



UNIVERSIDADE FEDERAL RURAL DO SEMI-ÁRIDO
PRÓ-REITORIA DE GRADUAÇÃO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIAS – CAMPUS CARAÚBAS
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Josilândia dos Santos Carvalho

**Caracterização mecânica e microestrutural de solda de amanteigamento
dissimilar**

CARAÚBAS

2024

Josilândia dos Santos Carvalho

**Caracterização mecânica e microestrutural de solda de amanteigamento
dissimilar**

Monografia apresentada a Universidade
Federal Rural do Semi-Árido como
requisito para obtenção do título de
Bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientadora: Ana Claudia de Melo Caldas
Batista, Prof. Dra.

CARAÚBAS

2024

©Todos os direitos estão reservados à Universidade Federal Rural do Semi-Árido. O conteúdo desta obra é de inteira responsabilidade do (a) autor (a), sendo o mesmo, passível de sanções administrativas ou penais, caso sejam infringidas as leis que regulamentam a Propriedade Intelectual, respectivamente, Patentes: Lei nº 9.279/1996, e Direitos Autorais: Lei nº 9.610/1998. O conteúdo desta obra tornar-se-á de domínio público após a data de defesa e homologação da sua respectiva ata, exceto as pesquisas que estejam vinculadas ao processo de patenteamento. Esta investigação será base literária para novas pesquisas, desde que a obra e seu (a) respectivo (a) autor (a) seja devidamente citado e mencionado os seus créditos bibliográficos.

CC331	Carvalho, Josilândia dos Santos.
c	Caracterização mecânica e microestrutural de solda de amanteigamento dissimilar / Josilândia dos Santos Carvalho. - 2024.
	79 f. : il.
	Orientadora: Ana Claudia de Melo Caldas Batista.
	Monografia (graduação) - Universidade Federal Rural do Semi-árido, Curso de Engenharia Mecânica, 2024.
	1. aço ASTM A182 F22. 2. Inconel 625. 3. dureza. 4. MIG. 5. microestrutura. I. Batista, Ana Claudia de Melo Caldas , orient. II. Título.

Ficha catalográfica elaborada por sistema gerador automático em conformidade com AACR2 e os dados fornecidos pelo(a) autor(a).
Biblioteca Campus Caraúbas
Bibliotecária: Dalvanira Brito Rodrigues
CRB: 15/700

O serviço de Geração Automática de Ficha Catalográfica para Trabalhos de Conclusão de Curso (TCC's) foi desenvolvido pelo Instituto de Ciências Matemáticas e de Computação da Universidade de São Paulo (USP) e gentilmente cedido para o Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal Rural do Semi-Árido (SISBI-UFERSA), sendo customizado pela Superintendência de Tecnologia da Informação e Comunicação (SUTIC) sob orientação dos bibliotecários da instituição para ser adaptado às necessidades dos alunos dos Cursos de Graduação e Programas de Pós-Graduação da Universidade.

Josilândia dos Santos Carvalho

**Caracterização mecânica e microestrutural de solda de amanteigamento
dissimilar**

Monografia apresentada a Universidade
Federal Rural do Semi-Árido como
requisito para obtenção do título de
Bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientadora: Ana Claudia de Melo Caldas
Batista, Prof. Dra.

Defendida em: 17 / 04 / 2024.

BANCA EXAMINADORA

Ana Claudia de Melo Caldas Batista, Profa. Dra. (UFERSA)
Presidente

Adiana Nascimento Silva, Profa. Dra. (UFERSA)
Membro Examinador

Wendell Albano, Prof. Dr. (UFERSA)
Membro Examinador

Maize Cibeles de Lima Melo, Profa. Ma. (UFERSA)
Membro Examinador

*Dedico este trabalho a Professora
Dra. Adiana Nascimento Silva
por todo zelo, cuidado e por todos os
ensinamentos dessa trajetória.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus pela proteção e a sabedoria, pois sem ele eu não teria capacidade para desenvolver este trabalho. Agradeço a intercessão de Nossa Senhora diariamente.

Agradeço a minha família, em especial meus pais e meus avós, vocês foram minha fonte constante de inspiração e força. Seu encorajamento incondicional e sacrifícios pessoais tornaram possível a realização desse sonho. Obrigado por acreditarem em mim e por serem sempre meus maiores apoiadores.

Agradeço a minha Orientadora do Programa de Recursos Humanos da ANP (PRH 55-1), Professora Dra. Adiana Nascimento Silva, pela paciência, orientações, por todo o acompanhamento nas realizações dos experimentos, por acompanhar até João Pessoa para a realização da soldagem, pelos feriados e sábados que ficamos até tarde nos laboratórios da Ufersa para que a pesquisa pudesse ser cumprida no prazo, por me acompanhar nas atividades do PRH 55.1. Para além disso, agradeço pelos conselhos profissionais e pelos momentos construtivos que vivenciamos. Muito obrigada por tudo.

Agradeço a minha orientadora, professora Dra. Ana Claudia de Melo Caldas Batista, pelo suporte no pouco tempo que lhe coube e pelas correções.

Agradeço ao Programa de Recursos Humanos da ANP (PRH 55.1 da Ufersa) na gestão FINEP pela oportunidade concedida e pelo apoio financeiro fornecido ao longo deste projeto. Agradeço ao coordenador do Programa Professor Dr. Frederico Ribeiro do Carmo e a Professora Dra. Ruza Gabriela Macedo pelas contribuições acadêmicas, interpessoais e profissionais, bem como pelas visitas técnicas promovidas pelo programa. Agradeço aos meus amigos do programa, em especial, aqueles das disciplinas cursadas em Mossoró.

Agradeço ao departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba (UFPB), por ceder o Laboratório de soldagem e a Oficina Mecânica para a realização das atividades de soldagem.

Agradeço ao Prof Dr. Professor Daniel Freitas Freire Martins pelas preparações das soluções químicas e, por gentilmente, disponibilizar o termômetro infravermelho para o controle de temperaturas.

Agradeço ao grupo de pesquisa em Soldagem e Proteção Catódica pelos momentos de laboratórios e pelo auxílio na usinagem.

Agradeço ao meu amigo, Pablo Vinícius por todo companheirismo durante a vida acadêmica, pelos trabalhos, atividades, pelas noites resolvendo listas, e por ser minha dupla dinâmica. Sem você a vida acadêmica com certeza teria sido totalmente diferente, obrigada por me acompanhar nas realizações dos experimentos tanto em Caraúbas como em João Pessoa, nos dias difíceis no laboratório, pelos feriados e sábados compartilhados e, por sempre acreditar que seria tudo possível. Obrigada por tudo!

Agradeço a técnico de laboratório da Engenharia Mecânica da Ufersa Caraúbas, Samir, por todo o auxílio durante a pesquisa.

Agradeço a Marina e Ronnis por me auxiliarem na metalografia e usinagem das amostras, como no acompanhamento dos testes de microdureza, muito obrigada.

Agradeço a Ana Carla e Felipe por todos os momentos compartilhados, e obrigada por sempre estarem presentes.

Agradeço a minha amiga Lainara por me suportar diante dos dias cinzentos, por estar presente e ouvir sempre minhas angústias. Muito obrigada.

Agradeço ao Ministério Universidades Renovadas do RN, tenho muito orgulho de ser uma Luquinha, em especial ao GOU Renovados em Cristo, vocês foram meu sustento nas segundas-feiras, obrigada por todo acolhimento, obrigada por serem luz nessa instituição. Agradeço imensamente a Bianca, Larissa Freitas, Leticia Freitas, Adriana, Ana Karla, Hilário, Aryane, Larissa Mirelle por todas as orações, cuidado, vocês são minha família do RN. Toda a minha gratidão a Adriana por levar alegria nos dias que os experimentos de microdureza não estavam fluindo, por me acompanhar todas as tardes.

Agradeço a Banca examinadora pelas contribuições nesse trabalho.

Agradeço todos que contribuíram com este trabalho de forma direta e indiretamente.

"Nada é pequeno se feito com Amor."

Santa Teresinha do Menino Jesus

RESUMO

As Plataformas petrolíferas utilizam aços de Baixa Liga e Alta Resistência (ARBL) em várias aplicações de componentes estruturais, em especial na extração *offshore*, devido às boas propriedades mecânicas como resistência elevada, boa ductilidade e tenacidade. Nessas aplicações os aços formam componentes estruturais que são unidos por meio de processos de soldagem, sendo empregada a técnica de amanteigamento, que corresponde a uma solda de revestimento que tem a finalidade de acomodar o aporte térmico da solda de união. Sabe-se que, nas juntas soldadas há uma região chamada zona termicamente afetada (ZTA) que apresenta elevado nível de tensões internas que favorece o surgimento e a propagação de trincas. Dessa forma, as trincas surgem na solda de amanteigamento que experimentam alterações microestruturais devido à técnica de soldagem. Nesse sentido, o objetivo geral do trabalho foi avaliar a influência do Tratamento Térmico de Alívio de Tensão (TTAT) no comportamento mecânico e microestrutural da interface de solda de amanteigamento dissimilar, empregando metal de base sem tratamento térmico anterior ao processo de soldagem. O metal de base utilizado foi o aço ASTM A182 F22, no estado forjado, e o metal de adição, foi o Inconel 625. A solda de amanteigamento foi produzida pela soldagem MIG (*metal inert gas*). Nessa pesquisa, analisou-se a solda de amanteigamento nas condições sem e com TTAT. As temperaturas de 677 °C e 704 °C foram empregadas no TTAT, assim como o tempo de permanência de 4 horas e resfriamento ao ar. A caracterização aconteceu por ensaios de dureza (Rockwell), microdureza (Vickers), microscopia ótica (MO), macrografia e microscopia eletrônica de varredura (MEV), sendo analisadas as regiões da zona termicamente afetada (ZTA), metal de solda e metal de base. Os resultados de dureza mostraram que a solda de amanteigamento, após os TTATs, atendeu ao critério da norma NACE MR 0175 (2005), que especifica uma dureza máxima de 250 HV. O melhor desempenho foi observado no TTAT de 704 °C, pois os valores de dureza foram menores nessa condição. No entanto, os resultados de microdureza apontam que os TTATs não foram suficientes para garantir que a solda de amanteigamento com valores inferiores a 250 HV. A micrografia mostrou uma homogeneização microestrutural, corroborando com os resultados de dureza, esse resultado ficou mais evidenciado na temperatura de 704°C. De forma geral, observou-se uma microestrutura composta de ferrita e carbeto dispersos.

Palavras-chave: aço ASTM A182 F22; Inconel 625; dureza; MIG; microestrutura.

ABSTRACT

Oil rigs use High Strength Low Alloy (HSLA) steels in various structural component applications, especially in offshore extraction, due to their good mechanical properties such as high strength, good ductility and toughness. In these applications, the steels form structural components that are joined by means of welding processes, using the buttering technique, which corresponds to a cladding weld intended to accommodate the thermal input of the joining weld. It is known that in welded joints there is a region called the Heat Affected Zone (HAZ) which has a high level of internal stresses that favors the appearance and propagation of cracks. Thus, cracks appear in buttering weld that experience microstructural changes due to the welding technique. With this sense, the general objective of this study was to evaluate the influence of Post Welding Heat Treatment (PWHT) on the mechanical and microstructural behavior of the dissimilar buttering weld interface, using base metal without heat treatment prior to the welding process. The base metal used was ASTM A182 F22 steel, in the forged state, and the filler metal was Inconel 625. The buttering weld was produced Metal Inert Gas(MIG). In this research, the buttering weld was analyzed under conditions without and with PWHT. Temperatures of 677 °C and 704 °C were used in the PWHT, as well time of 4 hours and air cooling. Characterization was carried out using hardness (Rockwell), microhardness (Vickers), Optical Microscopy (OM), Macrography and Scanning Electron Microscopy (SEM) tests, analyzing the regions of the HAZ, weld metal and base metal. The hardness results showed that the buttering weld, after the PWHTs, met the criteria of the NACE MR 0175 (2005) standard, which specifies a maximum hardness of 250 HV. The best performance was observed in the 704 °C PWHT, as the hardness values were lower in this condition. However, the microhardness results indicate that the TTATs were not sufficient to guarantee that the solder would be buttery with values below 250 HV. Micrography showed microstructural homogenization, corroborating the hardness results, this result was more evident at a temperature of 704°C. In general, a microstructure composed of ferrite and dispersed carbides was observed.

Keywords: ASTM A182 F22 steel; Inconel 625; hardness;MIG; microstructure

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 : Diagrama TRC do aço ASTM A182 F22	19
Figura 2 : Aço ASTM A182 F22 ampliação de 200x.....	20
Figura 3 : Microestrutura do Inconel 625.....	21
Figura 4 : Esquematização da soldagem MIG/MAG	22
Figura 5 : Representação da solda de amanteigamento	23
Figura 6 : Áreas da solda de junta soldada.	25
Figura 7 : Região da junta soldada.....	26
Figura 8 : Esquematização do crescimento dos grãos da ZF	27
Figura 9 : Comportamento dos grãos da ZTA.	28
Figura 10 : Esquematização da comparação entre o microscópio ótico e Microscópio de Varredura Eletrônica.....	31
Figura 11 : Fluxograma das etapas dos experimentos laboratoriais	33
Figura 12 : Tarugo do aço ASTM A182 F22.....	34
Figura 13 : Cilindro de argônio (gás de proteção)	35
Figura 14 : Pré-aquecimento do metal de base.....	36
Figura 15 : Metal de base com cantoneiras	36
Figura 16 : Chapa após solda de amanteigamento.....	38
Figura 17 : Remoção das cantoneiras.....	39
Figura 18 : Amostras divididas em três seções	39
Figura 19: Forno Mulfla	40
Figura 20 : Amostra em resfriamento ao ar	41
Figura 21 : Posições das indentações para ensaio de dureza longitudinal	43
Figura 22 : Posições de indentações na seção transversal	43
Figura 23 : Posições das indentações da microdureza	44
Figura 24 : Dureza na seção longitudinal nas amostras sem e com TTAT.	47
Figura 25 : Dureza transversal das amostras sem e com TTAT	50
Figura 26 : Microdureza da amostra sem TTAT.....	53
Figura 27 : Microdureza da amostra com TTAT de 677°C.....	54
Figura 28 : Microdureza da amostra com TTAT de 704 °C.....	55
Figura 29 : Microdureza solda de amanteigamento.	56
Figura 30 : Macrografia da amostra sem TTAT.....	57

Figura 31: Microestrutura do metal de base (a) sem TTAT 50(x). (b) sem TTAT (500x). (c) TTAT de 677 °C (50x). (d) TTAT de 704 °C(50x).....	59
Figura 32 : Microestrutura da interface metal de solda e zona termicamente (a) sem TTAT (200x). (b) TTAT de 677 °c (100x). (c) TTAT de 704 °c (200x).....	61
Figura 33 : Microestrutura do Inconel (a)sem TTAT (100x). (b) TTAT de 677 °C (100x). (c) TTAT de 704 °C (100x).....	64
Figura 34 : Zonas parcialmente diluídas sem TTAT:.....	65
Figura 35 : Zonas parcialmente diluídas com TTAT de 677 °C:.....	66
Figura 36 : Zonas parcialmente diluídas com TTAT de 704 °C:.....	66
Figura 37 : MEV sem TTAT com aumento de 1000x, 2000x, 5000x e 10000x respectivamente.	67
Figura 38 : MEV com TTAT de 677 °C com aumento de 1000x, 2000x e 10000x respectivamente.	68
Figura 39 : MEV com TTAT de 704°C com aumento de 1000x, 2000x e 10000x respectivamente.	68
Figura 40 : Solda de amanteigamento com TTAT de 704 °C	69

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 : Composição química, em % peso, do aço ASTM A182 F22	34
Tabela 2: Composição química, em % peso, Inconel 625.....	35
Tabela 3 : Parâmetros empregados na solda de amanteigamento	37
Tabela 4 : Parâmetros do TTAT	40
Tabela 5 : Dureza na seção longitudinal na amostra sem TTAT.....	49
Tabela 6 : Dureza na seção longitudinal na amostra com TTAT de 677 °C.....	49
Tabela 7 : Dureza na seção longitudinal na amostra com TTAT de 704°C.....	49
Tabela 8 : Dureza na seção transversal na amostra sem TTAT.	51
Tabela 9 : Dureza na seção transversal na amostra TTAT 677 °C	51
Tabela 10 : Dureza na seção transversal da amostra de 704 °C.	52

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
HV	Dureza Vickers
MB	Metal de base
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
MO	Microscopia Óptica
MS	Metal de solda
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
SL	Seção Longitudinal
ST	Seção Transversal
TRC	Transformação com Resfriamento Contínuo
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio de Tensão
TTPS	Tratamento Térmico pós- soldagem
ZPD	Zona Parcialmente Diluída
ZF	Zona de fusão
ZTA	Zona Termicamente Afetada
UFERSA	Universidade Federal Rural do Semi-Árido
UFPB	Universidade Federal da Paraíba

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
1.1 Objetivos	17
1.1.1 Objetivo Geral	17
1.1.2 Objetivos Específicos	17
2 REFERENCIAL TEÓRICO.....	18
2.1 Aços de Baixa Liga e Alta Resistência	18
2.1.1 Aço ASTM A182 F22.....	19
2.2 Ligas de Níquel	20
2.3 Soldagem	22
2.3.1 Soldagem MIG	22
2.3.2 Solda de amanteigamento e Pré-aquecimento	23
2.4 Metalurgia da soldagem	25
2.4.1 Zona de fusão (ZF) ou Metal de solda	26
2.4.2 Zona Termicamente Afetada (ZTA).....	27
2.4.3 Zonas Parcialmente Diluídas (ZPDs)	29
2.5 Tratamento Térmico de Alívio de Tensão (TTAT).....	30
2.6 Microscopia de Varredura Eletrônica (MEV).....	31
3 MATERIAIS E MÉTODOS	33
3.1 Materiais.....	33
3.1.1 Metal de base.....	34
3.1.2 Metal de adição	35
3.1.3 Gás de proteção.....	35
3.2 Soldagem	36
3.2.1 Parâmetros de soldagem	37
3.2.2 Amanteigamento	37
3.2.3 Corte da solda de amanteigamento	38
3.3 Tratamento Térmico de Alívio de Tensão (TTAT)	40
3.4 Caracterização microestrutural.....	41
3.4. 1 Usinagem e Metalografia.....	41
3.4.2 Macrografia e Micrografia.....	42
3.5 Dureza.....	42

3.5.1 Dureza na seção longitudinal	42
3.5.2 Dureza na seção transversal.....	43
3.6 Microdureza.....	44
3.7 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	45
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	46
4.1 Dureza.....	46
4.2 Microdureza.....	52
4.3 Caracterização microestrutural.....	57
4.3.1 Macrografia	57
4.3.2 Micrografia.....	58
4.3.2.1 Metal de base	58
4.3.2.2 Interface MS-ZTA	61
4.3.2.3 Metal de solda	62
4.3.2.4 Zonas Parcialmente diluídas (ZPDs)	65
4.4 Microscopia de Varredura Eletrônica (MEV)	67
5 CONCLUSÕES	70
REFERÊNCIAS.....	72

1 INTRODUÇÃO

A humanidade desde a pré-história explora os recursos naturais visando melhores condições de vida e bem-estar. Sabe-se que o petróleo é um combustível fóssil, constituído de matéria orgânica, que leva milhões de anos para ser formado (Batista; Faria; Brondani, 2019). No século XIX, este material foi bastante empregado em processos da indústria e para além disso, como combustível de automóveis, devido sua importância na Segunda Guerra mundial, sendo fortemente empregado para geração de energia (Silva *et al.*, 2008).

Esse recurso energético é usado por inúmeros países e, trata-se de uma fonte finita, fatores que têm elevado o interesse por descobertas de novos poços, principalmente no fundo do oceano. Pina (2010) afirma que as atividades do setor petrolífero *offshore* têm crescido nos últimos anos em águas profundas e ultra profundas.

Esse ambiente de extração caracteriza-se pela agressividade do fluido e pelas altas pressões. Essa realidade torna necessário a utilização de tubulações de grandes dimensões que empregam aços de resistência elevada e união por processos de soldagem (Silva, 2007). No entanto, este último fator, principalmente quando se tem a utilização de materiais dissimilares, pode gerar em torno da linha de fusão uma microestrutura com baixo desempenho mecânico (Cavalcante, 2014) e assim, contribuir com o surgimento de falhas repentinas, com consequências irreversíveis, como destruição da fauna marinha e/ou danos à vida humana.

Os aços denominados de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), são empregados nas indústrias, como exemplo, automobilista, nuclear, na exploração e transporte de petróleo entre outras, devido apresentarem melhores propriedades mecânicas e maior resistência à corrosão em relação aos aços carbonos (ASM, 1993).

Como exemplos de componentes estruturais cuja construção emprega processos de soldagem, tem-se árvores de natal, risers e cabeças de poços marítimos (Wormsen *et al.*, 2015). Aços como o ASTM A182 F22 e AISI 8630M têm sido empregados nesses componentes, devido à sua boa relação custo vs. Propriedades mecânicas (Oliveira, 2013).

No entanto, esses aços apresentaram falhas de natureza frágil, em peças soldadas, inclusive em situações que estavam submetidos à carregamentos inferiores ao limite de escoamento (Dodge, 2014). Esse fato tem gerado inúmeras pesquisas no intuito de entender a natureza dessas falhas e, atualmente, há um consenso que há correlação entre microestrutura (gerada após o processo de soldagem) e atuação de hidrogênio proveniente do fluido extraído e do meio (marítimo) no qual os componentes estão expostos (Oliveira, 2013; Batista, 2016).

