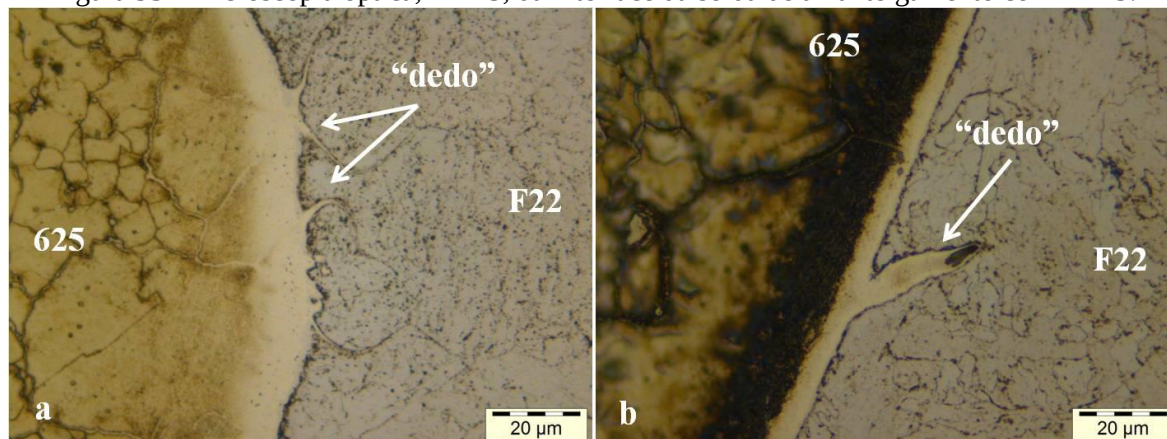
Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

4.4.6 Outras formações

A seguir, são apresentadas duas formações e suas respectivas denominações, que foram obtidas a partir da seção ampliada via técnica *LAMS*. A primeira é visualizada nas imagens da Figura 93, e têm recebido a denominação de "dedos", e correspondem à penetração do MS no MB. Vários autores, dentre outros Alexandrov et al. (2012), caracterizaram a microestrutura dessa formação como austenítica, semelhante à da zona planar. Apesar das formações estarem presentes no material com TTPS, Fenske et al. (2013) atribuem a presença destas formações ao processo de soldagem e não ao TTPS. Esses autores observaram, durante a solidificação, gradientes de temperatura muito íngremes na zona de crescimento planar (Φ) de modo que, durante a solidificação, o líquido que pode ter uma

temperatura menor do que a fase sólida, juntamente com a convecção da poça de fusão, podem promover a penetração e solidificação dos "dedos".

Figura 93 - Microscopia óptica, *LAMS*, da interface da solda de amanteigamento com TTPS.



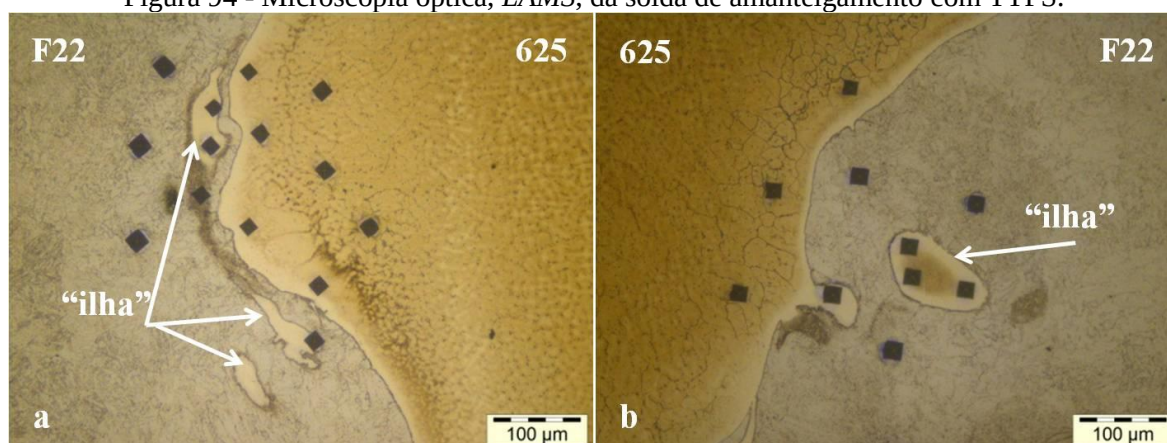
Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) e (b) MO com "dedos" (1000x)

A outra formação observada, na junta soldada aqui estudada, foram as "ilhas" apresentadas na Figura 94 que, diferentemente daquelas especificadas na Figura 91, apresentaram microestrutura do MS sendo circundado pelo MB. É importante destacar que conforme apresentado na Figura 13 a visualização de "ilhas" e "redemoinhos" pode ser influenciada pela direção de corte da amostra.

De qualquer forma, a formação observada sugere a presença do mecanismo I, no qual $T_{LW} < T_{LB}$ conforme a Figura 11, de macrosegregação em soldagem de metal dissimilar para a condição na qual a temperatura líquida da poça de fusão é maior do que a temperatura líquida do metal de base. A presença desse mecanismo juntamente com a convecção da poça de fusão podem favorecer a formação da "ilha" caracterizada na Figura 94. Ainda com relação à referida figura, observam-se as indentações de microdureza que, juntamente com outros tipos de formação, serão apresentadas na próxima seção.

Figura 94 - Microscopia óptica, *LAMS*, da solda de amanteigamento com TTPS.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) MO com "ilhas" (200x). (b) MO com "dedos" e "ilhas" (200x).

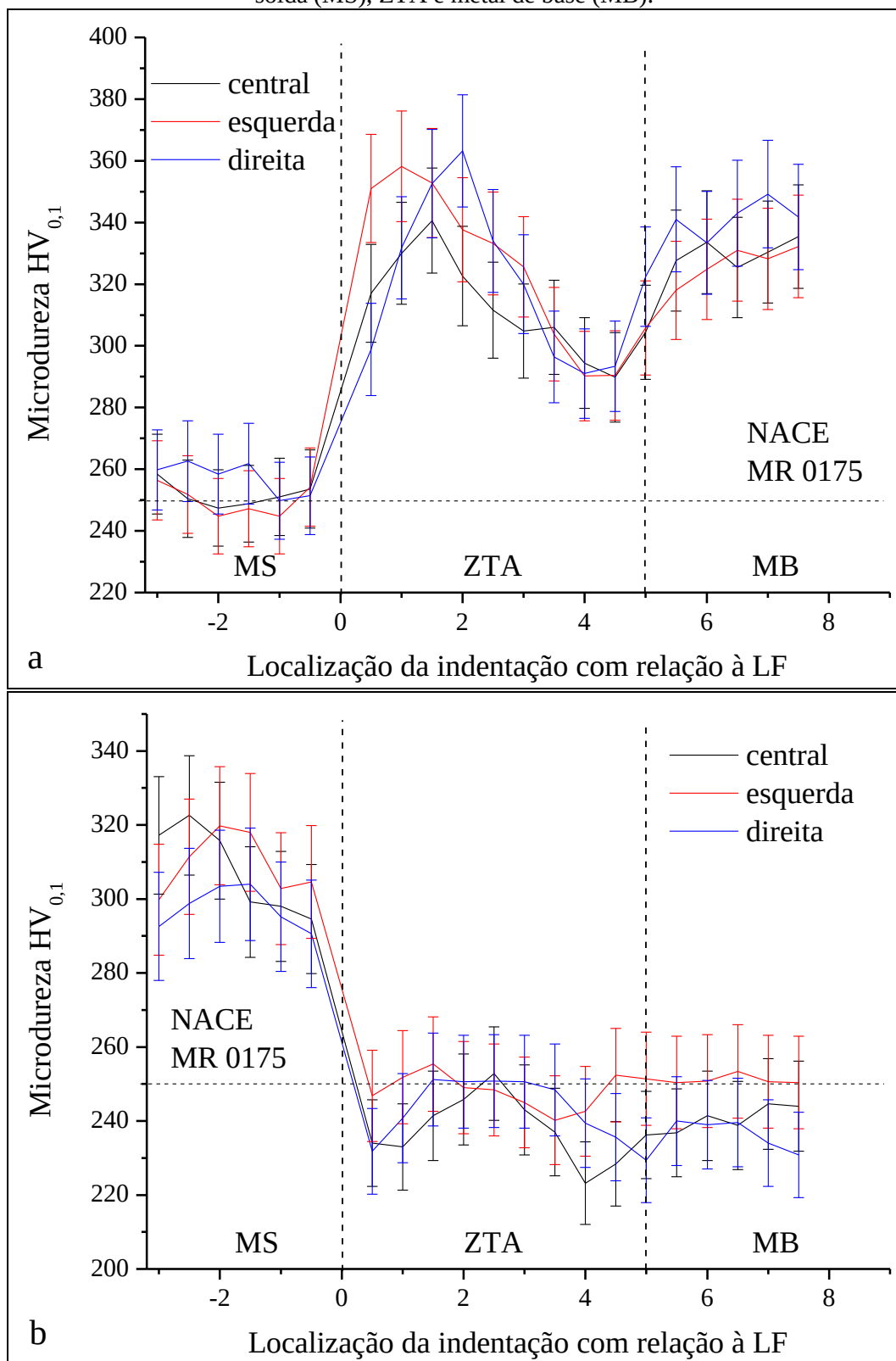
4.5 Microdureza

Analogamente ao desenvolvido nos ensaios de dureza, levantou-se a propriedade de microdureza, na seção transversal normal (STN), tanto para a solda de amanteigamento (sem e com TTPS), quanto para a junta soldada. Na Seção 3.4.2 tem-se os detalhes desse mapeamento. Complementando os resultados microestruturais, executou-se a microdureza pontual da solda de amanteigamento (sem e com TTPS), sendo as amostras agora extraídas pela técnica de microsecção de baixo ângulo (*LAMS*). A vantagem de se utilizar este método em relação ao método (STN) é o ganho na ampliação da zonas parcialmente diluídas (ZPDs), principalmente da zona planar (Φ) que, neste caso, apresentou-se bastante estreita. Esta ampliação permite que resultados de microdureza mais confiáveis sejam obtidos para as ZPDs, principalmente no nível $HV_{0,1}$.

4.5.1 Microdureza: Mapeamento

Nas Figuras 95(a) e (b), tem-se os perfis de microdureza, com confiança de 95%, para as amostras extraídas ao longo da STN da solda de amanteigamento sem e com TTPS, respectivamente.

Figura 95 - Perfis de microdureza Vickers, STN, da solda de amanteigamento nas regiões de metal de solda (MS), ZTA e metal de base (MB).



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) sem TTPS. (b) com TTPS.

