

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGE3M

RENAN MENSCH LANDELL

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DE JUNTAS SOLDADAS  
PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA  
(SFMM) EM CHAPAS DE AÇO API X65 CLADEADAS COM INCONEL 625**

Porto Alegre

2022

RENAN MENSCH LANDELL

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DE JUNTAS SOLDADAS  
PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA  
(SFMM) EM CHAPAS DE AÇO API X65 CLADEADAS COM INCONEL 625**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais.

ORIENTADOR: Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski

Porto Alegre

2022

Dedico esse trabalho a minha esposa  
Laura, por todo o suporte, apoio e amor  
dado durante essa jornada.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço ao meu orientador Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski pela amizade, orientação acadêmica e incentivos dados ao longo do meu doutorado, onde, em nossas conversas, pude me desenvolver profissionalmente. Ao Prof. Dr. Jorge dos Santos pela oportunidade dada para fazer meu doutorado sanduíche no instituto de pesquisa Helmholtz-Zentrum Hereon (HZH) e toda a amizade desenvolvida nesse período.

Agradeço aos colegas do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) e do Helmholtz-Zentrum Hereon pela amizade e ajuda na preparação dos ensaios. Em especial, ao Luciano Bergmann e Dagmar Albert do HZH, aos colegas Guilherme Lemos, Cleiton Costa, Igor Diehl, Mariana dos Reis, Fabiano Mattei, Diego Aires e demais colegas do grupo PROENG-CDT; aos professores Afonso Reguly, Thomas Clarke e Marcelo Favaro do LAMEF; ao professor Adriano Scheid da UFPR pelo auxílio nas análises metalográficas.

Agradeço ao Conselho Nacional de Pesquisa e Desenvolvimento (CNPq) pela concessão da bolsa sanduíche no Instituto de Pesquisa HZH e a empresa Shell do Brasil pelo financiamento do meu doutorado. E, por fim, obrigado à empresa Usiminas pela doação das chapas de aço API X65, necessárias para a realização das soldas.

## RESUMO

O uso de tubos rígidos cladeados no transporte de óleo e gás garante a segurança da operação em ambientes agressivos, porém os processos convencionais de união destes tubos requerem um rígido controle a fim de reduzir os riscos de fragilização das juntas. Portanto, o presente trabalho estudou a viabilidade técnica da aplicação do processo de soldagem por fricção e mistura mecânica (SFMM), em substituição aos processos convencionais de soldagem por arco elétrico, na união de chapas de aço cladeadas. Para isso, foram utilizadas chapas de aço de API 5L X65 cladeadas por *weld overlay*, com Inconel 625, nas dimensões de 500 mm de comprimento, 125 mm de largura e 7 mm de espessura (4 mm de aço e 3 mm de Inconel). A soldagem por SFMM foi realizada em 2 passes, um para cada lado da chapa, com os parâmetros de soldagem iguais a 400 rpm, 8 mm/s e 50 kN para o aço API 5L X65 e para o Inconel 625 foram utilizados os parâmetros de 200 rpm, 2 mm/s e 60 kN. A norma DNV F101 (2017) foi utilizada para a qualificação das soldas e os ensaios de dureza, dobramento, tração e de CTOD foram realizados. Adicionalmente, foi realizada uma análise microestrutural tanto do metal base quanto das soldas, para a identificação das alterações impostas pelo processo de soldagem por fricção. Os resultados dos ensaios mecânicos mostraram que as soldas possuem uma elevada resistência mecânica, uma vez que as amostras dos ensaios de tração vieram a romper fora da região da solda e que maiores valores de dureza foram encontrados tanto na solda do lado do aço quanto do Inconel 625. Valores de dureza máximos de 341 HV e 280 HV foram encontrados na solda do Inconel 625 e da solda do aço API X65, respectivamente. Esses valores estão dentro dos limites determinados pela norma DNV F101 (2017). Além disso, no ensaio de dobramento de face e raiz da solda, não foram encontradas trincas ou descontinuidades. Por fim, o ensaio de CTOD foi realizado na temperatura de 0°C e as seguintes regiões foram avaliadas: centro da zona de mistura do aço (ZMa), zona termicamente afetada do lado de avanço (ZTA-LA) e material base (MB) do aço API X65. Os resultados mostraram uma alta tenacidade nas regiões da solda (ZMa e ZTA-LA), com valores médios de CTOD iguais a 0,517 mm e 0,575 mm, respectivamente. O MB do aço API X65 alcançou um valor médio igual a 0,791 mm. Todas as amostras apresentaram um mecanismo de fratura dúctil por rasgamento (*tearing*), com a presença de *shear dimples*. Portanto, a partir dos resultados obtidos neste trabalho, foi possível concluir que o processo de SFMM é capaz de produzir soldas de qualidade em chapas de aço cladeadas.

**Palavras chaves:** Soldagem por fricção e mistura mecânica (SFMM). Chapas de aço cladeadas.  
Aço API 5L X65. Inconel 625. Soldagem dissimilar.

## ABSTRACT

The application of the friction stir welding (FSW) process, in substitution to arc welding processes, in the joining of API 5L X65 steel plates cladded with Inconel 625 was studied. Therefore, a two-step welding procedure was developed, in order to reduce the mixture between the two dissimilar materials. The samples for this study had 500 mm length, 125 mm width and 7 mm thickness (4 mm of steel and 3 mm of Inconel 625). The welding parameters of 400 rpm, 8 mm/s and 50 kN for API X65 steel and 200 rpm, 2 mm/s and 60 kN for Inconel 625 were defined. The DNV F101 (2017) standard was used to qualify the welds and the mechanical test of hardness, tensile, bending and CTOD were performed. Additionally, a microstructure analysis of both, the base material and the welds, was carried out to identify the changes in the microstructure. Visual inspections were performed and a macrograph of the weld region was done and no defects were found. The mechanical tests results showed that the welds had higher mechanical properties than the base materials. The transverse tensile test of the welds achieved the same values of yield strength and tensile strength of the base material and the fracture occurred far from the welds. Furthermore, higher values of hardness were measured in both welds, with a maximum hardness of 341 HV at the Inconel 625 and 280 HV at the API X65. After the bend test of the welds, the samples were analyzed and no cracks were found. The CTOD tests were performed in 0°C and three locations were tested at the API X65 steel: FSW stir zone (SZ), heat affected zone of the advancing side (HAZ-AS) and the base material (BM). The CTOD results showed a high toughness of the weld, with CTOD average values equals to 0,575 mm (HAZ-AS) and 0,517 mm (SZ). The BM achieved an average CTOD value of 0,791 mm. Those values are higher than the minimum specified value of DNV (2017) standard. The CTOD tests presented a tearing ductile fracture mechanism, with the presence of shear dimples. Therefore, the results obtained in this work showed the feasibility of the application of the FSW process in the joining of API X65 steel plates cladded with Inconel 625, once that welds with high mechanical properties were produced.

**Key words:** Friction Stir Welding (FSW). Cladded steel plates. API X65. Inconel 625. Dissimilar welding.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Tubo cladeado. ....	17
Figura 2 – Gráfico da resistência à corrosão do aço AISI 316 (a) e do Inconel 625 (b). Para pontos abaixo da curva, estima-se uma taxa de corrosão <0,05mm/ano e, também, sem corrosão sob tensão na presença de sulfetos. ....	22
Figura 3 – Processo de transformação da fase $\gamma'$ para $\delta$ . Imagens produzidas por MET. ....	25
Figura 4 – Fase $\sigma$ na região interdendrítica (a) e (b). Fase Laves com sua respectiva composição química (c). Fase $\mu$ identificada em (d) a partir do maior número de falhas de empilhamento da fase e padrão de difração (em destaque). ....	27
Figura 5 – Propriedades mecânicas em alta temperatura de uma barra solubilizada (a) e recozida (b) de Inconel 625. ....	29
Figura 6 – Solda circunferencial com metal de adição com composição química igual ou superior ao CRA (a). Solda circunferencial com solda de raiz com metal de adição com composição química igual ou superior ao CRA e solda de preenchimento com metal de adição de aço baixa liga (b). Proposta de procedimento de soldagem circunferencial de tubo bimetalicos. 1) passe de amanteigamento com metal de adição de aço com menor concentração de carbono; 2) primeira camada de solda dissimilar (ER NiCrMo-3) com a mínima corrente de soldagem possível; 3) segunda camada de ER NiCrMo-3 com alta energia de soldagem e 4) soldagem de preenchimento com ER NiCrMo-3 em parâmetro de máxima produtividade (c). ....	30
Figura 7 – Micrografia da região de união entre a camada de Inconel 625 e o substrato de aço. Em destaque a região da microestrutura martensítica formada. ....	32
Figura 8 – Imagens em MEV mostrando o aspecto geral da microestrutura do Inconel 625 com uma matriz austenítica e precipitação interdendrítica (a). Evolução da microestrutura após o tratamento térmico por 2 horas a 650°C (b), 750°C (c) e 850°C (d). ....	33
Figura 9 – Desenho esquemático do processo de SFMM. ....	35
Figura 10 – Tipos de juntas soldadas por SFMM. ....	36
Figura 11 – Etapas do processo de SFMM. ....	37
Figura 12 – Esquema comparando as diferentes zonas resultantes dos processos de soldagem de SFMM (a) e TIG (b). ....	39

Figura 13 – Características das geometrias utilizadas nas ferramentas de SFMM. ....	40
Figura 14 – Relação entre a velocidade de rotação e a temperatura máxima durante a soldagem de chapas de alumínio A6063. ....	42
Figura 15 – Macrografia das seções transversais das soldas sobrepostas de alumínio e cobre. Espessura total das chapas montadas igual a 2,8 mm, sendo que a espessura da chapa de alumínio e a penetração da ferramenta são de 0,84 mm e 2,5 mm (I), 1,96 mm e 2,5 mm (II) e 1,96 mm e 2,7 mm (III), respectivamente. ....	44
Figura 16 – Comportamento do crescimento de trincas ao longo do serviço (a) e curva da resistência residual pelo tamanho da trinca (b).....	47
Figura 17 – Taxa de crescimento de trinca para o aço X52 ensaiado em atmosfera com H <sub>2</sub> , com 21 MPa de pressão e frequência de 1 Hz. ....	49
Figura 18 – Resultados dos ensaios de CTOD nas amostras de aço API X80 saturadas com H <sub>2</sub> e testadas em 0°C. ....	50
Figura 19 – Fluxograma das macroatividades da tese. ....	52
Figura 20 – Chapa de aço API X65 cladeada com Inconel 625 por <i>weld overlay</i> e dividida em 4 seções (a). Vista lateral da chapa cladeada (b). ....	53
Figura 21 – Equipamento de SFMM do instituto de pesquisas <i>Helmholtz-Zentrum Hereon</i> ...	54
Figura 22 – Procedimento de soldagem em dois passes. Primeiro passe no lado do aço (a), rotação de 180° da chapa (b) e segundo passe no lado do Inconel 625 (c).....	55
Figura 23 – Imagem lateral (a) e frontal (b) da ferramenta de soldagem de PCBN.....	55
Figura 24 – Posicionamento dos termopares tipo K ao longo da junta de uma das soldas da etapa 2.....	58
Figura 25 – Localização e profundidade do furo para montagem do termopar no interior da solda do lado do aço API.....	58
Figura 26 – Locais de medição da dureza de topo da solda (a) e da seção transversal da solda (b). ....	59
Figura 27 – Dimensões dos corpos de prova de tração de acordo com as normas DIN EN ISO: 4136-2013-2 (a) e ASTM: E8/E8M-2010-9 (b). ....	60

Figura 28 – Máquina de ensaio universal MTS com dispositivo de dobramento (a) e corpo de prova de dobramento (b).....	62
Figura 29 – Posicionamento dos corpos de prova tipo SE(B) na região da solda e do metal base do aço API X65. Vista superior da chapa com a localização dos corpos de prova (a) e vista frontal aumentada com a localização dos entalhes na solda (b). ....	63
Figura 30 – Dimensões do corpo de prova tipo SE(B).....	64
Figura 31 – Pré-trincamento em fadiga (a) e ensaio de CTOD com controle da temperatura (b). ....	65
Figura 32 – Análise da superfície da pré-trinca de fadiga pelo projetor de perfil (a) e procedimento de medição da pré-trinca de fadiga (b). ....	65
Figura 33 – Solda SFMM lado aço API X65 (a) e lado Inconel 625 (b). Ao lado das duas soldas estão os pontos de aquisição de temperatura por termopares tipo K.....	69
Figura 34 – Perfis térmicos adquiridos durante a soldagem da chapa de aço API 5 LX65 cladeada com Inconel 625. Perfil térmico do primeiro passe de solda (a) e do segundo passe de solda (b). ....	71
Figura 35 – Perfil térmico medido no interior da solda do lado do aço durante a soldagem do lado do Inconel 625. Termopares inseridos a uma profundidade de 3,45 mm em relação ao topo da solda do lado do aço. ....	72
Figura 36 – Microestrutura do aço API 5L X65.....	73
Figura 37 – Microestrutura do revestimento de Inconel 625.....	74
Figura 38 – Macrografia da seção transversal da solda da chapa de aço API 5L X65 cladeado com Inconel 625. ....	76
Figura 39 – Microestrutura da ZMa da solda do lado do aço API 5L X65 com diferentes ampliações. ....	77
Figura 40 – Microestrutura do aço: ZTA-LA (a) ZTA-LR (b).....	78
Figura 41 – Microestrutura da ZTA2 da solda do lado do aço API 5L X65 em diferentes aumentos.....	78
Figura 42 – Microestrutura da ZMi-2 do topo da solda do lado do Inconel 625.....	79