Segundo Oliveira (2013), a solda dissimilar (a união de materiais diferentes) produz a interface de amanteigamento, que geralmente corresponde a região mais crítica da junta, o autor enfatiza que pode haver uma grande quantidade de H⁺ adsorvido na superfície soldada, a presença desse elemento tem sido apontada como uma possível causa das falhas. Nesse sentido, Beltrão (2017) frisa que o amanteigamento é uma técnica de acomodar tensões geradas, pela solda de união, nas interfaces de metais de base e de adição. Nesse sentido, têm-se estudado as influências da composição química dos materiais de base e de adição, dos parâmetros de soldagem e dos tratamentos térmicos na microestrutura da interface dissimilar.

O autor Brito (2014) também empregou os mesmos materiais de base e de solda do trabalho de Oliveira (2013), assim como parâmetros de TTAT similares, no entanto utilizou a soldagem do tipo TIG. Seus resultados apontaram uma redução nos níveis de dureza após o TTAT, entretanto microscopicamente a dureza foi superior a 250 HV na interface dissimilar de amanteigamento.

O pesquisador Moura Filho (2014) também estudou as juntas soldadas compostas pelos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 e amanteigadas com a liga de níquel, empregando a soldagem por Plasma de arco transferido (PTA). Dentre as respostas obtidas o autor evidenciou um refino de grão nas juntas amanteigadas e uma redução na dureza, no entretanto assim como no trabalho Brito (2014) valores de dureza superiores a 250 HV foram encontrados.

Nesse sentido, têm-se estudado as influências da composição química dos materiais de base e de adição, dos parâmetros de soldagem e dos tratamentos térmicos na microestrutura da interface dissimilar. Com isso, o presente trabalho tem o objetivo de avaliar o comportamento mecânico e microestrutural da interface da solda de amanteigamento, composta pelo aço ASTM A182 F22 no estado forjado (como fornecido) e liga de base níquel (Inconel 625). A solda foi executada pelo

método *Metal Inert Gas* (MIG), sucessivamente foi submetida a Tratamento Térmico de Alívio de Tensão (TTAT) nas temperaturas de 677°C e 704°C.

1.1 Objetivos

1.2 Objetivo Geral

Avaliar a influência do Tratamento Térmico de Alívio de Tensão (TTAT) no comportamento mecânico e microestrutural da interface de solda de amanteigamento dissimilar.

1.1.2 Objetivos Específicos

- Empregar processo de soldagem MIG convencional na obtenção de solda de amanteigamento dissimilar;
- Submeter a solda de amanteigamento dissimilar a Tratamento Térmico de Alívio de Tensão (TTAT) nas temperaturas de 677°C e 704°C, com tempo de permanência de 4 horas e resfriamento ao ar;
- Levantar a formação microestrutural da interface dissimilar;
- Avaliar o comportamento de dureza e microdureza do metal de base, zona termicamente afetada (ZTA) e metal de solda.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 Aços de Baixa Liga e Alta Resistência

Segundo Neris (2020) a engenharia e a indústria utilizam os aços em larga escala, tornando-o, um constituinte mais importante dos grupos dos materiais. Girelli (2006) reitera que os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), também podem ser conhecidos por (HSLA) proveniente do inglês *High Strength Low Alloy*, possuem excelentes propriedades mecânicas, suportam elevadas tensões, em virtude disso, é comumente utilizado na indústria do petróleo. Entretanto, essas propriedades são moldadas de acordo com a quantidade de carbono presente, na qual geralmente busca-se o aumento da resistência mecânica e produtos finais leves (Chiaverini, 2012).

Sabe-se que os aços carbonos, são integrantes da família das ligas ferrosas, têm inúmeras propriedades relevantes e uma maior disponibilidade no mercado, entretanto para aplicações específicas exigem a utilização de aços especiais com elementos de ligas para atenderem as normas e especificações técnicas, apesar de possuírem custos mais elevados em relação aos aços carbonos. Segundo Chakraborty *et al.*, 2016), os aços ARBL adquirem a combinação das propriedades de elevada resistência, resistência a fragilização e boa soldabilidade através das pequenas inclusões do Nióbio (Nb), Vanádio (V) e Titânio (Ti) juntamente com o baixo teor de carbono.

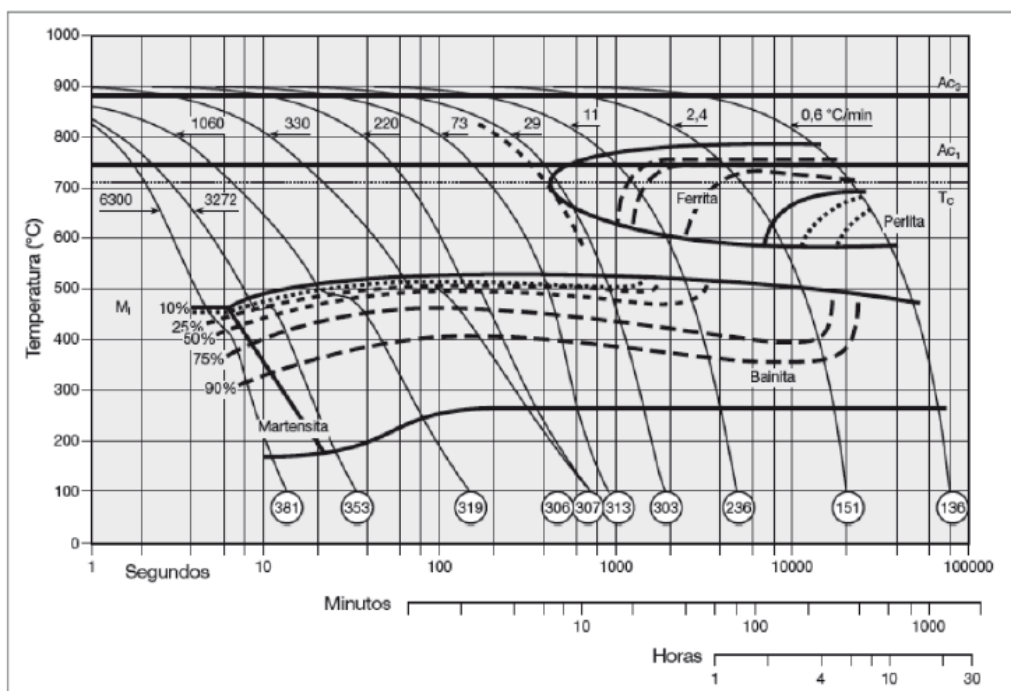
Esses aços são materiais estruturais com boa soldabilidade, elevada resistência mecânica e tenacidade, sendo aplicados a indústria naval, *offshore* e de tubos (Lage, 2010). A priori, esses aços, apresentam microligantes, foram aperfeiçoados para as necessidades da indústria do Óleo e Gás (Meester, 1997). Vale frisar que os microligantes influem especialmente no controle dos grãos austeníticos durante o reaquecimento, na retardação da recristalização da austenita e no endurecimento por precipitação (Skobir, 2011). Santos (2022), afirma que o controle do enxofre proporciona um aumento de tenacidade nos aços ARBL, visto que o enxofre é uma das principais impurezas da extração do petróleo provocando segregações.

2.1.1 Aço ASTM A182 F22

O aço ASTM A182 F22 é um aço ARBL do tipo 2,25 Cr- 1 Mo que é produzido para ser aplicado em ambientes de altas temperaturas por causa da constância advinda dos carbonetos estáveis no contorno dos grãos (Oliveira, 2013). Brito (2014) complementa que a presença de cromo e molibdênio no referido aço torna-o resistente ao calor (*heat resisting*), assim como contribui na melhoria da resistência à corrosão e ductibilidade.

Na nomenclatura o “F” indica o modo de fabricação do material, ou seja, forjamento. Garcia (2018) afirma que o referido aço com esse tipo de processo de fabricação geralmente é empregado em elementos de poços de petróleo submarino. Sodré (2018) acrescenta que a indústria petroquímica e ainda destrincha os componentes como vasos de pressão, tubulações, caldeira e em partes estruturais. A composição do Aço ASTM A182 F22 não pode exceder 5% de elementos de liga. A Figura 1 mostra o diagrama de transformações por resfriamento contínuo (TRC) do referido aço, percebe-se pelo gráfico que é com a formação da microestrutura bainita, Entretanto, Dai e Lippold (2017) em seus trabalhos defenderam a presença de martensita revenida.

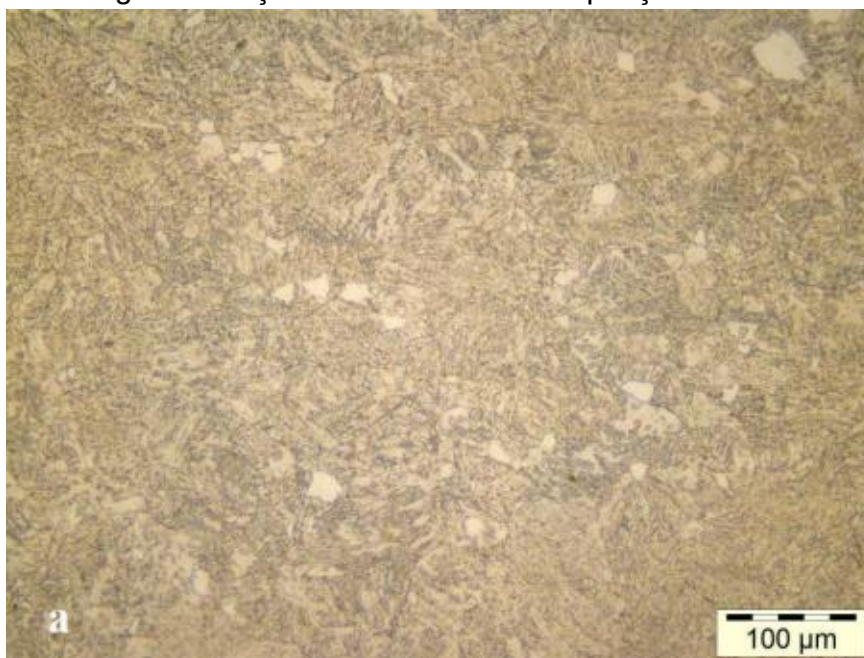
Figura 1 : Diagrama TRC do aço ASTM A182 F22



Fonte: Colpaert (2008).

A microestrutura com a predominância de grãos finos é proveniente do forjamento (Silva, A. 2018). Para Hassel (2013) esse comportamento dos grãos responde em uma alta resistência e alta tenacidade no material. A Figura 2 expõe a microestrutura do aço ASTM A182 F22 no estado forjado do trabalho de Silva, A. (2018) obtendo-se uma matriz ferrítica alongada com carbeto dispersos.

Figura 2 : Aço ASTM A182 F22 ampliação de 200x.



Fonte: Silva, A. (2018).

2.2 Ligas de Níquel

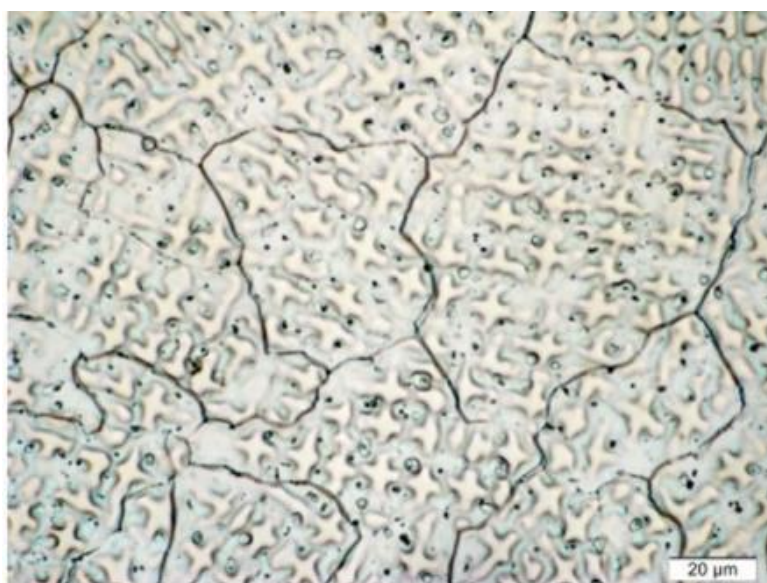
O Inconel 625 é uma liga de níquel bastante utilizada como metal de adição, na produção de solda de amanteigamento que tem como metal de base aços ARBL, por exemplo, o aço ASTM A182 F22 empregado neste trabalho. Esse material apresenta estrutura cristalina do tipo cúbica de face centrada (CFC) (Pontes, 2012). Vale frisar que não passa por mudanças em sua forma alotrópica até atingir seu ponto de fusão. De acordo com Aguiar (2010), essa configuração proporciona excelentes características, como alta tenacidade, ductilidade, boa resistência mecânica principalmente em elevadas temperaturas, bem como uma ótima resistência à corrosão uma variedade de ambientes.

Por meio dessas propriedades atrelada ao níquel, o uso de superligas desse material tem sido empregado em processo de soldagem como metal de adição essencialmente para aplicações especiais (Nunes, 2006).

Dentre essas características do níquel, no Inconel 625 pode-se citar boa soldabilidade e resistência ao escoamento, capacidade de acomodar defeitos no metal de solda e corrosão, por esses fatores seu uso tem uma magnitude no ramo petrolífero e do gás, plantas químicas, usinas termelétricas, dentre outros setores onde o ambiente é bastante corrosivo (Fellipe *et al.*, 2007). Os autores Cooper *et al.* (2015) e Yeni, Koçak (2008) ainda complementa as áreas aeroespaciais, marítimas devido suas boas características em relação a resistência à tração, resistência à fadiga e a resistência a corrosão em ambientes agressivos. Esse material também é uma solução para aplicações porque pode ser utilizado em ampla faixa de temperaturas tanto em situações criogênicas até elevadas temperaturas (Wang *et al.*, 2016).

A microestrutura do Inconel, apresentada na Figura 3, retirado da pesquisa de Bourgeois (2015), as áreas mais claras na microestrutura correspondem à matriz austenítica, enquanto as áreas mais escuras indicam a presença de carbonetos interdendríticos. Dodge *et al.* (2014) conduziram uma análise do comportamento da interface dissimilar entre o aço AISI 8630M e o Inconel 625. Constataram que um tempo prolongado de TTAT resultou na precipitação de carbonetos no Inconel 625, particularmente na região designada como planar (Φ). Esses carbonetos, identificados como do tipo M_7C_3 e ricos em cromo, foram associados à difusão de carbono do metal de base durante o TTAT.

Figura 3 : Microestrutura do Inconel 625.



Fonte: Bourgeois, 2015.

2.3 Soldagem

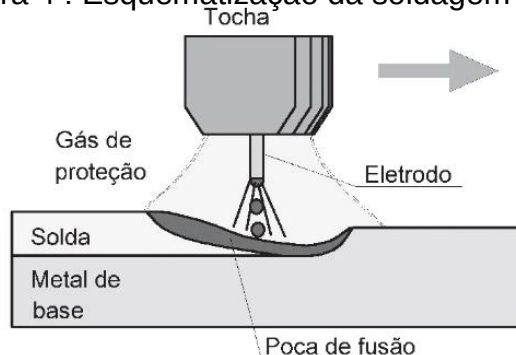
2.3.1 Soldagem MIG

Soldagem é o processo de união de materiais no qual duas ou mais peças são coalescidas em suas superfícies de contato pela aplicação adequada de calor e/ou pressão (Groover, 2014, p.528). Wainer; Brandi e Melo (2004) define como sendo a junção de duas peças metálicas, onde se usa fonte de calor em conjunto ou não, com aplicação de pressão. Cabe frisar que o processo de soldagem na maioria das vezes é um processo permanente.

Dentre a técnica de soldagem existe um processo chamado de *Metal Inert Gas* (MIG) a qual Martins (2018) caracterizado pela adição do consumível fundido até a poça de fusão, na qual acontece por várias formas as transferências metálicas. Já Mota *et al.*, (2016) afirma que a soldagem MIG tem alta demanda devido produtividade elevada, acessibilidade, mecanização e facilidade de operação para o revestido em áreas grandes superficiais.

Scotti e Ponomarev (2008) descreve o processo da soldagem baseado na fonte de calor de um arco elétrico mantido entre a extremidade de um arame no consumível, alimentado continuamente, e a peça a soldar. A proteção da região pode se por um gás inerte (argônio e hélio) ou ativo (dióxido de carbono) ou ainda as misturas dos gases. Para Marques *et al.*, (2009), o uso do gás de proteção é essencial para a proteção do arco e da região de solda contra contaminação pela atmosfera, a Figura 4 esquematiza o referido processo. Santos (2015) complementa que a função da proteção gasosa é proteger a poça de fusão, arame e gotas do material fundido como também a escolha do gás dependerá das condições do processo e propriedades do metal de base.

Figura 4 : Esquematização da soldagem MIG/MAG



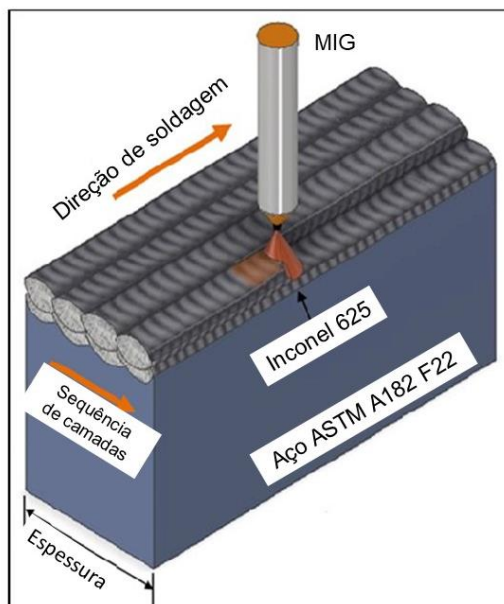
Fonte: Marques *et al.* (2009).

Marques *et al.* (2009), define os constituintes do processo MIG como sendo o calor produzido pelo arco que é empregado para fundir as peças a serem unidas, bem como o arame eletrodo, que é transferido para a junta e serve como metal de adição. Esse processo pode ser aplicado em aços carbonos, aço microligados e ligas de alumínio e magnésio.

2.3.2 Solda de amanteigamento e Pré-aquecimento

A solda de amanteigamento pode ser compreendida como um revestimento pelo metal de adição com propriedades compatíveis no metal de base, ou seja, a deposição em camadas do metal de solda na face da junta ou na superfície soldada (Martins, 2018), geralmente em soldagem de materiais dissimilares realiza-se o amanteigamento (ASM, 1993). Segundo Linnert (1994), o amanteigamento é um recobrir um ou mais superfícies a serem soldadas com um material com composição específica para moldar a camada de passagem na elaboração da junta soldada final, como mostrado na Figura 5 a representação da solda amanteigada.

Figura 5 : Representação da solda de amanteigamento



Fonte: Adaptado de Silva *et al.* (2022).

Uma alternativa para os problemas em juntas dissimilares é a cobertura com um material de propriedades diferentes do metal de base (Santos, 2020). Nesse contexto, de propriedades físicas e mecânicas diferentes na junta dissimilar, o amanteigamento serve para atenuar os efeitos causados durante o processo de soldagem de união (Rodrigues *et.al.*, 2018).

Martins (2018) defende que essa técnica de soldagem tem a função de acomodar as grandes diferenças de expansão e contração térmica nos materiais envolvidos em junta dissimilar e o metal de adição deve ser uma liga tenaz, isenta de microestruturas frágeis.

Ferreira (2014) afirma que o objetivo do amanteigamento é garantir a execução do TTAT após a soldagem de união para assim, a ZTA tem a região para concentrar as tensões residuais, reduzido a dureza em consonância com a norma NACE MR 0175 de 2005.

Para Garcia (2018) a soldagem de revestimento, utilizando materiais de maior ductilidade, é uma prática adotada com o intuito de reduzir as tensões residuais e prevenir a formação de trincas. A camada de revestimento desempenha ainda um papel crucial como barreira física, retardando a difusão de elementos indesejáveis do metal base para o metal de solda, tanto durante o tratamento térmico quanto durante o serviço em altas temperaturas (Fratari *et al.*, 2010).

A operação de aquecer acima da temperatura ambiente o metal de base localmente na região de solda pode ser definido como pré-aquecimento. As medições de temperaturas podem ser realizadas com termômetros, termopares ou qualquer equipamento que permita fazer a leitura de temperatura. De acordo com Modenesi (2001) o pré-aquecimento tem a função de atenuar as distorções, amenizar as durezas da ZTA, prevenção de trincas a frio e redução das tensões residuais.

Mattoso (2021) defende o pré-aquecimento para atenuar a formação de microestrutura endurecida e também de possível trincas devidas as variações de temperatura bruscas, dessa forma garante a solda uma microestrutura final semelhante a original. Dutra e Machado (2017) e Cantarin (2011) complementam que o pré-aquecimento tem a função de minimizar taxas de resfriamento na região de soldada no processo de soldagem.

Segundo Oliveira (2013) durante a soldagem de aços de baixa liga, medidas como pré-aquecimento e controle das temperaturas de interpasse são adotadas

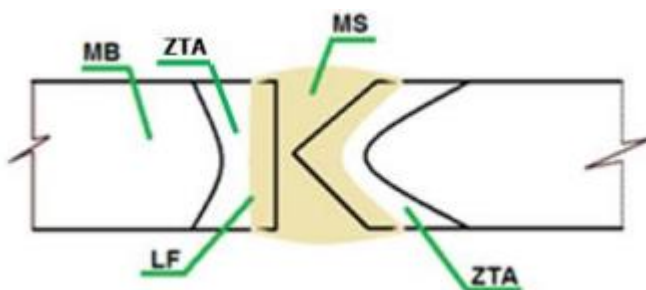
como parte das práticas de controle e garantia de qualidade. Mattos (2012) acrescenta que a técnica reduz os gradientes de microestrutura e microdureza, mas por outro sentido produza uma ZTA de maior dimensão.