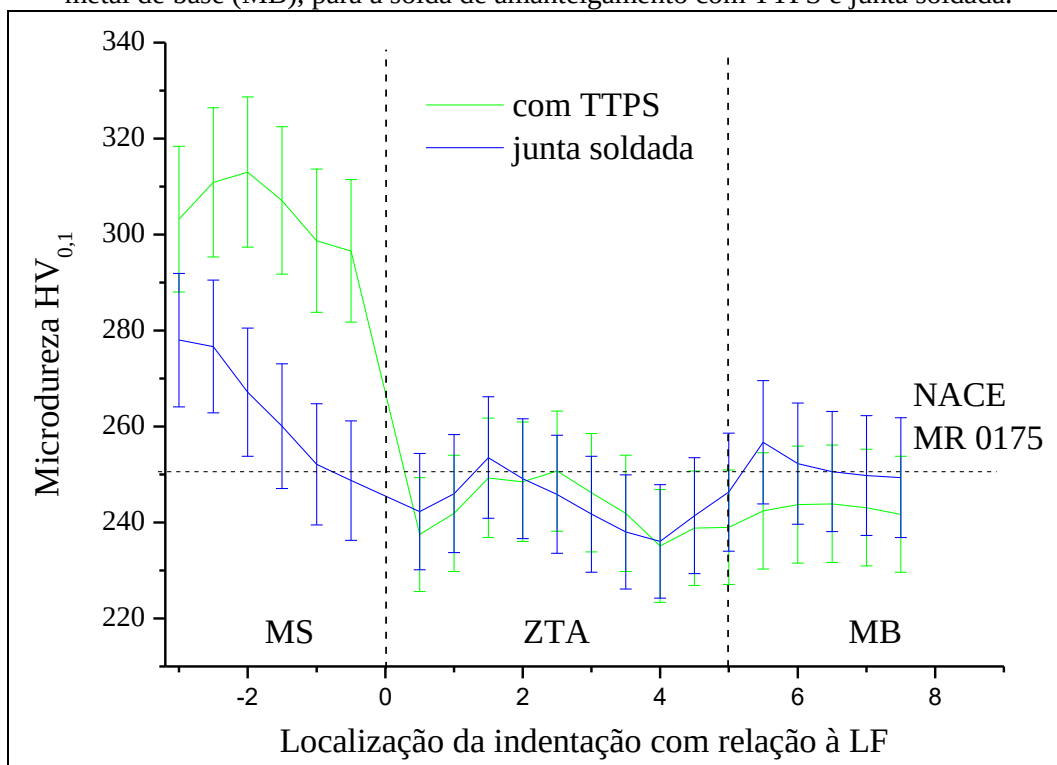
Na condição sem TTPS, Figura 95(a), os resultados de dureza do metal de solda nas três regiões analisadas (esquerda, central e direita) foram inferiores aos da ZTA e do metal de base. Nas três regiões, verifica-se um comportamento de dureza não homogêneo, sendo este fato mais acentuado na região da ZTA. No trecho entre 1 e 2 mm, Figura 95(a), verificam-se picos de dureza (valor mínimo de $340\text{HV}_{0,1}$) que podem estar associados à presença de um refinamento da estrutura da ZTA nesta região. Diferentemente dos trechos de 0 a 1mm e de 2 a 4,5mm que correspondem, respectivamente, às regiões nas proximidades da linha de fusão (LF) e de transição (ZTA – MB), que apresentaram ferrita com granulação grosseira.

Similarmente à condição sem TTPS, obtiveram-se os resultados de microdureza da solda de amanteigamento com TTPS, Figura 95(b). Os perfis de dureza obtidos comportaram-se de forma oposta, ou seja, enquanto a dureza reduziu na ZTA e MB, verificou-se um aumento no metal de solda. A heterogeneidade principalmente na ZTA manteve-se após o TTPS, no entanto, verificou-se uma redução significativa nos picos de dureza citados anteriormente, cujo valor máximo foi de $255\text{HV}_{0,1}$. Quando se considera a margem de erro de 5%, observa-se que os resultados de dureza da ZTA ficaram próximos do valor de $250\text{HV}_{0,1}$ especificados pela norma NACE MR 0175.

No intuito de se verificar a influência do aporte térmico da solda de união, principalmente na ZTA, levantou-se os perfis de microdureza da junta soldada, usando-se o mesmo procedimento adotado para a solda de amanteigamento. Os resultados dos perfis médios de microdureza são apresentados na Figura 96, para os perfis médios obtidos a partir da Figura 95(b) da solda de amanteigamento com TTPS.

Comparando-se os perfis de microdureza apresentados na Figura 96, verifica-se que a influência maior do aporte térmico da solda de união foi gerada na microdureza do MS, ao passo que na ZTA e MB os perfis apresentaram-se semelhantes mostrando que elas não foram afetadas.

Figura 96 - Perfis médios de microdureza Vickers, STN, das regiões de metal de solda (MS), ZTA e metal de base (MB), para a solda de amanteigamento com TTPS e junta soldada.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

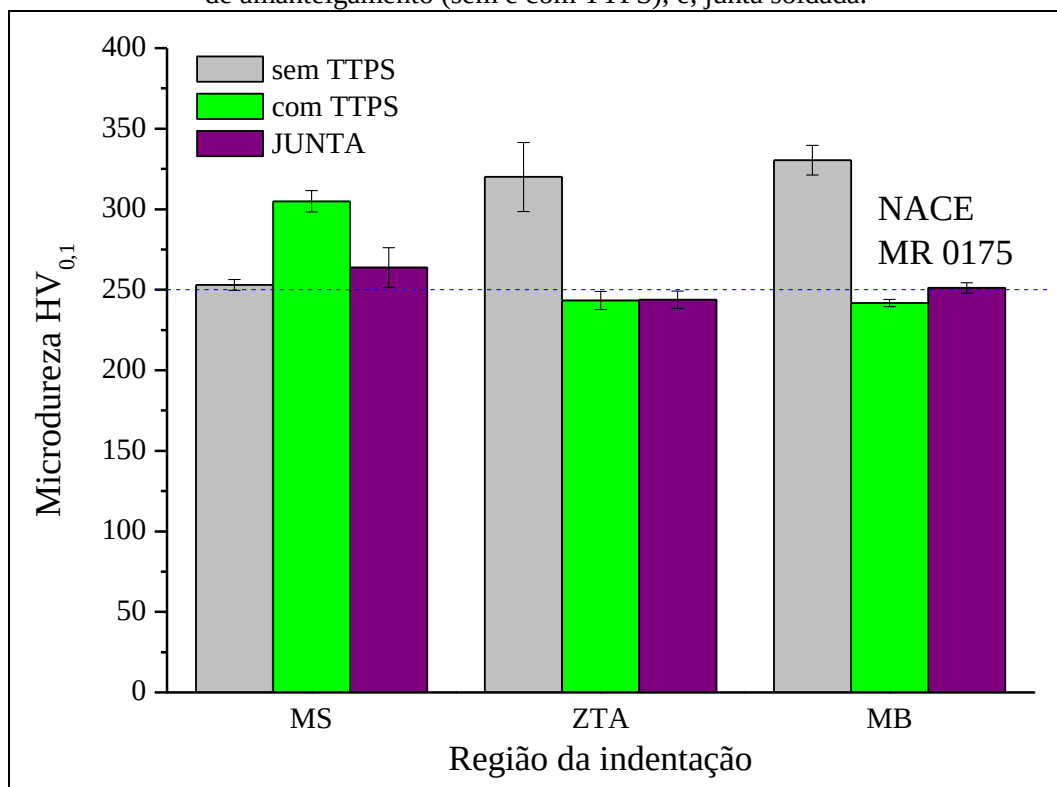
A partir dos resultados apresentados nas Figuras 95 e 96, calcularam-se os valores médios e desvios padrões para as regiões do MS, ZTA e MB, cujos resultados são apresentados na Figura 97 e na Tabela 24.

Com relação ao MS (Figura 97) observou-se um aumento de 17% no valor médio de dureza, sugerindo que o TTPS tenha promovido o endurecimento por precipitação. Quando se considera o valor de dureza médio do MS para a junta soldada verifica-se uma redução 13% em relação à condição com TTPS. Essa redução indica que o aporte térmico de soldagem não favoreceu a precipitação de carbonetos nessa região.

Para a região da ZTA (Figura 97) pode-se observar que, em termos de valores médios, o TTPS permitiu uma redução da dureza em 25% onde, apesar dos picos de dureza verificados nas Figuras 95(b) e 96, os valores médios ficaram abaixo de 250HV dentro, portanto, das recomendações da norma NACE MR0175. Pela Figura 97 pode-se observar que a ZTA da solda de amanteigamento com TTPS e da junta soldada comportaram-se de maneira similar. Por fim, os valores médios para a região do MB (Figura 97) comportaram-se de maneira semelhante aos da ZTA, sendo verificada uma pequena elevação dos resultados no MB da junta soldada.

De forma geral os resultados de microdureza apresentaram-se bastante alinhados com os resultados de macrodureza, Seção 4.2.1, bem como demonstraram que o aporte térmico da solda de união ficou presente no MS, não atingindo a ZTA.

Figura 97 - Microdureza média e desvio padrão, STN, para as regiões do (MS), ZTA e (MB), da solda de amanteigamento (sem e com TTPS), e, junta soldada.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Tabela 24 - Resultado das Figuras 95 e 96

Região	Sem TTPS	Com TTPS	Junta soldada
MS	252,9 ± 3,43	304,9 ± 6,59	263,8 ± 12,29
ZTA	325,6 ± 16,28	243,9 ± 5,71	244,1 ± 5,75
MB	323,6 ± 19,75	241,3 ± 2,37	249,9 ± 4,59

Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

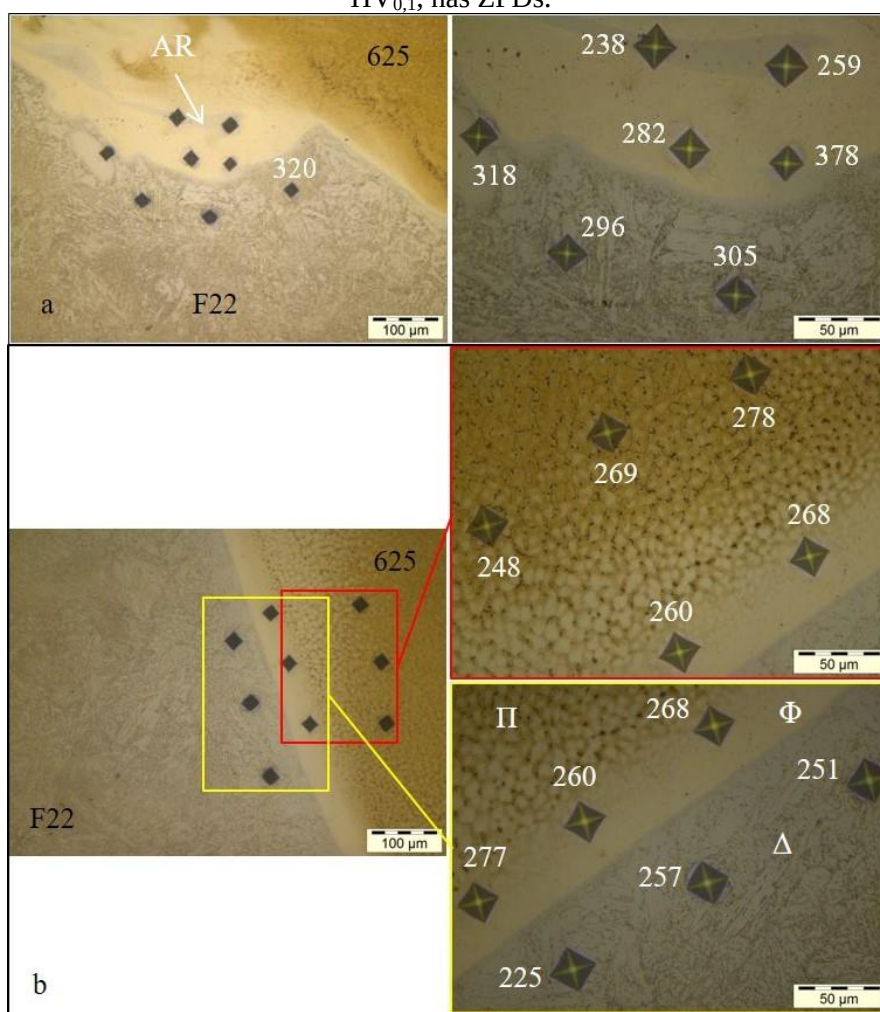
4.5.2 Microdureza: pontual

Nas Figuras 98 a 103, apresentam-se alguns exemplos das microdurezas pontuais que foram levantadas nas ZPDs para a solda de amanteigamento nas condições sem e com TTPS. As amostras em ambas as condições foram extraídas pela técnica *LAMS* que, como já citado, mostrou-se bastante eficiente no processo de ampliação das ZPDs. A técnica de baixo ângulo resultante dessa técnica possibilitou uma ampliação de aproximadamente 8 vezes, e consequentemente, a impressão de indentações HV_{0,1} tanto na zona Φ quanto nas zonas M da

interface dissimilar. A importância do emprego da técnica *LAMS* na caracterização microestrutura de soldas dissimilares foi destacada por vários autores como, por exemplo, Bourgeois (2015) e Alexandrov et al. (2012). Por fim, vale salientar que, no presente trabalho, essas zonas mostraram-se estreitas, o que deixou a técnica STN bastante limitada na caracterização microestrutura.

Nas imagens da Figura 98(a) e 98(b) observa-se que os resultados de microdureza da zona Δ , do material como soldado, apresentaram-se dispersos com valores mínimo e máximo valendo, respectivamente, 225 e 318 $HV_{0,1}$. Este aumento foi uma consequência direta da presença de zona M descontínua, onde valores próximos de 300 $HV_{0,1}$ foram verificados na zona Δ que estava localizada nas proximidades da zona M (Figura 98(a)). Por outro lado, nas regiões com predominância da zona Φ contínua (Figura 98(b)) observaram-se valores próximos a 250 $HV_{0,1}$.