Figura 43 – Resultado da análise por difração por raios X na camada depositada por <i>weld overlay</i> e na solda de SFMM do Inconel 625. ....	80
Figura 44 – Mapa de microdureza da seção transversal da solda de SFMM realizada na chapa de aço API 5L X65 cladeada. ....	82
Figura 45 – Perfil de dureza HV10 realizado na seção transversal da solda do aço API 5L X65 e do Inconel 625. ....	83
Figura 46 – Perfil de dureza (HV10) transversal da solda de aço API 5L X65. ....	84
Figura 47 – Perfil de dureza (HV10) transversal da solda do Inconel 625. ....	85
Figura 48 – Gráfico do ensaio de tração das amostras do MB da chapa de aço cladeada (a) e gráfico dos valores de tensão de escoamento, tensão máxima e alongamento das amostras da chapa de aço cladeada (b). ....	86
Figura 49 – Gráfico do ensaio de tração das amostras soldadas por SFMM (a) e gráfico dos valores de tensão de escoamento, tensão máxima e alongamento das amostras soldadas por SFMM (b). ....	87
Figura 50 – Resultados dos ensaios de dobramento das soldas das chapas de aço API 5L X65 cladeadas com Inconel 625. Dobramento da face da solda do lado do Inconel 625 (a) e (b) e dobramento da face da solda do lado do aço API X65 (c) e (d). ....	89
Figura 51 – Curva de força pela abertura da boca da trinca (CMOD) das amostras do MB (a), ZTA-LA (b) e ZM (c). ....	90
Figura 52 – Resultados de CTOD das regiões do MB, ZM e da ZTA-LA com os respectivos limites mínimos de aceitação (0,10 mm até 0,30 mm). ....	91
Figura 53 – Superfícies de fratura das amostras do material base do aço API 5L X65 MB-01 (a), MB-02 (b) e MB-03 (c). ....	92
Figura 54 – Superfícies de fratura das amostras da zona de mistura ZM-01 (a), ZM-02 (b), ZM-03 (c) e ZM-04 (d). ....	93
Figura 55 – Superfícies de fratura das amostras da zona termicamente afetada do lado de avanço ZTA-LA-01 (a), ZTA-LA-02 (b), ZTA-LA-03 (c) e ZTA-LA-04 (d). ....	94
Figura 56 – Macrografia da superfície de fratura da amostra MB-02, como representativa às demais amostras, indicando a região de crescimento da pré-trinca de fadiga e a região de análise dentro da fratura. ....	96

Figura 57 – Superfícies de fratura analisadas em MEV representativas de cada região analisada. Onde as imagens (a), (b) e (c) apresentam as amostras MB-02, ZTA-01 e ZM-03, respectivamente. ....97

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Resumo das fases presentes nas ligas a base de Ni. ....	23
Tabela 2 – Composição química da liga de Inconel 625 fornecida pela empresa Special Metals. ....	28
Tabela 3 – Composição química dos precipitados e da matriz de Inconel 625 após a deposição por <i>weld-overlay</i> . ....	33
Tabela 4 – Atributos dos materiais utilizados na fabricação das ferramentas de SFMM. ....	41
Tabela 5 – Composição química do arame de solda de Inconel 625 e da chapa de aço API 5L X65. ....	53
Tabela 6 – Propriedades mecânicas do arame de solda de Inconel 625 e da chapa de aço API 5L X65. ....	54
Tabela 7 – Parâmetros de soldagem das chapas de aço API 5L X65 cladeadas. ....	56
Tabela 8 – Composição química em porcentagem de peso nos pontos indicados na Figura 37. ....	75
Tabela 9 – Valores dos ângulos dos picos (2 Theta) característicos das principais fases do Inconel 625. ....	81
Tabela 10 – Medições do tamanho da pré-trinca de fadiga das amostras do MB, ZM e ZTA-LA. ....	95
Tabela 11 – Valores individuais de CTOD dos corpos de prova ensaiados. ....	95

## LISTA DE ABREVIATURAS

AISI	American Iron and Steel Institute
API	American Petroleum Institute
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
BC	Broken Carbides
BS	British Standard
CFC	Cúbica de Faces Centradas
CMOD	Crack mouth opening displacement
CRA	Corrosion Resistant Alloys
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
DNV	Det Norske Veritas
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
FSW	Friction Stir Welding
ISO	International Organization for Standardization
LA	Lado de Avanço
LR	Lado de Retrocesso
M/A	Martensita/Austenita
MB	Metal Base
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
MO	Microscópio Óptico
NACE	National Association of Corrosion Engineers
NBCP	Nitreto de Boro Cúbico Policristalino
PCBN	Polycrystalline Cubic Boron Nitride
SE(B)	Bend Specimen
SFMM	Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica
TCP	Topologically Close-Packed
TIG	Tungsten Inert Gas
TWI	The Welding Institute
XRD	Difração por Raios X
ZAD	Zona de Alta Dureza
ZF	Zona de Fusão
ZM	Zona de Mistura
ZMa	Zona de Mistura do Aço
ZMi	Zona de Mistura do Inconel 625
ZPD	Zonas Parcialmente Diluída
ZPM-M	Zona Parcialmente Misturada com Formação de Martensita
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZTA-LA	Zona Termicamente Afetada do Lado de Avanço
ZTMA	Zona Termomecanicamente Afetada

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\gamma$	Fase gama
$\gamma'$	Fase gama linha
$\gamma''$	Fase gama duas linhas
$\sigma$	Fase sigma
$\eta$	Fase eta
$\mu$	Fase mi
$\delta$	Fase delta
$K_I$	Fator de intensidade de tensão
$\delta$	CTOD
$\sigma_{YS}$	Tensão de escoamento
$E$	Módulo de elasticidade
$\Delta k$	Delta do fator de intensidade de tensão
$\frac{da}{dN}$	Taxa de crescimento da trinca
$W$	Largura do corpo de prova de CTOD
$B$	Espessura do corpo de prova de CTOD
$R_{m1}$	Resistência à tração mínima do substrato
$R_{m2}$	Resistência à tração mínima do CRA
$S$	Espessura nominal da chapa cladeada
$S_1$	Espessura nominal do substrato
$S_2$	Espessura nominal do CRA
$a$	Comprimento da trinca do corpo de prova de CTOD
$P_m$	Carga máxima do ensaio de CTOD
$R$	Razão de carregamento
$a_0$	Comprimento original da trinca do corpo de prova de CTOD
$\nu$	Coefficiente de Poisson
$V_p$	Componente plástica de $V$ que corresponde à força máxima
$z$	Função geométrica do corpo de prova de CTOD
$F_f$	Máxima força de fadiga para o crescimento da pré-trinca
$S$	Extensão entre os pontos de carregamento do ensaio de flexão 3 pontos
$B_N$	Espessura do corpo de prova de CTOD entre os entalhes laterais

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>16</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS</b>	<b>19</b>
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>20</b>
3.1	TUBOS CLADEADOS.....	20
3.1.1	Ligas de níquel e Inconel 625	22
3.1.2	Soldagem dissimilar entre aços e ligas de níquel	29
3.2	SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA (SFMM).....	34
3.2.1	Características do processo de SFMM	34
3.2.2	Parâmetros do processo de SFMM	39
3.2.3	Fluxo do material	42
3.2.4	SFMM aplicado em aços e ligas de níquel	44
3.2.5	Mecânica da fratura aplicada em soldas por SFMM	47
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>52</b>
4.1	MATERIAIS .....	52
4.2	PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA .	54
4.3	CARACTERIZAÇÃO DAS SOLDAS .....	56
4.3.1	Análise de dureza	58
4.3.2	Ensaio de tração	60
4.3.3	Ensaio de dobramento	61
4.3.4	Tenacidade à Fratura CTOD	62
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	<b>68</b>
5.1	ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	72
5.2	PROPRIEDADES MECÂNICOS.....	81
5.2.1	Análise de dureza e microdureza	81
5.2.2	Ensaio de tração	85
5.2.3	Dobramento	88
5.2.4	Tenacidade à Fratura CTOD	89
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES</b>	<b>98</b>
<b>7</b>	<b>SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>100</b>
	<b>REFERÊNCIAS</b>	<b>101</b>

## 1 INTRODUÇÃO

O aumento da demanda de energia e de recursos naturais vem contribuindo para que empresas do setor de óleo e gás explorem regiões cada vez mais hostis e afastadas. Dentro deste contexto, a Petrobras vem explorando poços de petróleo, na camada do pré-sal, que atingem profundidades de aproximadamente 7.000 metros. A produção de óleo e gás em águas profundas e ultraprofundas traz diversos desafios para as empresas, pois, aliada a altas pressões impostas pela lâmina de água e ao peso estrutural dos componentes, também são encontradas nesses poços temperaturas elevadas e a presença de agentes corrosivos. Essas características impõem a necessidade de se utilizar materiais para a fabricação de tubulações ou *risers* de maior resistência mecânica e à corrosão (SOUZA e RUGGIERI, 2016; FU et al., 2016).

Nesse contexto, o emprego de *risers* rígidos cladeados se torna uma ótima opção para as empresas, uma vez que reúne as qualidades do aço ao carbono-manganês (boa resistência mecânica e baixo custo), com a resistência à corrosão de materiais de alta liga. Segundo Dai et al. (2017) e Sulaiman e Tan (2014), falhas por corrosão representam 25% e 36% dos casos registrados em dutos de transporte de óleo *onshore* e *offshore*, respectivamente. Isso se deve a alta agressividade química dos fluidos dos reservatórios que passam pelos dutos. Elementos contendo cloro, ácidos orgânicos, areia, dióxido de carbono e sulfeto de hidrogênio (H<sub>2</sub>S) são facilmente encontrados no interior de *risers offshore*. Portanto, é recomendada a utilização de materiais mais nobres e resistentes à corrosão para esse tipo de aplicação.

Diversos processos de fabricação podem ser utilizados na manufatura de tubos cladeados. Dentre eles, estão os tubos cladeados metalurgicamente, que são normalmente fabricados a partir de chapas de aço ao carbono e de chapas de materiais de alta resistência à corrosão, denominados de *Corrosion Resistant Alloys* (CRA). Essas chapas são laminadas a quente, uma sobre a outra, a fim de garantir uma boa adesão metalúrgica entre os materiais. Em seguida, a chapa é calandrada e soldada longitudinalmente com o objetivo de garantir o formato final do tubo (BUTTING, 2014). Por fim, obtêm-se trechos de tubos de 12 metros que apresentam dois materiais diferentes ao longo de sua espessura: no interior, há a liga CRA para inibir a corrosão e, na parte externa, encontra-se o aço ao carbono responsável por garantir a resistência mecânica, conforme apresentado na Figura 1.

Figura 1 – Tubo cladeado.



Fonte: Butting (2014).

Para conectar as plataformas aos poços de produção, é necessário unir diversos trechos de tubos por meio de soldas circunferenciais até que se alcance o comprimento final desejado. Essas regiões de união são críticas, uma vez que o alto aporte térmico imposto pelos processos de soldagem por arco elétrico funde o metal, alterando significativamente a microestrutura local e gerando tensões residuais trativas elevadas. Além disso, a grande diferença de composição química e de propriedades mecânicas entre os materiais envolvidos dificulta a união dos tubos cladeados, exigindo um alto controle do processo de soldagem, a fim de se evitar a ocorrência de fases deletérias e problemas relacionados à diluição do Fe no cordão de solda. Portanto, diversos estudos vêm sendo realizados para aumentar a confiabilidade mecânica e resistência à corrosão de tubos cladeados, especialmente nas regiões próximas às soldas circunferenciais, onde os maiores esforços mecânicos são encontrados.

Dentro dessa perspectiva, os autores Fu et al. (2016) apresentam em seu estudo uma análise de falha de um duto cladeado. A partir das análises realizadas e dos resultados obtidos, verificou-se que a presença de uma microestrutura frágil (martensita) no cordão de solda circunferencial foi uma das causas responsáveis pela ocorrência da falha e, por isso, sugerem a melhoria dos procedimentos de soldagem para a prevenção de acidentes em futuras instalações. Os autores afirmam ainda que, devido à heterogeneidade dos materiais, a avaliação de fraturas de soldas circunferenciais de tubos cladeados difere substancialmente da análise típica realizada em fraturas de tubos de aço ao carbono.

Desta forma, é proposta a substituição dos métodos convencionais de soldagem por arco elétrico pela Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (SFMM), em inglês *Friction Stir Welding* (FSW). O processo de SFMM é um processo relativamente novo, que consiste na união em estado sólido, ou seja, sem a necessidade de fusão dos materiais. Para isso, é utilizada uma ferramenta não consumível, de alta resistência mecânica e ao desgaste para gerar calor e promover a mistura dos materiais a serem soldados. Parâmetros como velocidade de rotação,

velocidade de soldagem, ângulo da ferramenta e força axial são fundamentais para garantir uma boa qualidade da solda (MISHRA et al., 2005; HANKE et al., 2017).

O processo de SFMM possui diversas vantagens quando comparado aos métodos de união tradicionais, sendo as principais: temperatura de processo menor que a temperatura de fusão do material e a não necessidade de utilização de metal de adição. Além disso, o processo apresenta um consumo de energia menor e possibilita a soldagem de uma grande variedade de materiais, inclusive materiais dissimilares (MISHRA et al., 2005).

Portanto, a Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica vem se mostrando uma tecnologia promissora em substituição aos métodos convencionais de soldagem. A possibilidade de união de tubos cladeados por SFMM permitirá um grande salto tecnológico para a indústria, aumentando a confiabilidade das soldas circunferenciais de *risers* rígidos. Assim, o presente trabalho visa qualificar juntas soldadas pelo método de SFMM de chapas de aço API 5L X65, cladeadas com a liga de níquel UNS N06625 (Inconel 625). Para isso, será utilizada como referência a norma DNVGL-ST-F101:2017 que apresenta os critérios e recomendações de sistemas de tubulações submarinas.

## 2 OBJETIVOS

A presente tese tem como objetivo principal estudar a viabilidade da aplicação do processo de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (SFMM), em substituição aos processos convencionais de soldagem por arco elétrico, na união de chapas de aço API 5L X65 cladeados com Inconel 625. Para isso, os objetivos específicos são:

- Obtenção de juntas soldadas por SFMM livres de defeitos superficiais e internos;
- Caracterização microestrutural das juntas soldadas;
- Qualificação mecânica da junta soldada produzida por SFMM de acordo com os requisitos da norma DNVGL-ST-F101:2017.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesse capítulo será apresentado o método de transporte de óleo e gás *offshore* por tubulações rígidas bimetálicas, mostrando suas principais características, vantagens e desvantagens. Junto, é apresentada uma revisão da literatura sobre a liga de Inconel 625, utilizada regularmente como revestimento no interior de tubos bimetálicos, uma vez que a liga possui excelentes propriedades mecânicas e químicas. Por fim, o processo de SFMM é revisado e são apresentadas as vantagens da aplicação desse novo método na união de materiais dissimilares como aços e ligas de níquel.