De acordo com Mattoso (2021) a utilização da técnica de pré-aquecimento reduziu imperfeições geradas nas soldas. Vale frisar que para um bom êxito do pré-aquecimento é necessário assegurar uma uniformidade da temperatura em toda a peça, porém, pode representar um empecilho, especialmente considerando as diferentes dimensões e espessuras envolvidas.

2.4 Metalurgia da soldagem

As regiões presentes em uma junta soldada são: Metal de base (MB), Zona termicamente afetada (ZTA) e Metal de solda (MS). Albuquerque (2010) ainda acrescenta a Linha de fusão (LF), conforme ilustrado na Figura 6. Dentre as regiões citadas a ZTA é a que mais apresenta variações de microestruturas e propriedades devido a energia de soldagem ficar concentrada nessa área.

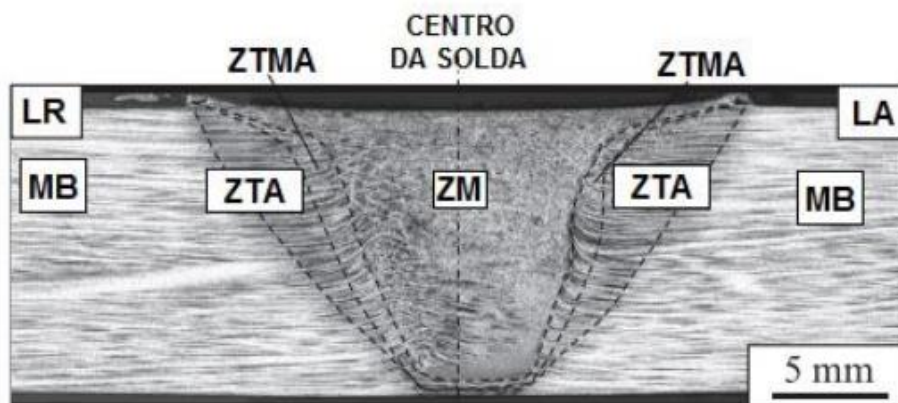
Figura 6 : Áreas da solda de junta soldada.



Fonte: Alburquerque (2010).

Os autores Alexandrov *et al.* (2012); Dodge (2014); Soysal *et. al* (2016) acrescentam que nas proximidades da LF há grandes gradientes de composição e alterações microestruturais. Na Figura 7, Kleiner (2017) destaca a zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e zona misturada (ZM), na literatura também pode ser chamada de zona parcialmente diluída (ZPD) para cada região ou área possuem uma microestrutura característica e propriedades distintas devido as transformações térmicas e mecânicas sofridas (Kleiner, 2017).

Figura 7 : Região da junta soldada.



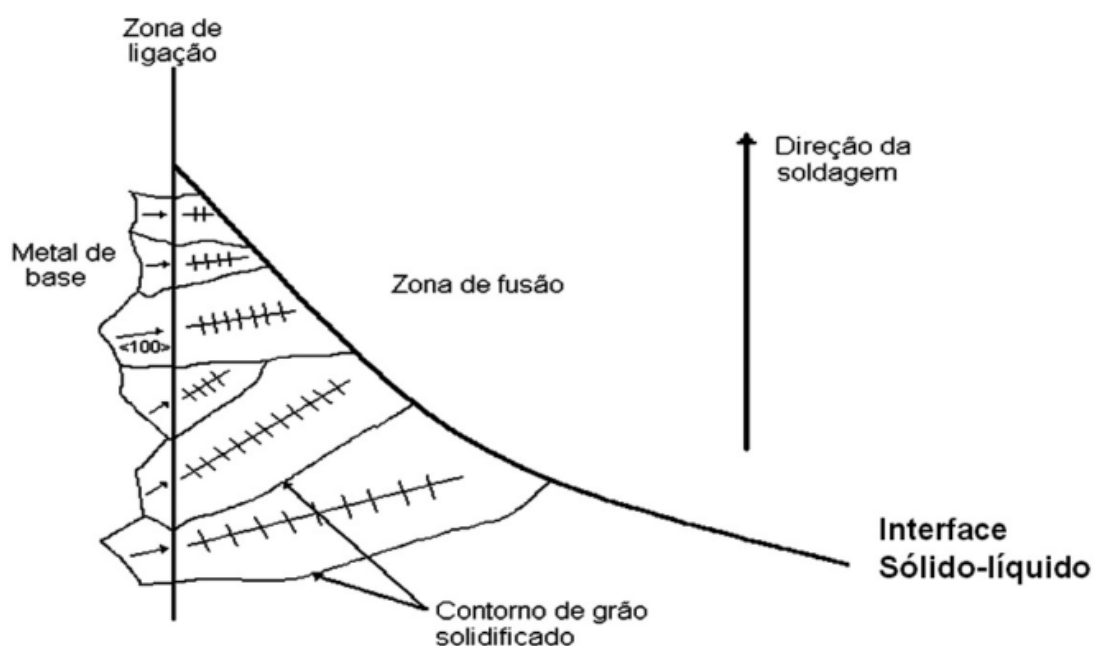
Fonte: Matsushita (2015) Apud Kleinir (2017).

2.4.1 Zona de fusão (ZF) ou Metal de solda

Sodré (2018) salienta que o processo inicial de solidificação da ZF em materiais dissimilares tem início com o crescimento epitaxial a partir do substrato sólido, seguido pelo crescimento competitivo dos grãos em direção à região central da solda. Rodrigues (2010) acrescenta que a direção dos grãos é a de máxima gradiente de temperatura, ou seja, na parte central. Rodrigues (2010) descreve que essa região é a intermediária entre o metal de base e o metal de solda no decorrer da soldagem. Kleiner (2017) reitera que é a zona afetada tanto pela temperatura e as deformações plásticas simultaneamente.

Para além do crescimento competitivo direcional, acontece também o comportamento grãos possuem suas próprias orientações, denominadas direções de crescimento preferencial nas estruturas CCC e CFC, isto é, eles se desenvolvem ao longo das linhas de solda, onde encontram maior facilidade de deslocamento (Beltrão, 2017). Esses movimentos dificultam o deslocamento e a ocupação de espaços vazios por grãos irregulares que estão alinhados com o gradiente máximo de temperatura (Costa, 2013) de acordo com a Figura 8.

Figura 8 : Esquemática do crescimento dos grãos da ZF



Fonte: Flemings (1974) *apud* Neves *et al.* (2009).

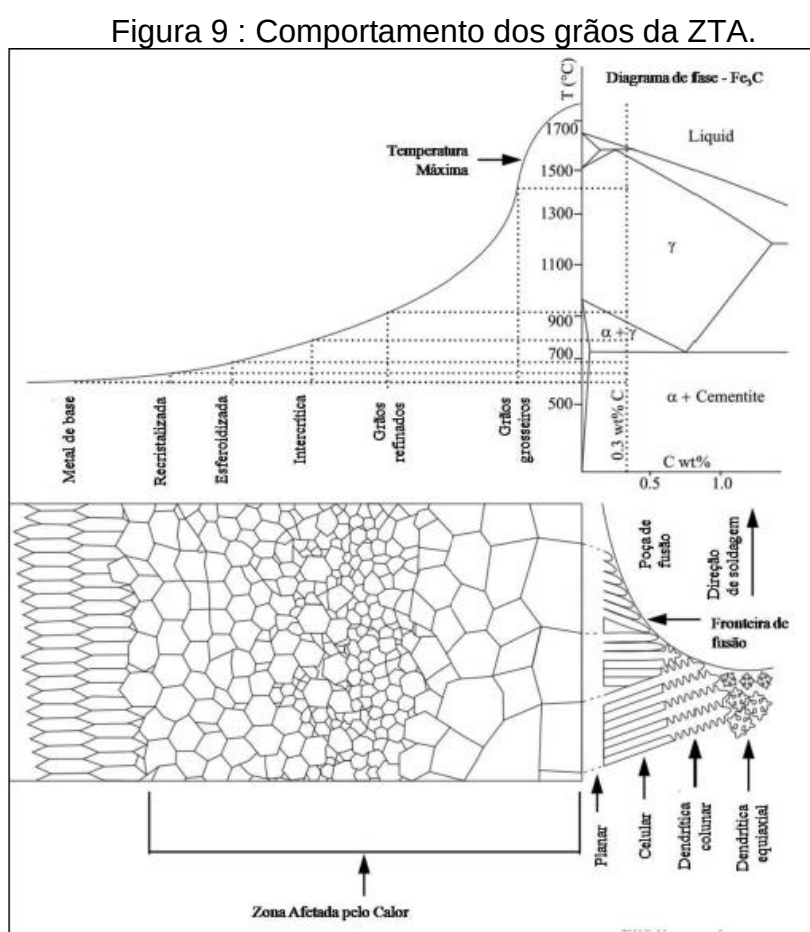
2.4.2 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

Silva, A. (2018) e Rodrigues (2010) enfatizam que a microestrutura mais complexa da junta soldada está localizada na ZTA, devido ao aquecimento e resfriamento rápido durante o processo de soldagem. Sabe-se que o aporte térmico, quantidade de calor recebida, fica na ZTA e isto provoca a mudança na microestrutura da ZTA e depende das variáveis citadas anteriormente, como também pela espessura da peça a ser soldada, pela geometria e temperatura de interpasse (Poorhaydarl; Patchett; Ivey, 2005). Modenesi (2012) descreve a ZTA em 4 regiões distintas: grãos grosseiros, grãos finos, Intercrítica e subcrítica.

Grãos grosseiros: estão situados próximo à zona de fusão, esta área é caracterizada por grãos grosseiros austeníticos. O crescimento desses grãos ocorre a uma temperatura de pico acima de 1200 °C, pois segundo Silva, A. (2018) é uma temperatura superior a transformação da austenita. Modenesi (2012) afirma que o tamanho dos grãos austeníticos influenciam diretamente no aumento da temperabilidade da região, como também, na área de contorno de grãos, resultando no desenvolvimento de uma microestrutura rica em constituintes bainíticos e martensíticos. A martensita tem característica de um aumento significativo na dureza, uma diminuição na tenacidade e a ocorrência de trincas (Modenesi, 2012).

- Grãos finos: A temperatura varia entre 900°C a 1200°C. Sua estrutura exibe uma granulação fina, caracterizada por uma microestrutura austenítica com a estrutura cristalina CFC interiormente (Silva, A. 2018).
- Intercrítica: Mostra uma transformação parcial para a fase austenítica. Sob diferentes velocidades de resfriamento, a austenita pode se converter em perlita, bainita ou ilhas de martensita-austenita. Esta área geralmente retratar baixa tenacidade e alta dureza (Modenesi, 2012).
- Subcrítica: Refere-se ao metal de base ainda afetado pela temperatura. Em aços que passaram por tratamento térmico, pode ocorrer um processo de revenimento da martensita, resultando na redução da resistência mecânica ou da dureza em comparação com o metal de base (Modenesi, 2012).

Silva, A. (2018) defende a ZTA em 5 regiões: zona de granulação grosseira, zona granulação recristalizada de grãos fina, zona Inter crítica, zona parcialmente esferoidizada e zona revenida. Para ambos os autores, o comportamento na ZTA é similar (ver Figura 9).



Fonte: Adaptado de Fenske (2010).

2.4.3 Zonas Parcialmente Diluídas (ZPDs)

A Zona Parcialmente Diluída (ZPD) engloba a região situada entre a linha de fusão e o metal de solda, caracterizada por uma composição química intermediária entre o metal de solda e o metal de base (Batista, 2016; Cantarin, 2011). Garcia (2018) afirma que essa alteração química é prejudicial para a metalurgia do material, pois esse fenômeno leva a formação de regiões fragmentadas com microestrutura e propriedades distintas, o que pode afetar negativamente o desempenho da junta soldada (Garcia, 2018).

Cantarin (2011) enfatiza que as ZPDs podem alterar as propriedades das juntas as soldadas, devido à dificuldade para localização no material e serem descontínuas, como também são duras e frágeis (Silva, W. 2018). Silva, W. (2018) salienta que os valores médios dessas regiões podem chegar entorno de 400 HV, tipicamente aos valores de dureza na martensita, visto que para a referida microestrutura é na escala de 340 HV (Doody, 1992). Em resposta a microestrutura citada, essas zonas podem ocasionar a perda de resistência mecânica, fragilização por hidrogênio, trincas por corrosão sob tensão em ambiente com a presença de sulfeto de hidrogênio (H_2S), ataque por corrosão por meio do “pitting” (Kejelin *et al.*, 2005; Kou, 2007).

Em relação as ZPDs Beaugrandet (2009) classificam nas seguintes regiões:

- Zona Δ : Região de descarbonetação localizada nos grãos maiores da ZTA do metal de base, com projeções de metal de solda penetrando nos contornos dos grãos da austenita prévia.
- Zona M: Composta principalmente por martensita, não se estende continuamente ao longo da interface, sendo mais frequente na região entre os passes, nessa área pode encontrar as estruturas do tipo “redemoinho”.
- Zona Φ : Região de solidificação planar, presente em toda a interface. Apresenta uma estrutura de cristal cúbico de face centrada (CFC), austenítica, com uma significativa supersaturação de carbono em solução sólida.
- Zona π : Área parcialmente misturada, composta por uma matriz austenítica contendo uma grande quantidade de precipitados interdendríticos de alto número atômico, com predominância de elementos como molibdênio e nióbio, podendo se estender por centenas de micrômetros.

Doody (1992) classifica as ZPDs em formas geométricas, que são:

- Praias: Faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão com elevada dureza;
- Ilhas: Parte do metal de base totalmente envolvido pelo metal de solda;
- Baías: Metal de solda parcialmente envolta pelo metal de base;
- Península: Metal de base parcialmente envolta pelo metal de solda;
- Dedos: É a inserção do Metal de solda no metal de base (Silva, A. 2018).

2.5 Tratamento Térmico de Alívio de Tensão (TTAT)

O Tratamento Térmico de Alívio de Tensão (TTAT) que também pode ser chamado de Tratamento Térmico pós - Soldagem (TTPS) ou em inglês PWHT (*Postweld Heat Treatment*) consiste em aquecer o material a uma temperatura abaixo da temperatura de austenitização por um determinado tempo e depois submeter a um resfriamento lento (ao ar), geralmente é aplicado com o intuito de aliviar as tensões residuais das juntas soldadas. Nesse contexto, o tratamento térmico é descrito por Silva e Mei (2010) como uma série de procedimentos de aquecimento cuidadosamente controlados, destinados a modificar as propriedades dos aços e ligas especiais. Por outro lado, Pontes (2012) destaca que o TTAT aumenta a ductilidade do material levando a uma condição mais durável, porém reduz a resistência mecânica rapidamente.

Rodrigues (2011) enfatiza que a temperatura e tempo do TTAT são critérios importantes que devem ser associados a composição do metal de base e solda, pois segundo o autor quando escolha é inadequada pode estar sujeitando a uma perda de propriedades mecânicas como a tenacidade, devido a transformação de fases indesejadas, alterações microestruturais e a precipitação de carbonetos. Dacin (2012) frisa que o TTAT produz um revenimento com adaptação do sistema cristalino, obtendo como resposta uma atenuação da dureza e aumento da tenacidade, para Barbosa (2007) isso ocorre devido o revenimento ou recozimento da zona fundida e ZTA, como também reduzir as tensões associadas a soldagem e permitir a difusão do hidrogênio (Barbosa, 2007).

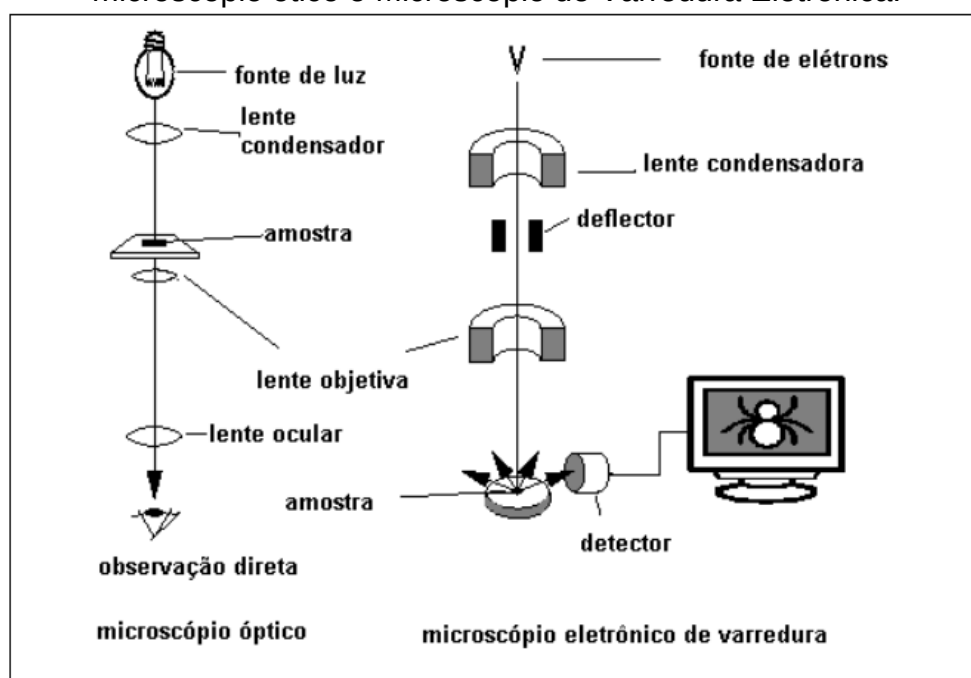
Dias (2011) menciona que o TTAT pode favorecer o crescimento e/ou descarbonetação dos grãos do metal de base que fica na próximos a linha de fusão. Todavia, durante o TTAT ou energia de soldagem, são obtidos a compatibilidade de

alta tenacidade e resistência mecânica provenientes dos mecanismos microestruturais (Rodrigues *et al.*, 2018). Essas modificações estão interligadas a formação e precipitação de carbonetos e nitretos dos principais elementos de liga na matriz metálica (Neris, 2020).

2.6 Microscopia de Varredura Eletrônica (MEV)

A Microscopia de Varredura Eletrônica tem inúmeras aplicações inclusive no desenvolvido de pesquisas científicas como também nas áreas de geologia, biologia, engenharia e eletrônica entre outras, por permitir uma ampliação em até 300.000 vezes com detalhes (Duarte, 2003). Segundo Dedavid *et al.* (2007) a diferença entre o MEV para o microscópio ótico convencional é a presença de feixe de elétrons a invés de fótons, o que elimina os problemas de resolução com luz branca (na Figura 10 está esquematizada essa diferença).

Figura 10 : Esquematização da comparação entre o microscópio ótico e Microscópio de Varredura Eletrônica.



Fonte: Devadid *et al.* (2007).

O MEV permite uma análise microestrutural mais rigorosa em relação a microscopia ótica convencional, sendo indispensável para uma avaliação detalhada das características dos materiais, em alguns casos somente através da análise MEV

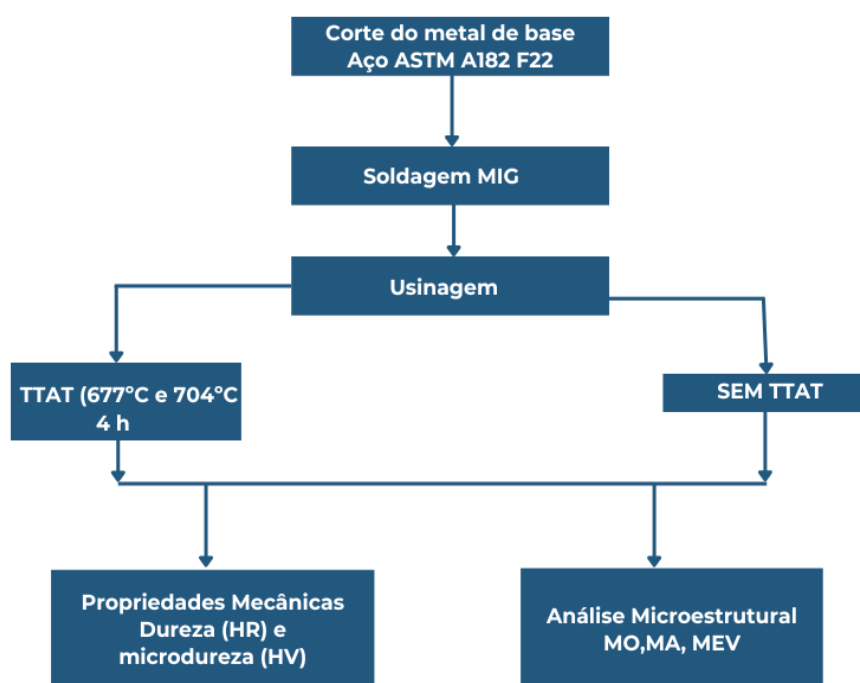
são obtidos os resultados (Maliska, [2024]). Elétrons secundários (ES) são elétrons que são ejetados de átomos da amostra devido a interações inelásticas dos elétrons energéticos do feixe primário com elétrons pouco energéticos da banda de condução nos metais ou de valência nos semicondutores e isolantes (Maliska, [2024], p.36). Os elétrons secundários possuem uma baixa energia geralmente menor que 50 eV, assim produz imagens em elevadas resoluções de 3 a 5 nanômetros (Dedavid *et al.*, 2007).

Costa (2016) aponta o MEV como sendo uma técnica favorável para reconhecer defeitos microestruturais e analisar propriedades dos materiais com imagens em alta resolução. Costa (2016) ainda acrescenta que os elétrons secundários são os responsáveis por realçar as variações de relevo na superfície.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta pesquisa adotou-se uma metodologia integrada em revisão bibliográfica em artigos, dissertações e teses, buscando contextualizar as problemáticas e hipóteses levantadas, bem como identificar as lacunas existentes na área de estudo. O trabalho também contemplou a realização de experimentos empíricos, cujas etapas estão esboçadas no fluxograma da Figura 11, analisando os dados e comparando-os com os resultados encontrados na literatura.