Figura 98 - Microscopia óptica, *LAMS*, da solda de amanteigamento sem TTPS, com indentações $HV_{0,1}$, nas ZPDs.

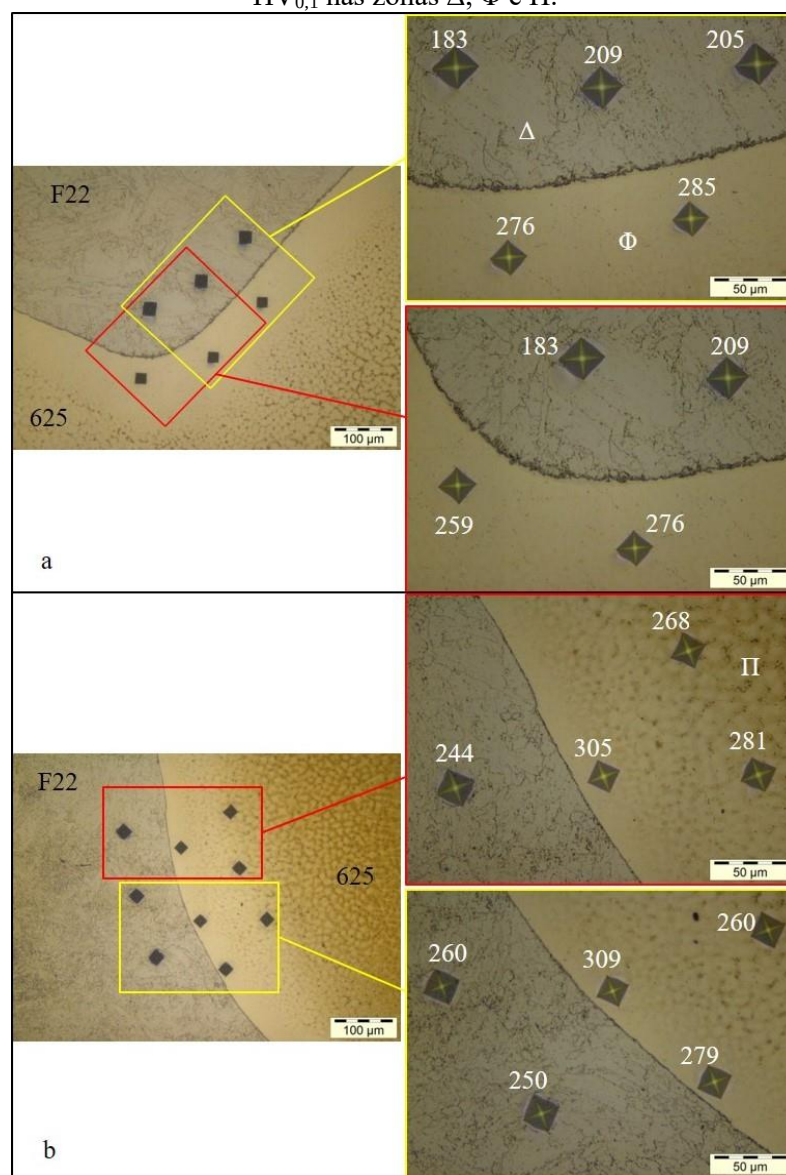


Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) zonas Δ , AR e Π . (b) zonas Δ , Φ e Π .

Após o tratamento térmico, Figura 99(a) e (b), a zona Δ apresentou resultados de microdureza com discreta redução na dispersão, sendo os valores mínimo e máximo, respectivamente, 183 e 260 $HV_{0,1}$. Conforme se observa na Figura 99, os valores citados correspondem às regiões próximas da zona Φ contínua. A microdureza pontual da zona Δ , nas proximidades da zona M descontínua, Figura 100, apresentou-se menos dispersa e com valores próximos a 250 $HV_{0,1}$. Os resultados demonstram que a zona Δ , mesmo com o TTPS, tem microestrutura bastante heterogênea, mas, de forma geral, a dureza dessa zona atende ao critério de 250HV da norma NACE MR0175.

Figura 99 – Microscopia óptica, LAMS, da solda de amanteigamento com TTPS, com indentações $HV_{0,1}$ nas zonas Δ , Φ e Π .



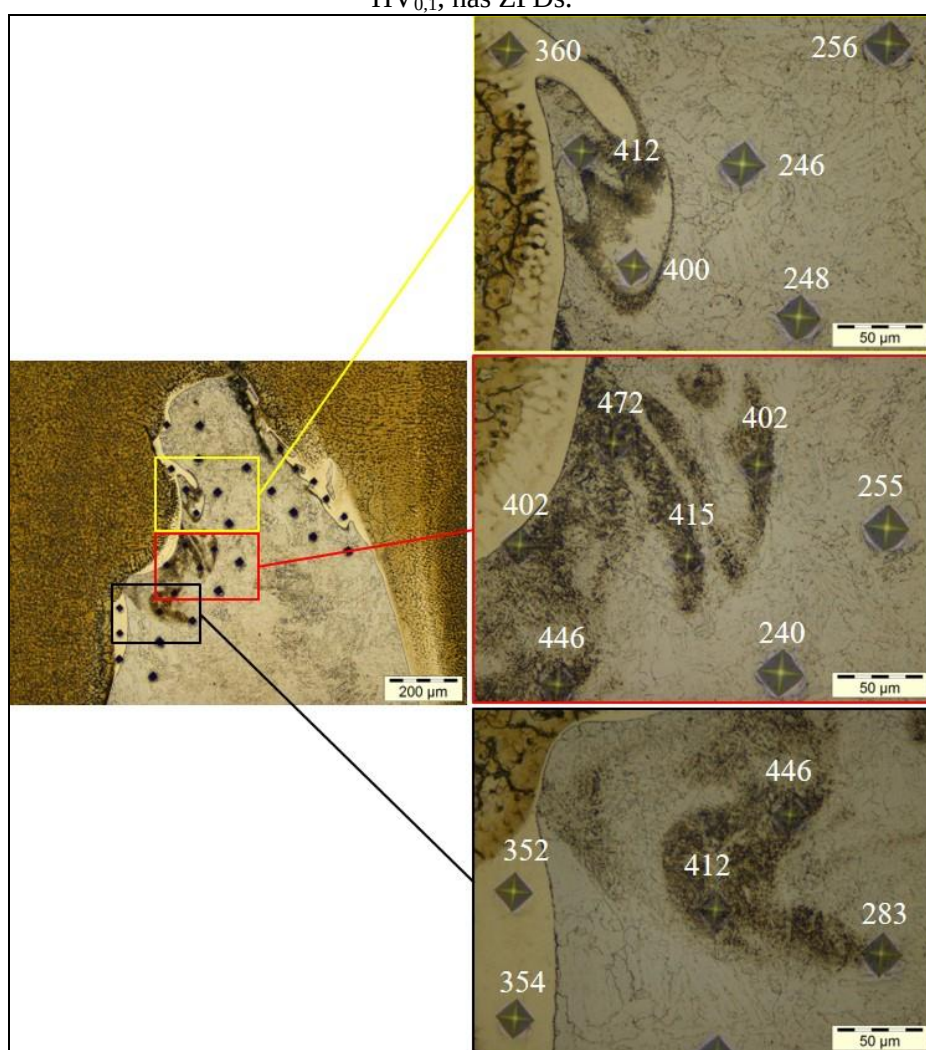
Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Notas: (a) nas zonas Δ e Φ . (b) nas zonas Δ e Φ e Π .

Ainda com relação às Figuras 98 e 99 observam-se, também, alguns dos resultados de microdureza pontual para a zona Φ nas condições sem e com TTPS, respectivamente. Na condição como soldado, os valores mínimo e máximo foram, respectivamente, 260 e 282 $HV_{0,1}$. Ao passo que, após o TTPS, observaram-se valores mínimo e máximo, 259 e 309 $HV_{0,1}$, respectivamente. Os resultados apresentados indicam um aumento na dispersão para a junta soldada com TTPS.

Por fim, nas Figuras 98(b) e 99(b), tem-se ainda os resultados de microdureza da zona II, onde se verifica que a dispersão dos resultados também é reduzida. Para a condição como soldado, o valor da microdureza mínimo foi de 248 $HV_{0,1}$ e o máximo de 278 $HV_{0,1}$. Por outro lado, após o TTPS, observaram-se valores mínimo e máximo de 260 e 281 $HV_{0,1}$, respectivamente. Desta forma, para os resultados apresentados, verifica-se uma redução discreta na dispersão dos resultados para o material com TTPS.

Figura 100 - Microscopia óptica, LAMS, da solda de amanteigamento com TTPS, com indentações $HV_{0,1}$, nas ZPDs.

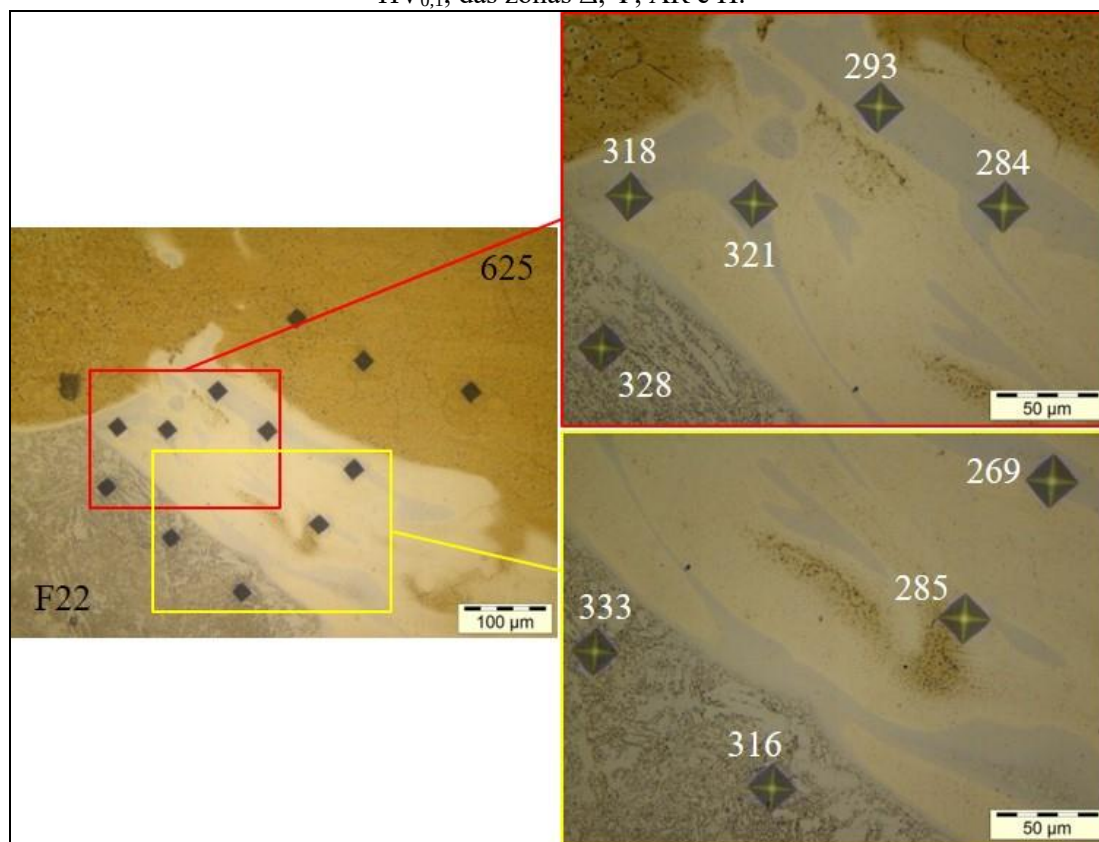


Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Na Figura 100, verificam-se, na ZTA, regiões com microestrutura escura que, em alta ampliação, demonstrou-se tratar de formação martensítica (Figura 90). Alguns valores de microdureza pontual destas regiões escuras, apresentadas na Figura 100, são superiores a 400HV_{0,1} compatíveis, pois, com a dureza da microestrutura martensítica. Desta forma, os resultados das Figuras 90 e 100 comprovam a presença desta microestrutura na junta soldada desenvolvida. Ainda com relação a Figura 100 observa-se que, em torno desta microestrutura, os resultados de microdureza estão próximos do limite máximo de 250 HV_{0,1} recomendado pela norma NACE MR 0175 para a ZTA. Também se verificaram os maiores valores de microdureza da zona Φ nas proximidades desta microestrutura. Assim, essas observações reforçam a ocorrência de uma difusão de carbono não homogênea no entorno da linha de fusão, gerando regiões tanto com microestrutura frágeis quanto dúcteis.