#### 3.1 TUBOS CLADEADOS

A norma DNV-OS-F101 (2012) define tubos cladeados como tubos revestidos com uma determinada liga resistente à corrosão (CRA – *Corrosion Resistant Alloy*) em seu interior. Sendo assim, os tubos cladeados são fabricados para transportar produtos de alta agressividade química e devem resistir aos diversos elementos presentes no óleo bruto. Elementos contendo cloro, ácidos orgânicos, areia, dióxido de carbono e sulfato de hidrogênio são facilmente encontrados no interior de *risers offshore*. Portanto, os tubos cladeados devem combinar a boa resistência mecânica e o baixo custo dos aços ao carbono para o tubo externo, com a excelente resistência à corrosão das ligas CRA para o revestimento interno.

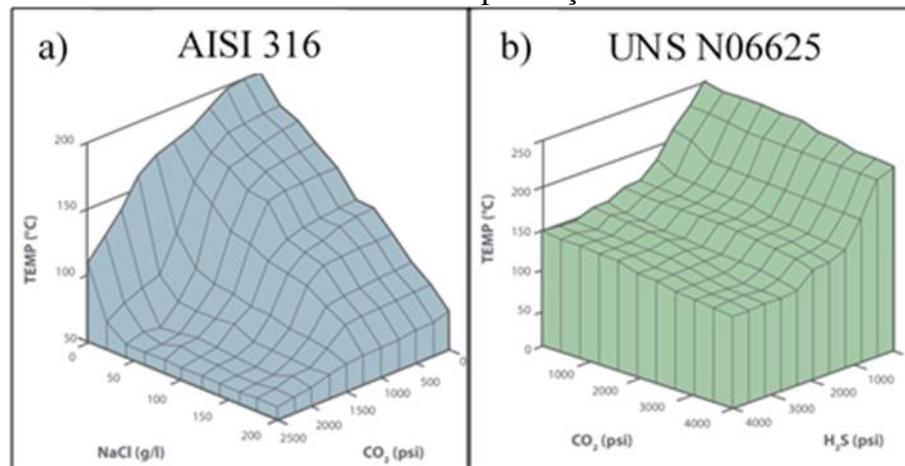
Os tubos bimetálicos podem ser classificados como *lined pipes* (ancoramento mecânico) ou *clad pipes* (ancoramento metalúrgico), dependendo do método de fabricação utilizado. Os tubos cladeados metalurgicamente garantem a adesão metalúrgica do revestimento sobre o substrato de aço. Esses tubos são normalmente fabricados a partir de chapas de aço ao carbono sobrepostas com chapas de materiais de alta resistência à corrosão e laminadas em alta temperatura, para garantir uma boa adesão metalúrgica entre os materiais. Em seguida, a chapa é calandrada e soldada longitudinalmente com o objetivo de garantir o formato final do tubo (BUTTING, 2014). Outro meio utilizado para a fabricação de tubos cladeados metalurgicamente é o *weld overlay*, o qual consiste em depositar camadas de CRA no interior de um tubo de aço sem costura por meio do processo de soldagem por arco elétrico, resultando em uma microestrutura dendrítica da camada depositada. Segundo Silva et al. (2012), a deposição do material de revestimento dissimilar ao substrato torna o processo complexo do ponto de vista metalúrgico devido às diferenças de composição química, estrutura cristalina, microestrutura e propriedades mecânicas e físicas dos materiais. Portanto, para a deposição por

*weld overlay*, deve-se ter um rígido controle dos parâmetros utilizados a fim de se evitar a formação de fases deletérias e reduzir ao máximo a diluição.

A fim de se garantir uma boa resistência à corrosão, a norma API 5 LD (2009) especifica uma espessura mínima de 2,5 mm para a camada interna de CRA, a não ser que seja acordada uma camada menor entre o fabricante e o comprador. De qualquer forma, é comum encontrar produtos revestidos por ligas de CRA na espessura de 3,00 mm. Autores como Longlong et al. (2016) e Rajani, Mousavi e Sani (2013) afirmam que, para aumentar a resistência à corrosão da camada de Inconel 625, depositada pelo processo de *weld overlay*, é necessário dividir a espessura desejada em mais de um passe de solda. A aplicação de dois ou mais passes reduz a diluição de Fe e outros elementos do substrato na última camada, evitando assim a precipitação de fases deletérias na superfície em contato com o meio agressivo.

Entre os materiais mais utilizados no revestimento interno de tubulações *offshore*, o níquel e suas ligas se despontam como um material ideal, pois possuem uma excelente resistência à corrosão (LEMOS, 2017). Além disso, quando comparadas aos aços inoxidáveis, as ligas de níquel apresentam uma menor susceptibilidade à corrosão sob tensão e à fragilização pelo hidrogênio (LEMOS et al., 2016). A Figura 2 apresenta dois gráficos que relacionam a resistência à corrosão do aço inoxidável AISI 316 e da liga de níquel UNS N06625 em ambientes quimicamente agressivos. Comparando os gráficos, pode-se observar que a liga AISI 316 tem a temperatura de aplicação reduzida drasticamente, conforme os teores de CO<sub>2</sub> e NaCl aumentam. Enquanto isso, o Inconel 625 pode ser empregado em ambientes com altos teores de CO<sub>2</sub> e H<sub>2</sub>S, sem reduzir a temperatura de aplicação em demasia.

Figura 2 – Gráfico da resistência à corrosão do aço AISI 316 (a) e do Inconel 625 (b). Para pontos abaixo da curva, estima-se uma taxa de corrosão  $<0,05\text{mm/ano}$  e, também, sem corrosão sob tensão na presença de sulfetos.



Fonte: Craig e Smith (2018).

### 3.1.1 Ligas de níquel e Inconel 625

De acordo com Dupont et al. (2009), muitas ligas de níquel definidas para serem de fase única exibem composições que estão acima do limite de solubilização e, dependendo do tempo de exposição a altas temperaturas, podem formar uma ampla variedade de fases secundárias frágeis. Fenômeno similar pode ocorrer em ligas de níquel de duas fases ( $\gamma+\gamma'$ ), onde fases frágeis (TCP - *Topologically Close-Packed*), como  $\sigma$ ,  $\mu$  e Laves podem aparecer durante a solidificação e a exposição a altas temperaturas por longos períodos (WILSON, 2016). Ainda, a estrutura cristalina CFC promove taxas de difusão muito baixas dos elementos substitucionais, levando a uma extensiva microsegregação e formação de fases inesperadas durante a solidificação da liga nas regiões interdendríticas (DUPONT et al., 2009; CORTIAL; CORRIEU; VERNOT-LOIER, 1995). A Tabela 1 apresenta as principais fases que podem estar presentes nas ligas de níquel.

Tabela 1 – Resumo das fases presentes nas ligas a base de Ni.

Fase	Fórmula	Parâmetro do Retículo	Estrutura Cristalina
$\gamma'$	Ni <sub>3</sub> Al Ni <sub>3</sub> (Al, Ti)	0,33561 Ni <sub>3</sub> Al 0,3568 Ni <sub>3</sub> (Al, Ti)	CFC
$\eta$	Ni <sub>3</sub> Ti	a <sub>0</sub> =0,5093 c <sub>0</sub> =0,8276	HC
$\gamma''$	Ni <sub>3</sub> Nb	a <sub>0</sub> =0,3624	TCC
$\delta$	Ni <sub>3</sub> Nb	a <sub>0</sub> =0,5106-0,511 b <sub>0</sub> =0,421-0,4251 c <sub>0</sub> =0,0452-0,4556	Ortorrômbica
$\mu$	(Fe,Co) <sub>7</sub> (Mo,W) <sub>6</sub>	a <sub>0</sub> =0,475 c <sub>0</sub> =2,577	Romboédrica
$\sigma$	FeCrMoNi	a <sub>0</sub> =0,880-0,910 c <sub>0</sub> =0,450-0,480	Tetragonal
Laves	Fe <sub>2</sub> (Nb,Ti,Mo,Ta)	a <sub>0</sub> =0,475-0,495 c <sub>0</sub> =0,770-0,815	Hexagonal
MC	TiC; NbC; HfC	a <sub>0</sub> =0,430-0,470	CFC
MN	(Ti,Nb,Zr)N	a <sub>0</sub> =0,4240	Cúbica
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	(Cr,Fe,W,Mo) <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	a <sub>0</sub> =1,050-1,070	CCC
M <sub>6</sub> C	(Fe,Mo,W,Nb,Ta) <sub>6</sub> C	a <sub>0</sub> =1,085-1,175	CCC
M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	a <sub>0</sub> =1,398 c <sub>0</sub> =0,4223	Hexagonal

Fonte: adaptado de Pérez 2005 e Dupont et al. (2009).

Fase gama ( $\gamma$ ): nas ligas de níquel, a fase gama é contínua em sua matriz e endurecível por solução sólida pelos elementos Cr, Mo, W, Co, Fe, Ti e Al. Tais elementos possuem o diâmetro atômico semelhante ao do átomo de níquel, com diferenças entre 1% e 13%. A adição de alumínio possibilita o endurecimento por precipitação e, também, é um grande endurecedor da liga por meio da solução sólida. O cobalto reduz a energia de falha por empilhamento, o que dificulta o movimento das discordâncias e aumenta a estabilidade em altas temperaturas (DUPONT et al., 2009).

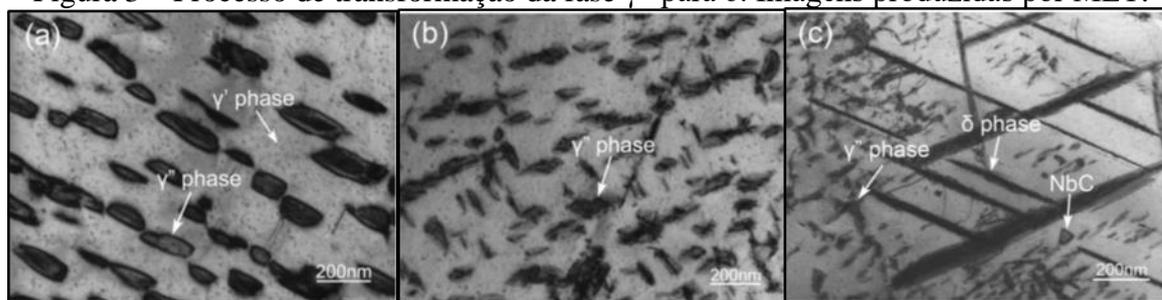
Fase gama linha ( $\gamma'$ ): conforme apresentado na Tabela 2, a fase  $\gamma'$  possui uma estrutura cristalina CFC e é formada pelos elementos Ni, Co e Fe unidos com os elementos Al, Ti ou Nb. A boa relação cristalográfica entre a fase  $\gamma$  e  $\gamma'$  garante que a fase  $\gamma'$  precipite de forma homogênea ao longo da matriz, garantindo assim uma baixa energia de superfície, o que reduz a taxa de crescimento de grão dos precipitados e aumenta a estabilidade da fase ao longo do tempo. Uma das principais características da presença da fase  $\gamma'$  é a capacidade do material em manter uma elevada fração da resistência mecânica original (na temperatura ambiente) em aplicações em altas temperaturas (DUPONT et al., 2009).

Fase gama duas linhas ( $\gamma''$ ): é encontrada em ligas a base de Fe-Ni que contenham Nb, sendo que apresenta a estequiometria Ni<sub>3</sub>Nb. A fase apresenta uma estrutura cristalina

tetragonal de corpo centrado. A formação desta fase ocorre preferencialmente nas regiões interdendríticas devido à microsegregação de Nb durante a solidificação. A presença do Fe é importante para catalisar a formação da fase metaestável  $\gamma''$ , pois favorece a segregação do elemento Nb. Além disso, os átomos de Ti e Al podem substituir os átomos de Nb nessa fase. A fase apresenta uma morfologia padrão de disco, porém, de acordo com os autores Xing, Di e Wang (2014), a fase também pode apresentar uma morfologia retangular, conforme apresentado na Figura 4a. Ainda, devido à instabilidade desta fase, a fase gama duas linhas tende a se transformar na fase  $\delta$  em temperaturas entre 850°C e 950°C, mantendo a composição estequiométrica  $Ni_3Nb$  inicial (DUPONT et al., 2009; PÉREZ, 2005; VOORT; LUCAS; MANILOVA, 2004; XING, DI E WANG, 2014). Guo et al. (2016) conseguiram identificar a formação da fase  $\gamma''$  a partir de 750°C. Já Silva et al. (2018) verificaram, em seus resultados, que exposições prolongadas (100 a 200h) da liga Inconel 625 promove a nucleação da fase  $\gamma''$  na temperatura de 650°C. Segundo os autores, essa fase é de difícil identificação, de forma que requer o emprego de técnicas especiais, como microscopia eletrônica de transmissão (MET).

Fase delta ( $\delta$ ): é formada a partir da fase  $\gamma''$  quando esta é submetida a altas temperaturas, sendo uma fase ortorrômbica  $Ni_3Nb$ . Conforme mostrado na Figura 4c, a fase possui uma forma acicular quando formada em temperaturas entre 815°C-980°C e é geralmente indesejada, pois é incoerente com a matriz de Ni e não traz o benefício de endurecimento. Além disso, esta fase pode ocasionar a fragilização e a redução da ductilidade do material (DUPONT et al., 2009; PÉREZ, 2005). A Figura 4 apresenta a evolução da fase  $\gamma''$  para  $\delta$  durante o tratamento térmico do Inconel 625. Segundo Xing, Di e Wang (2014), a solubilidade dos elementos de liga e a taxa de difusividade na matriz gama ( $\gamma$ ) aumentam com a temperatura, fazendo com que a fase  $\gamma''$  comece a se dissolver na matriz. Os autores descrevem em seu trabalho que o tratamento térmico acima de 650°C promove a dissolução da fase  $\gamma''$  (Figura 4a) para uma morfologia irregular (Figura 4b) e, devido às falhas de empilhamento criadas por essa alteração, novos núcleos de  $\delta$  são criados e acabam substituindo a fase  $\gamma''$  (Figura 4c). Xing, di e Wang (2014) definem a transformação a fase  $\gamma''$  para  $\delta$  como uma transformação em estado sólido, semelhante à formação da bainita nos aços.

Figura 3 – Processo de transformação da fase  $\gamma''$  para  $\delta$ . Imagens produzidas por MET.



Fonte: Xing, Di e Wang (2014).