Figura 11 : Fluxograma das etapas dos experimentos laboratoriais



Fonte: Autoria Própria (2024).

3.1 Materiais

Os materiais utilizados na pesquisa foram, o metal de base (MB) constituído pelo aço ASTM A182 F22 no estado forjado (como fornecido), metal de adição uma liga a base de níquel conhecida comercial por Inconel 625 e gás argônio para proteção durante a soldagem.

3.1.1 Metal de base

Para a realização do trabalho empregou-se o tarugo forjado (como fornecido) do aço ASTM A182 F22 Figura 12, sendo um aço de baixo carbono, cuja a composição química é apresentada na Tabela 1, segundo os parâmetros da norma ASTM A182.

Tabela 1 : Composição química, em % peso, do aço ASTM A182 F22

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo
Aço F22	0,05 - 0,15	0,30 - 0,60	0,040	0,040	0,050	2,00 - 2,50	0,87 - 1,13

Fonte: Norma ASTM A182 (2016).

Figura 12 : Tarugo do aço ASTM A182 F22



Fonte: Autoria própria (2024).

3.1.2 Metal de adição

O metal de adição aplicado foi um arame maciço, a base de níquel comercialmente conhecido por Inconel 625 com diâmetro de 1,2 mm, cuja a composição química fornecida pelo fabricante está contida na Tabela 2.

Tabela 2: Composição química, em % peso, Inconel 625

	C	Mn	P	Si	Cr	Mo	Ni	Nb	Demais elementos
Inconel 625	0,014	0,030	0,050	0,040	21,57	8,82	65,3	3,63	bal

3.1.3 Gás de proteção

Na etapa de solda de amanteigamento utilizou o processo de soldagem MIG, empregando o gás de proteção argônio (optou-se pelo referido gás de proteção por um custo baixo e seu um gás de fácil acesso) com 99,99% de pureza. O recipiente de gás aplicado nesse trabalho é mostrado na Figura 13.

Figura 13 : Cilindro de argônio (gás de proteção)



Fonte: Autoria própria (2024).

3.2 Soldagem

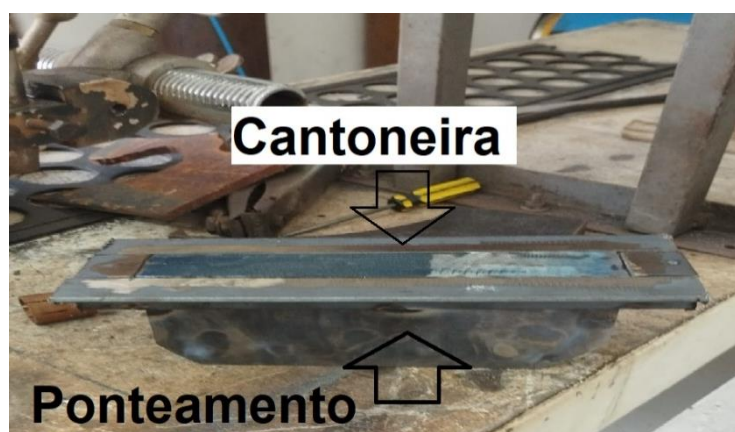
O início do processo foi através do corte do tarugo que aconteceu na Serra Fita do Laboratório de Usinagem da Universidade Federal Rural do Semi-Árido do Campus Caraúbas. O procedimento de soldagem foi realizado no Laboratório de Soldagem do Centro de Tecnologia da Universidade Federal da Paraíba (UFPB) Campus João Pessoa. Antes do processo de amanteigamento o metal de base em formato de chapa com dimensões de 30x76x186mm (Espessura, largura e comprimento) foi submetida a pré-aquecimento com uma chama oxiacetilênica (Figura 14), no intervalo das temperaturas de $280\text{ }^{\circ}\text{C} \leq T \leq 340\text{ }^{\circ}\text{C}$, em seguidas foram fixadas as cantoneiras de aço por meio da solda de ponteamento (Figura 15), na peça a ser soldada para garantir distribuição uniforme dos cordões de solda em toda extensão da peça e o bom alinhamento das camadas sobrepostas.

Figura 14 : Pré-aquecimento do metal de base.



Fonte: Autoria própria (2024).

Figura 15 : Metal de base com cantoneiras



Fonte: Autoria própria (2024).

3.2.1 Parâmetros de soldagem

Os parâmetros escolhidos da soldagem MIG convencional foram embasados no trabalho de Silva, A. (2018), assim como orientações do soldador qualificado e capacitado estão expostos na Tabela 3.

Tabela 3 : Parâmetros empregados na solda de amanteigamento

Processo de soldagem	MIG
Espessura mínima do amanteigamento(mm)	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 do arame (mm)	1,2
Gás de proteção	Argônio
Vazão média em m³/min	20
Aporte térmico médio (kJ/mm)	1,48
Corrente média (A)	199,97
Quantidades de cordões	16
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	7
Tensão média (V)	25,85
Stickout (mm)	18,5
Velocidade de soldagem (cm/min)	21
Carbono equivalente do Aço ASTM A182 F22 (89%)	0,89

Fonte: Adaptado de Silva, A. (2018).

3.2.2 Amanteigamento

Antes de iniciar o processo de amanteigamento, a amostra foi submetida a um pré-aquecimento. A temperatura de pré-aquecimento foi definida dentro de uma faixa de variação de $280 \leq T \leq 340^{\circ}\text{C}$, e o controle preciso da temperatura foi realizado utilizando um termômetro laser digital infravermelho. Em consequente, o metal de adição, através da soldagem MIG convencional de modo mecanizada, foi depositado sobre o metal de base ocorrendo o revestimento, vale frisar que também houve um controle da temperatura de interpasse dos cordões que foi no intervalo de $240 \leq T \leq 340^{\circ}\text{C}$. Foram depositadas 5 camadas de cordões de solda para atender a espessura mínima de 9,5 mm, na Figura 16 é perceptível os respingos gerados durante a soldagem, assim como a qualidade dos cordões de solda.

Figura 16 : Chapa após solda de amanteigamento



Fonte: Autoria própria (2024).

3.2.3 Corte da solda de amanteigamento

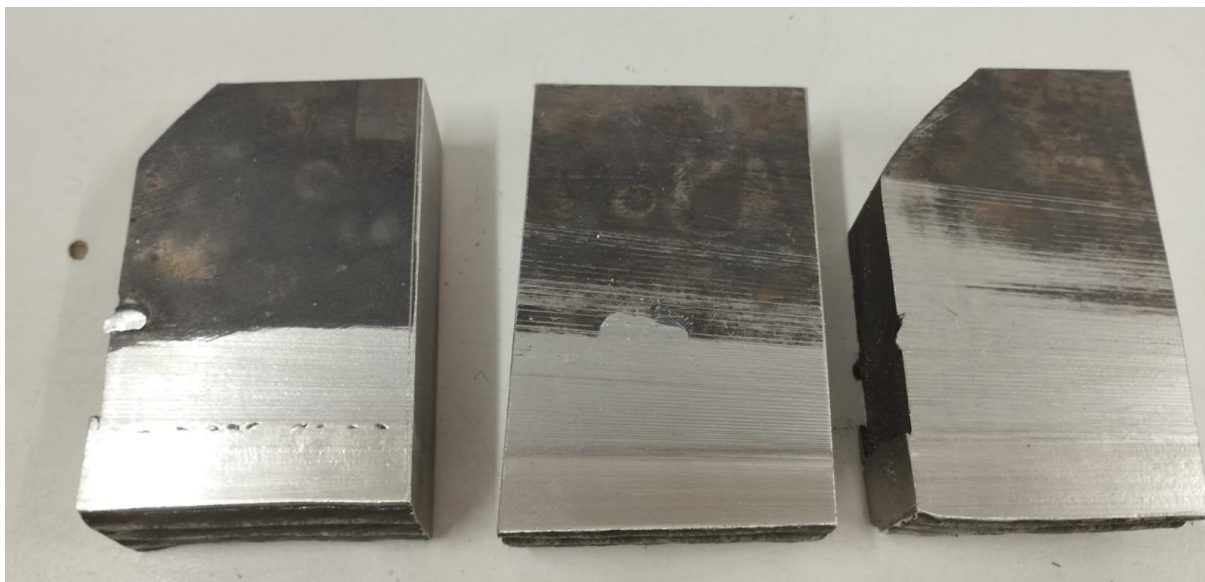
O processo O processo de corte ocorreu no laboratório de usinagem nas instalações do Centro de Tecnologia da UFPB Campus de João Pessoa. Após finalizar a solda de amanteigamento, procedeu-se à remoção cantoneiras de aço, na serra fita, (ver Figura 17). Em seguida, o corpo de prova foi seccionado em três amostras iguais com dimensões de aproximadamente de 30x76x60mm para espessura, largura e comprimento respectivamente, ilustrado na Figura 18, sendo duas delas submetidas a um tratamento térmico para alívio de tensão (TTAT) com temperaturas diferentes. Tal procedimento foi realizado para viabilizar as análises deste estudo, as quais visam caracterizar a solda em condições tanto com e sem aplicação do TTAT.

Figura 17 : Remoção das cantoneiras



Fonte: Autoria própria (2024).

Figura 18 : Amostras divididas em três seções



Fonte: Autoria própria (2024).

3.3 Tratamento Térmico de Alívio de Tensão (TTAT)

O Tratamento Térmico de Alívio de Tensão foi conduzido no Laboratório de Ensaios e Metalografia situado no Campus Caraúbas da Universidade Federal Rural do Semi-Árido. Na Figura 19 tem-se a imagem do Forno Mulfla empregado nesse procedimento, enquanto na Tabela 4 visualiza-se, os parâmetros utilizados. ou seja, empregou-se as temperaturas de 677°C e 704°C com tempo de 4 horas cabe salientar que as temperaturas e tempo escolhidos foram definidas a partir da literatura, sendo considerados os autores Cavalcante, 2014; Silva, A., 2018; Ferreira, 2023. Na Figura 20 visualiza-se a amostra na etapa de resfriamento.

Tabela 4 : Parâmetros do TTAT

TTAT	Taxa de aquecimento	Tempo	Meio de resfriamento
677 °C	11 °C/ min	4 h	Ar
704 °C	13,5 °C		

Fonte: Autoria própria (2024).

Figura 19: Forno Mulfla



Fonte: Autoria própria (2024)

Figura 20 : Amostra em resfriamento ao ar



Fonte: Autoria própria (2024).

3.4 Caracterização microestrutural

A Caracterização microestrutural ocorreu nos Laboratório de Usinagem, Laboratório de Ensaios e Metalografia inseridos no Bloco de Laboratórios II da UFERSA Caraúbas e no SENAI de Mossoró.

3.4. 1 Usinagem e Metalografia

As amostras sem TTAT e TTAT de 677°C foram usinadas na Fresadora Ferramenteira EUROS TEC FTV3i e também reduzidas pela Cortadora Metalográfica CMR-60 para a extração de corpos de provas nas seções transversais e longitudinais. Já a amostra com TTAT de 704°C foi retificada no SENAI Mossoró. Vale mencionar que todos os processos utilizados foram com refrigeração para não ocorrer um super aquecimento na peça.

A metalografia foi realizada nas seções transversal e longitudinal da solda de amanteigamento para as condições sem e com TTAT. Nesse processo empregou-se lixas d'água nas granulometrias de 80, 180, 220, 320, 400, 600, 800 e 1200. Para o polimento, foi empregada pasta de diamante com granulometrias de 3 e 1/4µm. A preparação metalográfica foi concluída com um ataque por imersão em solução de nital a 2% por 10 segundos, para revelação da microestrutura do aço ASTM A182 F22. Posteriormente, as amostras foram submetidas a um ataque eletrolítico com ácido crômico a 10%, aplicando uma tensão de 5V por 15 segundos, permitindo a visualização da microestrutura do Inconel 625.

3.4.2 Macrografia e Micrografia

A Macrografia ocorreu nas amostras com e sem TTAT na seção transversal dos corpos de provas. Na revelação da macrografia, foi empregado um ataque químico no aço ASTM A182 F22 com nital a 5% por um período de 15 segundos, o que resultou na exposição da espessura da Zona Termicamente Afetada (ZTA).

Para as amostras na seção transversal foi realizada a micrografia por meio da análise de microestrutura, na qual foi conduzida utilizando um microscópio ópticoinvertido Nikon ECLIPSE MA100N, sendo as imagens capturadas por meio do software NIS-Elements.

3.5 Dureza

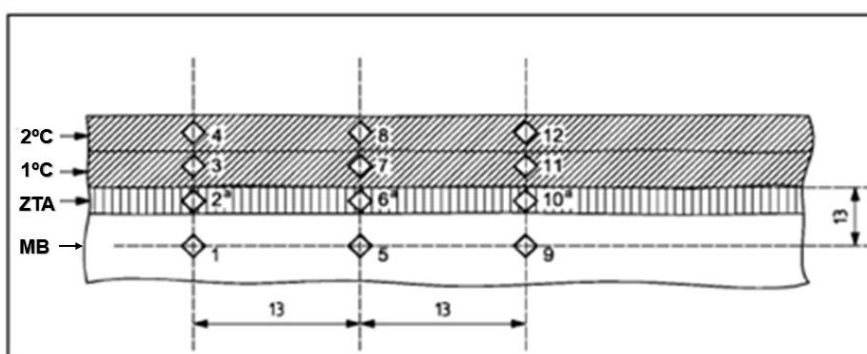
Para analisar a dureza da solda de amanteigamento, foram realizados ensaios de dureza tanto no sentido longitudinal quanto no transversal dos cordões de solda, considerando as amostras com e sem tratamento térmico. Esse ensaio foi executado no Laboratório de Ensaios e Metalografia da Ufersa Caraúbas.

3.5.1 Dureza na seção longitudinal

No teste de dureza longitudinal, a superfície da amostra passou por toda a preparação metalográfica descrita anteriormente, mostrando a olho nu as diferentes regiões da solda (segundo e primeiro cordões de solda, Zona Termicamente Afetada - ZTA e Metal de Base - MB). O ensaio foi conduzido utilizando um durômetro digital do modelo HR-320MS da Mitutoyo. A escala de dureza escolhida foi a Rockwell B, com uma carga de 100kgf. Os resultados foram obtidos na escala de Rockwell B, convertido pela função do durômetro em dureza Vickers, cabe salientar que principalmente os valores da amostra sem TTAT só foram obtidos na escala B, para essa situação os dados de dureza Vickers foram encontrados pela técnica de extrapolação usados as durezas da Tabela 4.13 do Capítulo 4 do Livro de Ensaios dos Materiais 2ª Edição (Garcia, 2012).

As indentações foram realizadas segundo a norma NACE MR 0175 (2005), conforme mostrado na Figura 21. Foram realizadas 12 indentações na amostra, sendo três delas localizadas no Metal de Base (MB) numa distância de 13 mm em relação a linha de fusão, outras três na Zona Termicamente Afetada (ZTA), mais três no primeiro cordão de solda e as restantes no segundo cordão de solda.

Figura 21 : Posições das indentações para ensaio de dureza longitudinal

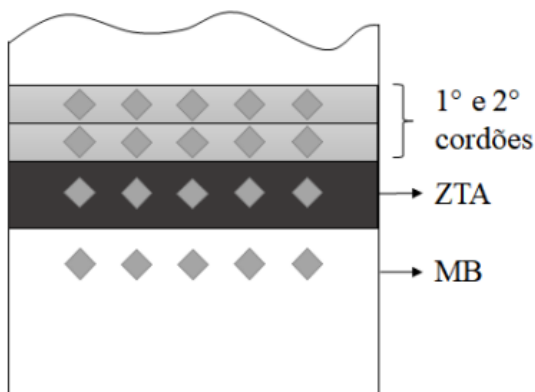


Fonte: Adaptado NACE MR 0175 (2005).

3.5.2 Dureza na seção transversal

Realizou-se as etapas metalográficas (lixamento, polimento e ataque químico). Foram efetuadas cinco indentações nas regiões de Metal de Base (MB), na Zona Termicamente Afetada (ZTA), no primeiro cordão de solda e no segundo cordão de solda, conforme Figura 22. A etapas seguiu o procedimento detalhado na seção anterior 3.5.1.

Figura 22 : Posições de indentações na seção transversal



Fonte: Santos (2020).

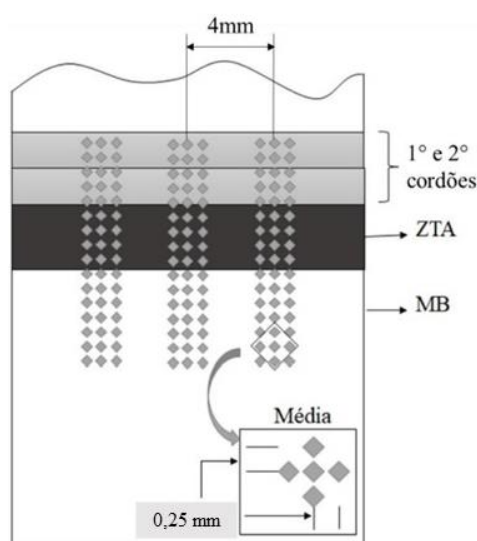
3.6 Microdureza

A microdureza foi realizada nas amostras transversais sem e com TTATs. Os ensaios foram executados no Laboratório de Ensaio e Metalografia inseridos no Bloco de Laboratórios II da UFERSA Caraúbas com o microdurometro Insize modelo ISH-TDV2000. A preparação metalografica das amostras foram semelhantes os demais procedimentos anteriores.

As indentações foram realizada com carga de 100gf por 15 segundos. A análise compreendeu toda a interface dissimilar, com deslocamento iniciando do 2º cordão de solda até o metal de base, como indicado na Figura 23. Essa distribuição de indentações é uma adaptação da norma DNV OS-F101(2008). Para cada amostra (com e sem TTAT), foram realizadas 663 impressões de microdureza Vickers (HV), divididas em três grupos, cada um com três colunas, totalizando nove colunas, as colunas centrais de cada grupo foram distanciadas entre si por 4 mm.

No total cada amostra possuía 663 marcações de microdureza, sendo cada grupo com 221 indentações, espaçadas por 0,25 mm entre si, essa distância foi uma adaptação da referida norma. A média foi calculada ao longo de cada conjunto de três grupos de colunas, considerando cinco indentações, conforme detalhe representado na Figura 23. Essa média correspondia a um ponto na curva de microdureza

Figura 23 : Posições das indentações da microdureza



Fonte: Adaptado de Santos (2020).

3.7 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Para as amostras sem TTAT e com TTAT de 677° C retirou-se corpo de prova com dimensões de 5x17mm (largura e comprimento respectivamente), nas quais foram requeridas o embutimento em resina acrílica. As amostras foram submetidas a preparação metalográfica e o ataques químico e eletroquímico conforme a seção 3.4.1.

O ensaio foi executado no Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura, situado no Ciências Vegetais (CPVSA) na UFERSA Mossoró, aplicando o TESCAN modelo VEGA 3, o método empregado foi elétrons secundários na interface da solda de amanteigamento. Os aumentos foram de 1000x, 2000x, 5000x e 10.000x.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

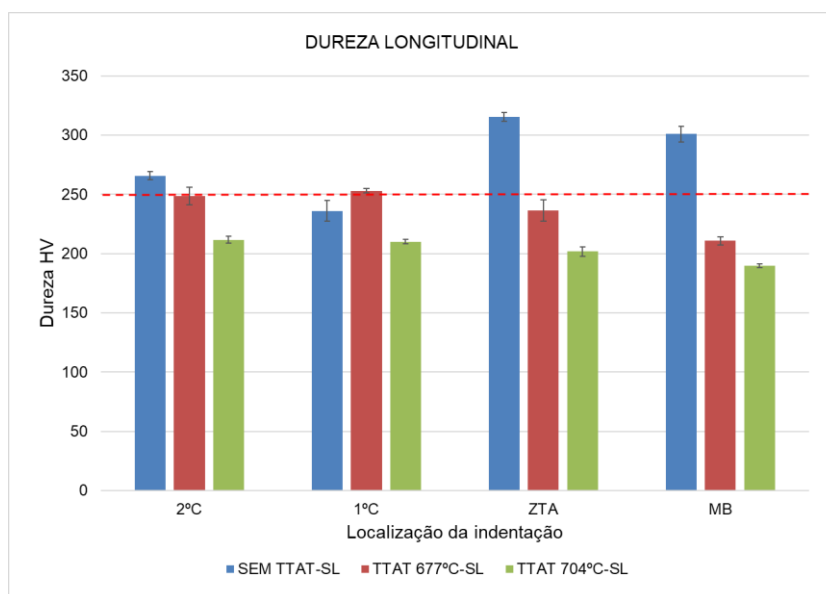
Nessa seção serão abordados os resultados obtidos para a solda de amanteigamento composta pelo aço ASTM A182 F22 e a liga Inconel 625, conforme procedimentos citados na seção anterior. Nesse contexto, os dados e imagens auferidas foram para as amostras sem e com Tratamento Térmico de Alívio de Tensão (TTAT).

4.1 Dureza

Inicialmente, os resultados do ensaio de dureza Vickers para a solda de amanteigamento para as amostras sem e com TTAT são apresentados. Os testes foram realizados em diferentes regiões da solda, incluindo cordões de solda, ZTA e MB, tanto nas seções longitudinal (SL) quanto transversal (ST).

A Figura 24 exibe um gráfico que é ilustrado as médias de dureza Vickers (HV), acompanhadas dos desvios padrões correspondentes, para cada zona da solda de amanteigamento longitudinal para as condições das amostras sem e com TTAT de 677 °C e 704 °C. Essas informações foram previamente detalhadas nas Tabelas 5, 6 e 7. Também se incrementou uma linha vermelha no referido gráfico para representar a NACE MR 0175 (2005), a norma estabelece que a dureza máxima aceitável, para estruturas metálicas de aços ARBL na indústria do petróleo e gás, em locais onde há presença do H₂S, de 250 HV. Isso é crucial para prevenir a possibilidade de fratura por fragilização de hidrogênio durante a aplicação do material (Batista, 2016).