Na Figura 101 tem-se alguns exemplos de microdureza para formações do tipo "redemoinhos", "praias" e "ilhas" da solda de amanteigamento como soldada, com microestrutura sugestiva de austenita retida e, cujos valores de microdureza ficaram próximos a 300 HV_{0,1}. Provavelmente, a associação entre o maior teor de níquel e o menor teor de carbono do aço ASTM A182 F22 tenham gerado uma diluição na região dessas formações que, juntamente com a velocidade de resfriamento, favoreceram a estabilização da austenita retida à temperatura ambiente.

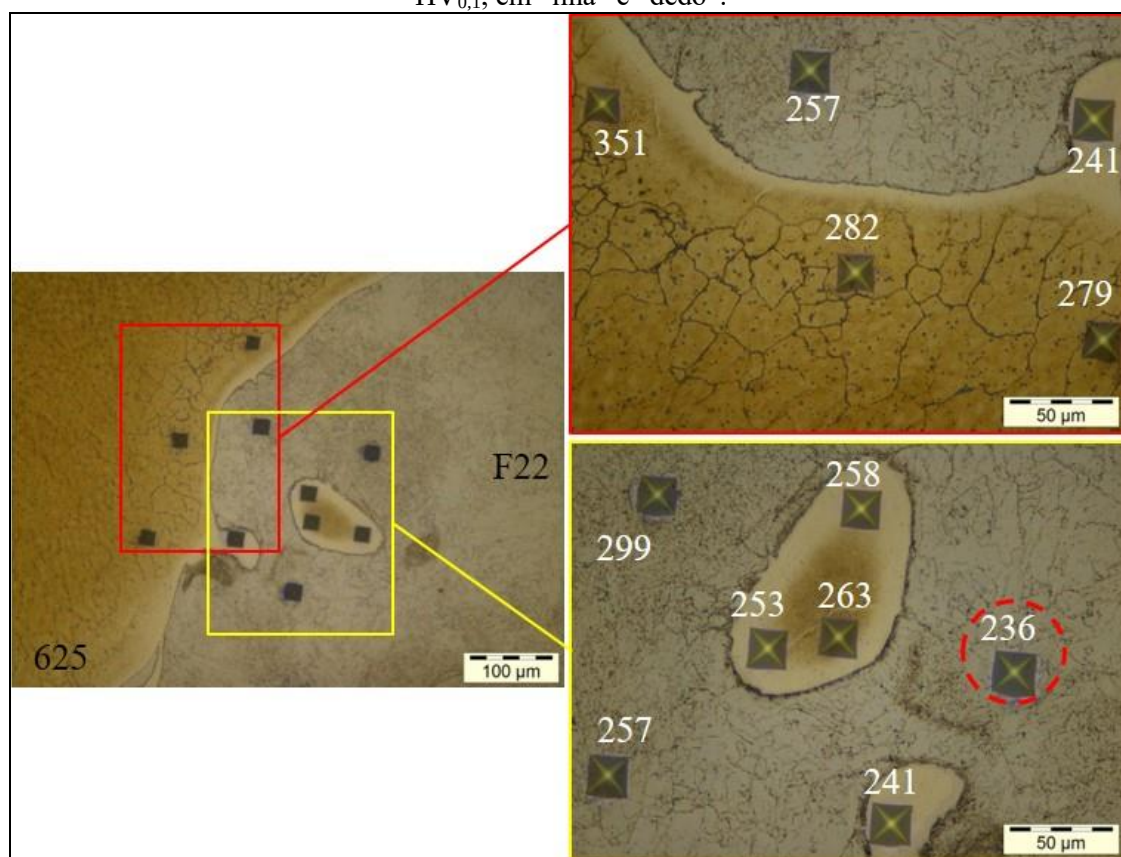
Figura 101 - Microscopia óptica, *LAMS*, da solda de amanteigamento sem TTPS, com indentações de $HV_{0,1}$, das zonas Δ , Φ , AR e Π .



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

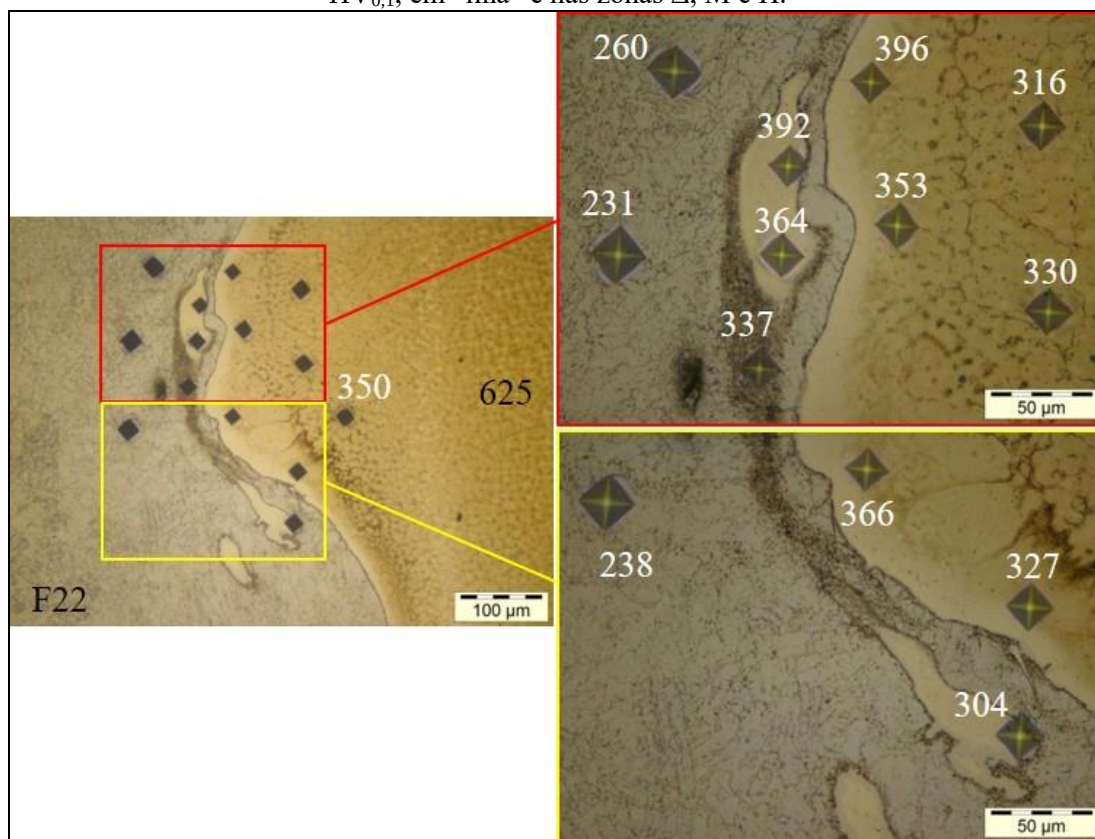
As Figuras 102 e 103 apresentam os resultados de microdureza pontual nas regiões de "ilhas" e "dedo" para a solda de amanteigamento com TTPS. Na Figura 102, observa-se que, nas zonas (Δ e Π) circunvizinhas às "ilhas" e os "dedos", os resultados de microdureza foram superiores a 250 $HV_{0,1}$, exceto o valor de 236 $HV_{0,1}$ em destaque. No caso das "ilhas" apresentadas na Figura 103, encontraram-se valores superiores a 300 $HV_{0,1}$ nas proximidades das "ilhas" e na zona Π , ao passo que, com relação à zona Δ , os resultados obtidos aproximaram-se de 250 $HV_{0,1}$. Considerando-se que na Figura 103, proporcionalmente, há maior presença de regiões escuras sugestivas da microestrutura martensítica, a superioridade dos resultados de microdureza nessa região é mais um indicativo da presença da referida fase.

Figura 102 - Microscopia óptica, *LAMS*, da solda de amanteigamento com TTPS, com indentações de $HV_{0,1}$, em “ilha” e “dedo”.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

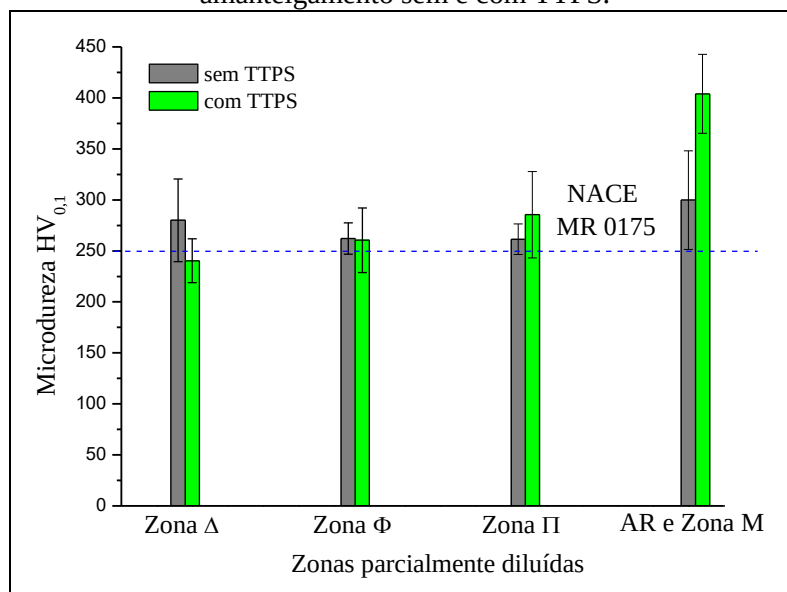
Figura 103 - Microscopia óptica, *LAMS*, da solda de amanteigamento sem TTPS, com indentações de $HV_{0,1}$, em “ilha” e nas zonas Δ , M e Π .



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Conforme citado anteriormente, os resultados de microdureza pontual apresentados até o momento, exemplificam o levantamento executado. Este foi motivado pelo fato de o histórico de falhas das juntas soldadas dissimilares ter sido bastante associado às ZPDs, principalmente as zonas Δ , Φ e M. Como a zona M e a austenita retida (AR) se apresentaram descontínua e limitada, realizaram-se apenas 7 indentações. Já para as zonas Δ , Φ e Π executaram-se 22, 15 e 12 indentações, respectivamente. No gráfico da Figura 104, tem-se o valor médio de microdureza pontual, juntamente com o desvio padrão, para as zonas citadas, nas condições sem e com TTPS. Os dados que originaram esse gráfico podem ser verificados na Tabela 25.

Figura 104 - Valores de microdureza média e desvio padrão, *LAMS*, para ZPDs de solda de amanteigamento sem e com TTPS.



Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Tabela 25 - Valores médios e desvio padrão dos ensaios de microdureza (HV_{0,1})

Zonas	Sem TTPS	Com TTPS
Δ	280,0 ± 40,6	240,4 ± 21,6
Φ	262,1 ± 15,3	260,5 ± 31,6
Π	261,4 ± 14,9	285,5 ± 42,3
AR e M	299,9 ± 48,3	404 ± 38,6

Fonte: Dados da pesquisa, 2018.

Com relação à zona Δ, os dados do gráfico da Figura 104 demonstram que, após TTPS essa zona apresentou uma dureza média de 240HV_{0,1} atendendo à norma NACE MR 0175. No entanto, vale salientar que, quando se considera o desvio padrão, tem-se valores superiores aos 250HV da referida norma. Então, diferentemente dos resultados da Figura 97, que demonstravam que a ZTA atendia à norma – mesmo considerando o desvio padrão – a microdureza pontual confirma a presença de regiões mais duras nessa zona.