Fase eta ( $\eta$ ): é uma fase estável, com estrutura cristalina hexagonal, formada pela composição  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  (75%Ni-25%Ti) e que, quando precipitada, aumenta a resistência da liga. Porém, esta fase pode ser prejudicial às propriedades mecânicas, dependendo da sua morfologia. Segundo Pérez (2005), a fase  $\eta$  pode ser encontrada nos contornos de grão de forma lamelar e intercalada com a fase  $\gamma$ , o que pode prejudicar a tenacidade e a ductilidade do material. Além disso, o autor ainda afirma que esta fase pode ser encontrada na região intergranular em forma de placas em um padrão de Widmanstätten.

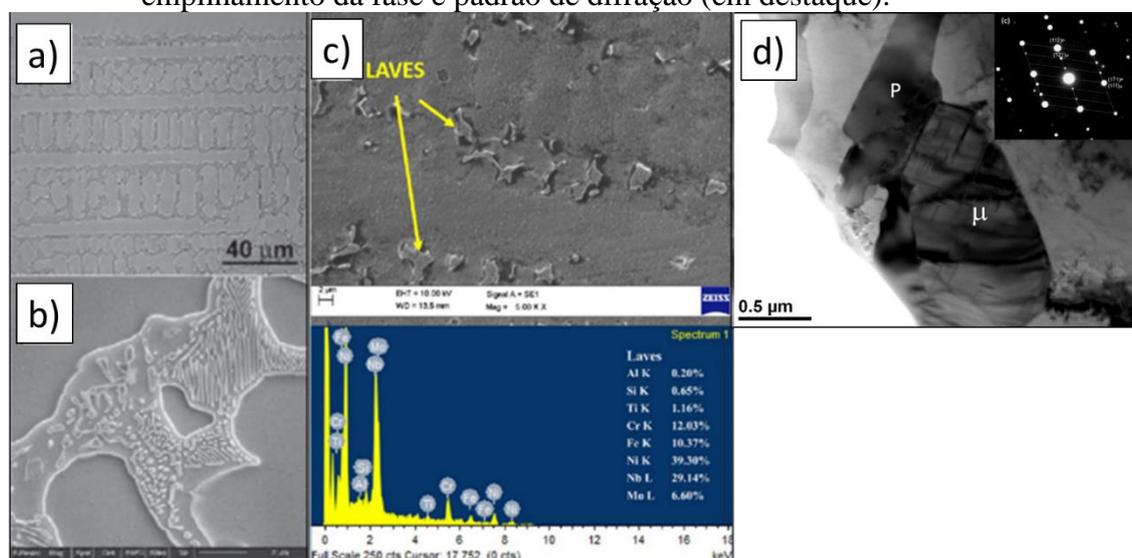
Fases topologicamente compactas (TPC): podem ser formadas durante o tratamento térmico e/ou ao longo da vida em serviço do material. Essas fases são precipitadas, normalmente, como finas placas ou agulhas paralelas nucleadas no contorno dos grãos e podem ocasionar a redução da resistência à ruptura e da ductilidade do material. As fases TCP, frequentemente, promovem a formação de trincas internas quando em formas de placas e submetidas a esforços (WILSON, 2016). Outro malefício das fases TPC é que estas alteram o balanço químico ao remover elementos como Cr, Mo e W da matriz, reduzindo o endurecimento por solução sólida e a resistência à corrosão (VOORT; LUCAS; MANILOVA, 2004). A Figura 5 apresenta a micrografia de algumas fases TPC apresentadas por diferentes autores.

- A fase sigma ( $\sigma$ ) é uma fase tetragonal formada por uma ampla gama de elementos. De acordo com Voort, Lucas e Manilova (2004), a fase sigma clássica é composta principalmente por Fe e Cr, porém nas ligas comerciais é normalmente encontrada em composições químicas mais complexas. A fase apresenta diferentes morfologias, sendo algumas prejudiciais às propriedades mecânicas e resistência à corrosão do material, reduzindo a vida em fadiga e fragilizando o material em baixas temperaturas. A fase sigma é formada quando o material fica exposto a temperaturas elevadas e por longos períodos. Essa

exposição permite que ocorra a nucleação e o crescimento desta fase, sendo que acima de 1.000°C, esta começa a se tornar instável. De acordo com Wilson (2016), os elementos Mo e W aumentam a suscetibilidade de formação desta fase. Quando em forma de placas e nos contornos de grão, pode induzir a formação de trincas, sendo que, na forma de precipitados globulares, por outro lado, tende a aumentar a resistência à fluência. É uma fase de difícil identificação por ataque químico, sendo que se recomenda a técnica de difração de raios X para a sua identificação (PÉREZ, 2005; STOLLOF, 1990; VOORT; LUCAS; MANILOVA, 2004).

- A fase  $\mu$  ( $\mu$ ) de composição estequiométrica  $A_7B_6$  é normalmente encontrada nos sistemas ( $Fe_7W_6$ ,  $Fe_7Mo_6$ ,  $Co_7Mo_6$ ,  $Co_7W_6$ ), podendo apresentar a seguinte composição química em porcentagem em peso, segundo Silva et al. (2016): 11,2% de Cr, 3,5% de Fe, 19,8% de Ni, 51,4% de Mo e 14,2% de W. É uma fase de estrutura cristalina romboédrica. Além disso, Silva et al. (2016) alegam que a maior quantidade de defeitos de empilhamento na estrutura cristalina da fase  $\mu$  facilita a identificação desta em relação às outras fases TPC.
- Finalmente, a fase Laves é comum em ligas à base de Fe-Ni e possui estequiometria geral igual a  $(Fe, Cr, Mn, Si)_2(Mo, Ti, Nb)$ . Esta fase é encontrada na forma de partículas grosseiras intergranulares ou intragranulares, que comprometem a resistência mecânica final da liga por serem frágeis. Em quantidade excessiva, pode prejudicar a ductilidade em baixa temperatura (VOORT; LUCAS; MANILOVA, 2004; ANBARASAN; JEROME; ARIVAZHAGAN, 2019). Além disso, a formação da fase Laves remove elementos químicos fundamentais, impactando negativamente a resistência à corrosão da liga (ANBARASAN; JEROME; ARIVAZHAGAN, 2019).

Figura 4 – Fase  $\sigma$  na região interdendrítica (a) e (b). Fase Laves com sua respectiva composição química (c). Fase  $\mu$  identificada em (d) a partir do maior número de falhas de empilhamento da fase e padrão de difração (em destaque).



Fonte: DUPONT et al. (2009), ANBARASAN; JEROME; ARIVAZHAGAN (2019) e SILVA et al. (2016).

**Carbonetos:** a concentração de carbono nas ligas de níquel pode variar entre 0,02% até 0,2% para ligas trabalhadas mecanicamente e chegar até 0,6% para ligas fundidas. Essa variação permite que diversos carbonetos como MC,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$  possam ser formados. Devido a sua maior dureza e fragilidade, quando comparados à matriz, a distribuição de carbonetos ao longo dos contornos de grão tem influência direta nas propriedades mecânicas do material, como: ductilidade, resistência em altas temperaturas e fluência. Por isso, deve existir um equilíbrio entre a quantidade e a distribuição dos carbonetos. Segundo Dupont et al. (2009), a ausência de carbonetos nos contornos de grão pode produzir vazios de fluência, quando em operação por prolongados períodos em alta temperatura. Por outro lado, uma distribuição contínua de carbonetos ao longo dos contornos de grão reduz a resistência ao impacto do material. Assim, quantidades moderadas e descontínuas de carbonetos nos contornos de grão são benéficas para as propriedades mecânicas do material. Carbonetos do tipo MC,  $M_6C$  e  $M_{23}C_6$  são comumente encontrados no Inconel 625, tanto nos contornos como dentro dos grãos. Wilson (2016) afirma que a presença de carbonetos reduz a ocorrência de fases TCP, uma vez que ambos competem pelos mesmos elementos de liga. Essa relação é bem documentada para o carboneto  $M_{23}C_6$  e a fase  $\sigma$ , onde a presença de um tende a reduzir a formação do outro.

O Inconel 625 é um material não magnético que apresenta uma matriz composta pela fase CFC gama ( $\gamma$ ), com endurecimento por solução sólida, tendo o cromo (Cr) e o molibdênio (Mo) como elementos de liga principais. Segundo Silva et al. (2016), o Cr e o Mo são os

elementos de maior importância para a elevada resistência à corrosão da liga. A Tabela 2 apresenta a especificação química da liga fornecida pela fabricante Special Metals.

Tabela 2 – Composição química da liga de Inconel 625 fornecida pela empresa Special Metals.

<b>Elemento</b>	<b>Composição Química (% em peso)</b>
Níquel (Ni)	58,0 mín.
Cromo (Cr)	20,0 – 23,0
Ferro (Fe)	5,0 máx.
Molibdênio (Mo)	8,0 – 10,0
Nióbio (Nb) mais Tântalo (Ta)	3,15 – 4,15
Carbono (C)	0,10 máx.
Manganês (Mn)	0,50 máx.
Silício (Si)	0,50 máx.
Fósforo (P)	0,015 máx.
Enxofre (S)	0,015 máx.
Alumínio (Al)	0,40 máx.
Titânio (Ti)	0,40 máx.
Cobalto (Co)	1,0 máx.

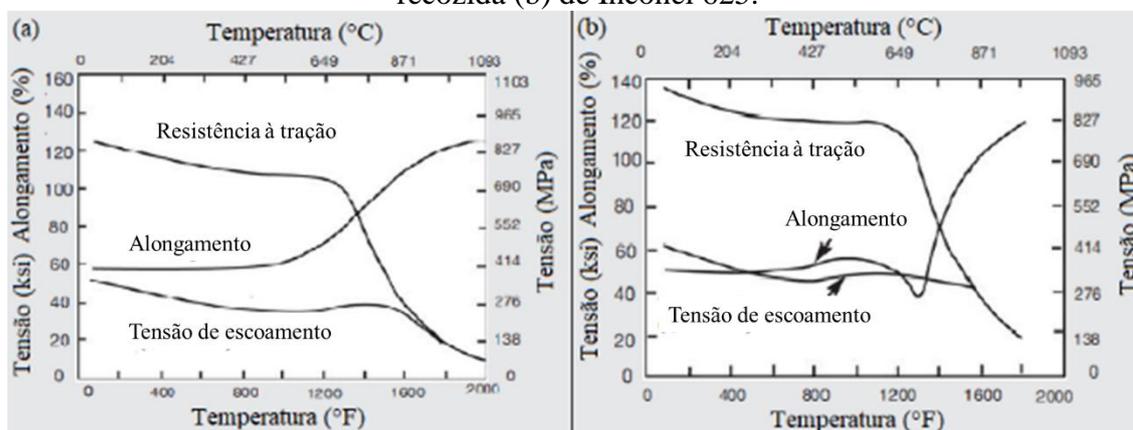
Fonte: adaptado de Metals (2013).

Devido a excelente resistência à corrosão, a liga é considerada imune em ambientes contendo água do mar em temperatura ambiente (DNV-OS-F101, 2012). Além disso, segundo a Metals (2013), o que a torna uma excelente opção para o uso *offshore* é a ausência de corrosão localizada (*pitting* e corrosão por frestas), alta resistência à corrosão-fadiga, à tração e à corrosão sob tensão em meios contendo íons de cloro. A norma NACE MR0175/ISO 2626.-3:2003 não especifica limites de temperatura, pressão parcial de H<sub>2</sub>S, concentração de cloretos ou pH na aplicação de ligas de níquel endurecidas por solução sólida na condição recozida, quando utilizadas em componentes e equipamentos *offshore*.

O fabricante Metals (2013) sugere a utilização da liga na condição recozida para serviços em temperaturas abaixo de 648°C, sendo que, acima dessa temperatura, é recomendada a utilização da liga como solubilizada para aumentar a resistência à fluência. Ainda, o fabricante informa que a condição recozida com grãos finos pode ser vantajosa para materiais que precisem trabalhar em temperaturas de até 815°C, uma vez que mantém bons valores de resistência à fadiga, dureza e resistência à tração. Dependendo do tratamento térmico realizado, como, por exemplo, o recozimento, as ligas de níquel podem chegar a uma resistência à tração máxima de 1.380 MPa e uma tensão de escoamento de 1.035 MPa. A Figura 3 apresenta os gráficos da variação da resistência à tração, alongamento e tensão de escoamento em função da temperatura da liga de Inconel 625 para as condições solubilizada e recozida. Nesta figura, é

possível observar como o Inconel 625 mantém a uma elevada resistência mecânica, mesmo em altas temperaturas.

Figura 5 – Propriedades mecânicas em alta temperatura de uma barra solubilizada (a) e recozida (b) de Inconel 625.



Fonte: adaptado de Metals (2013).

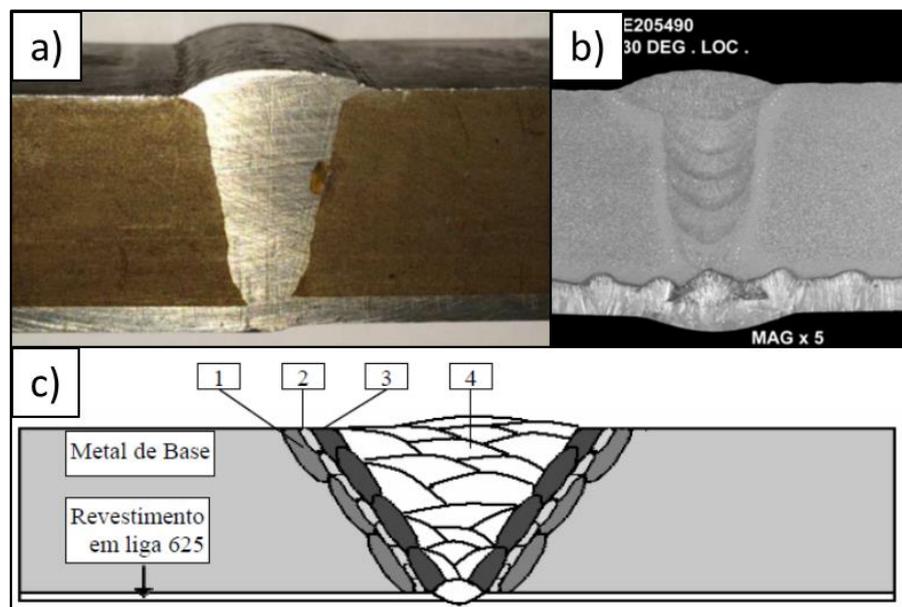
### 3.1.2 Soldagem dissimilar entre aços e ligas de níquel

A união de tubos bimetalicos é um desafio para as empresas, pois a alta dissimilaridade entre os materiais envolvidos exige cuidados durante a aplicação dos processos convencionais de soldagem por arco elétrico. Os principais problemas estão relacionados com a diluição e segregação dos elementos de liga, que favorece o aparecimento de zonas parcialmente diluídas (ZPDs) de alta dureza na linha de fusão e a redução da resistência à corrosão da junta. De acordo com Kejelin et al. (2006), inclusive, as ZPDs tendem a reduzir a resistência mecânica da junta, uma vez que fases frágeis podem estar presentes.