Figura 24 : Dureza na seção longitudinal nas amostras sem e com TTAT.



Fonte: Autoria própria (2024).

No Segundo Cordão de solda a performance do material para a condição sem TTAT (coluna azul), apresentou maior valor de dureza, enquanto na amostra do TTAT de 677° e 704°C obtiveram valores similares, mas inferiores a amostra sem TTAT. Com relação, ao o primeiro cordão de solda tem um valor superior ao segundo cordão autores como Santos (2015) e Santos (2020) associam aos efeitos de aquecimento e resfriamento dos multipasses de solda que aumenta o refinamento dos grãos. Para a seção longitudinal independente da temperatura o 2º Cordão de solda apresentou valores maiores que o primeiro, Silva, A. (2018) associa esses resultados ao endurecimento por precipitação advindo do aporte térmico dos inúmeros passes de soldagem.

A partir da Figura 24 observou-se que o maior valor de dureza na longitudinal encontra-se na condição da amostra sem TTAT localizado na ZTA, correspondendo a 315 HV na cor azul, esse dado já era aguardado, pois nesta região fica situado o aporte térmico de soldagem, além da geração de microestruturas frágeis (ou seja, elevados níveis de dureza e tensão residual) provenientes do resfriamento relativamente rápido pós-soldagem corroborando com resultados também encontrado nos trabalhos de Silva, A. (2018) e Santos (2020). Quando se analisa os dados das amostras com TTAT é perceptível a atenuação da dureza. O TTAT na amostra de 704 °C a redução foi mais acentuada entorno de 14,4% em relação ao TTAT na amostra de 677 °C.

Na Figura 24, semelhante a ZTA, o MB também apresentou valor maior que 250 HV na seção longitudinal na amostra sem TTAT, visto que o aço ASTM A182 F22 inicialmente encontrava-se no estado forjado (como fornecido), onde concentra-se tensões internas devido ao tipo de processo de fabricação envolvido, dados semelhantes foram encontrados no trabalho de Silva, A (2018), Ferreira (2023). Após os TTATs os níveis de dureza no MB foram reduzidos em desempenho análogo para as duas temperaturas. Ou seja, em relação ao material sem TTAT houve uma redução de 30% e 37% para o material com TTAT de 677 °C (na cor vermelho) e o material com TTAT de 704 °C (na cor verde), respectivamente.

As Tabelas 5,6 e 7 foram compiladas a partir da média dos valores de dureza Vickers e seus respectivos desvios padrão para a seção longitudinal. Além disso, cada região da solda de amanteigamento foi avaliada para as condições das amostras sem e com TTAT de 677 °C e 704° C.

As Tabelas 5, 6 e 7 apresentam os valores de dureza na seção longitudinal das amostras sem e com TTAT 677 °C e 704°C. Na Tabela 5 tem-se os resultados de dureza da amostra sem TTAT, cujo maior valor de dureza foi na região da ZTA sendo de 315 HV, assim como o maior desvio está no primeiro cordão de solda. Na amostra com o aço forjado (amostra sem TTAT) o metal de base e ZTA não atendem o requisito de dureza especificado pela norma MR0175 (2005), que é de no máximo 250 HV.

Na Tabela 6 observa-se os valores de dureza da amostra com TTAT de 677 °C. É possível verificar que a dureza do primeiro cordão de solda sofreu um aumento de 2% em relação ao segundo cordão de solda, visto que a dureza do segundo cordão é de 248 HV e do primeiro 253 HV. O metal de base foi o que apresentou um melhor comportamento obtendo uma redução de 30%, enquanto na ZTA foi de 25%. Já a Tabela 7, aponta os valores da amostra TTAT com a temperatura de 704 °C na qual, a dureza em todas as regiões foi inferior a 250 HV, sendo as reduções mais evidentes na ZTA (36%) e MB (37%).

Tabela 5 : Dureza na seção longitudinal na amostra sem TTAT.

Região	1º Fila	2ºFila	3ºFila	Média	Desvio padrão
2 °C	263,3	264	270	266	4
1 °C	226	242	240	236	9
ZTA	318	316,7	311,3	315	4
MB	304,7	304,7	293,3	301	7

Fonte: Autoria própria (2024).

Tabela 6 : Dureza na seção longitudinal na amostra com TTAT de 677 °C.

Região	1º Fila	2ºFila	3ºFila	Média	Desvio padrão
2 °C	241,3	248	256	248	7
1 °C	254	254	250,7	253	2
ZTA	243,3	240	226	236	9
MB	207	211	214	211	4

Fonte: Autoria própria (2024).

Tabela 7 : Dureza na seção longitudinal na amostra com TTAT de 704°C

Região	1º Fila	2ºFila	3ºFila	Média	Desvio padrão
2 °C	211	209	215	212	3
1 °C	208	210	212	210	2
ZTA	206	200	199	202	4
MB	188	190	191	190	2

Fonte: Autoria própria (2024).

Similar ao processo descrito anteriormente para dureza na seção longitudinal, foram obtidos valores de dureza ao longo da seção transversal das amostras conforme apresenta a Figura 25. Os resultados de dureza transversal na escala Vickers são apresentados nas Tabelas 8,9 e 10 para as condições de amostra sem e com TTAT de 677°C e 704°C, respectivamente

Figura 25 : Dureza transversal das amostras sem e com TTAT



Fonte: Autoria própria (2024).

No metal de solda na seção transversal evidenciou o 2º Cordão de solda apresentou valores maiores que o primeiro para ambas as condições submetidas como também foi perceptível que TTATs aumenta a dureza dessa região, Silva (2018) associa esses resultados ao endurecimento por precipitação advindo do aporte térmico dos inúmeros passes de soldagem.

Observou-se, a partir da Figura 25, que os valores de dureza na amostra da seção transversal sem (TTAT) foi de 310 HV, representado pela cor laranja. Esse resultado era esperado, uma vez que nessa região ocorre a energia de soldagem, contribuindo para a formação de microestruturas frágeis, caracterizadas por níveis elevados de dureza e tensão interna devido ao resfriamento rápido pós-soldagem, reforçando os estudos anteriores realizados por Silva, A., (2018) e Santos (2020). Ao verificar os dados das amostras com tratamento térmico após a soldagem, percebe-se uma diminuição na dureza. Na seção transversal, observou-se um comportamento semelhante ao da seção longitudinal, porém houve uma redução de 11% na dureza da amostra com TTAT a 704 °C (roxo) em comparação a amostra com TTAT a 677 °C (azul claro).

O metal base (MB) também registrou uma dureza superior a 250 HV na amostra da seção transversal sem tratamento térmico após a soldagem (TTAT). Isso ocorre devido ao processo de fabricação do aço ASTM A182 F22. Esses achados corroboram com estudos anteriores, como o de Silva, A. (2018). Após a aplicação dos TTATs, observou-se uma redução nos níveis de dureza no MB das amostras, com uma performance semelhante para ambas as temperaturas. Para o MB das amostras o desconto foi de 16% e 26% para as respectivas temperaturas de 677 °C (azul claro) e 704 °C (roxo).

Na Tabela 8, a dureza da amostra da seção transversal sem TTAT, verifica-se maior valor médio para a região da ZTA, 310 HV, em seguida tem-se o metal de base com 253 HV. Já os 1º e 2º cordões de solda apresentaram valores médios de 204 HV e 199 HV, respectivamente. Na Tabela 9 exibe-se os valores para a amostra do TTAT de 677 °C, nesta observa-se que a ZTA teve uma redução de 24%, enquanto o metal de base de 16%, já os cordões de solda passaram por um aumento modesto. De forma similar, na amostra 704 °C ocorrendo um considerável aumento de dureza nos cordões de solda 8% e 7% para o segundo e primeiro cordão respectivamente. Já a dureza do MB sofreu uma atenuação de 26%, enquanto na ZTA a resposta foi de 33%.

Tabela 8 : Dureza na seção transversal na amostra sem TTAT.

Região	1º Fila	2º Fila	3º Fila	4º Fila	5º Fila	Média	Desvio padrão
2 °C	206	203,8	204,9	204,9	199	204	3
1 °C	200,7	202,7	203,8	200	187,7	199	6
ZTA	307,3	322	302	298,7	320,7	310	11
MB	244	253,3	252,7	257,3	258,7	253	6

Fonte: Autoria própria (2024).

Tabela 9 : Dureza na seção transversal na amostra TTAT 677 °C

Região	1º Fila	2º Fila	3º Fila	4º Fila	5º Fila	Média	Desvio padrão
2 °C	208	215	221	227	240,3	222	12
1 °C	201	210	223	216	223	215	9
ZTA	220	245,3	226	243,3	238,7	235	11
MB	199	215	216	215	217	212	8

Fonte: Autoria própria (2024).

Tabela 10 : Dureza na seção transversal da amostra de 704 °C.

Região	1º Fila	2ºFila	3ºFila	4ºFila	5ºFila	Média	Desvio padrão
2 °C	212	227	227	218	218	220	7
1 °C	212	213	223	209	212	214	5
ZTA	210	211	209	208	206	209	2
MB	186	187	188	189	190	188	2

Fonte: Autoria própria (2024).

Diante das discussões anteriores, para a ZTA e MB a amostra da temperatura de 704 °C foi a que apresentou um melhor desempenho tanto na seção longitudinal quanto na transversal. Quanto ao tipo de seção longitudinal ou transversal, os valores de dureza são próximos apontando para uma variação sucinta.

Os resultados apontam que a solda de amanteigamento após o tratamento térmico atendem a NACE MR 0175 (2005), pois a dureza foi reduzida independente de temperatura das amostras, na ocasião foram empregadas o tempo de 4 horas para temperaturas distintas (677°C e 704°C), obtendo melhor desempenho na amostra de 704 °C, pois os valores de dureza foram menores nessa condição. Para os MB, ZTA e 1º Cordão os valores de dureza na seção transversal são menores, isso pode estar relacionado a forma com os grãos são distribuídos no tarugo.

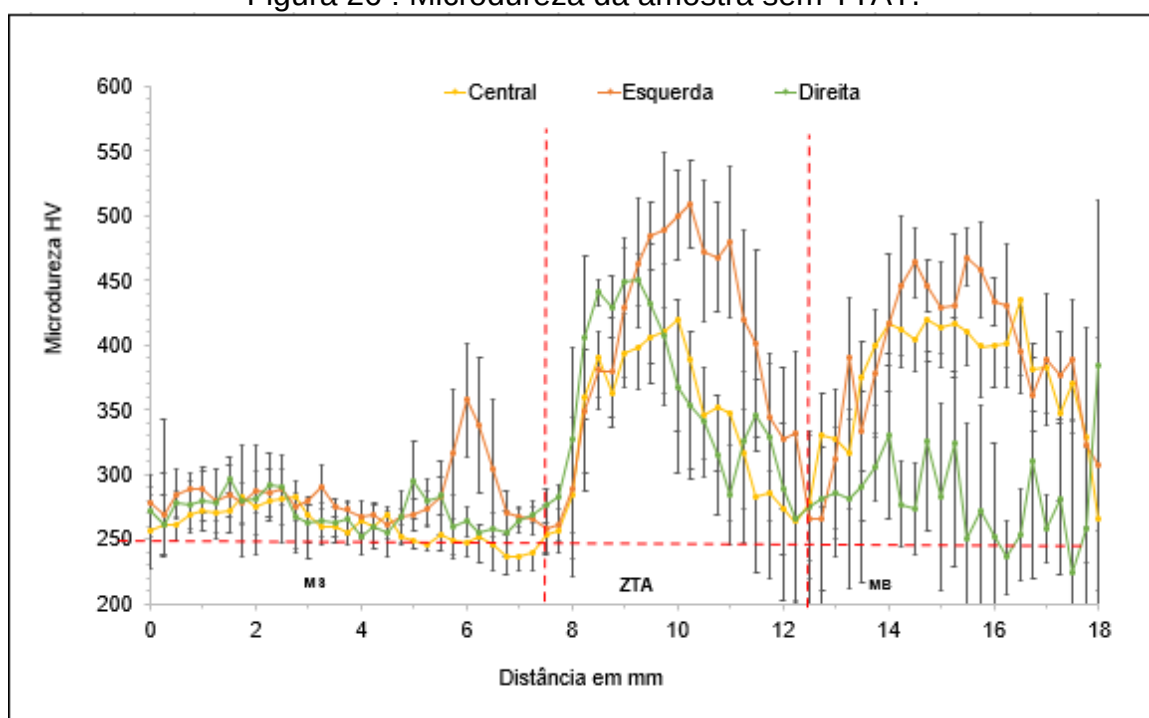
4.2 Microdureza

Considerando as regiões em torno da interface dissimilar a avaliação da microdureza foi conduzida de maneira análoga aos testes de dureza, assim como esta análise foi realizada para as condições sem e com TTATs de 677 ° C e 704 °C. Os resultados da microdureza (Figuras 26, 27 e 28) estão distribuídas em três regiões (esquerda, central e direita) para as condições de sem e com TTAT conforme procedimento especificado no item 3.6.

A Figura 26 apresenta os dados de microdureza para a amostra sem TTAT, nesta observa-se que a maioria dos valores excede 250 HV em todas as regiões analisadas (MS, ZTA e MB), de forma semelhante aos resultados de dureza comentados anteriormente. As colunas esquerda, central e direita exibem comportamentos comparáveis em muitos pontos. Na Zona Termicamente Afetada (ZTA), localizada entre as posições 8 e 13 mm do gráfico, observam-se os maiores valores de dureza, atribuídos aos níveis de tensão a que está submetida.

De acordo com Cavalcante (2014), a presença de martensita não revenida nessa região pode levar à formação de microestruturas frágeis, com tensões internas favorecendo a fragilização, como também ao refinamento da estrutura na ZTA de acordo com Silva, A. (2018). Apesar disso, considerando os desvios padrão, alguns pontos podem ter valores abaixo de 250 HV. A região do metal de solda apresentou os menores valores de microdureza, enquanto a zona de Metal de Base (MB), entre 13 e 18 mm, essa coluna direita exibiu valores consideravelmente divergentes, enquanto as demais colunas alcançou alguns pontos até 400 HV que pode estar relacionado com a martensita segundo Silva, W. (2018).

Figura 26 : Microdureza da amostra sem TTAT.

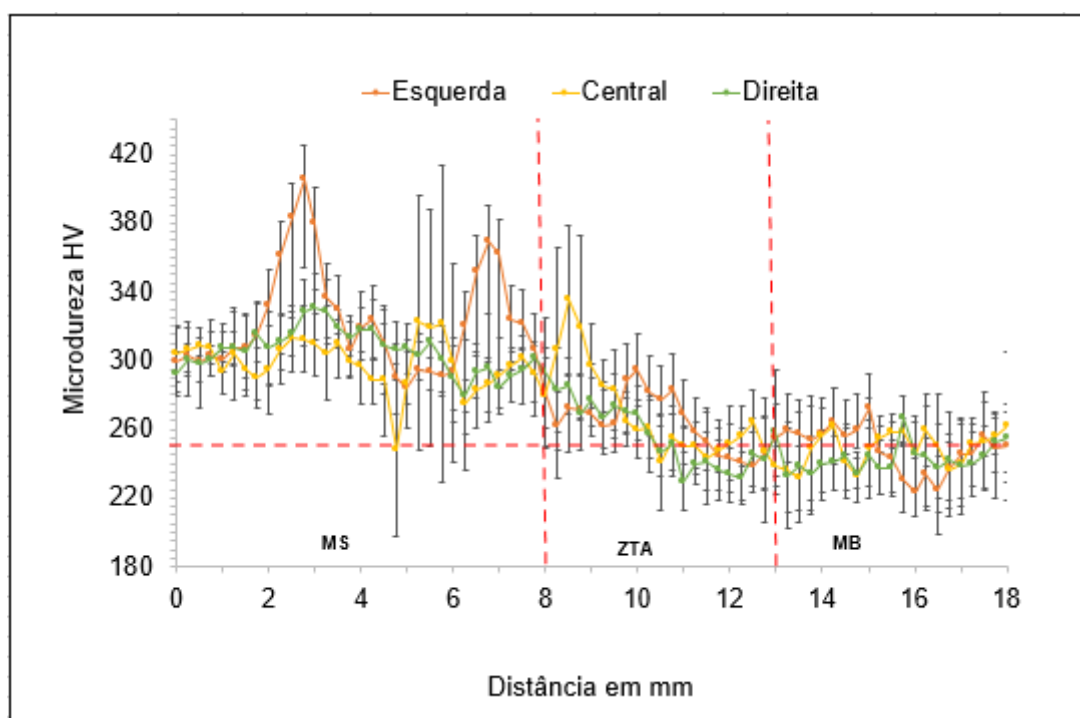


Fonte: Autoria própria (2024)

A análise da Figura 27 indica que a amostra do TTAT de 677°C, na região do MS, resultou nos pontos de maior microdureza, superiores a 250 HV. Notavelmente, o segundo cordão apresentou um pico de 420 HV em comparação com o primeiro, como observado na coluna esquerda (linha laranja), enquanto as colunas central e direita exibiram um comportamento semelhante. Na Zona Termicamente Afetada (ZTA), próximo a linha de fusão, observou-se valores altos de microdureza, assim como, o gráfico demonstran que na direção ZTA - Metal de base (MB), há uma redução desta propriedade. É importante destacar que, de forma majoritária, nas três colunas (central, esquerda e direita) os valores de microdureza na ZTA ficaram

acima de 250 HV. Isso sugere que não houve uma redução significativa nas tensões internas nessa região. No metal de base (MB), a maioria dos pontos registra valores abaixo de 250 HV, indicando alívio das tensões. A microdureza antes do TTAT próximo a linha de fusão apresentava valores elevados na faixa de 300 HV a 400 HV em direção a ZTA, após o TTAT houve uma redução de dureza nessa área.

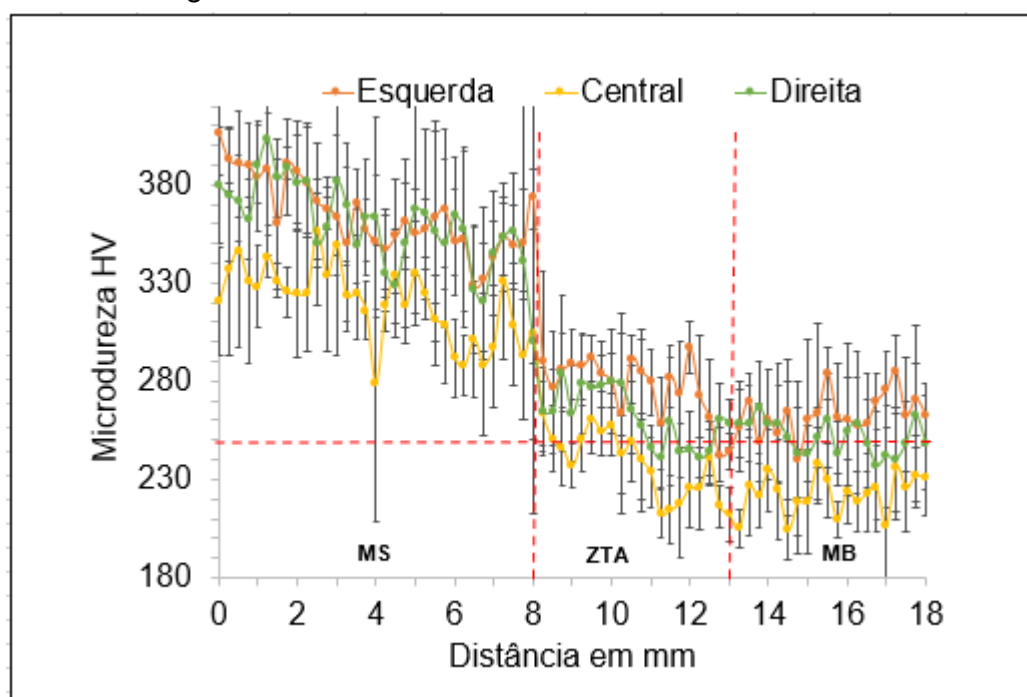
Figura 27 : Microdureza da amostra com TTAT de 677°C.



Fonte: Autoria própria (2024).

Na Figura 28 ilustra a zona de solda (MS) o comportamento de microdureza da solda de amanteigamento na amostra com TTAT à 704 °C. Das três regiões analisadas (MS, ZTA e MB) os valores mais elevados de microdureza, na faixa de 410 HV, foram observados no MS. Na zona termicamente afetada (ZTA), observou-se uma falta de uniformidade nos pontos para as condições das amostras com TTATs, uma vez que apenas a coluna central apresentava valores abaixo da marca de 250 HV. Por outro lado, os valores na região do metal de base (MB) estavam mais próximos de 250 HV, especialmente na coluna direita e central. Além disso, é importante ressaltar que os valores do MB e ZTA são inferiores aos valores da zona de solda (MS). Apesar da redução de microdureza, os valores foram superiores a 250 HV.

Figura 28 : Microdureza da amostra com TTAT de 704 °C.



Fonte: Autoria própria (2024).