Considerando os resultados de dureza da zona Φ, Figura 104, verifica-se que o nível de dureza dessa zona se manteve praticamente inalterado com o TTPS comportamento, esse, bastante promissor quanto à aplicação da junta em ambientes facilitadores de fragilização por hidrogênio, pois demonstram o não favorecimento de carbonetos na zona Φ, que têm sido bastante relacionados a falhas dessas juntas. É importante destacar que esta zona apresentou dureza média de 260HV_{0,1} dentro das observações dos autores Dai e Lippold (2017) que observaram, para esta zona, valores acima de 250 HV_{0,1}. A área de alta dureza nessa zona, após o TTPS, é muito mais estreita quando comparada à região de grãos grosseiros da ZTA, o que leva à difusividade do hidrogênio na zona Φ austenítica ser menor do que na região de

grãos grosseiros da ZTA (CHENG; NIU, 2007). Assim, há uma maior probabilidade do hidrogênio se difundir na região de grãos grosseiros da ZTA promovendo a nucleação de fissuras. Complementando, os autores Dodge et al. (2014) citam que a precipitação de carbonetos no metal de solda pode afetar o desempenho mecânico das juntas dissimilares.

Para a zona II, os resultados da Figura 104 mostram um aumento já esperado da dureza após o TTPS, fato que também foi verificado nos demais ensaios de dureza levantados no metal de solda. Possivelmente este fato está associado ao endurecimento por precipitação, conforme mencionado pelos autores Bourgeois (2015) e Dai e Lippold (2017).

Nas duas últimas colunas apresentadas no lado direito do gráfico da Figura 104, tem-se os resultados para a austenita retida e martensita, respectivamente, sem e com TTPS. Conforme se observa o nível de dureza média de $300 \pm 48,3 \text{ HV}_{0,1}$ é coerente para a austenita retida, assim como o de $400 \pm 38,6 \text{ HV}_{0,1}$ condiz com a martensita. Esses resultados sugerem que o TTPS favoreceu a formação de martensita não revenida e corroboram a microestrutura apresentada nas imagens da Figura 90(c) e (d).

5 CONCLUSÕES

Neste trabalho, investigou-se a influência do hidrogênio na tenacidade à fratura do aço ASTM A182 F22 e da junta soldada dissimilar constituída dos MBs aço ASTM A182 F22/aço ASTM A36 e MS Inconel 625 a qual foi analisada nas condições sem e com carregamento prévio de hidrogênio. Assim sendo, com base na pesquisa ora desenvolvida, as principais conclusões a que se chegou foram:

1. A junta soldada aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36 atendeu ao critério de dureza recomendado pela norma NACE MR 0175 para a ZTA.
2. Os resultados dos ensaios de tração para o MB (aço ASTM A182 F22) e MS (Inconel 625), da junta soldada, evidenciaram boa ductilidade e, conseqüentemente, tenacidade elevada. No caso do MS constatou-se que as propriedades mecânicas foram influenciadas pela localização dos espécimes em relação à linha de fusão. As análises de FRX apontam que esse comportamento está relacionado à redução da diluição dos aços ASTM A182 F22 e A36, na liga Inconel 625, em detrimento do aumento da composição da liga de base Ni.
3. O aço ASTM A182 F22, submetido a uma hidrogenação prévia, não se mostrou susceptível à fragilização pelo hidrogênio, pois o índice de fragilização foi de 1,03. Na junta soldada, a ação do hidrogênio foi mais significativa, sendo obtido índice de fragilização de 0,85.
4. Os resultados de *CTOD* para o MB (aço ASTM A182 F22) sem e com hidrogenação, demonstram baixa atuação do hidrogênio. Diferentemente, a junta soldada dissimilar aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, revelou-se susceptível a fragilização pelo hidrogênio. Este fato está associado aos aprisionadores irreversíveis, decorrentes da microestrutura no entorno interface dissimilar que apresenta carbonetos tanto na linha de fusão, quanto nas zonas Δ e M que favorecem o aprisionamento e, conseqüentemente, a atuação do hidrogênio.
5. A morfologia de fratura dos espécimes do MB e junta soldada sem hidrogenação indicaram a predominância do mecanismo dúctil, tanto nos ensaios de tração quanto nos de mecânica da fratura. Já nos espécimes hidrogenados, observou-se um mecanismo misto nos ensaios de tração com a presença de mecanismos por *dimples* e clivagem transgranular, ao passo que, nos ensaios de mecânica da fratura, ficou evidente a presença dos mecanismos MVC, QC e *dimples*.

6. As ZPDs foram constituídas pelas zonas Δ , Φ , Π e M. Observaram-se, também, formações do tipo "redemoinhos", "praias", "dedos" e "ilhas". A zona Δ se mostrou mais susceptível à fragilização pelo hidrogênio.
7. O processo de soldagem favoreceu a diluição de Ni na zona Δ , contribuindo para a presença da austenita retida na interface dissimilar. A zona M apresentou martensita não revenida após TTPS, sugerindo que a diluição do Ni promoveu a redução da temperatura A_{C1} .
8. O TTPS permitiu a obtenção de microdureza média da ZTA inferior à $250HV_{0,1}$, no entanto, a partir da técnica *LAMS*, valores de microdureza pontal, acima de $400HV_{0,1}$, foram observados na zona M, comprovando a difusão de carbono no metal de base.
9. Pelos resultados levantados, conclui-se que as normas que estabelecem os critérios de dureza para aplicações *offshore e onshore* precisam considerar a presença e as influências das ZPDs, bem como especificar critérios de microdureza para essas zonas.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Verificar a influência dos processos e/ou parâmetros de soldagem nas características microestruturais da junta soldada dissimilar aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – ASTM A36.

Estudar a influência dos parâmetros de soldagem e de TTPS na tenacidade à fratura quasistática da junta soldada dissimilar aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – ASTM A36.

Avaliar o comportamento de tenacidade à fratura quasistática da solda dissimilar aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – ASTM A36 em função do potencial de proteção catódica.

Estudar a influência do hidrogênio na tenacidade à fratura da junta soldada dissimilar aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – ASTM A36, sob baixa taxa de deformação para as condições em ambiente assistido e ao ar.

Levantar o comportamento da tenacidade à fratura quasistática da solda dissimilar aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – ASTM A36 em função da localização da pré-trinca de fadiga na ZTA, posicionando-a à zero, dois e três milímetros, em relação à linha de fusão.

Analisar a influência da largura da solda na tenacidade à fratura da junta soldada dissimilar aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – ASTM A36.

REFERÊNCIAS

- ALEXANDROV, B. Hydrogen behaviour in welded joints and evaluation of its role for cold cracking part one: state of the problem. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, v. 7, p. 781-804, 2005.
- ALEXANDROV, B. T et al. Fusion boundary microstructure evolution associated with embrittlement of Ni–base alloy overlays applied to carbon steel. *Welding in the World*, v. 57, n. 1, p. 39-53, Dez., 2012.
- ALMEIDA, J.G. *Influência do hidrogênio na tenacidade quase estática de uma junta soldada dissimilar constituída de aços ARBL e metal de adição BS Na21 (Inconel 625)*. Tese de Doutorado. Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2014.
- ALMQVIST, G. et al. Some basic factors controlling the properties of weld metal. In: *International Conference ON Welding Research Relating TO Power Plant*, London: University of Southampton, p. 204, 1972.
- AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. API STANDARD 1104: Welding of pipelines and related facilities. Washington, 19th ed. Setembro, 1999.
- AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. API SPECIFICATION 6A. *Specification for wellhead and christmas tree equipment*. 2011.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A182A/182M: *Standard Specification for Forged or Rolled Alloy and Stainless Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service*. West Conshohocken, 2016.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A217/A217M: *Standard Specification for Steel Castings, Martensitic Stainless and Alloy, for Pressure-Containing Parts, Suitable for High-Temperature Service*. West Conshohocken, 2014.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM D1141-98, *Standard Practice for Preparation of Substitute Ocean Water*. West Conshohocken, 2008.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E8/E8M: *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. West Conshohocken, 2009.
- ANDERSON, T. L. *Fracture mechanics: fundamentals and applications*. 3 ed. Boca Raton: Taylor e Francis, 2005.
- ARANA, J. L.; GONZÁLEZ, J. J. *Mecánica de fractura*. Leioa-Bizkaia: EHU-UPV, 2002.
- ARAÚJO, B. A. *Avaliação do nível de tensão residual e susceptibilidade à fragilização por hidrogênio em juntas soldadas de aços api 5l x80 utilizados para transporte de petróleo e gás*. Tese de doutorado. Universidade Federal de Campina Grande. Campina Grande, 2013.
- ARAÚJO, B. A. *Caracterização experimental da fragilização assistida pelo hidrogênio dos aços API 5L X60 e API 5L X80*. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2009.

ASM Handbook. *Fractography*, 9th Edition, vol. 12, 1987.

BALLESTEROS, A. F.; PONCIANO, J. A. C.; BOTT, I. S. Susceptibilidade de juntas soldadas circunferenciais de aço API 5L X80 à corrosão sob tensão e à susceptibility of API 5L X80 girth welds to stress corrosion. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, São Paulo, v. 6, n. 3, p. 147-152, janeiro – março, 2010.

BATISTA, V. R. *Efeito do Processo de Soldagem e da Temperatura de Preaquecimento sobre a Susceptibilidade à Fragilização Por Hidrogênio de Juntas Soldadas Dissimilares Utilizadas no Setor Offshore da Indústria do Petróleo*. Tese de doutorado. Campina Grande, UFCG, 2016.

BEACHEM, C. A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen “embrittlement”). *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 3, n.2, p. 441-455, 1972.

BEAUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTOS, M. F. Hydrogen embrittlement of 8630M/625 subsea dissimilar joints: factors that influence the performance. In: 28th International Conference on Ocean, *Offshore and Arctic Engineering*, Honolulu, Hawaii, OMAE, 2009.

BIRNBAUM, H. K.; SOFRONIS, P. Hydrogen-enhanced localized plasticity--a mechanism for hydrogen-related fracture. *Materials Science and Engineering*, Urbana, vol. A176, p. 191-202, 1994.

BOELLINGHAUS, T.; HOFFMEISTER, H.; DANGELEIT, A. Scatterband for hydrogen diffusion coefficients in micro-alloyed and low carbon structural steels. *Welding in the World / Le Soudage dans le Monde*, v. 35, n. 2, p. 83-96. mar., 1995.

BOURGEOIS, D. *Hydrogen assisted crack in dissimilar metal welds for subsea service under cathodic protection*. Ohio. Dissertação (Doutorado). Ohio: State University, 2015.

BRITISH STANDARDS INSTITUTION. *BS EN ISO 15653:2010, Metallic materials — Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds*, 2010.

BRITISH STANDARDS INSTITUTION. *BS 7448 Part 1: 1991, Fracture mechanics toughness tests – Part 1: Method for determination of KIC, critical CTOD and critical J values of metallic materials*. British Standard, 1991.

BURK, J. D.; RIBARDO, C. L. *Thunder Horse: Materials, Welding and Corrosion Challenges and Solutions*. Offshore Technology Conference, 2010.

CALLISTER, W. D. *Ciência e Engenharia de Materiais: uma Introdução*. 7 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2011.

CHAKRABORTY, G., REJEESH, R., ALBERT, S.K. Study on hydrogen assisted cracking susceptibility of HSLA steel by implant test. *Defence Technology*, v. 12, n. 6, p. 490-495, October, 2016.

CHENG, Y.F; NIU, L. Mechanism for hydrogen evolution reaction on pipeline steel in near-neutral pH solution. *Electrochemistry Communications*, vol. 9, p. 558-562, 2007.

COOPER, D. et al. Design and manufacture of high performance hollow engine valves by additive layer manufacturing. *Materials & Design*, v. 69, p. 44-55, 2015.

DAI, Lippold. Tempering Behavior of the Fusion Boundary Region of an F22/625 Weld Overlay. *Welding Journal*, vol. 96, p. 467- 480-s, Dez., 2017

DAI, Lippold. The Effect of Postweld Heat Treatment on Hydrogen-Assisted Cracking of F22/625 Overlays. *Welding Journal*, p. 75-90s, mar., 2018a.

DAI; LIPPOLD. Tempering effect on the fusion boundary region of alloy 625 weld overlay on 8630 steel. *Welding in the World*, 2018b.

DET NORSKE VERITAS – DNV. Submarine Pipeline Systems – DNV-OS-F101. Veritasveien 1, n.1322 Høvik, Norway, 2008.

DICKINSONS, D.W.; RIES, G.D., 1979, Implant testing of medium to high strength steel-a model for predicting delayed cracking susceptibility. *Welding Research Supplement*, p. 205 – 211, 1979.