Na maior parte das aplicações para os processos de soldagem por arco elétrico, na união de tubos bimetalicos, é utilizado o procedimento de soldagem com apenas um metal de adição. Nesse caso, o metal de adição deve ser de composição química igual ou superior ao CRA do tubo. Porém, Riffel (2018) afirma que, para tubos com alta resistência mecânica como API 5L X80 e graus superiores, a realização da soldagem circunferencial com a liga CRA pode resultar em *undermatch*, ou seja, a resistência mecânica da junta é menor que a do tubo. Por isso, novos métodos estão sendo pesquisados a fim de aumentar a resistência mecânica da junta. Para isso, é utilizado o arame de alta liga somente no passe de raiz, por meio de um orbital interno, e o preenchimento da junta é feito com um arame de aço baixa liga depositado por um orbital externo. Em complemento ao método com dois metais de adição, Kejelin et al. (2006)

recomendam o amanteigamento das faces do tubo de aço para reduzir a camada da ZPD. A Figura 6 apresenta os 3 procedimentos descritos na união de tubos bimetalicos.

Figura 6 – Solda circunferencial com metal de adição com composição química igual ou superior ao CRA (a). Solda circunferencial com solda de raiz com metal de adição com composição química igual ou superior ao CRA e solda de preenchimento com metal de adição de aço baixa liga (b). Proposta de procedimento de soldagem circunferencial de tubo bimetalicos. 1) passe de amanteigamento com metal de adição de aço com menor concentração de carbono; 2) primeira camada de solda dissimilar (ER NiCrMo-3) com a mínima corrente de soldagem possível; 3) segunda camada de ER NiCrMo-3 com alta energia de soldagem e 4) soldagem de preenchimento com ER NiCrMo-3 em parâmetro de máxima produtividade (c).



Fonte: (a) Olympus (2021), (b) Toguyeni et al. (2013) e (c) Kejelin et al. (2006).

De acordo com a norma DNV F101 (2017), a mistura entre o metal base e o metal de adição deve ser a menor possível para manter as propriedades relacionadas à resistência à corrosão mais próxima ao material original. Para isso, a norma recomenda a utilização de baixas correntes e de arames de metais de adição com diâmetros reduzidos.

Maltin, Galloway e Mweemba (2014) estudaram a evolução microestrutural de soldas circunferenciais de tubos de aço cladeados, a fim de identificar os efeitos da diluição do ferro proveniente do aço ao carbono. Para isso, utilizaram duas ligas de níquel como metais de adição para realizarem a soldagem, isto é, o Inconel 625 e o IN686CPT (58,91% Ni, 20,40 %Cr, 16,13% Mo, 3,71% W, 0,32% Al). Os autores encontraram picos de aproximadamente 23,4% de diluição de ferro próximos à linha de fusão e verificaram que a alta diluição na camada de revestimento é responsável pela redução da resistência à corrosão da liga. As mesmas

conclusões foram obtidas no estudo de Abioye et al. (2015) que compararam a resistência à corrosão do revestimento de Inconel 625 com diferentes teores de diluição de ferro e verificaram que as amostras que apresentaram os maiores valores de diluição eram as mais suscetíveis à corrosão.

Durante a solidificação da liga Inconel 625, elementos como o Mo e o Nb tendem a segregar para os espaços interdendríticos e lá formar carbonetos e outras fases que podem prejudicar a resistência mecânica e à corrosão da liga. Esse processo de microsegregação do Nb e do Mo é responsável pela formação eutética (Laves+ $\gamma$ ) a partir do líquido, o que favorece a ocorrência de trincas de solidificação e a queda de resistência à corrosão (SILVA et al., 2012). De acordo com Dupont et al. (2009), ligas de níquel ricas em Nb seguem o seguinte fluxo de solidificação e formação de fases:  $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow L + \gamma + NbC + M_6C \rightarrow L + \gamma + NbC + M_6C + Laves \rightarrow \gamma + NbC + M_6C + Laves$ .

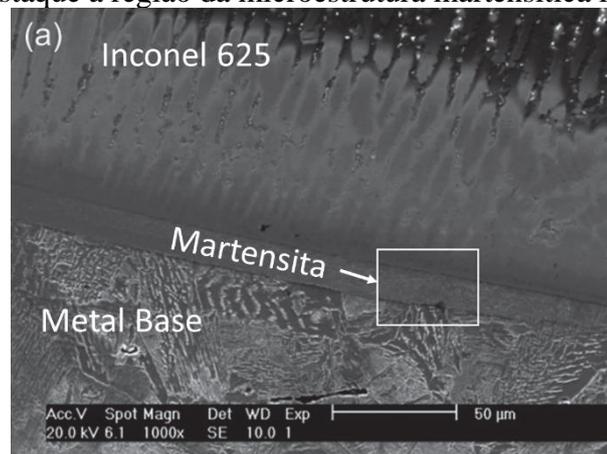
Para Mortezaie e Shamanian (2014), os elementos de Nb e Mo apresentam altas taxas de segregação durante a solidificação do Inconel 625, sendo que isso ocorre devido à baixa solubilidade desses elementos na austenita. Tal comportamento reduz a concentração desses elementos no interior das dendritas e possibilita a precipitação de fases secundárias nas regiões interdendríticas. Segundo os autores, esse gradiente de concentração no cordão de solda resultou em menores valores de resistência à corrosão no teste de polarização potenciodinâmica. Os autores verificaram este comportamento na união de chapas dissimilares de Inconel 718 e de aço inoxidável 310S pelo processo de soldagem TIG. Além disso, os processos de soldagem por arco elétrico podem ocasionar outros problemas, como a precipitação de carbonetos ricos em Cr, fases delta, fase Laves e o crescimento de grão na zona afetada pelo calor (DAVIS; 2006)

Abioye et al. (2015) avaliaram o desempenho do revestimento de Inconel 625, depositado a partir do processo de soldagem a laser, frente à corrosão eletroquímica em uma solução desareada de 3,5% NaCl. Os autores encontraram uma microestrutura dendrítica com precipitados ricos em Mo e Nb nas regiões interdendríticas.

Dupont et al. (2009) afirmam que juntas dissimilares entre ligas de Ni e aço exibem uma região de transição entre o metal de solda e o metal base. Em muitos casos como esse, é comum encontrar a formação de uma camada de transição de martensita de elevada dureza nesta região. A formação de martensita pode propiciar o aparecimento de trincas por hidrogênio, caso o material entre em serviço em ambientes agressivos em que o hidrogênio pode ser gerado (SAKAI et al., 1982).

Silva et al. (2012) avaliaram os aspectos metalúrgicos no revestimento de um substrato de aço com Inconel 625. Em uma de suas análises, os autores encontraram uma fina camada de martensita entre o metal de solda e o substrato e os autores a denominam como “zona parcialmente misturada com formação de martensita” (ZPM-M), conforme apresentado na Figura 7. A composição química dessa região é complexa, rica em Fe, e resultante da incorporação de pequenas quantidades de Cr, Mo e Ni suficientes para aumentar a temperabilidade, porém não suficientes para a estabilização da austenita. Ao final, os autores concluíram que a espessura ZPM-M varia entre 10 e 100  $\mu\text{m}$  e constitui uma zona de transição, tendo uma variação contínua da composição química.

Figura 7 – Micrografia da região de união entre a camada de Inconel 625 e o substrato de aço. Em destaque a região da microestrutura martensítica formada.

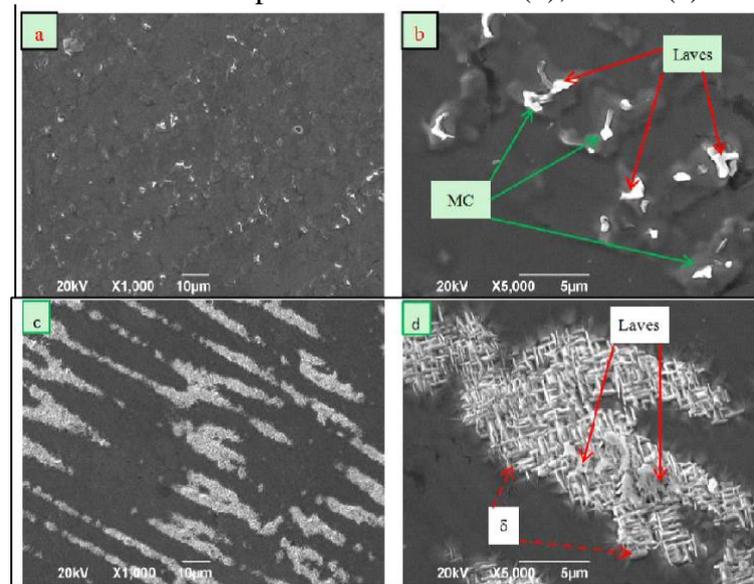


Fonte: adaptado de SILVA et al. (2012).

Guo et al. (2016) observaram a evolução microestrutural da camada de Inconel 625, depositada por *weld-overlay* em uma chapa de aço AISI 4130, para diversas temperaturas de tratamento térmico. Os autores confirmaram que a microestrutura do Inconel 625 é composta por grãos colunares de  $\gamma$ -Ni com precipitados das fases Laves e MC na região interdendrítica, para a condição sem tratamento térmico. Além disso, verificaram que essa microestrutura se mantém para tratamentos térmicos de até 650°C, uma vez que não foram identificadas alterações microestruturais nessas amostras; porém, para maiores temperaturas de tratamento térmico, ocorreu a redução do tamanho da fase Laves e o surgimento da fase  $\delta$  em forma de agulhas. De acordo com os autores, os tratamentos térmicos a partir de 850°C aumentaram a quantidade da fase  $\delta$  na região interdendrítica e, à medida em que se aumenta a temperatura, essa fase se torna mais grosseira. A Figura 8 apresenta a evolução microestrutural para as diferentes temperaturas dos tratamentos térmicos realizados. Com a ajuda da técnica de análise

por espectroscopia de raios X, os autores conseguiram identificar os precipitados, conforme apresentado na Tabela 3. Xing, Di e Wang (2014), chegaram às mesmas conclusões em relação à evolução microestrutural do Inconel 625 quando exposto a tratamentos térmicos entre 650°C e 950°C.

Figura 8 – Imagens em MEV mostrando o aspecto geral da microestrutura do Inconel 625 com uma matriz austenítica e precipitação interdendrítica (a). Evolução da microestrutura após o tratamento térmico por 2 horas a 650°C (b), 750°C (c) e 850°C (d).



Fonte: Guo et al. (2016).

Tabela 3 – Composição química dos precipitados e da matriz de Inconel 625 após a deposição por *weld-overlay*.

Fases	Elementos (% em peso)						
	C	Nb	Mo	Ti	Cr	Fe	Ni
Laves	-	17,28	14,41	0,58	17,55	1,37	48,81
MC	8,88	52,05	8,91	2,69	7,74	2,73	17,01
Matriz	-	3,04	8,3	0,38	22,21	2,01	64,03

Fonte: adaptado de Guo et al. (2016).

Resultado semelhante foi encontrado por Cortial, Corrieu e Vernot-loier (1995) ao avaliarem a influência de diferentes temperaturas do tratamento térmico pós-soldagem do Inconel 625. Temperaturas entre 750°C e 1.000°C, por um período de 8 horas, foram prejudiciais às propriedades mecânicas da liga, uma vez que proporcionaram o aparecimento de intermetálicos frágeis, como a fase  $\delta$  nos espaços interdendríticos.

## 3.2 SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA (SFMM)

O processo de soldagem em estado sólido denominado de soldagem por fricção e mistura mecânica (SFMM) é apresentado neste capítulo. Portanto, a revisão da literatura realizada apresenta as principais características do processo de SFMM, assim como os parâmetros de processo que devem ser controlados e a influência de cada um destes. Além disso, foi pesquisado o comportamento do fluxo de material durante o processo de SFMM, informação importante para o planejamento do procedimento de soldagem a ser aplicado nas amostras deste estudo. Ainda é apresentada uma revisão dos trabalhos publicados relacionados ao processo de SFMM em aços e ligas de níquel e estudos sobre ensaios de mecânica da fratura realizados em soldas por SFMM.

### 3.2.1 Características do processo de SFMM

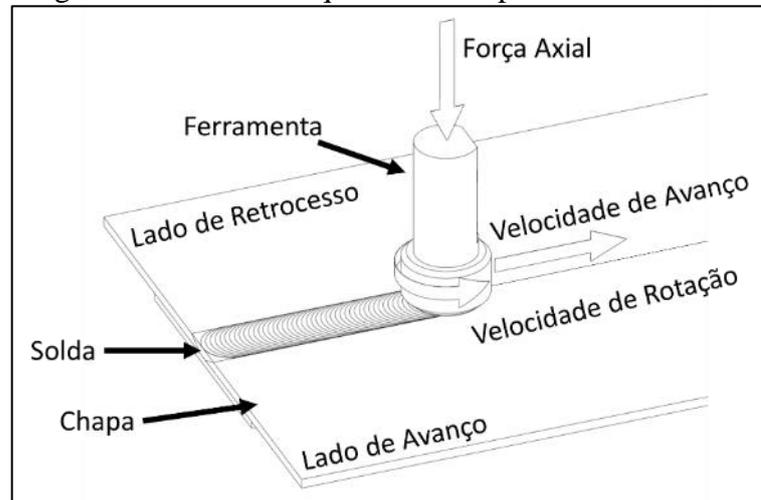
O processo de SFMM foi desenvolvido pelo *The Welding Institute* (TWI), no ano de 1991, para inicialmente unir chapas de alumínio (MISHRA; KUMAR, 2014). Assim como outros processos de soldagem por fricção, o SFMM se baseia na união em estado sólido, ou seja, a temperatura de soldagem é menor que a temperatura de fusão dos materiais. Essa característica do processo garante à junta soldada, a princípio, uma melhor qualidade quando comparada às juntas produzidas pelos processos convencionais por arco elétrico. Landell (2016) lista as principais vantagens do processo de soldagem por fricção como sendo: a não utilização de metal de adição; pouca ou nenhuma influência do ambiente externo; boas propriedades mecânicas da junta; refinamento de grão da região soldada; menor zona termicamente afetada (ZTA); menores gastos de energia; menor tempo de soldagem e temperaturas de processamento entre 60% e 80% da temperatura de fusão do material.