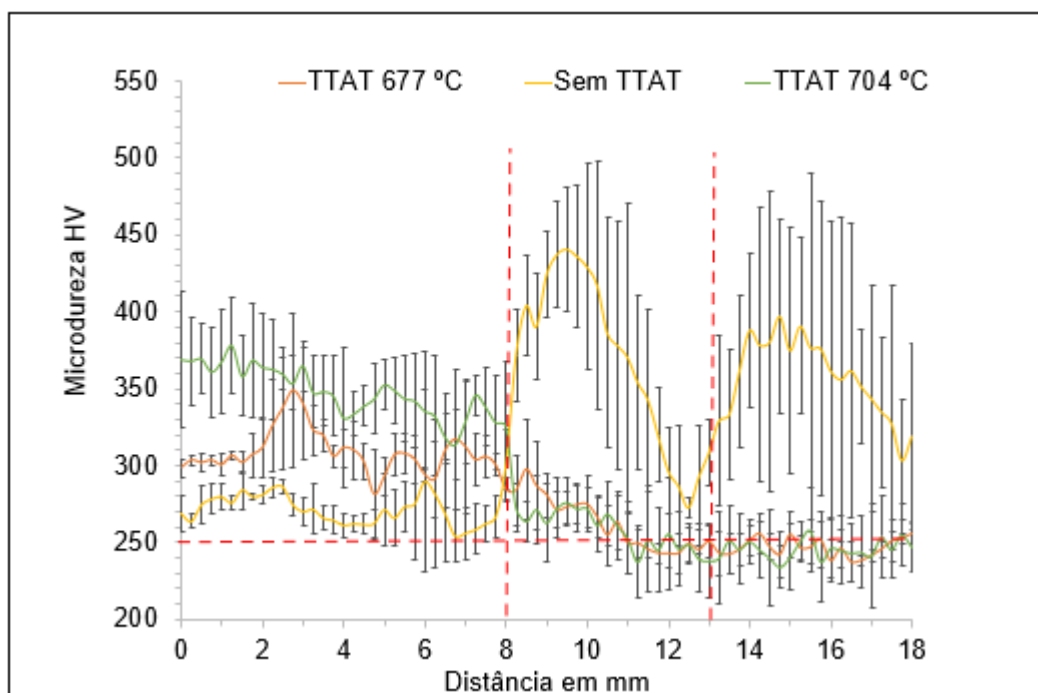
Através dos dados expostos nos gráficos das Figuras 26, 27 e 28 calculou-se as médias e desvios padrão para as condições sem e com TTATs (677 ° C e 704 °C) representadas nas curvas na Figura 29.

Na região do MS, observa-se que os valores mais baixos foram registrados na amostra sem TTAT (representados pela linha amarela). Em comparação, houve um aumento de 13% para a amostra com TTAT a 677°C (linha laranja) e de 28% para a amostra com TTAT a 704°C (linha verde), indicando que temperaturas mais altas resultam em maior dureza. Este fenômeno é associado à precipitação por endurecimento, conforme descrito por Silva,A. (2018). Vale ressaltar que os valores nesta região excederam 250 HV.

Na ZTA os valores mais elevados foram registrados na amostra sem TTAT, uma vez que o aporte térmico fica situado nessa região concentrando as tensões internas e maiores dureza, atingindo um pico de 430 HV, Silva,A.(2018), Batista (2016) e Silva,W. (2018) em suas pesquisas encontraram resultados semelhantes para essa região. Em contrapartida, as amostras com tratamento térmico de alívio de tensão, as curvas para as amostras com TTAT de 677°C e 704°C apresentaram um comportamento divergente, ou seja, indicando uma redução de dureza com o aumento de temperatura, sendo verificada uma redução de 28% na dureza. Em certos pontos específicos do gráfico, a dureza chegou a ser inferior a 250 HV.

Como já era esperado, o MB apresentou comportamento semelhante ao da ZTA, ou seja, também registrou os valores mais altos na amostra sem TTAT, embora fossem inferiores aos da ZTA. No entanto, tanto para as amostras com TTAT de 677°C quanto de 704°C, os valores foram bastante semelhantes, resultando em uma redução de 30% com relação ao material sem TTAT, levando os valores na região a serem inferiores a 250 HV.

Figura 29 : Microdureza solda de amanteigamento.



Fonte: Autoria própria (2024).

De acordo com os valores de desvios padrão, (Figura 29), observa-se que os parâmetros de TTATs utilizados, apesar de promoverem uma redução na dureza da ZTA e MB, não foram suficientes para garantir que a solda de amanteigamento atendesse o critério de 250 HV, uma vez que a maioria dos valores excederam 250 HV. Esses resultados sugerem a presença de microestrutura martensítica não revenida nessas regiões, que tem sido associada a falhas catastróficas em aços ASTM A182 F22.

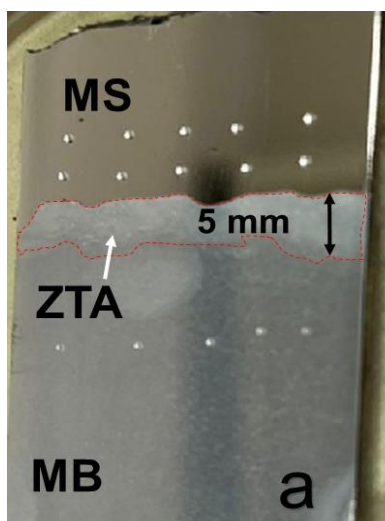
4.3 Caracterização microestrutural

Na sequência, tem-se as informações referentes as características microestruturais no entorno da interface dissimilar, ou seja, metal de solda (MS), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB) serão abordadas a partir das análises como Macrografia (MA), Microscopia Óptica (MO), e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

4.3.1 Macrografia

Na Figura 30, é apresentada a macrografia da solda de amanteigamento da amostra transversal sem TTAT. Nessa imagem por meio da análise a olho nu, é notório a identificação das diferentes regiões, que compõem uma interface dissimilar, como MS, ZTA e MB. O metal de solda mostra-se uniforme, sem qualquer descontinuidade demonstrando a qualidade da solda. Como também, observa-se que a ZTA possui uma extensão aproximada de 5 mm.

Figura 30 : Macrografia da amostra sem TTAT.



Fonte: Autoria própria (2024).

4.3.2 Micrografia

Por meio das capturas de imagens microscópicas com aumentos diferentes foi possível identificar as microestruturas das regiões presente na solda de amanteigamento, assim como levantar o comportamento microestrutural antes e após a realização dos TTATs.

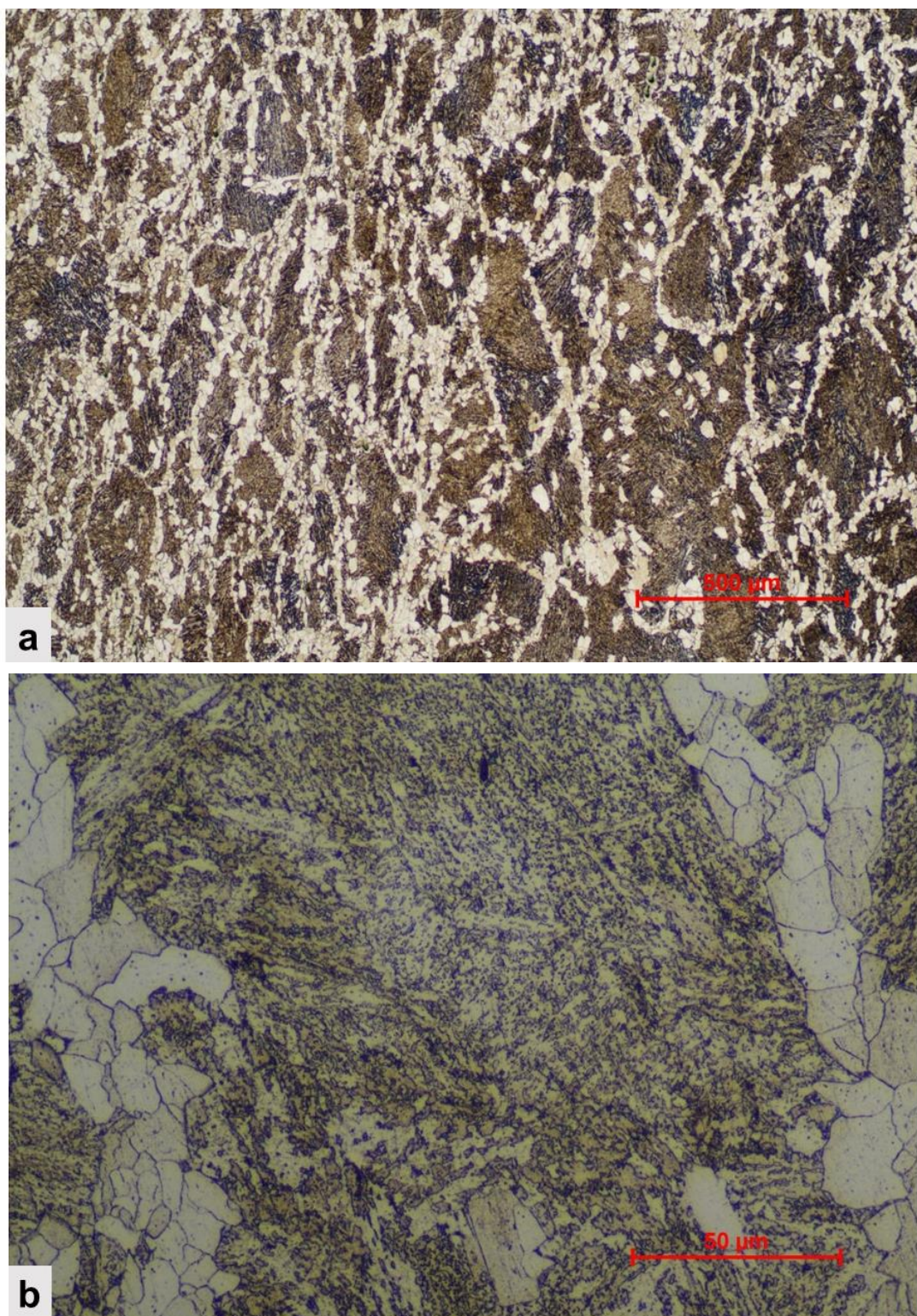
4.3.2.1 *Metal de base*

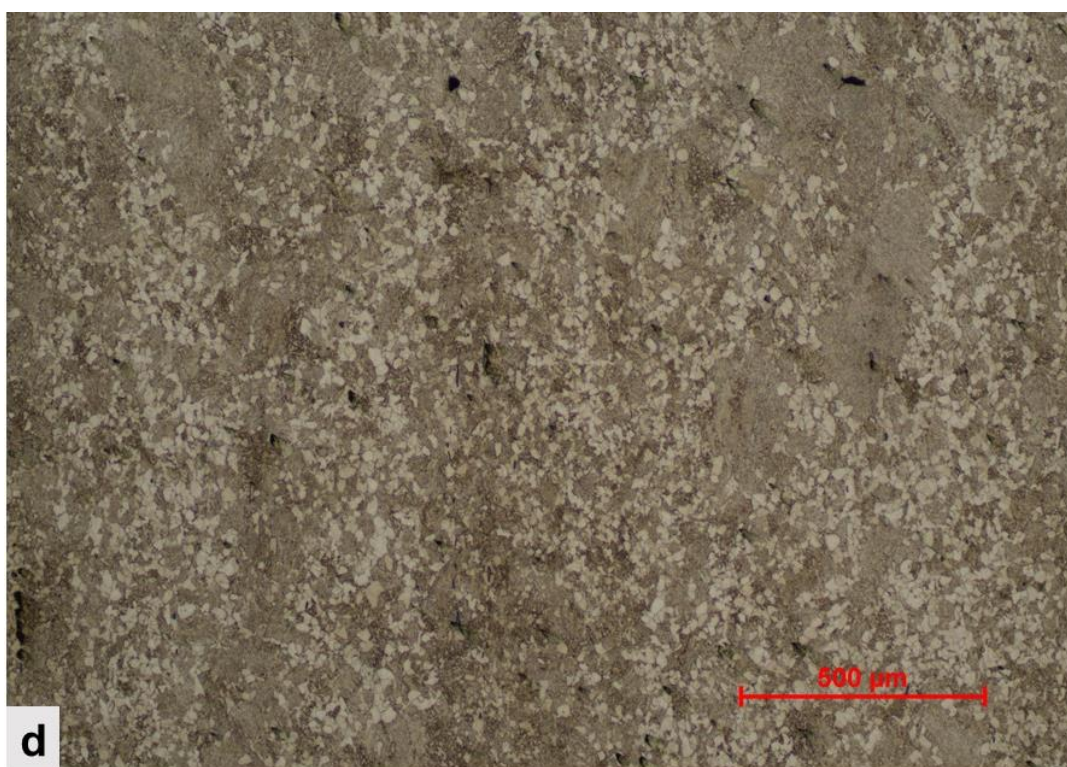
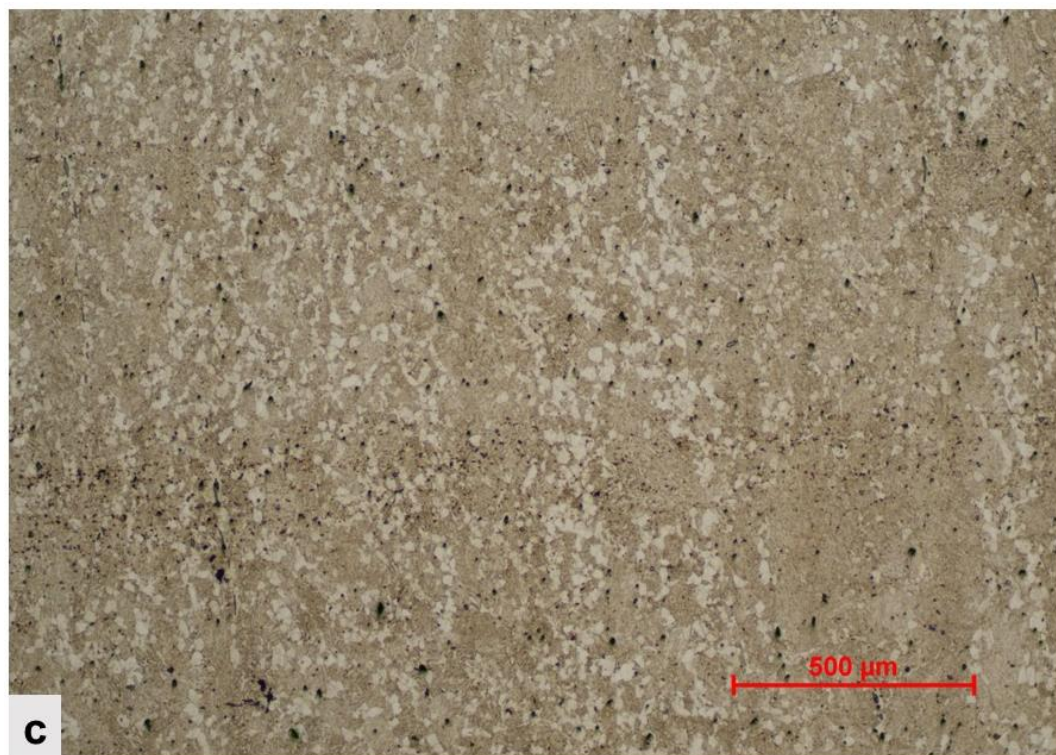
Na Figura 31 estão evidenciadas as microestruturas do metal de base no estado forjado com a ampliação de 50x e 500x para a solda de amanteigamento sem TTAT (Figura 31 (a) e (b)), com TTAT de 677 °C (Figura 31 (c)) e TTAT de 704 °C (Figura 31(d)).

Na Figura 31 (a), com aumento 50x, verifica-se matriz ferrita com os grãos equiaxiais (claros) e os carbeto dispersos (grãos escuros) para a amostra na condição como soldada, sem TTAT. Considerando as Figuras 31 (a) e 31 (b) o comportamento heterogêneo do aço F22 forjado fica evidenciado, com a variação do tamanho de grão da matriz e carbonetos. Este último tendo microestrutura associada a bainita e/ou a martensita revenida, corroborando com os resultados de dureza e baixo teor de carbono deste aço. Outros trabalhos apontam resultados similares, como Rodrigues (2023) associa a microestrutura do aço F22 sem TTAT a bainita enquanto Dai e Lippold (2017) indica predominância de martensita revenida.

A imagem da amostra com TTAT de 677 °C, Figura 31 (c), revela uma melhoria, na homogeneidade entre carbonetos dispersos e matriz, em relação as imagens da Figura 31 (a) e 31 (b). Por fim, na Figura 31 (d) verifica-se discreto refino de grão da ferrita, após o TTAT de 704 °C, logo observa-se que o tratamento térmico não foi suficiente para garantir uma homogeneização uniforme no aço.

Figura 31: Microestrutura do metal de base (a) sem TTAT 50x). (b) sem TTAT (500x). (c) TTAT de 677 °C (50x). (d) TTAT de 704 °C(50x).





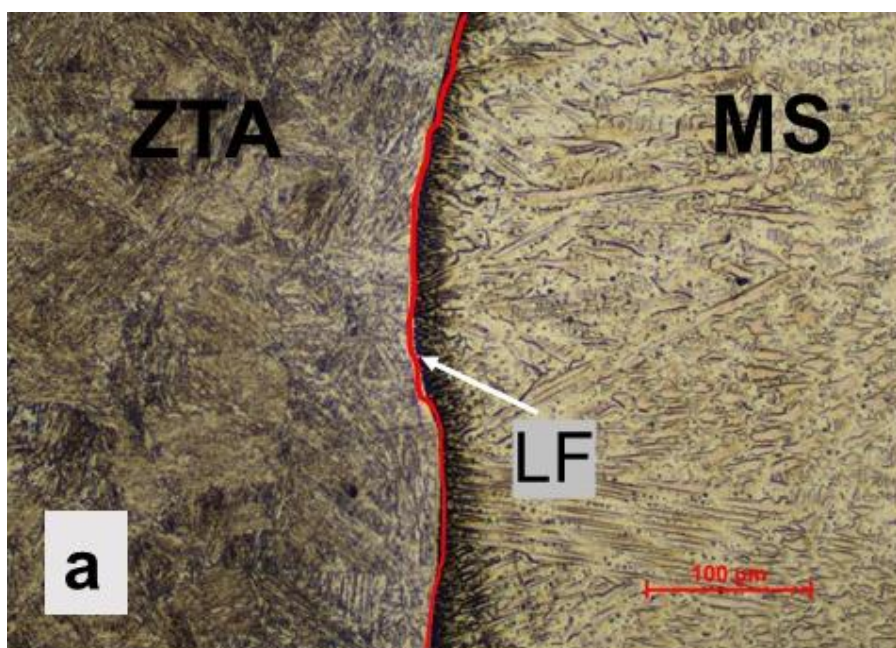
Fonte: Autoria própria (2024).

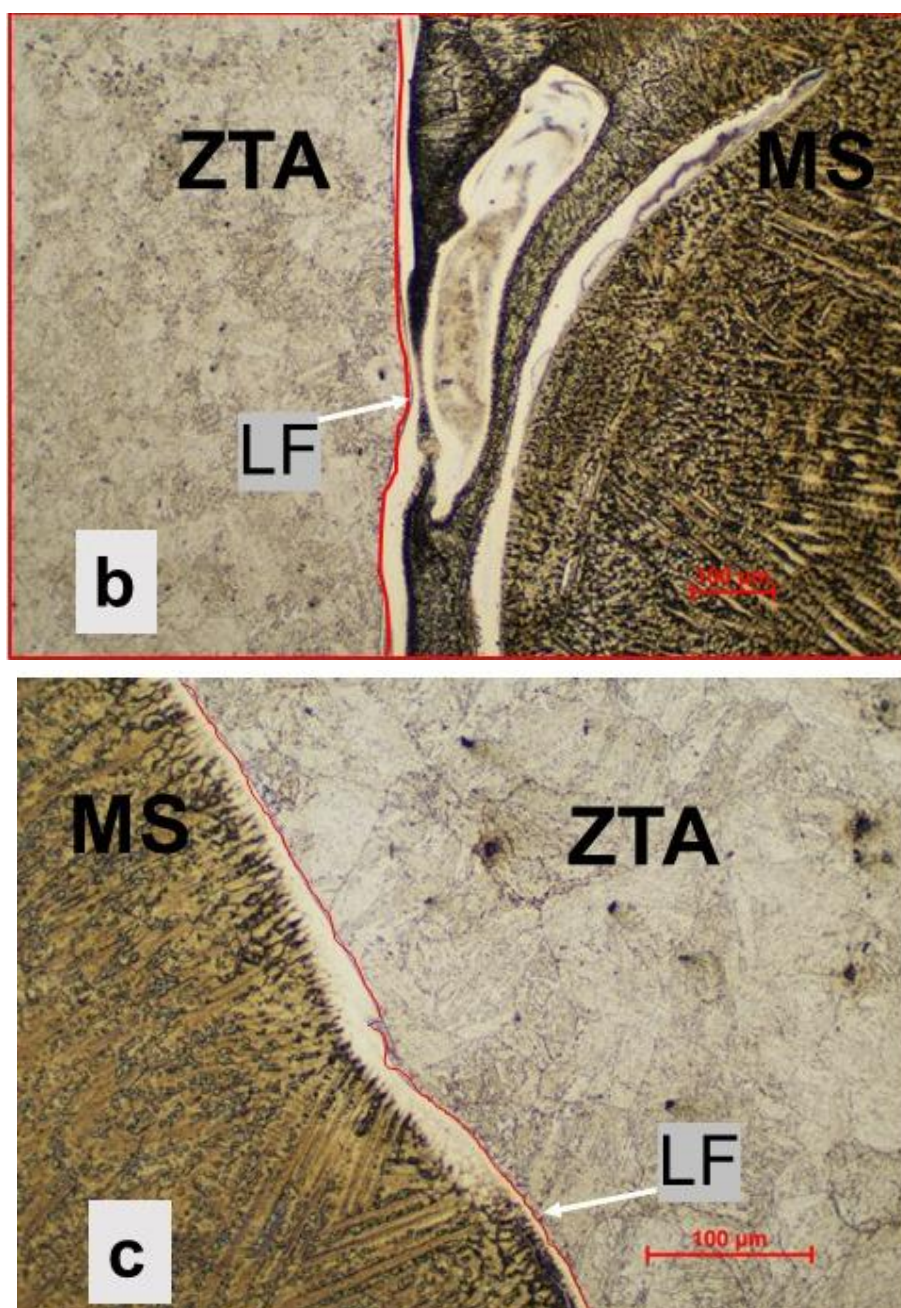
4.3.2.2 Interface MS-ZTA

A ZTA é a região onde fica localizada o aporte térmico da soldagem, sendo também a mais suscetível a mudança de microestrutura devido as alternâncias de temperaturas. A Figura 32(a) sem TTAT exibe a microestrutura da interface entre o MS e a ZTA, na qual é perceptível que na ZTA a microestrutura é formada majoritariamente por ripas uniformes, em alguns pontos de microdureza os valores foram superiores a 350 HV induzindo a presença de martensita visto a variação de aquecimento e resfriamento.