DINDA, G.P., DASGUPTA, A.K., MAZUMDER, J. Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: microstructural evolution and thermal stability, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 509, p. 98-104, 2009.

DODGE, M. F. *The Effect of Heat Treatment on the Embrittlement of Dissimilar Welded Joints*. Tese (doutorado), University of Leicester, Leicester, 2014.

DODGE, M. F. et al. Environment-Induced Cracking in Weld Joints in Subsea Oil And Gas Systems – Part II, *32nd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering*, Nantes, France, June, 2013.

DODGE, M. F. et al. Fusion Zone Microstructure Associated with Embrittlement Ofsubsea Dissimilar Joints. *Proceedings of the ASME 2014 33rd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering*, OMAE 2014, Jun. 8-13, 2014, São Francisco, Califórnia, USA, 2014.

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*. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

DOODY, T. Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service. *Welding Journal*, vol. 77, p. 55-60, 1992.

ESTES, C. L.; TURNER, P. W. Dilution in multipass welding of AISI 4130 to type 304 stainless steel, *Welding Journal*, vol. 43, no. 12, p. 541s-550s, 1964.

FALLAHMOHAMMADI, E.; BOLZONI, F.; LAZZARI, L. Measurement of lattice and apparent diffusion coefficient of hydrogen in X65 and F22 pipeline steels, *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 38, p. 2531-2543, 2013.

FASSINA, P. et al. Influence of Hydrogen and Low Temperature on Pipeline Steels Mechanical Behaviour. *Procedia Engineering*, vol. 10, p. 3226–3234, 2011.

FASSINA, P. et al. Effect of hydrogen and low temperature on fatigue crack growth of pipeline steels, *Engineering Fracture Mechanics*, v. 103, p. 10–25, 2013.

FENSKE, J. A. *Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments* D. Sc. Dissertação, University of Illinois at Urbana-Champaign, Urbana, Illinois, USA, 2010.

FENSKE, J. A. et al. Hydrogen Induced Mechanical Property Behaviour of Dissimilar Weld Metal Interfaces, in: *Proceedings of the 30th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering*, p. 1-8, 2011.

FENSKE, J.A. et al. Microstructure and Hydrogen-Induced Failure Mechanisms in Fe and Ni Alloy Weldments. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 43, set., 2012.

GANESH, P. et. al. Fatigue and fracture toughness characteristics of laser rapid manufactured Inconel 625 structures, *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, p. 7490–7497, 2010.

GARCIA, A. *Ensaio dos Materiais*. 2 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2013.

GCAPTAIN. *Introducing the ALL NEW gCaptain Amazon Store*. Disponível em: <<http://gcaptain.com/mwcc-chooses-technips-alabama/>>. Acesso em: 12 abr. 2017.

GENTIL, V. *Corrosão*. 6 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2011.

GLICKSMAN, M. E. *Microsegregation, in Principles of Solidification*. New York: Springer, 2011, p. 345-368.

GITTOS, M. F. Resistance of Dissimilar Joints Between Steel and Nickel Alloys Hydrogen – Assisted Cracking. *Nace*, New Orleans, March 2008.

GRABKE, H.J.; RIECKE, E., Absorption and Diffusion of Hydrogen in Steels. *Materiali in Tehnologije*, vol. 34, p. 331-342, 2000.

HASSEL, T. A., Effects of Heat Treatment on Microstructure, Strength and Hardness of F22 Steel. Dissertação (Mestrado), *Norwegian University of Science and Technology*, Norwegian, 2013.

HICKS, P.D.; ALTSTETTER, C.J. Internal Hydrogen Effects on Tensile Properties of Iron- and Nickel-Base Superalloys. *Metallurgical transactions A*, vol. 21A, p. 365-372, 1990.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION – ISO 12135/02: Metallic materials – *Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness*, 2002.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION – ISO. NACE MR0175/ISO 15156-2:2003 – *Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production – Part 2: Cracking-resistant carbon and low alloy steels, and the use of cast irons*, 2003.

KOÇAK, M. *Structural Integrity of Welded Structures: Process – Property – Performance (3P) Relationship*, 63rd Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding, p. 3-19, 2010.

KOU, S. *Welding Metallurgy*. 2ª Ed. New York: John Wiley & Sons, 2003.

KOU, S., YANG, Y. Fusion-boundary macrosegregation in dissimilar-filler welds. *Welding Journal*, pp. 303–312, 2007.

KUO, C.M. et al. Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy, *Materials Science and Engineering A*, vol. 510, p. 289–294, 2009.

MA, M.-L.; CHEN, X.-Z. Microstructure, Mechanical Properties of Welded Joints of F22 and F91, *Robotic Welding, Intelligence and Automation, Advances in Intelligent Systems and Computing*, vol. 363, p. 503-515, 2015.

MA, Y., et al. The effect of location on the microstructure and mechanical properties of titanium aluminides produced by additive layer manufacturing using in-situ alloying and gas tungsten arc welding, *Materials Science and Engineering A*, vol. 631, p. 230–240, 2015.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J. Algumas Equações Úteis em Soldagem *Soldagem & Inspeção*, vol. 19, n. 01, p. 091-102, 2014.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. *Soldagem: Fundamentos e tecnologia*. 4ª ed. Rio de Janeiro: Elsevier, 2017.

MOHR, W.; ZELENAK, P. Comparing Transition Curves for Charpy and CTOD for Four Offshore Steels. *International Society of Offshore and Polar Engineers (ISOPE)*, p. 213-220, 2017.

NORTON, R. L. *Projeto de Máquinas: uma abordagem integrada*. 2ªed. Porto Alegre: Bookman, 2004.

NOVA, A. M. V. *Influência da Corrente de Soldagem e da Composição do Metal de Adição sobre o Comportamento Mecânico de Juntas Soldadas Dissimilares*, João Pessoa. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal da Paraíba, UFPB, João Pessoa, 2018.

OLDEN, V. et al. The effect of PWHT on the material properties and micro structure in inconel 625 and inconel 725 buttered joints, *International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, vol. 3, p. 109–115, OMAE, 2003–37196, 2003.

OLDEN, V.; ALVARO, A.; AKSELSEN, O.M. Hydrogen diffusion and hydrogen influenced critical stress intensity in an API X70 pipeline steel welded joint – Experiments and FE simulations. *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 37, p. 11474-11486, 2012.

OLIVEIRA, G. L. G. *Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas*. Tese (Doutorado), Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

PARK, Y.D.; MAROEF, I.S.; OLSON, D.L. Retained austenite as a hydrogen trap in steel welds. *Welding Journal*, vol. 81, p. 27S-35S, 2002.

PEREIRA, F. G. L. et al. Fracture Behavior and Fatigue Performance of Inconel 625. *Materials Research*, vol. 21, n. 4, p. 1-13, 2018.

- PETR HAUŠILD, P., et al. *The influence of ductile tearing on fracture energy in the ductile-to-brittle transition temperature range*. *Materials Science and Engineering A*, vol. 335, p. 164–174, 2002.
- PISARSKI, H. G.; TKACH, Y.; QUINTANA, M. Evaluation of weld metal strength mismatch in x100 pipeline girth welds. *International Pipeline Conference*, p. 1-8, 2004.
- POORHAYDARI, K., PATCHETT, B., IVEY D. Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness, *Welding Journal*, p. 149–155, out., 2005.
- RAMKUMAR, K. D. et al. Investigations on the microstructure, tensile strength and high temperature corrosion behaviour of Inconel 625 and Inconel 718 dissimilar joints, *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 25, p. 306–322, 2017.
- SALDANA-GARZA, E. I. *Mechanical Properties and Microstructure of Large Steel Forgings for Applications in the Energy Sector*. Sheffield, tese (doutorado em filosofia). The University of Sheffield, 2017.
- SANTOS, R. G. *Transformações de Fases em Materiais Metálicos*. 1 ed. Campinas, Unicamp: 2006.
- SAVAGE, W. F., NIPPES, E. F., SZEKERES, E. S. A study of fusion boundary phenomena in a low alloy steel, *Welding Journal*, vol. 55, p. 260-268, 1976.
- SHANKAR, V., RAO, K. B. S., MANNAN, S. L. Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy, *Journal of Nuclear Materials*, vol. 228, p. 222-232, 2001.
- SOBOYEJO, W. O. et al. An Investigation of the Fracture Behavior of Coarse-Grained Heat-Affected Zones in: *A707 Steel Welds*, v. 32, n. mar., 2001.
- SOYSAL, T. et al. Macrosegregation in dissimilar-metal fusion welding, *Acta Materialia*, vol. 110, p. 149-160, 2016.
- SPECIAL METALS, INCONEL® nickel-chromium alloy 625. *UNS N06625/W.Nr. 2.4856*. 2017. Disponível em: <<http://www.specialmetals.com/assets/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf>>. Acesso em: 05 mar. 2017.
- VAN DEVENTER, E. H.; MARONI, V. A. Hydrogen Permeation Characteristics of Some Austenitic and Nickel-base Alloys. *Journal of Nuclear Materials*, vol. 92, p. 103-111, 1980.
- WANG, J.F. et al. Effect of location on microstructure and mechanical properties of additive layer manufactured Inconel625 using gas tungsten arc welding. *Materials Science & Engineering A*, vol. 676, p. 395–405, 2016.
- WORMSEN, A. et al. Base Material Fatigue Data for Low Alloy Forged Steels Used in the Subsea Industry. Part 1: In Air S-N data. *International Journal of Fatigue*, 80, p. 477-495, 2015.
- YANG, Y. K.; KOU, S. Mechanisms of Macrosegregation Formation near Fusion Boundary in Welds Made with Dissimilar Filler Metals, *Welding Metallurgy and Failure Analysis*, p. 329–341, 2007a.

YANG, Y., KOU, S. Fusion-boundary macrosegregation in dissimilar-filler metal Al-Cu welds, *Welding Journal*, vol. 86, Issue 11, p. 331–339, 2007b.

YENİ, C., KOÇAK, M. Fracture analysis of laser beam welded superalloys Inconel 718 and 625 using the FITNET procedure, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 85, p. 532–539, 2008.

ZIANI, L. et al.. Unstable Plastic Flow in the Al–2%Mg Alloy, Effect of Annealing Process. *Materials Science and Engineering A*, vol. 536, p. 239-243, 2012.

ANEXO A – CERTIFICADO AÇO ASTM A182 F22



LABORATÓRIO DO CENTRO DE TECNOLOGIAS DO GÁS E ENERGIAS RENOVÁVEIS-LTG-ER
LABORATÓRIO DE ENSAIOS DE MATERIAIS
Av. Cep. Mor Gouveia, 2770 - Lagoa Nova CEP: 59064-154 - Natal/RN.
<http://www.ctgas.com.br> Fone: 55(0xx84) 3204-8091

CTGAS-ER **RELATÓRIO DE ANÁLISE Nº 00.085/16-LABEMAT**

INFORMAÇÕES GERAIS

CLIENTE INTERESSADO: Adiana Nascimento Silva.

SOLICITANTE: Adiana Nascimento Silva.

CONTATO: E-mail: adianana@gmail.com

NATUREZA DO TRABALHO: Classificação de Ligas Metálicas por OES.

AMOSTRA: Amostra 01.

Nº Ordem de Serviço: 2491/16.

Nº Proposta: 119/16.

1. ENSAIO REALIZADO

- Análise de composição química por OES.

2. PROCEDIMENTOS

A amostra foi fixada e em seguida foi utilizada a técnica de análise química quantitativa por Espectrometria por Emissão Óptica, através do equipamento PDA-7000 de marca Shimadzu.

3. RESULTADOS

A Tabela 01 apresenta o resultado da análise química em percentuais em peso de cada elemento detectado da Amostra 01.

Tabela 01. Composição química da Amostra 01.

Amostra	% em peso									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al
Amostra 01	0,17	0,14	0,35	0,01	0,01	0,04	2,11	0,93	0,04	0,30

4. CONCLUSÃO

A amostra analisada é composta de um aço classificado como ASTM A217 – Grau WC9.


Francisco Antônio Vieira
Responsável pelo Laboratório


Antônio Carlos de Silva Filho
Técnico Executor

Os resultados apresentados neste documento têm significação restrita e se aplicam ao espécime ensaiado.
Os resultados deste documento não podem ser usados para fins promocionais.
A reprodução deste documento só poderá ser feita integralmente, sem nenhuma alteração.