Além das melhores propriedades mecânicas e metalúrgicas apresentadas pela soldagem por fricção e mistura mecânica, Mishra e Ma (2005) identificam a alta eficiência energética como uma das vantagens do processo. Segundo os autores, o processo de SFMM consome apenas 2,5% da energia total empregada na soldagem a laser. Ainda, o processo de fricção também possibilita a união de materiais dissimilares difíceis de serem soldados por outros processos.

O processo de SFMM é usualmente utilizado para a união de chapas metálicas por meio de uma ferramenta em rotação e com determinada velocidade de avanço que percorre a junta, promovendo, assim, o aquecimento e a mistura dos materiais. A Figura 9 apresenta uma

representação esquemática da SFMM, na qual é possível identificar algumas características do processo.

Figura 9 – Desenho esquemático do processo de SFMM.

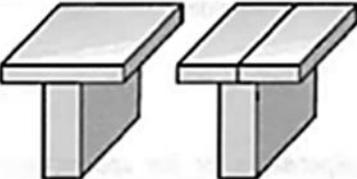
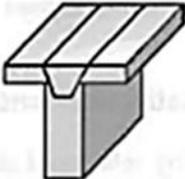
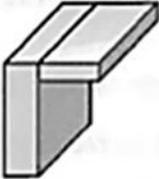
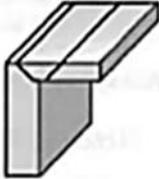
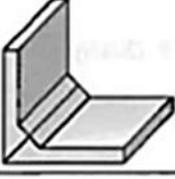
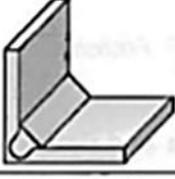


Fonte: Autor (2019).

Para promover o aquecimento dos materiais a serem soldados, é utilizada uma ferramenta não consumível com elevada resistência ao desgaste em alta temperatura, a qual tem a função de penetrar na junta para promover o aquecimento do material ao seu redor e misturar o material plastificado a fim de unir as peças. Além disso, por ser um processo que envolve altas temperaturas e atrito entre as peças e a ferramenta, esta deve ser fabricada com um material com alta resistência à abrasão. As principais funções da ferramenta são: promover o aquecimento das peças, misturar o material plastificado e conter a expulsão do material plastificado para fora da junta (MISHRA; KUMAR, 2014).

O processo de SFMM pode ser aplicado em diferentes tipos de juntas, conforme descrito pela norma ISO (2011) e apresentado na Figura 10.

Figura 10 – Tipos de juntas soldadas por SFMM.

Tipo de junta	Antes da solda	Depois da solda
Combinação entre junta sobreposta e junta de topo		
Junta de topo		
Combinação entre junta sobreposta e junta de topo		
Junta T		
Junta de canto		
Junta sobreposta		
Junta de canto		
Junta de topo		

Fonte: adaptado de ISO (2011).

O processo de SFMM pode ser dividido em três etapas principais:

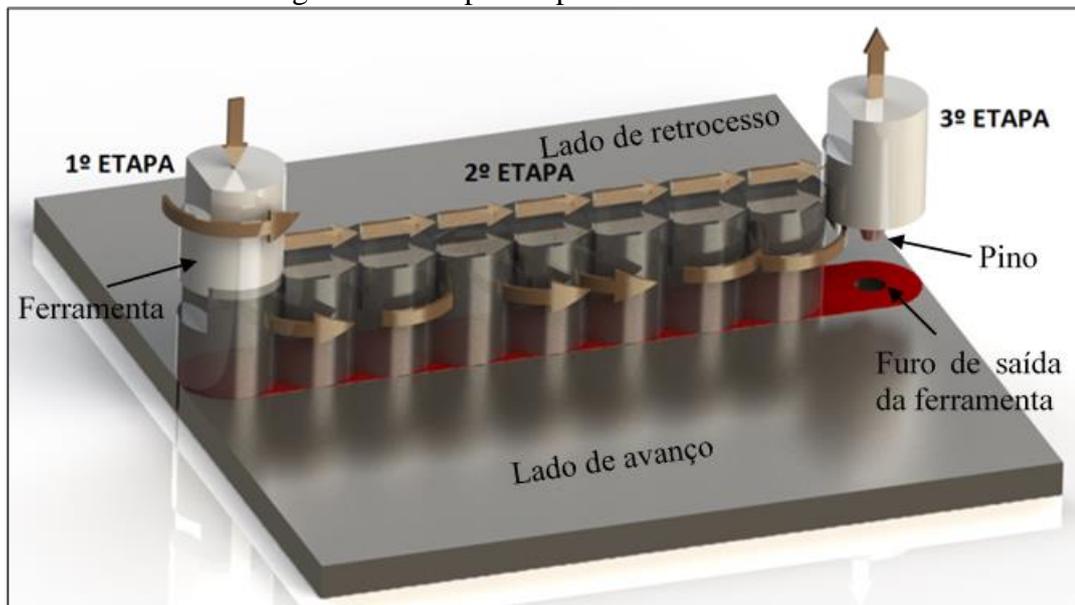
- Etapa 1 (*plunge*): a ferramenta (em velocidade de rotação constante) é inserida no material, até que o ombro entre em contato com a superfície deste. A partir desse momento, toda a ferramenta (ombro e pino) contribui para a geração do calor. Segundo Mishra e Kumar (2014), a taxa de inserção determina a taxa de aumento da temperatura e a extensão da plasticidade do material. Para materiais com temperatura de fusão mais alta, recomenda-se um tempo de aquecimento inicial, ou seja, a ferramenta é mantida em rotação e na posição final da etapa 1

para garantir uma geração de calor suficiente para plastificar o metal em sua volta antes de iniciar o deslocamento horizontal. Esse procedimento reduz os esforços na ferramenta, diminuindo o desgaste e melhorando o fluxo de material durante a soldagem;

- Etapa 2 (soldagem): é iniciado o deslocamento longitudinal da ferramenta em velocidade constante ao longo da junta. Essa fase pode ser controlada por força ou por deslocamento. A correta seleção da velocidade de soldagem (velocidade de avanço da ferramenta) é importante para garantir que o material logo à frente da ferramenta entre em estado plástico antes que o pino entre em contato, reduzindo, assim, a chance de quebra da ferramenta e defeitos.
- Etapa 3: o avanço da ferramenta é interrompido, sendo esta então afastada das peças, deixando um furo entre as chapas, que é conhecido como *exit hole*.

A Figura 11 apresenta as três etapas do processo de SFMM.

Figura 11 – Etapas do processo de SFMM.



Fonte: Autor (2019).

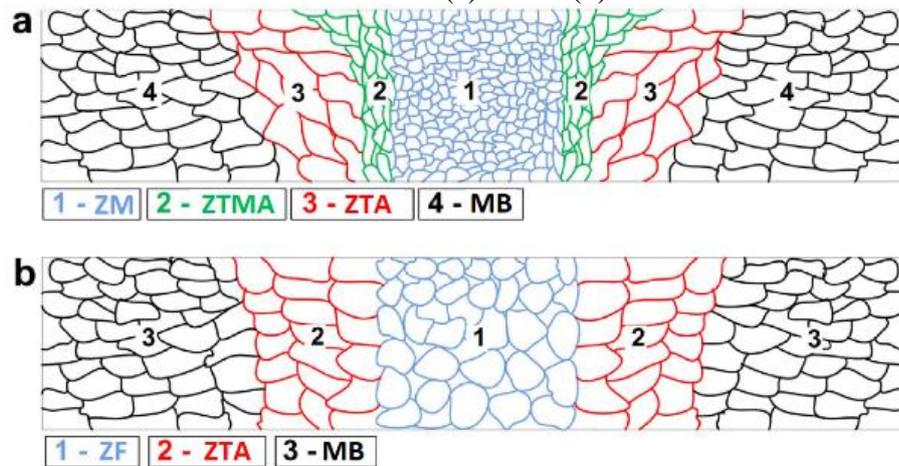
A ferramenta pode rotacionar tanto no sentido horário quanto anti-horário e, dependendo do sentido, a nomenclatura dos lados da chapa pode alterar entre o lado de avanço (LA) e o lado de retrocesso (LR). O LA, conforme a Figura 11, é o lado em que o vetor da velocidade tangencial é o mesmo da direção de deslocamento da ferramenta. Já o LR é o lado em que a direção do vetor da velocidade tangencial é oposta à direção de avanço da ferramenta.

Devido a essa heterogeneidade entre as direções, os lados de retrocesso e avanço apresentam propriedades e características diferentes (MISHRA; KUMAR, 2014). Zhang et al. (2018) verificaram, por meio de simulação numérica, que durante o processo de soldagem a temperatura no LA permanece maior do que a temperatura do LR e que essa diferença aumenta conforme a velocidade de rotação da ferramenta cresce.

Diferentemente do processo de soldagem por fusão, o processo de soldagem por fricção e mistura mecânica apresenta regiões de refino de grão devido à deformação plástica imposta e a alta temperatura alcançada. Sinhmar e Dwivedi (2018) comparam as diferentes zonas formadas durante os processos de SFMM e TIG; a Figura 12 apresenta as zonas características de cada processo. Conforme apresentado pelas imagens, a solda por SFMM é dividida em quatro regiões, enquanto o processo de soldagem por TIG apresenta apenas três regiões (SINHMAR; DWIVEDI, 2018, KOZMINSKI, 2015, MISHRA; KUMAR, 2014). As regiões apresentadas na Figura 12 são:

- Zona de mistura (ZM): região em que o metal base foi misturado pelo pino, através de uma ação combinada de deformação plástica e calor, o que produz a recristalização dinâmica;
- Zona termomecanicamente afetada (ZTMA): o metal base sofre aquecimento e deformação plástica, porém não há mistura de material;
- Zona termicamente afetada (ZTA): o metal base sofre apenas a ação do calor, o que altera a microestrutura da região, podendo ocasionar a formação e precipitação de fases ou apenas o crescimento dos grãos já existentes;
- Zona de Fusão (ZF): região de solidificação do metal de solda que resulta em uma microestrutura bruta de fusão;
- Metal base (MB): corresponde ao material não alterado pelo processo.

Figura 12 – Esquema comparando as diferentes zonas resultantes dos processos de soldagem de SFMM (a) e TIG (b).



Fonte: adaptado de Sinhmar e Dwivedi (2018).

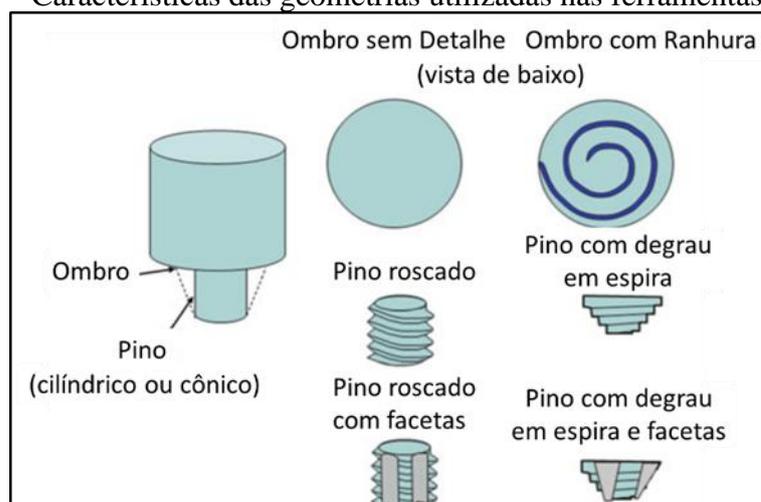
Chludzinski (2013) descreve a recristalização dinâmica, presente nos processos de soldagem por fricção, como uma etapa que requer condições específicas para que ocorra. A deformação a quente imposta ao material precisa atingir condições específicas de temperatura, grau de deformação e velocidade de conformação. Dependendo da temperatura atingida e do tempo de processo, é possível que ocorram duas etapas na recristalização, isto é, primária e secundária. A primária é responsável pela nucleação de novos grãos, em especial nos contornos de grãos deformados. Já na secundária ocorre o crescimento dos grãos nucleados (KOZMINSKI, 2015).

### 3.2.2 Parâmetros do processo de SFMM

O processo de SFMM é complexo, pois envolve altas taxas de deformação, temperatura elevada e fluxo de material plastificado. Portanto, para que ocorra uma boa união metalúrgica entre as peças e para que a junta apresente boas propriedades mecânicas e metalúrgicas, deve-se definir e controlar os parâmetros de processo com cuidado. A importância da correta seleção dos parâmetros fica clara no trabalho dos autores Mishra e Ma (2005), que afirmam que a escolha da geometria da ferramenta, da geometria da junta e dos parâmetros de soldagem são fundamentais para o processo de SFMM ser realizado com sucesso. Segundo os autores, a taxa de geração de calor, a distribuição da temperatura, a taxa de resfriamento, o torque, a força de avanço da ferramenta e a potência consumida pela máquina são dependentes dos parâmetros de força axial, de velocidade de rotação e de velocidade de soldagem. Abaixo estão detalhadas as principais características das ferramentas de soldagem e dos parâmetros de força axial, de velocidade de rotação e de velocidade de soldagem.