A Figura 32(b) mostra a homogeneização das ripas e surgimento da ferrita na microestrutura apontando para a redução de tensão residual que estava concentrada, a zona parcialmente diluída do metal de solda será discutida na seção 4.3.2.4, assim como a Figura 32(c) que a microestrutura apresenta mista entre a ferrita e os carbeto dispersos e a modificação dos grãos.

Figura 32 : Microestrutura da interface metal de solda e zona termicamente (a) sem TTAT (200x). (b) TTAT de 677 °C (100x). (c) TTAT de 704 °C (200x).





Fonte: Autoria própria (2024).

4.3.2.3 Metal de solda

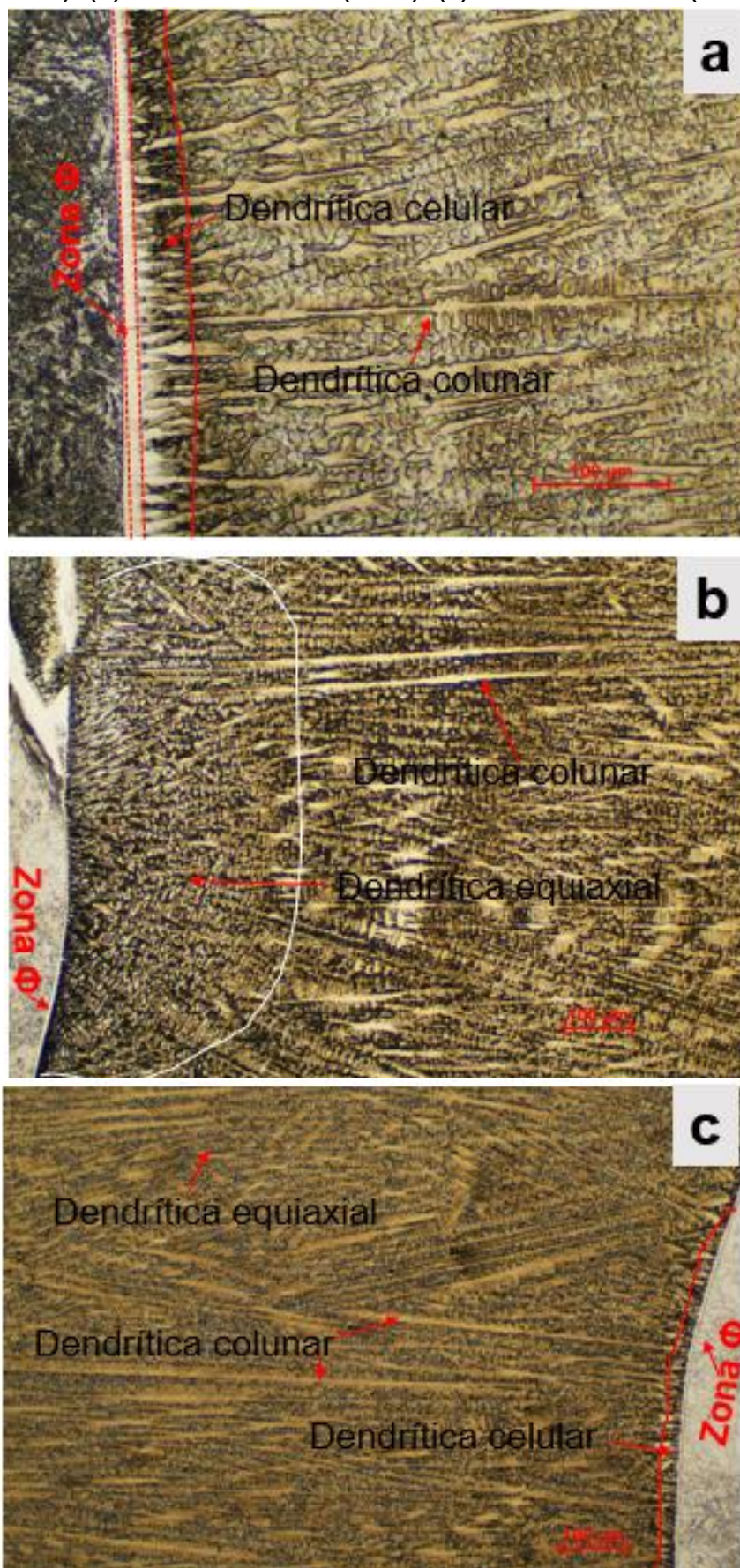
A Figura 33 apresenta a microestrutura do metal de solda (MS), liga de níquel (Inconel 625). Na imagem verifica-se também a zona planar (Φ) acima da linha de fusão, ou seja, no metal de solda (Ferreira Júnior, 2020; Beltrão, 2017). Para a imagem sem TTAT (Figura 33(a)) as dendríticas colunares tem comportamento em grande proporção com uma largura média de 14 µm e após a zona planar fica localizada a zona dendrítica celular com a largura média de 40 µm que surge pelo gradiente de temperatura e variação da taxa de solidificação (Bourgeois, 2015; Silva, 2018), geralmente nessa região os carbonetos que circundam os limites dendritos

são ricos em nióbio (Nb) e Molibdênio (Mo) conforme (Fenske *et al.*, 2012; Dodge *et al.*, 2014; Silva, A., 2018). Com relação a zona planar é notório uma maior extensão na amostra sem tratamento, sem presença de contorno no seu interior e de forma continua semelhante as pesquisas de Fenske *et al.* (2012); Alexandrov *et al.*, 2012; Silva, A. 2018). Bourgeois (2015) e Silva, W (2018). Esta área é caracterizada por um gradiente térmico acentuado entre o metal de solda em estado líquido e o metal de base sólido, acompanhado de uma taxa de solidificação relativamente baixa. Na figura 33 (a) a zona planar obteve uma largura média de 15 μm , considerando a sua variação teve pontos que chegaram a 18 μm consequência da taxa de solidificação não ser uniforme.

A imagem com TTAT de 677 °C (Figura 33(b)) mostra a região dendrítica celular com 38 μm de largura com a prevalência de grão equiaxiais e homogeneização dos carbonetos e nas dendríticas colunares. Já a Figura 33(c) é perceptível um alongamento das dendríticas colunares no metal de solda e melhor distribuição dos grãos equiaxiais e 13 μm de largura de dendrítica celular.

A zona planar com TTATs obteve uma largura média de 3 μm mas em relação ao sem TTAT ocorreu uma redução, resultado esse também encontrado por Silva, A. (2018) apesar de empregar temperatura diferente, visto que nesse trabalho foi de 4 horas e Silva, A. (2018) utilizou o TTAT por 6 horas, mas com o mesmo tipo de resfriamento ao ar. Dessa forma, com consonância com (Dodge, 2014; Silva, W., 2018) sugere a redução da formação de carbonetos do tipo Cr_7Cr_3 proveniente do tratamento térmico atenuando a fragilização por hidrogênio, visto que em alguns casos encontram-se na interface dissimilar do aço de baixa liga e alta resistência e o Inconel 625, além disso os carbonetos podem comportar com sítios de aprisionamento de hidrogênio (Beaugrand; Smith; Gittos, 2009).

Figura 33 : Microestrutura do Inconel (a)sem TTAT (100x). (b) TTAT de 677 °C (100x). (c) TTAT de 704 °C (100x).



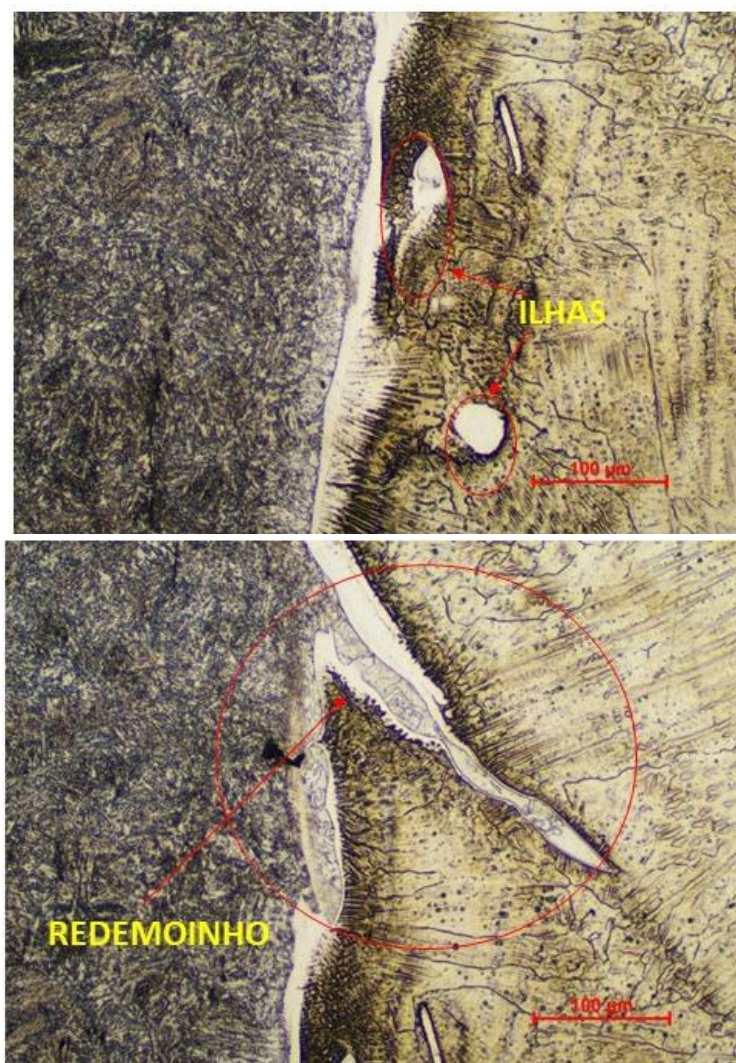
Fonte: Autoria Própria (2024)

4.3.2.4 Zonas Parcialmente diluídas (ZPDs)

As Figuras 34, 35 e 36, exibem outras formações encontradas nas zonas parcialmente diluídas da solda dissimilar, sendo elas, ilhas, redemoinho, dedos. Na Figura 36 os destaques foram para o redemoinho, ilha e dedos. Resultados similares foram alcançados por Silva, A. (2018).

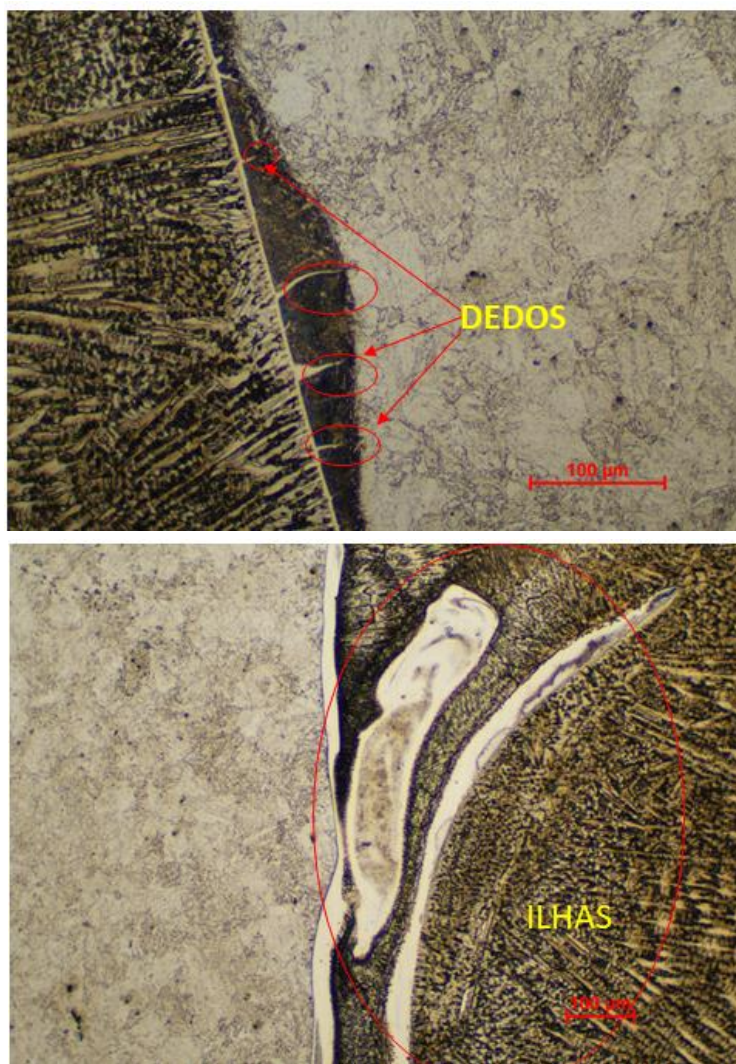
Os “dedos” presente nas Figuras 35 e 36 são formados a partir da penetração do MS no MB. A estrutura microscópica dos "dedos" são austeníticos, semelhante à zona planar, de acordo com Alexandrov *et al.* (2012). Apesar dessa ZPD ter se apresentado somente as amostras que passaram por TTAT, Fenske *et al.* (2012) associa sua formação ao processo de soldagem.

Figura 34 : Zonas parcialmente diluídas sem TTAT:
(a) Ilhas (200x). (b) Redemoinho (200x).



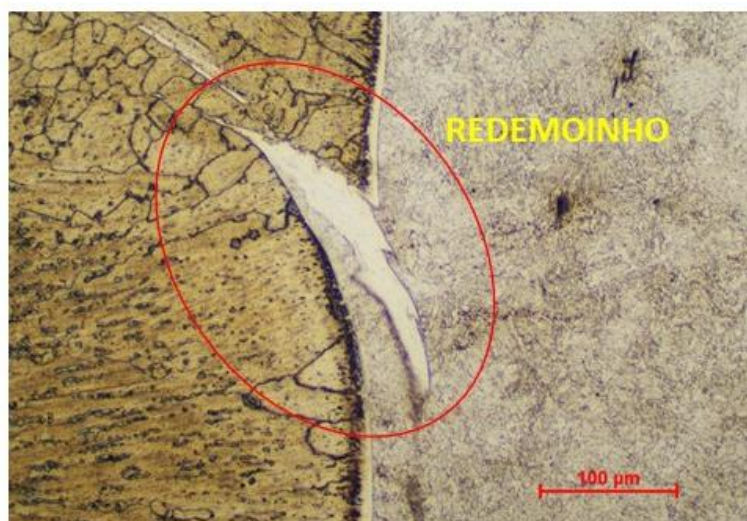
Fonte: Autoria própria (2024).

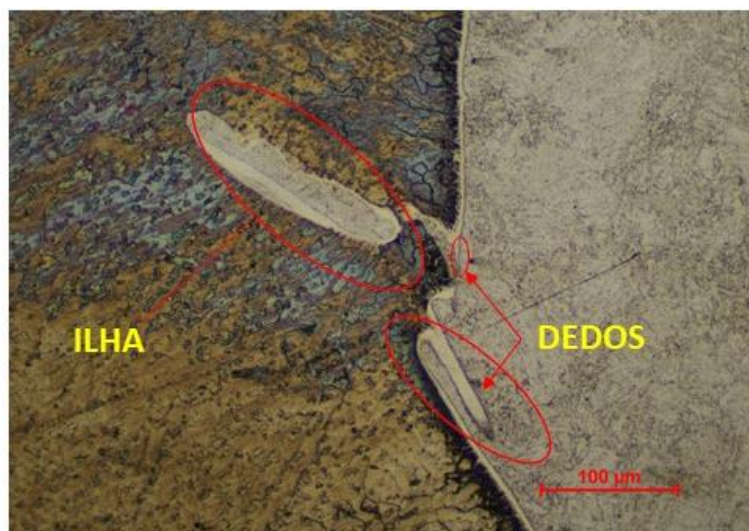
Figura 35 : Zonas parcialmente diluídas com TTAT de 677 °C:
(a) Dedos (200x). Ilhas (200x).



Fonte: Autoria Própria (2024).

Figura 36 : Zonas parcialmente diluídas com TTAT de 704 °C:
(a) Redemoinho (200x). Ilha e dedos (200x).





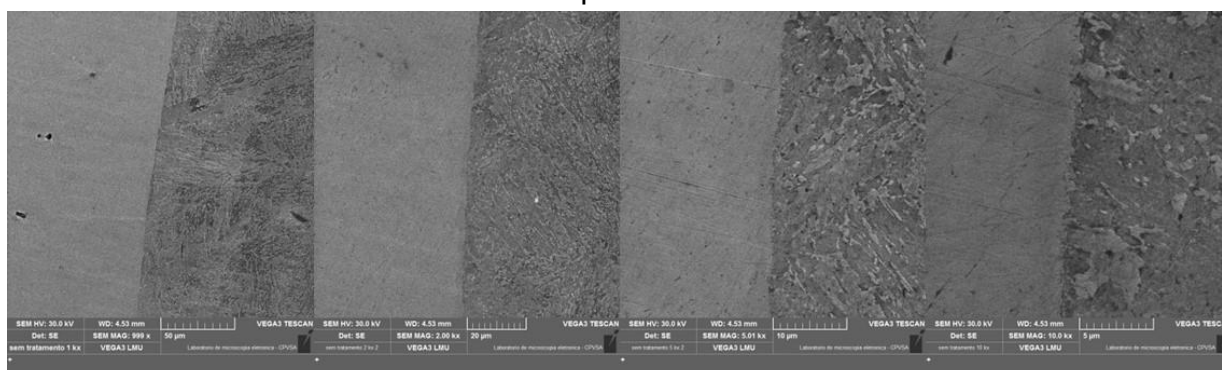
Fonte: Autoria própria (2024).

4.4 Microscopia de Varredura Eletrônica (MEV)

As Figuras 37, 38 e 39 mostram as microestruturas do metal de base da solda de amanteigamento em ampliação de 1000x a 10000x reforçando os resultados de microscopia óptica é notório a homogeneização dos carbonetos dispersos no TTAT de 677 °C. É importante frisar que as amostras sem TTAT e com TTAT de 677 °C apenas o metal de base está com ataque químico, isso deve-se ao fato de problemas técnicos com ataque eletroquímico para o metal de solda.

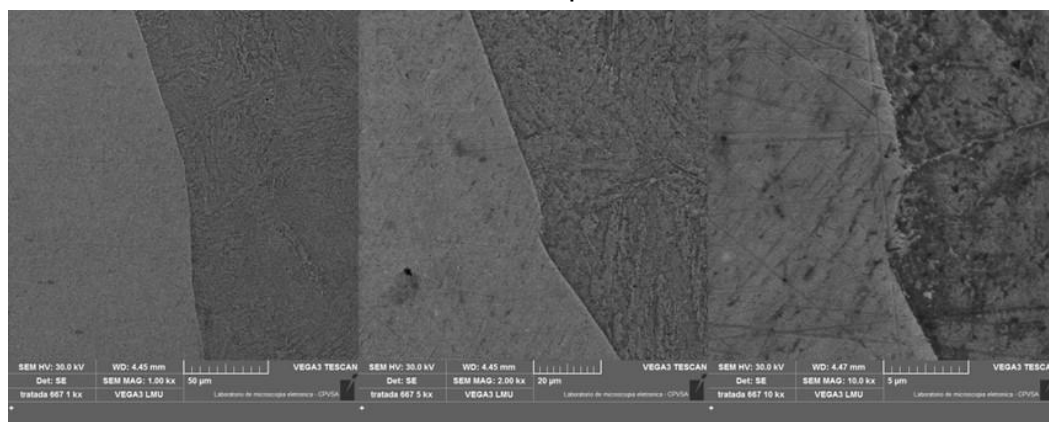
A Figura 40 revela a microestrutura do metal de base e metal de solda destacando as dendríticas colunares e a formação de ZPD e extensão da zona planar.

Figura 37 : MEV sem TTAT com aumento de 1000x, 2000x, 5000x e 10000x respectivamente.



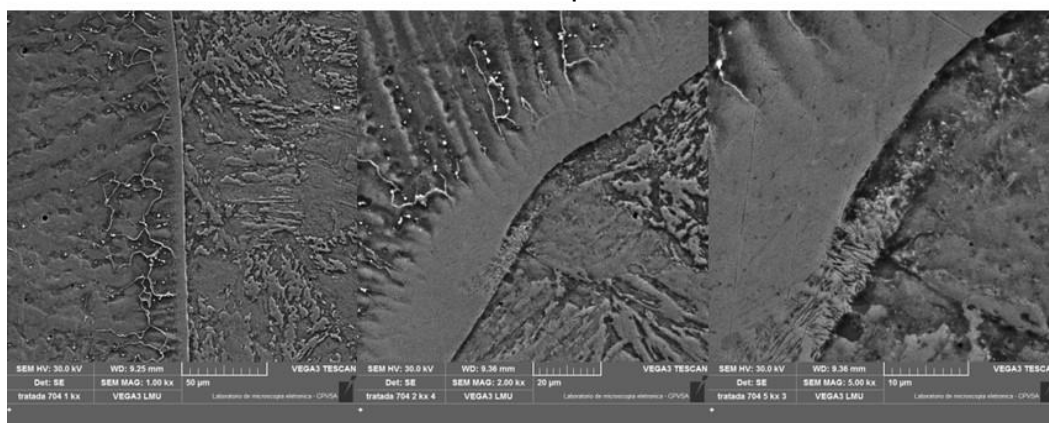
Fonte: Autoria própria (2024).