ANEXO B – CERTIFICADO INCONEL 625

ThyssenKrupp VDM

Division Wire - Service-Center
Postfach 1640 - 58776 Werdohl

Jumade Comercio Importacao e Exportacao LTDA.
Alameda dos Maracatins 1435
BR-04089-015 Sao Paulo

ThyssenKrupp

Purchase Order No.: Sample ROC
VDM Order No.: 7600418709
Item: 2
Delivery No.: 8881660174
Item: 2
Certificate No.: 82348 / 0
Date: 21.09.2012

Inspection certificate **DIN EN 10204/01.05 3.1**

Article-No: 40174147 / 51920014
Material: Nicrofer 5 6020 LA 2.4831
NCR 22MO9NB
Ni 6625
W.-NR. 2.4831
ERNORMD-3
Dimension (mm): 1,200
Product/Delivery/Packaging: Welding Wire
Round wire
cleaned, dull, hard, drawn
SD 300 black
Specification: DIN EN ISO 544
ANSI/AWS A5.14/A5.14M:2011.00

Heat Analysis

Heat	C	S	N	O	Si	Mn	P	S	Mo	Ti	Nb	Co
126486	0.03	0.001	0.02	22.34	0.02	0.01	0.05	0.13	0.21	3.51	<0.01	
Heat	Fe	P	Al	Mg	Ph	Ca	Ta					
126486	0.19	0.003	0.09	0.009	<0.001	0.03	0.02					

Mechanical properties/Physical properties

Heat	LIT	Yield 0.2 (N/mm²)		Tensile (N/mm²)		Elongation to +100 mm		Net weight (kg)	Quantity pcs
		min	max	min	max	min	max		
126486	103512947	1270	1480	1785	1790	1.0	2.0	30.14	2

authorized inspection representative: Eva Petersmann
Tel: +49 2392 55-2635
Fax: +49 2392 55-2636
EMail: eva.petersmann@thyssenkrupp.com
This certification was created by machine and is valid without signature

ThyssenKrupp VDM GmbH
Division Wire - Service Center
Guthstr. 99, 58776 Werdohl
Postfach 1640, 58776 Werdohl
Telephone: +49(2392) 55-4113
Internet: www.thyssenkruppvdn.de

Chairman of the Supervisory Board: Cornelia Bar
Management Board: Dr. Jürgen Oblich,
Dipl.-Betriebsw. Ulrike Meitz, Dr.-Ing. Fritz-Josef Möhring
Commercial register: Local court, 45327
Company director: Werdohl
Commerzbank AG, Werdohl, BankCode 45640026, Acc.82450617
Deutsche Bank AG, Alena, BankCode 44570004, Acc.82426563

Page 1 of 1

ANEXO C – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE DUREZA (HRC, HR15N e HV)

Tabela C.1: Resultados dos ensaios de dureza da seção longitudinal (SL) para as regiões do MB, ZTA e MS.

Região	Sem TTPS			Com TTPS		
	HRC	HV	15N	HRC	HV	15N
MB	25,4	268	72,4	17,4	228	60,7
MB	28,1	287	74,0	17,5	228	61,5
MB	27,0	279	73,3	17,3	227	63,4
ZTA	31,2	312	75,7	16,9	227	60,4
ZTA	29,7	300	74,9	17,9	230	60,0
ZTA	25,4	268	72,4	17,3	227	57,4
1º MS	11,8	203	64	16,4	224	62,8
1º MS	8,5	190	62	16,5	224	63,0
1º MS	8,1	188	62	17,4	228	62,8
2º MS	12,7	207	65	17,1	226	65,2
2º MS	11,1	200	64	19,0	234	65,1
2º MS	12,9	208	65	20,1	239	65,1

Fonte: Dados da pesquisa, 2018

Tabela C.2: Resultados dos ensaios de dureza da seção transversal (ST) para as regiões do MB, ZTA e MS.

Região/Ensaio	Sem TTPS			Com TTPS		
	HRC	HV	15N	HRC	HV	15N
MB	27,7	284	73,7	14	213	63,5
MB	28,8	292	74,4	15,9	222	62,8
MB	28,6	291	74,3	16,8	225	62,5
MB	29,6	299	74,8	16,6	224	63,3
MB	29,5	298	74,8	16,2	223	64,6
ZTA	28,2	288	74	17,3	227	64,5
ZTA	30,3	304	75,2	16,7	225	61,4
ZTA	25,5	269	72,5	14,7	216	64,2
ZTA	26,4	275	73	14,7	216	62,9
ZTA	25,6	270	72,6	16,3	223	63,4
1º MS	13,4	210	60,4	18,2	231	66
1º MS	11,3	201	58,3	16,8	225	65,3
1º MS	13	209	60	16	222	65,6
1º MS	11,4	202	58,4	15,9	222	65
1º MS	8,6	190	55,6	16,9	227	64
2º MS	14,1	213	61,1	18,4	232	64,4
2º MS	13	209	60	18,9	234	65,9
2º MS	14,4	215	61,4	18,9	234	65,5
2º MS	14,3	214	61,3	17,8	229	65,6
2º MS	11,9	204	58,9	18,3	231	65

Fonte: Dados da pesquisa, 2018

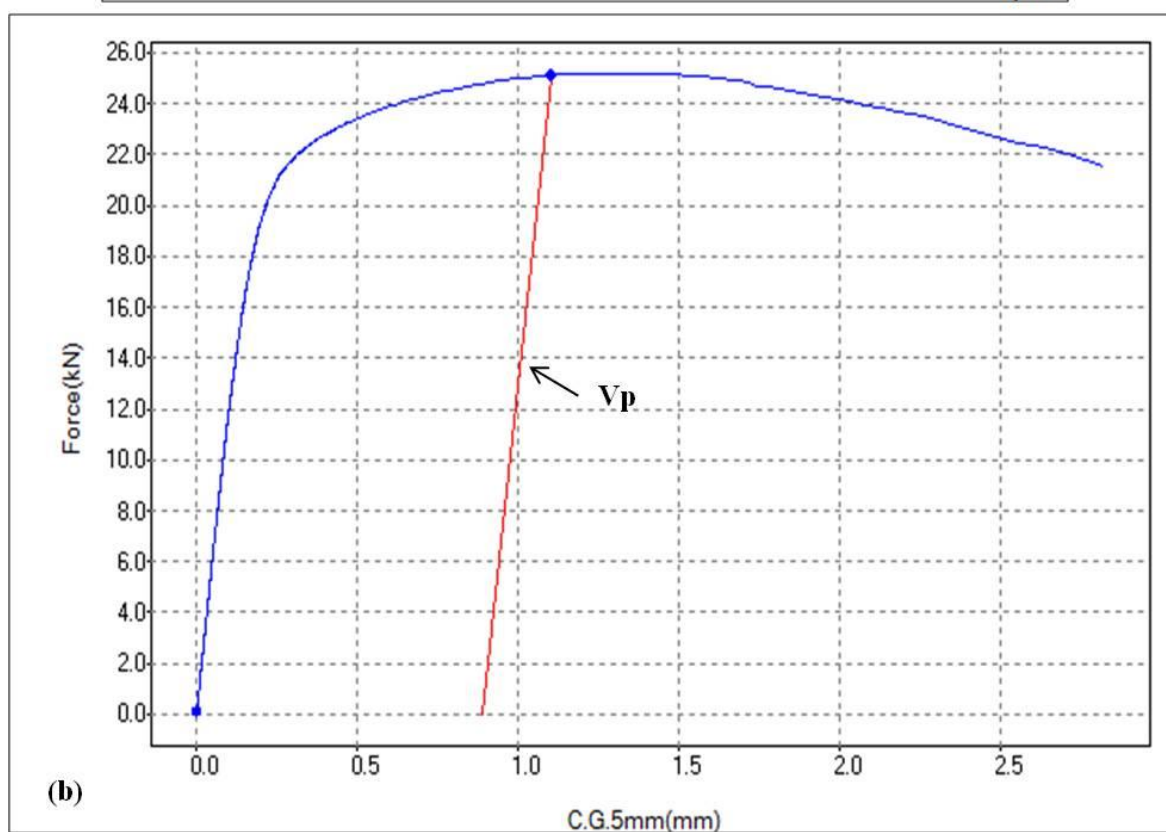
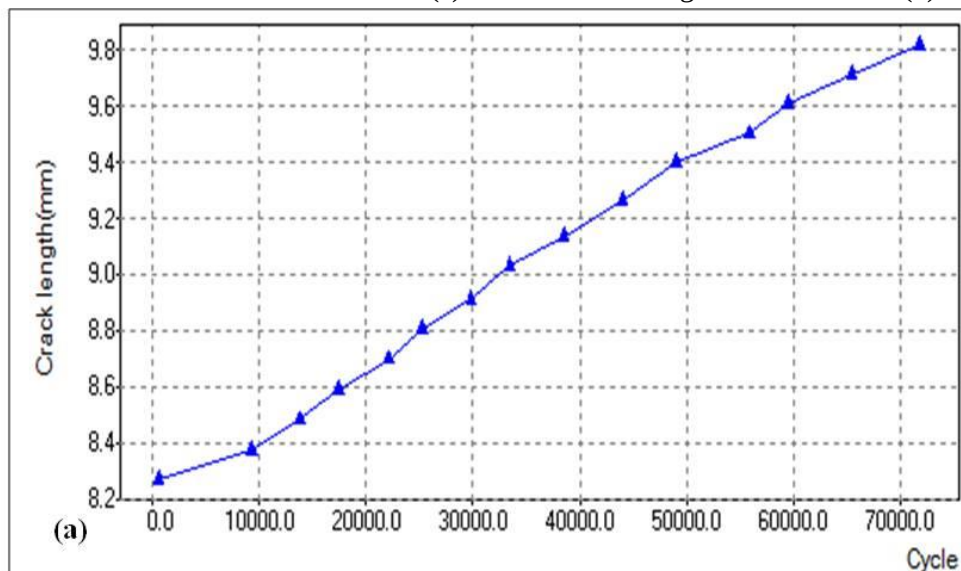
Tabela C.3: Resultados dos ensaios de dureza da junta soldada para as regiões do MB, ZTA e MS.

Região	HRC	HV	15N	Região	HRC	HV	15N
MB	16,0	222	63,4	1º MS	13,5	211	62,7
MB	16,8	225	63,7	1º MS	17,7	229	65,9
MB	17,2	227	63,5	1º MS	16,1	222	65,7
MB	16,0	222	63,0	1º MS	17,4	228	65,6
MB	15,9	222	63,9	1º MS	17,5	228	65,5
ZTA	14,8	217	62,2	2º MS	16,9	227	63,1
ZTA	16,3	223	63,5	2º MS	13,3	210	67,2
ZTA	16,2	223	62,1	2º MS	17,0	226	64,7
ZTA	15,6	220	62,6	2º MS	18,9	234	66,5
ZTA	16,2	223	63,5	2º MS	18,7	233	66,1