Geometria da ferramenta: conforme mencionado anteriormente, a ferramenta é composta por um pino e um ombro que possuem a função de gerar calor localizado e de promover a mistura do material. Na etapa inicial, o aquecimento do material é gerado principalmente pelo atrito entre o pino e a peça e, a partir do momento em que as superfícies do ombro e da peça entram em contato, o aquecimento gerado entre elas se torna a principal fonte de calor. O ombro da ferramenta pode ser liso, côncavo ou convexo, sendo que as duas últimas geometrias melhoram a restrição do fluxo de material plastificado para fora da junta (MISHRA; MA, 2005). A Figura 13 apresenta algumas geometrias e características utilizadas na fabricação das ferramentas. Conforme é apresentado na imagem, o pino pode ser fabricado com as seguintes características: corpo cilíndrico, corpo côncavo, superfície lisa e superfície roscada (MISHRA; KUMAR, 2014). Segundo Mishra e Kumar (2014), a utilização de um ombro convexo com ranhura permite soldar diferentes espessuras de chapas e ajuda a manter o material plastificado dentro da área do ombro. Já a geometria do pino tipo degrau em espiral é robusta e usada para soldar materiais com alta temperatura de fusão. Thomas et al. (1999) afirmam que o diâmetro do pino deve ser da mesma ordem da espessura da chapa a ser soldada e seu comprimento deve ser entre 0,3 e 0,5 mm menor para que ocorra uma solda com penetração total. Adicionalmente, outra relação que a ferramenta deve respeitar é entre o diâmetro do pino e do ombro. De acordo com os autores Mishra e Kumar (2014), o diâmetro do ombro deve ser entre 2 e 3 vezes maior que o do pino.

Figura 13 – Características das geometrias utilizadas nas ferramentas de SFMM.



Fonte: adaptado de Mishra e Kumar (2014).

Além das características geométricas da ferramenta, os autores Mishra e Kumar (2014) listam os atributos de diferentes materiais utilizados para a fabricação das ferramentas de

SFMM, conforme apresentado na Tabela 4. Segundo os autores, os materiais utilizados para a fabricação das ferramentas devem atender às seguintes características: resistência na temperatura ambiente e na temperatura de processamento; vida em fadiga na temperatura de processamento; tenacidade à fratura; resistência ao desgaste; estabilidade térmica e estabilidade química.

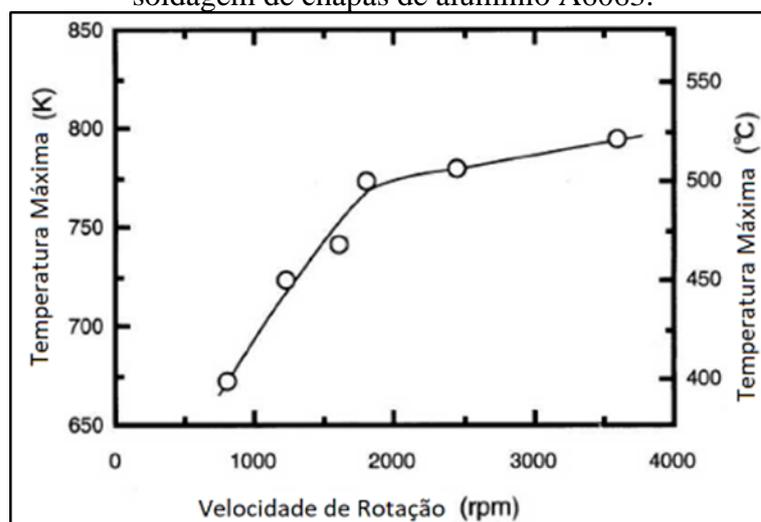
Tabela 4 – Atributos dos materiais utilizados na fabricação das ferramentas de SFMM.

<b>Atributos</b>	<b>Aço Ferramenta</b>	<b>Superligas</b>	<b>Metais Refratários</b>	<b>Carbonetos, Cermets, e Cerâmicos</b>	<b>Superabrasivos</b>
Resistência (temperatura ambiente)	Boa	Excelente	Excelente	Excelente	Excelente
Resistência (temperatura de processamento)	Boa	Muito boa	Excelente	Boa	Excelente
Resistência à fadiga	Muito boa	Excelente	Muito boa	Excelente	Muito boa
Tenacidade à fratura	Muito boa	Muito boa	Muito boa	Boa	Ruim a boa
Resistência ao desgaste	Boa	Boa	Muito boa	Boa	Excelente
Inércia química	Boa	Muito boa	Boa	Boa	Excelente
Disponibilidade	Excelente	Muito boa	Muito boa	Muito boa	Muito boa
Custo	Excelente	Muito bom	Ruim a aceitável	Bom	Ruim a aceitável

Fonte: adaptado de Mishra e Kumar (2014).

Velocidade de rotação: é a velocidade de giro da ferramenta ( $\omega$ , rpm), sendo que pode ser em direção horária ou anti-horária. Este parâmetro de processamento é responsável por movimentar e misturar o material ao redor do pino, sendo que está diretamente relacionada ao aporte térmico. Altos valores de velocidade de rotação resultam em maiores picos de temperatura devido ao maior aquecimento pela fricção, gerando assim uma mistura mais intensa do material plastificado (MISHRA; KUMAR, 2014). Os autores Nandan et al. (2008) estudaram a relação entre a velocidade de rotação da ferramenta e a temperatura máxima registrada na soldagem de chapas de alumínio A6063. De acordo com os resultados apresentados (Figura 14), o aumento da velocidade de rotação resultou em maiores picos de temperatura. No gráfico apresentado pelos autores, o pico de temperatura registrado durante a soldagem aumentou em aproximadamente 125°C ao aumentar a velocidade de rotação.

Figura 14 – Relação entre a velocidade de rotação e a temperatura máxima durante a soldagem de chapas de alumínio A6063.



Fonte: adaptado de Nandan et al. (2008).

Velocidade de soldagem (avanço): é a velocidade de deslocamento linear ( $v$ , mm/min) da ferramenta ao longo da junta, sendo o parâmetro responsável por mover o material plastificado em frente ao pino para trás. O parâmetro tem influência sobre o aporte térmico uma vez que velocidades de soldagem menores aumentam o tempo de soldagem e, conseqüentemente, aumenta a temperatura máxima final (MISHRA; KUMAR, 2014). Ao se trabalhar com valores elevados de velocidade de soldagem, pode ocorrer o aumento do torque, uma vez que o material em frente à ferramenta está em menor temperatura, dificultando o fluxo do material (CUNHA, 2014).

Força axial: o parâmetro garante que a superfície da peça fique em contato com o ombro da ferramenta durante toda a soldagem, possibilitando a geração de calor pelo atrito. Quando a penetração da ferramenta é baixa, o ombro não consegue gerar calor suficiente para plastificar e mover o material da junta, resultando em soldas com defeito tipo túnel. Já quando a penetração é muito elevada, é gerado um excesso de rebarba e a espessura da junta fica menor do que a espessura original da peça (MISHRA; MA, 2005). Por isso, a correta seleção do valor da força axial é fundamental para se obter soldas sem defeitos.

### 3.2.3 Fluxo do material

Entender o comportamento e o padrão de fluxo de material durante o processo de SFMM é de extrema importância para esse estudo, uma vez que, ao se trabalhar com materiais dissimilares, a mistura em excesso pode prejudicar as propriedades da junta soldada. Conforme visto nos capítulos anteriores, quanto menor a mistura entre o material do CRA e o substrato de

ação, menor o risco de degradação da resistência à corrosão do CRA. Buscando entender esse comportamento, diversos autores estudaram o fluxo de material durante o processo de SFMM e, para isso, utilizaram diferentes métodos experimentais e computacionais capazes de identificar a distribuição do material plastificado ao final do processo de soldagem.

Dialami, Cervera e Chiumenti (2020) utilizaram um software de simulação computacional com o objetivo de prever a possível formação de defeitos por meio do estudo do fluxo de material do processo de SFMM. De acordo com os resultados das simulações, os autores afirmam que o aquecimento excessivo do material, resultado da combinação de altos valores de velocidade de rotação com baixos valores de velocidade de soldagem, é prejudicial à solda e pode ocasionar a formação de defeitos volumétricos no LA, assim como na formação excessiva de rebarba. Em contrapartida, soldas com aporte térmico muito baixo resultam na mistura imprópria do material e favorecem o aparecimento de defeitos do tipo túnel no interior da solda. Portanto, a definição correta dos parâmetros de soldagem é fundamental para a realização de soldas sem defeitos e, segundo os autores, o uso de ferramentas com a geometria do pino roscado amplia a faixa de parâmetros de soldagem disponíveis para gerar soldas livres de defeitos.

Os autores Fratini et al. (2006) soldaram chapas de alumínio AA7055-T6, com lâminas de cobre inseridas transversalmente e longitudinalmente no interior da junta, com o objetivo de estudar o fluxo de material do processo de SFMM. Além disso, eles validaram os resultados dos ensaios experimentais com os resultados das simulações numéricas e puderam definir os principais parâmetros que influenciam no fluxo do material na SFMM. De acordo com o estudo realizado, os principais parâmetros que influenciam o fluxo de material do processo de SFMM são a velocidade de rotação, a velocidade de soldagem e a geometria da ferramenta. Em relação a este último, quando usado em forma cônica, resulta em uma melhor eficiência do fluxo de material, evitando, assim, a ocorrência de defeitos volumétricos na base da solda.

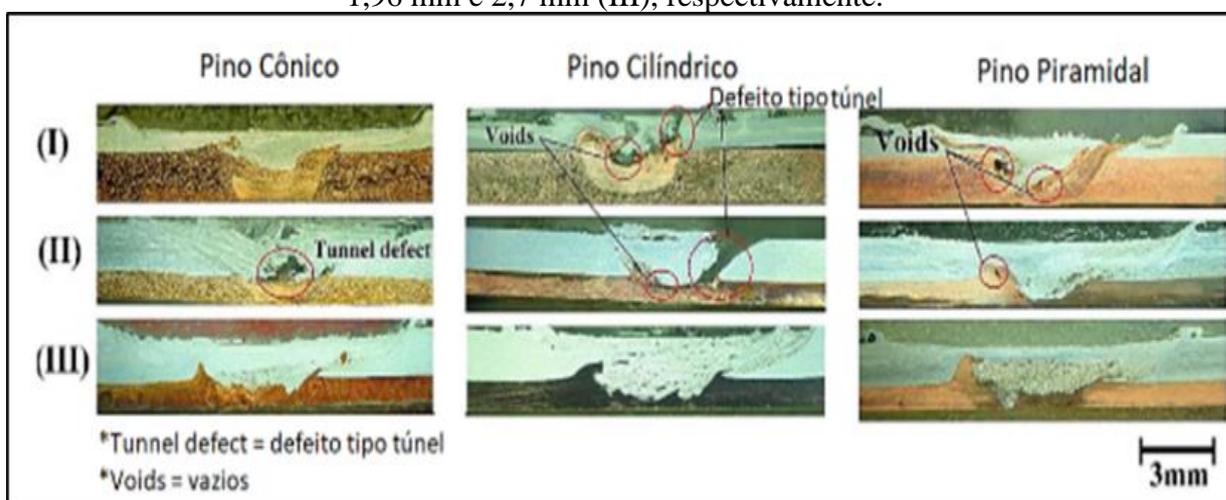
Os trabalhos descritos nos parágrafos anteriores analisaram o comportamento do fluxo de material na união de chapas de mesmo material e espessura. Porém, para o trabalho proposto, é importante entender o fluxo de material em uma configuração de materiais dissimilares sobrepostos, configuração estudada pelos autores Beygi et al. (2018).

A Figura 15 apresenta as macrografias das soldas realizadas por Beygi et al. (2018) de chapas sobrepostas de alumínio e cobre. Para este estudo, os autores utilizaram diferentes configurações de espessura das camadas, geometria do pino da ferramenta e profundidade de penetração da ferramenta. Ao analisar as imagens, foi possível identificar que as soldas realizadas com uma maior penetração da ferramenta e menor espessura da camada de alumínio

(camada superior) apresentaram as maiores misturas entre os materiais, sendo que, em alguns casos, o material do cobre chegou a ser transportado para a superfície da chapa de alumínio. Isso ocorre devido ao maior contato da camada de cobre com a ponta do pino da ferramenta, que acaba aquecendo e transportando o material do cobre plastificado para o interior da solda do alumínio. Portanto, para reduzir a mistura entre os materiais sobrepostos, é preciso garantir que, ao soldar por um dos lados da chapa, o pino da ferramenta penetre o mínimo possível no material que está localizado na parte de baixo.

Figura 15 – Macrografia das seções transversais das soldas sobrepostas de alumínio e cobre.

Espessura total das chapas montadas igual a 2,8 mm, sendo que a espessura da chapa de alumínio e a penetração da ferramenta são de 0,84 mm e 2,5 mm (I), 1,96 mm e 2,5 mm (II) e 1,96 mm e 2,7 mm (III), respectivamente.



Fonte: adaptado de Beygi et al. (2018).

### 3.2.4 SFMM aplicado em aços e ligas de níquel

O processo de SFMM aplicado na união de chapas de alumínio já é utilizado com sucesso por empresas do setor aeroespacial, aeronáutico e do segmento automotivo. Porém, a aplicação em aços e nas ligas de níquel ainda foi pouco estudada devido às dificuldades de soldagem impostas por esses materiais. Certas características como o alto ponto de fusão e a elevada resistência mecânica, principalmente em altas temperaturas, exigem maiores investimentos em ferramentas e equipamentos. Assim, ferramentas fabricadas a partir de materiais com maior valor agregado, como compósitos de Nitreto de Boro Cúbico Policristalino (NBCP ou em inglês PCBN), ligas de Tungstênio com rênio (W-25%Re) e ligas a base de WC (carboneto de tungstênio), tornaram-se essenciais para a realização dessas soldas, uma vez que possuem uma alta dureza e resistência ao desgaste em elevada temperatura (CUNHA; 2014).

Mesmo com as dificuldades encontradas na soldagem destes materiais, diferentes autores vêm publicando resultados otimistas em relação ao uso do processo de SFMM aplicado em aços e ligas de níquel.

No trabalho de Meshram et al. (2017), foram comparados os resultados dos ensaios de corrosão sob tensão de soldas (SFMM e TIG) e do MB realizadas em chapas de aço *maraging*. Os autores realizaram os ensaios ao ar e em solução com 3,5% de NaCl. A partir das análises dos resultados dos ensaios, foi verificado que as soldas por SFMM apresentaram maior resistência à corrosão sob tensão que o MB e que a solda por TIG. Os autores justificaram a melhora nas propriedades, da junta soldada por SFMM, devido ao maior refinamento dos grãos da junta, a presença de tensões residuais compressivas e a ausência de segregação de elementos.