Figura 38 : MEV com TTAT de 677 °C com aumento de 1000x, 2000x e 10000x respectivamente.



Fonte: Autoria própria (2024).

Figura 39 : MEV com TTAT de 704°C °C com aumento de 1000x, 2000x e 10000x respectivamente.

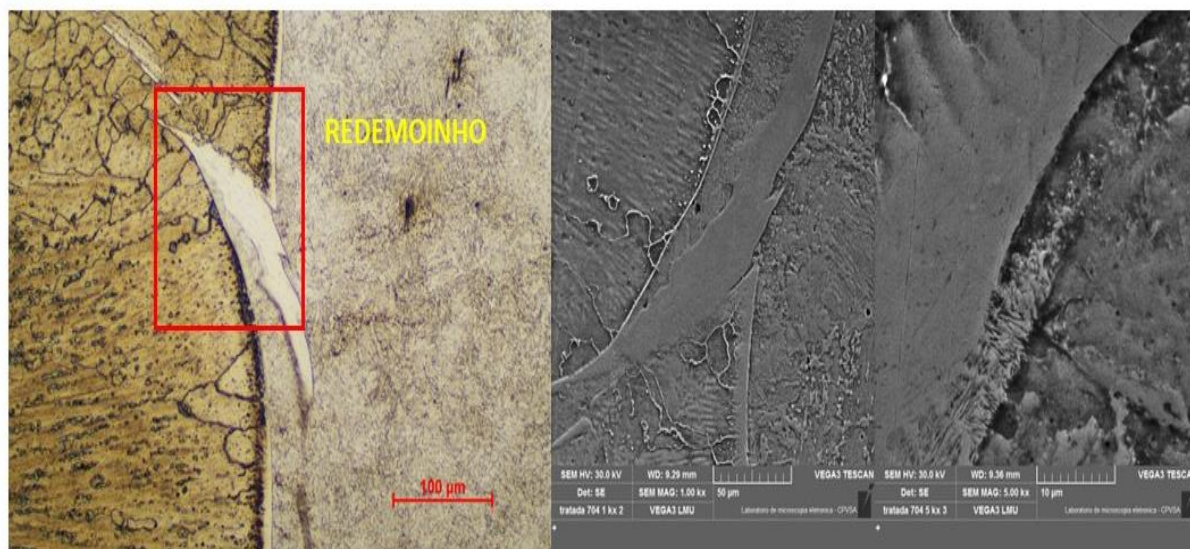


Fonte: Autoria Própria (2024).

A Figura 39 através do MEV sugere a presença de martensita não revenida após TTAT o que comprova os resultados de durezas obtidos, ou seja, após o TTAT houve um alívio de tensão nas amostras, mas há a presença de austenita retida,

Para a zona parcialmente diluída do tipo redemoinho- ver Figura 40- (essa formação tem sido associada a microestrutura do metal de base, na imagem temos essa microestrutura não houve contorno internamente indicando um austenita retida nessa ZPD, esse fenômeno pode estar relacionado a com a menor quantidade de carbono presente no aço ASTM A182 F22 (Silva,A., 2018).

Figura 40 : Solda de amanteigamento com TTAT de 704 °C



Fonte: Autoria Própria (2024).

5 CONCLUSÕES

Diante das discussões apresentadas, objetivo deste estudo foi produzir e avaliar a solda de amanteigamento dissimilar. Para isso, empregou-se o aço ASTM A182 F22 no estado forjado (como fornecido), juntamente com a liga de níquel (Inconel 625) como metal de adição. O processo de soldagem utilizado foi o MIG convencional para realizar o revestimento do metal de base.

A caracterização da solda concentrou-se na avaliação da dureza e microdureza, além da análise dos microconstituintes por microscopias óptica e Eletrônica de Varredura. As análises foram pautadas em três condições diferentes de amostra: duas foram submetidas ao tratamento térmico de alívio de tensão de 677°C e 704 °C e por fim, a outra sem tratamento térmico. Dessa forma, é possível concluir que:

- Os parâmetros de soldagem adotados para o processo MIG permitiram a obtenção de solda de amanteigamento com excelente qualidade, livre de defeitos estruturais;
- O tratamento térmico de alívio de tensões por 4 horas foi satisfatório na redução da dureza da ZTA e MB, atendendo à norma NACE MR 0175 (2005);
- A presença de martensita não revenida após o TTAT de 704 °C sugere a presença de austenita retida após o processo de soldagem que está associada à diluição do níquel;
- O TTAT de 704 °C teve maior êxito de redução de dureza para ZTA e MB, no entanto os resultados de microdureza foram superiores a 250HV;
- Os altos valores de dureza, após o TTAT, nas proximidades da linha de fusão podem estar associados à presença de carbonetos associados à fragilização por hidrogênio;
- O TTAT provocou um aumento nos valores de dureza e microdureza da região do MS principalmente na temperatura de 704 °C;
- A microestrutura obtida no aço ASTM A182 F22 forjado, sem e com TTAT é formada por granulação ferrítica equiaxial e carbonetos dispersos, com homogeneização dos grãos carbonetos na matriz ferrítica após o TTAT;
- No metal de solda, constatou-se a microestrutura dendrítica colunar e equiaxial.

Ao final do estudo observa-se que a junção de parâmetros de soldagem e de tratamento térmico não sugerem a possibilidade de substituição dos tratamentos térmicos pós forjamento para o aço ASTM A182 F22 a ser aplicado em componentes do sistema *offshore*.

REFERÊNCIAS

AGUIAR, Willys Machado. **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural, Fortaleza 2010**. Tese de Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais pela Universidade Federal do Ceará.

ALBUQUERQUE, Siderley Fernandes. **Avaliação do efeito da utilização de processos manuais e automatizados sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de aço API 5L X80**. 139f. (Dissertação de Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Centro de Ciências e Tecnologia, Universidade Federal de Campina Grande - Paraíba - Brasil, 2010.

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.

ASM. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials.10 ed. **Ohio: ASM International**, v.1.1993.

BARBOSA, R. P. **Tecnologia Mecânica: Metalurgia da Soldagem e Soldabilidade dos Materiais**. Material de Apoio. Coronel Fabriciano: Centro Universitário do Leste de Minas Gerais, 2007.

BATISTA, Allana; FARIA, Fernanda L.; BRONDANI, Patrícia B. A Química do Petróleo: a utilização de vídeos para o ensino de Química no Nível Médio: a utilização de vídeos para o ensino de química no nível médio. **Química Nova na Escola: A Química do petróleo**, São Paulo, v. 42, n. 3, p. 237-245, 12 dez. 2019. Sociedade Brasileira de Química (SBQ). <http://dx.doi.org/10.21577/0104-8899.20160206>.

BATISTA, Valmir Rodrigues. **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**. 2016. 181 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia de Materiais, UFCG, Campina Grande, 2016.

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.

BELTRÃO, Daniel Milanês. **CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO AISI 4130 AMANTEIGADO COM LIGAS DE NÍQUEL**. 2017. 77 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa -PB, 2017.

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

BRITO, F. F. G., Avaliação da técnica de dupla camada na soldagem TIG considerando a tenacidade e características metalúrgicas de juntas de Aço AISI 8630M e ASTM A182 F22, Dissertação de M.Sc., Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFC, Fortaleza-CE, 2014.

CANTARIN, Tadeu Noveli. **Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado revestido com a liga de níquel 625 por soldagem GTAW**. 92f. Dissertação (Mestrado em Ciências e tecnologia nuclear- materiais) – Instituto de pesquisas energéticas e nucleares ,Autarquia associada à Universidade de São Paulo. São Paulo. 2011.

CAVALCANTE, Fabrício José Nóbrega. Influência do hidrogênio na tenacidade quase estática de uma junta soldada dissimilar constituída de aço AISI 8630m amanteigado com er80s-d2. 2014. 127 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2014.

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

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: Abm, 2012.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**, 4ªed, São Paulo: E. Blucher, 2008.

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.

COSTA, Esdras Carvalho da. **Caracterização do aço SAE 8630 modificado e amanteigado com inconel 625 pelo processo de soldagem MIG**. 2013. 78 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Centro Tecnológico de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, UFPB, João Pessoa, 2013.

COSTA, Fernanda Rodrigues Torres da. **Microscopia eletrônica de varredura: potencialidades e aplicações**. 2016. 50 f. TCC (Graduação) - Curso de Química Industrial, Universidade Federal do Maranhão, São Luís - MA, 2016.

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

DALCIN, Rafael Luciano. **ESTUDO DA SOLDAGEM MULTIPASSES ENTRE OS AÇOS DISSIMILARES AISI 4140 E ASTM A36 SEM TRATAMENTO TÉRMICO POSTERIOR**. 2012. 55 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Faculdade Horizontina, Horizontina, 2012.

DEDAVID, Berenice Anina et al. **Microscopia eletrônica de varredura: aplicações e preparação de amostras**: materiais poliméricos, metálicos e semicondutores. Porto Alegre: Edipucrs, 2007. 60 p.

DIAS, Felix William Cortes. **Efeito da intensidade de corrente de revestimentos e utilizando a liga hastelloy x**. 2011. 75 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso da Fonseca Suckow, Rio de Janeiro, 2011.

DNV-OS-F101: **Submarine pipeline systems**. Offshore Standard, January, 2008.

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. 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.

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

DUARTE, Lauren da Cunha et al. Aplicações de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e sistema de energia dispersiva (EDS) no estudo de gemas exemplos brasileiros. **Pesquisas em Geociências**. Porto Alegre, RS. Vol. 30, n. 2 (2003), p. 3-15., 2003.

DUTRA, W. T.; MACHADO, I. G. Influência do Pré-aquecimento Indutivo Localizado sobre Características Metalúrgicas de Juntas Soldadas. **Soldagem & Inspeção**, v. 22, p. 333–342, 2017.

FELIPPE, Geovane Laporti et al. **ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DA VARIAÇÃO DA CORRENTE NO CORDÃO DE SOLDA DE REVESTIMENTO INCONEL 625 PRODUZIDO PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR ELETRODO REVESTIDO (SMAW)**. 2007. 60 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Faculdades Integradas de Aracruz, Aracruz, 2007.

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

FERREIRA JUNIOR, Cleber do Prado. **Estudo do revestimento por soldagem de inconel 625® sobre aço com 9% Ni**. 2020.109f.Dissertação (Mestrado em Ciências) -Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo,2020.

FERREIRA, Daniel C. F.. Fragilização por hidrogênio de juntas dissimilares em forjados submarino. In: RIO WELDING, 2014, Rio de Janeiro. **Proceedings**. Rio de Janeiro: 2014.

FERREIRA, Kennedy Vinicius Queiroz. **Avaliação das propriedades mecânica e microestrutural de solda de amanteigamento**. 2023. 55 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharias, Universidade Federal Rural do Semi-Árido, Caraúbas, 2023. Disponível em: <https://repositorio.ufersa.edu.br/handle/prefix/10712>. Acesso em: 01 abr. 2024.

FRATARI, R.Q et al. Otimização dos Parâmetros de Tecimento para Confecção de Amanteigamento em Chapas de Aço ao Carbono pelo Processo TIG com Arame AWS ER309L. **Soldagem & Inspeção**. São Paulo, v. 15, n. 3, p.209-217, set. 2010.

GARCIA, Amauri; SPIM, Jaime A.; SANTOS, Carlos Alexandre dos. **Ensaio dos Materiais**, 2ª edição. [Digite o Local da Editora]: Grupo GEN, 2012. E-book. ISBN 978-85-216-2114-0. Disponível em: <https://app.minhabiblioteca.com.br/#/books/978-85-216-2114-0/>. Acesso em: 02 fev. 2024.

GARCIA, Douglas Neves. **Comportamentos mecânicos e metalúrgicos de junta soldada em aço ASTM A182 F22 aplicado na indústria offshore**. 2018. 209 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2018.

GIRELLI, Rosental Alves. **ANÁLISE COMPARATIVA DE AÇOS ARBL USADOS NA FABRICAÇÃO DE TUBOS FLEXÍVEIS PARA PRODUÇÃO DE PETRÓLEO NO MAR, EM FORMAÇÕES COM BAIXO TEOR DE H₂S: UM ESTUDO DE FPH UTILIZANDO SOLUÇÃO DE TIOSSULFATO DE SÓDIO**. 2006. 193 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica (Ppgem), Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória-Es, 2006.

GROOVER, Mikell P. **Introdução aos Processos de Fabricação**. Grupo GEN, 2014. E-book. ISBN 978-85-216-2640-4. Disponível em: <https://app.minhabiblioteca.com.br/#/books/978-85-216-2640-4/>. Acesso em: 12 dez. 2023.

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.

KEJELIN Z.; BUSCHINELLI, A. J. A; POPE, A. & M.: "Effects of welding parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar Metal Welds". In: Anais do 18th International Congress of Mechanical Engineering - COBEM: November; Ouro Preto. 2005.

KLEINER, Cinthia Cristina Calhi. **AVALIAÇÃO DA DUREZA DO AÇO ASTM A182-P22 APÓS SIMULAÇÃO FÍSICA DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR ATRITO DE PINO NÃO CONSUMÍVEL QUANDO SUBMETIDO A DIFERENTES CICLOS TÉRMICOS**. 2017. 68 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia de Manufatura,

Faculdade de Ciências Aplicadas, Universidade Estadual de Campina, Limeira, 2017.

KOU, SYNK.: Fusion-Boundary Macrosegregation in Dissimilar-Fillet Welds. **welding Journal**, Miami 2007, 86.

LAGE, Meire Guimarães; ARAÚJO, Carlos Salaroli de. ESTUDO DA PRECIPITAÇÃO EM AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA POR TERMODINÂMICA COMPUTACIONAL. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 7, n. 1-2, p. 24-28, 2010.

LINNERT, George e. Welding Metallurgy: **Carbon and Alloy Steels**. 4. ed. Miami: American Welding Society, 1994.

MALISKA, Ana Maria. **Microscopia eletrônica de Varredura**. Microscópia Eletrônica de Varredura, [2024.], s.d.Disponível em: http://www.usp.br/nanobiodev/wpcontent/uploads/MEV_Apostila.pdf. Acesso em: 20 de mar. 2024.

MARQUES, P.V et al. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3ª edição atualizada. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2009.

MARTINS, Anne Karyne Cunha. **Caracterização da interface da solda de amanteigamento do aço 8630M com Inconel 725 pelo processo de soldagem MIG**. 2018. 101 f. Tese (Doutorado) - Curso de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa -PB, 2018.

MATTOS, Emanoela Pereira de. **ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO PRÉ-AQUECIMENTO NA SOLDAGEM POR ATRITO COM FURO PASSANTE COM PINO CONSUMÍVEL EM AÇO AO CARBONO EN14**. 2012. 59 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - Ppge3M, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

MATTOZO, Thiago Giovani. **Análise comparativa em soldas com e sem pré-aquecimento no aço carbono SAE 1045**. 2021. 72 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Guarapuava, 2021.

MEESTER, B. de. The Weldability of Modern Structural TMCP Steels. **ISIJ International**, v. 37, n. 6, p. 537–551, 1997.

MODENESI, P. J.; **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. Senai, Osasco- SP, 2001.

MODENESI, Paulo J.. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis**. 2012 - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFMG, Belo Horizonte, 2012.

MOTA, Carlos Alberto Mendes da et al. Revestimento de níquel depositado pela soldagem MIG e MIG com arame frio. **Soldagem & Inspeção**, v. 21, p. 483-496, 2016.

MOURA FILHO, Adroaldo José Silva de. Avaliação de juntas soldadas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 amanteigadas pelo processo PTA com a liga de níquel UNS N06625. 2014.

NACE MR 0175/ISO 15156-1:2001 - **Petroleum and natural gas industries—Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production**, NACE, Houston, EUA, 2005.

NERIS, Roseane Fernandes. **CARACTERIZAÇÃO DE SOLDA DE AMANTEIGAMENTO DE MATERIAIS A BASE DE FERRO**. 2020. 53 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal Rural do Semi-Árido, Caraúbas - RN, 2020.

NEVES, M. D. M. DAS et al. Solidificação da zona de fusão na soldagem do AISI 304 com inconel 600 por laser de Nd: YAG. **Soldagem & Inspeção**, v. 14, p. 104–113, 1 jun. 2009.

NORMA ASTM A182/A182M: Standard Specification for Forged or Rolled Alloy and Stainless Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service. West Conshohocken: **ASTM**, 2005.

NUNES, C. S. **Caracterização de fases e análise de trincas em junta soldada de Inconel 625 e aço 9Cr-1Mo após envelhecimento**. 2006. 105 f. Dissertação (Mestrado em Ciência de Materiais) –Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2006.

OLIVEIRA, George Luiz Gomes de. **Soldagem dissimilar dos aços 8630M e ASTM F22 para aplicações subaquáticas**. 2013. 205 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia e Ciências dos Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

PINA, Aline Aparecida de. **METODOLOGIAS DE ANÁLISE, SÍNTESE E OTIMIZAÇÃO DE SISTEMAS PARA PRODUÇÃO DE PETRÓLEO OFFSHORE ATRAVÉS DE METAMODELOS E ENXAME DE PARTÍCULAS**. 2010. 176 f. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) - Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação

PONTES, M. K. G. **Estudo da compatibilidade metalúrgica de juntas soldadas de metais dissimilares utilizados no setor de petróleo e gás**. 2012. 90 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Centro de Ciência e Tecnologia, Universidade Federal de Campina Grande, Paraíba, Brasil, 2012. Disponível em: <http://dspace.sti.ufcg.edu.br:8080/jspui/handle/riufcg/5217>.

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.

RODRIGUES, Telma Viana. **TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM PARA ALÍVIO DE TENSÕES RESIDUAIS EM CHAPAS DE AÇO SOLDADAS:** modelagem e análise experimental. 2011. 117 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, 2011.

RODRIGUES, Emanuel Rezende. **Influência de parâmetros do processo fcaw-g nas características da solda do aço astm a-36.** 2010. 78 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná Campus de Curitiba, Curitiba, 2010.

RODRIGUES, L. C. X.; MACIEL, T. M.; CRUZ NETO, R. Q.. Avaliação da Microestrutura e do Perfil de Microdureza do Aço AISI 8630m Amanteigamento com Arame AWS ER 80S –D2. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**, Campina Grande-pb, v. 12, n. 2, p.124-131, mar. 2018.

RODRIGUES, Raisa. **Caracterização microestrutural e eletroquímica de revestimento obtido pela deposição (TIG) de Inconel 625 sobre o aço ASTM A182 F22.** 2023. 86 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais na Área de Concentração de Materiais Convencionais e Avançados., Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2023.

SANTOS ML, Maciel TM, Santana RAC. Uma contribuição para o entendimento da influência das tensões residuais na fragilização por hidrogênio em aços API 5L. **Soldagem & Inspeção.** 2022;27:e 2717. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI 27.17>.

SANTOS, Carlos Eduardo Figueiredo dos. **Processos de Soldagem - Conceitos, Equipamentos e Normas de Segurança.** Editora Saraiva, 2015. E-book. ISBN 9788536520063. Disponível em: <https://app.minhabiblioteca.com.br/#!/books/9788536520063/>. Acesso em: 05 mar. 2024.

SANTOS, Ozaias Praxedes dos. **Caracterização de solda composta por aço aisi 8630 temperado e revenido, amanteigado com eletrodo aws er70s-3.** 2020. 68 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal Rural do Semi-Árido, Caraúbas- RN, 2020.

SCOTTI, Américo et al. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho.** São Paulo: Artliber, 2008.

SILVA, Adiana Nascimento. **Análise do Efeito do Hidrogênio na Resposta de Tenacidade à Fratura em Junta Soldada Dissimilar.** 2018. 180 f. Tese (Doutorado) - Engenharia de Materiais da Universidade Federal da Paraíba. João Pessoa-PB, 2018.

SILVA, Adiana Nascimento *et al.* Effect of Hydrogen on the Mechanical Properties of ASTM A182 F22 and ASTM A36 Steels Welded Joint Using Inconel 625 as Filler and

Buttering Metal. **Materials Research**, [S.L.], v. 25, p. 1-15, jan. 2022. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2021-0339>.

SILVA, André Luiz V. da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. 3. ed. São Paulo: Blucher, 2010.

SILVA, Cleiton Carvalho. **Avaliação das tensões residuais de soldagem em tubulações de pequeno diâmetro usadas em refinaria de petróleo**. 2007. 194 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2007.

SILVA, Juliana Marsico Correia da et al. Impactos Ambientais da Exploração e Produção de Petróleo na Bacia de Campos, RJ. **IV Encontro Nacional da Anppas**, Brasília, DF, 2008.

SILVA, William Constantino da. **Avaliação microestrutural de Zonas Parcialmente Diluídas obtidas por soldagem dissimilar empregando os metais de adição Inox 309L e Inconel 625**. 2018. 86f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Centro de Ciências Exatas e da Terra, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2018.

SKOBIR, Daniela A. High-strength low-alloy (HSLA) steels. **Materiali in tehnologije**, v. 45, n. 4, p. 295-301, 2011.

SODRÉ, Rosinete Menezes Ramos. **ASPECTOS METALÚRGICOS E DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE SOLDAS DE NIQUEL DEPOSITADAS PELO PROCESSO MIG PULSADO UTILIZANDO A TÉCNICA SWITCH-BACK**. 2018. 142 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2018.

SOYSAL, T. et al. Macrosegregation in dissimilar-metal fusion welding, **Acta Materialia**, vol. 110, p. 149-160, 2016.

WAINER, Emílio; BRANDI, Sérgio Duarte; MELLO, Fábio Décourt Homem de. Soldagem: **processos e metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher, 2004.

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 theSubsea Industry. Part 1: In Air S-N data. **International Journal of Fatigue**, 80, p. 477-495.2015.

YENI, 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.