Fonte: Dados da pesquisa, 2018

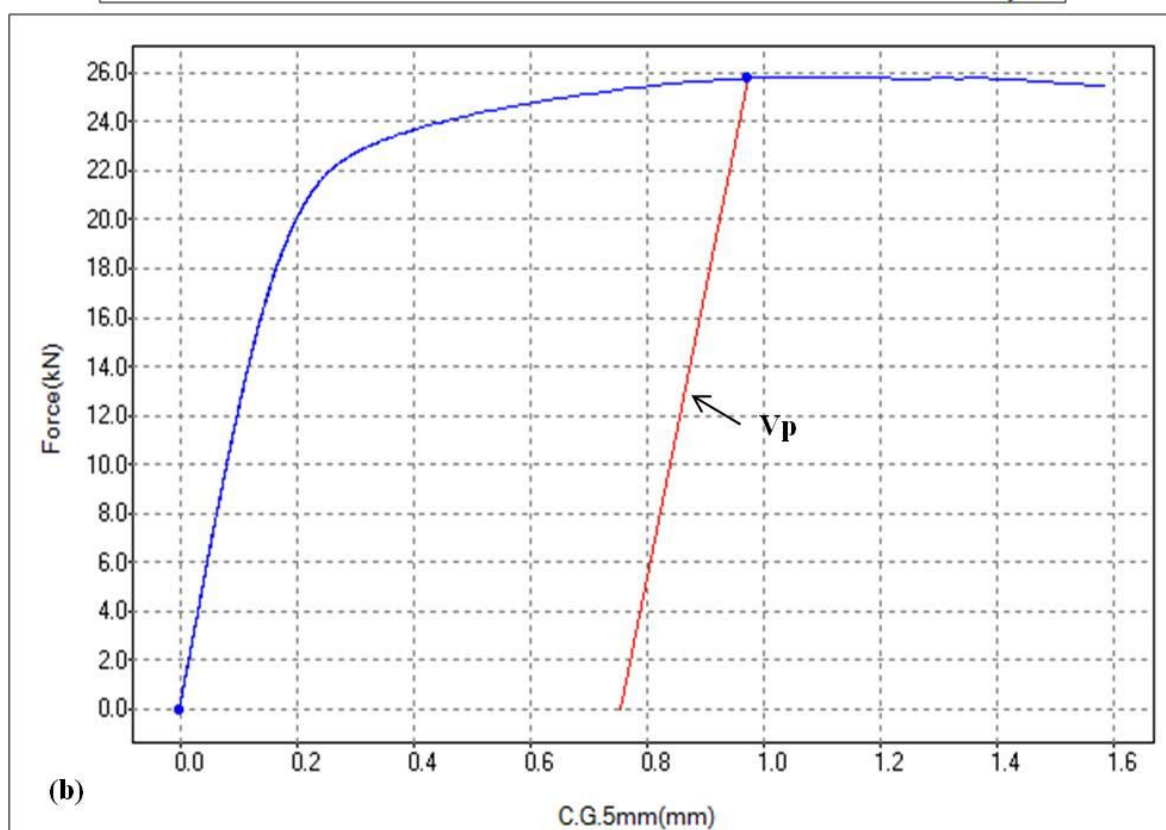
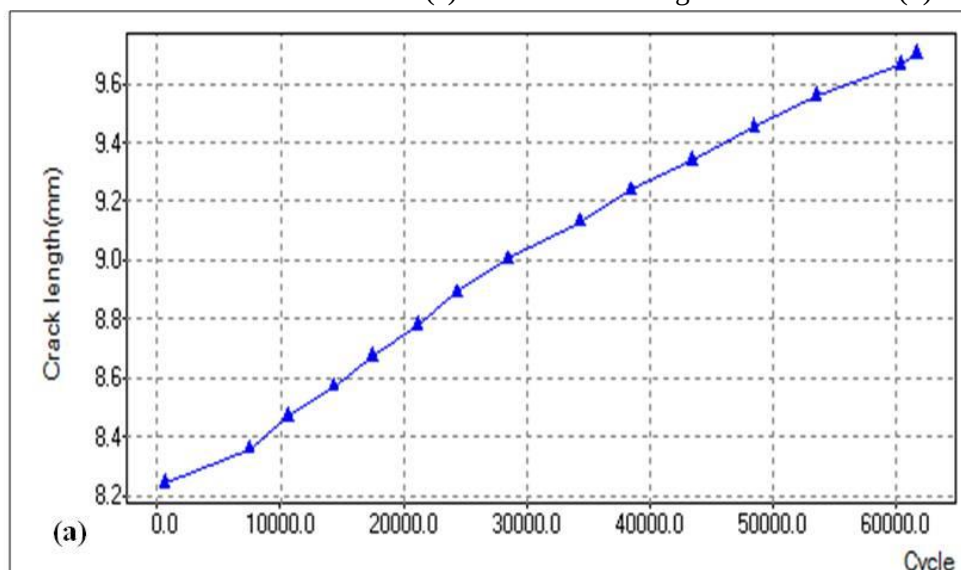
ANEXO D – CURVAS FORÇA vs. NOD PARA METAL DE BASE E JUNTAS SOLDADAS – SEM E COM PROTEÇÃO CATÓDICA

Figura D.1: Curvas da amostra MF22SC2. (a) Pré-trinca de Fadiga vs. n° de ciclos. (b) Carga vs. NOD



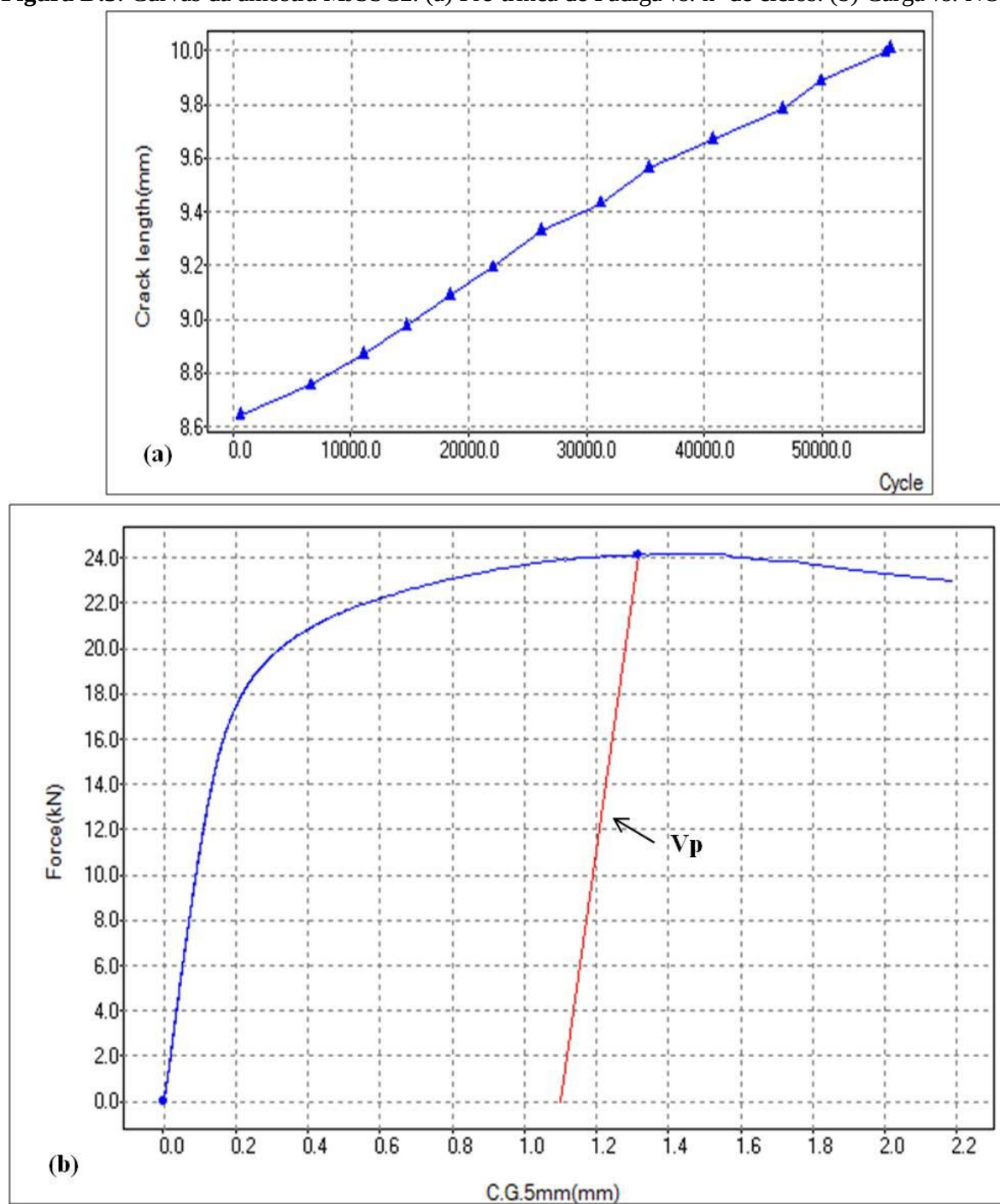
Fonte: Adaptado do Software da máquina de ensaios

Figura D.2: Curvas da amostra MF22H2. (a) Pré-trinca de Fadiga vs. n° de ciclos. (b) Carga vs. NOD



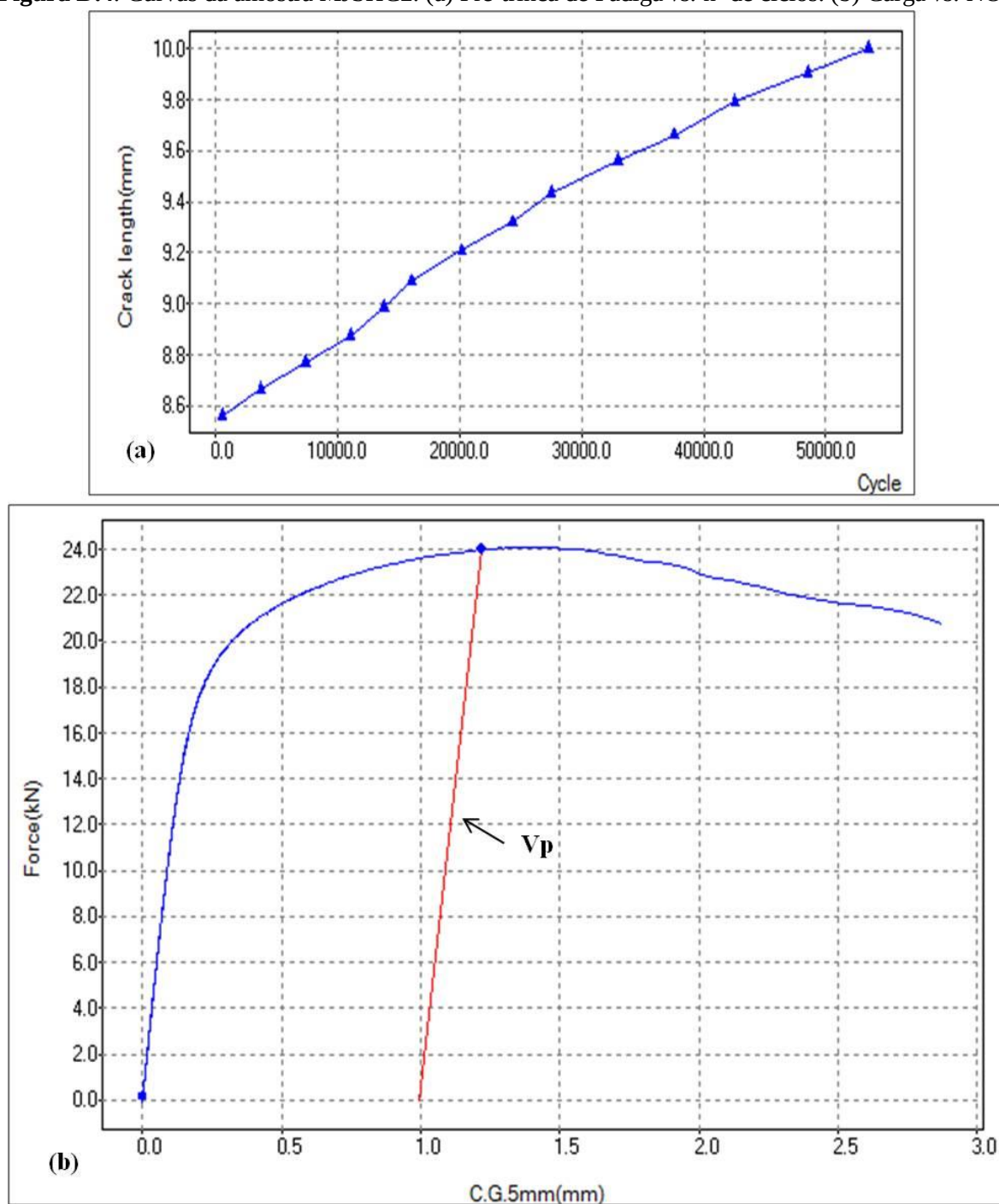
Fonte: Adaptado do Software da máquina de ensaios

Figura D.3: Curvas da amostra MJSSC2. (a) Pré-trinca de Fadiga vs. nº de ciclos. (b) Carga vs. NOD



Fonte: Adaptado do Software da máquina de ensaios

Figura D.4: Curvas da amostra MJSHC2. (a) Pré-trinca de Fadiga vs. nº de ciclos. (b) Carga vs. NOD



Fonte: Adaptado do Software da máquina de ensaio