A aplicação de aços de alta resistência na fabricação de tubulações e componentes *off-shore* traz um risco à operação devido à possibilidade de fragilização por hidrogênio, em especial nas regiões soldadas. Desta maneira, é importante entender o comportamento das soldas realizadas por SFMM, quando expostas a condições com alta concentração de hidrogênio. Por isso, os autores Hoyos et al. (2016) estudaram a concentração de hidrogênio após a soldagem por SFMM de chapas de aço de alta resistência ISO 3138 X80M ao ar e submerso em água. Os autores mediram o hidrogênio difusível e não difusível (residual) seguindo as orientações das normas ISO 3690 e AWS A4.3. A partir dos resultados, concluíram que o processo de SFMM aplicado em aços não tem influência significativa no aumento do teor de hidrogênio, uma vez que os valores de hidrogênio estavam abaixo dos limites das normas, mesmo para as amostras com solda subaquática.

Já os autores Ronevich, Somerday e Feng (2017) avaliaram o comportamento mecânico de soldas circunferenciais realizadas em tubos de X52 por SFMM. Por meio de ensaios de fadiga em alta pressão e com uma atmosfera rica em hidrogênio, os autores compararam a taxa de crescimento de trinca em relação ao fator de concentração de tensão em 3 diferentes pontos do tubo (centro da solda de SFMM, no metal base e 15 mm longe do centro da solda). Para a realização das soldas, foram utilizados os parâmetros de 67 kN de força axial e 1,7 mm/s de velocidade de soldagem. A partir dos resultados obtidos, foi concluído que o meio rico em hidrogênio e em alta pressão aumentou a taxa de crescimento de trinca significativamente quando comparado com os ensaios realizados ao ar, sendo que no meio rico em hidrogênio a solda apresentou uma taxa de crescimento levemente superior que a do MB. Os autores também compararam os resultados obtidos com dados da literatura para processos de soldagem convencionais de arco elétrico e verificaram taxas de crescimento de trinca similares entre os processos convencionais e o processo de SFMM.

Hanke et al. (2017) analisaram o desgaste de uma ferramenta de PCBN com W-Re na soldagem de chapas de Inconel 625. Em seu estudo, verificaram que a utilização de elevados valores de velocidades de rotação tende a aumentar o desgaste da ferramenta, uma vez que maiores picos de temperatura são atingidos. Segundo os autores, durante a SFMM existem dois mecanismos de desgaste da ferramenta. O primeiro ocorre pela difusão entre o nitreto de boro e o metal aquecido, resultando em uma dissolução de parte dos cristais de nitreto de boro na matriz de níquel. Já o segundo mecanismo envolve a remoção mecânica dos grãos de nitreto de boro durante a soldagem e este se mostra mais severo em velocidades de rotação mais elevadas. Lemos et al. (2017) aconselham em seu estudo a utilização de baixas velocidades de rotação, aliada a uma alta força axial para alcançar boas propriedades mecânicas em juntas de Inconel 625.

Song e Nakata (2010a) conseguiram preparar soldas livres de defeitos em chapas de Inconel 625 com 2 mm de espessura. Para isso, utilizaram os valores de 100 mm/min, 200 rpm, 42,1 kN e 3° referentes aos parâmetros de velocidade de soldagem, velocidade de rotação, força axial e ângulo da ferramenta. Durante a soldagem, foi medido um pico máximo de temperatura igual a 800°C, porém não foram identificadas alterações de fases e surgimento de precipitados na região soldada. Ainda, na análise microestrutural, foi verificada uma redução no tamanho dos grãos do MB, originalmente entre 5 e 15  $\mu\text{m}$ , para valores entre 1 a 3  $\mu\text{m}$  na ZM. Os ensaios mecânicos de dureza e tração foram realizados e foi verificado um aumento significativo na dureza e na resistência à ruptura da solda, passando de 250 HV e 943 MPa no MB para 390 HV e 1.019 MPa na junta soldada.

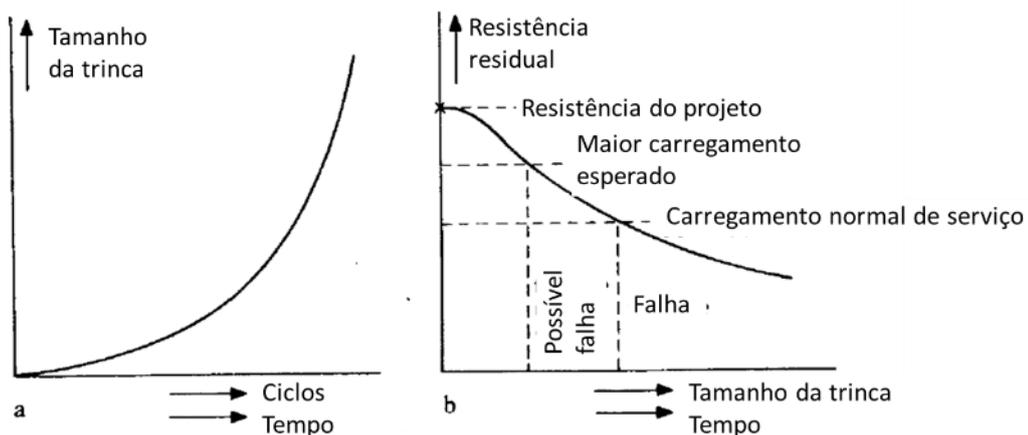
Os mesmos autores, Song e Nakata (2010b), publicaram outro estudo referente à aplicação do processo de SFMM em ligas de níquel. Nesse estudo, os autores compararam o comportamento mecânico de juntas soldadas de chapas de 2 mm de Inconel 718 nas condições de como soldadas e após o tratamento térmico de 720°C por 8 horas. Pelos resultados, foi verificado que a solda, após o tratamento térmico, apresentou propriedades mecânicas superiores à solda sem tratamento e ao MB. Os autores reportaram valores de resistência à tração de 1.580 MPa para a ZM da solda após o tratamento térmico, 1.135 MPa para a ZM sem tratamento térmico e 886 MPa para o MB. Os autores atribuíram o aumento das propriedades mecânicas do material ao refinamento de grão imposto pelo processo de SFMM, à precipitação de carbonetos tipo MC e fases intermetálicas após o tratamento térmico.

### 3.2.5 Mecânica da fratura aplicada em soldas por SFMM

Conhecer o comportamento dos materiais que apresentam defeitos críticos como trincas, por exemplo, é fundamental para a avaliação da integridade estrutural de equipamentos e componentes metálicos que estão em operação. Para isso, é utilizada a abordagem da mecânica da fratura para se determinar se um defeito pode ou não ser responsável pela falha catastrófica em condições normais de uso e, também, prever a vida remanescente de um material com determinado tamanho de defeito conhecido.

As trincas tendem a crescer por meio da aplicação cíclica de carregamentos ou pela combinação de carregamentos na presença de um ambiente quimicamente agressivo. Por isso, a taxa de crescimento desse defeito aumenta com o tempo e com o número de ciclos que determinado componente está exposto. Essa relação é visível na Figura 16a. Além disso, conforme a trinca cresce, a resistência residual da estrutura é reduzida e pode chegar a valores menores que a resistência de projeto. A Figura 16b, por sua vez, apresenta o comportamento da variação da resistência residual pelo crescimento da trinca. Conforme identificado no gráfico, a resistência residual vai baixando até que em determinado momento a resistência fica abaixo dos valores de projeto, ocasionando a falha inesperada do componente (BROEK, 1982).

Figura 16 – Comportamento do crescimento de trincas ao longo do serviço (a) e curva da resistência residual pelo tamanho da trinca (b).



Fonte: adaptado de Broek (1982).

Dentro da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP), um dos métodos utilizados para avaliação da tenacidade à fratura de materiais com alta tenacidade é o de *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD), que supõe que o crescimento de determinada trinca ocorrerá quando em sua ponta for atingido o maior valor admissível de deformação plástica (WELLS, 1961).

Em seu artigo original, Wells realizou uma análise aproximada em que relaciona o valor de CTOD com o fator de intensidade de tensão ( $K_I$ ), considerando uma pequena zona plástica na ponta da trinca (ANDERSON, 2005). Assim, o valor de CTOD pode ser obtido pela Equação 1.

$$\delta = \frac{4K_I^2}{\pi\sigma_{YS}E} \quad \text{Equação 1}$$

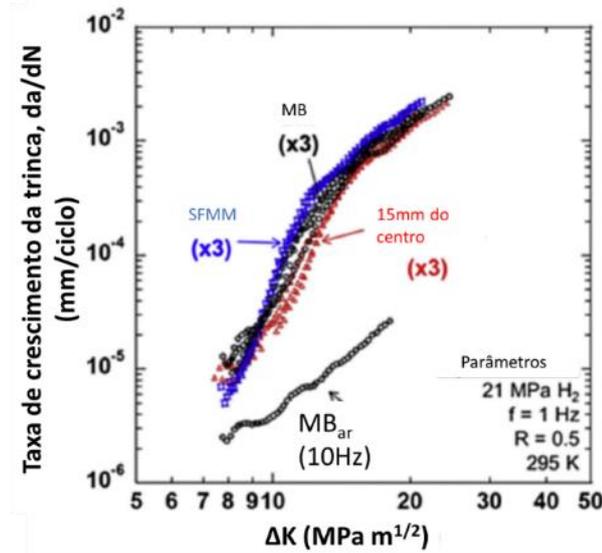
Onde,

- $\delta$  é o CTOD (mm);
- $K_I$  é o fator de intensidade de tensão ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ );
- $\sigma_{YS}$  é a tensão de escoamento do material (MPa);
- $E$  é o módulo de elasticidade do material (MPa).

O método de CTOD vem sendo aplicado por diversos autores na qualificação de soldas realizadas por SFMM em virtude de sua praticidade de aplicação e da disponibilização de normas para guiar o ensaio. Além disso, diversos autores descrevem as metodologias utilizadas em suas respectivas pesquisas como, por exemplo, os autores Ávila et al. (2016), que publicaram um guia das práticas recomendadas para a aplicação do ensaio de CTOD em aços de alta tenacidade, abordando em suas análises a avaliação de juntas soldadas por SFMM.

Os autores Ronevich, Somerday e Feng (2017) avaliaram a taxa de crescimento de trinca (da/dN) pelo fator de concentração de tensão ( $\Delta k$ ). Para isso, foram utilizados corpos de prova do tipo ESE(T) nas dimensões de W e B iguais a 19 mm e 4,16 mm, respectivamente, e com um entalhe de razão a/W igual a 0,2. Para o ensaio, os autores utilizaram a frequência de 1 Hz e a razão de carregamento de 0,5. A Figura 17 apresenta os resultados dos ensaios para cada uma das regiões analisadas, os quais foram realizados em uma atmosfera rica em hidrogênio e em alta pressão. Para comparação dos resultados, os autores adicionaram os dados do ensaio da região do MB realizado ao ar. Percebe-se que a taxa de crescimento da trinca aumenta consideravelmente em uma atmosfera rica em H<sub>2</sub>. Além disso, não há diferenças significativas entre as curvas de crescimento da trinca da região da solda por SFMM com as outras regiões analisadas e testadas na mesma condição. Já para o MB testado ao ar, foi encontrada uma taxa de crescimento de trinca muito menor que os outros ensaios.

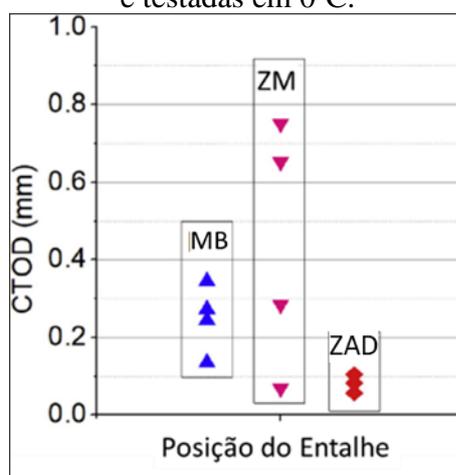
Figura 17 – Taxa de crescimento de trinca para o aço X52 ensaiado em atmosfera com H<sub>2</sub>, com 21 MPa de pressão e frequência de 1 Hz.



Fonte: adaptado de Ronevich, Somerday e Feng (2017).

Ainda estudando a influência do meio em soldas realizadas por SFMM em chapas de aços de alta resistência, os autores Hoyos et al. (2019) avaliaram a influência do hidrogênio na tenacidade à fratura de chapas de aço API X80. Para isso, os autores realizaram o ensaio de CTOD em baixa temperatura (0°C) e em 3 regiões diferentes: metal base (MB), zona de mistura (ZM) e zona de alta dureza (ZAD). A região descrita como ZAD fica localizada dentro da ZM, no lado de avanço da ferramenta, e é a região que apresenta a maior dureza dentro da solda. A Figura 18 apresenta os resultados dos valores de CTOD para cada uma das regiões. Antes do ensaio as amostras foram saturadas com H por 10 h em temperatura ambiente e na solução 0,1M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+10mgL<sup>-1</sup> As<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Na Figura 18, é mostrado um gráfico onde é possível verificar que os ensaios das amostras do MB e da ZM apresentaram valores de CTOD acima dos limites de aceitação estipulados em normas (0,1-0,2 mm). Porém, as amostras da ZM apresentaram uma grande variação nos valores de CTOD, tendo uma delas ficado abaixo dos valores mínimos aceitáveis. De acordo com os autores, essa heterogeneidade dos resultados de CTOD da ZM está relacionada ao ciclo térmico e à deformação não homogênea imposta pelo processo de soldagem por fricção. Já para a região da ZAD, todas as amostras ficaram abaixo dos limites mínimos aceitáveis, uma vez que a região apresentou um mecanismo de fratura frágil e com pouca deformação plástica.

Figura 18 – Resultados dos ensaios de CTOD nas amostras de aço API X80 saturadas com H<sub>2</sub> e testadas em 0°C.



Fonte: adaptado de Hoyos et al. (2016).

Ávila et al. (2015) estudaram a tenacidade à fratura de soldas de chapas de aço API X80 de 12 mm de espessura e soldadas pelo processo de SFMM pelos dois lados da chapa. Os autores realizaram o ensaio de CTOD, aplicado em corpos de prova tipo SE(B), nas temperaturas de 25°C, -15°C, -20°C, -35°C e -40°C. As regiões avaliadas foram o centro da ZM e 5 mm de distância afastado do centro da solda para cada lado, localizado nas ZTAs. A partir dos resultados obtidos, foi verificado que o processo de SFMM atende as principais normas de qualificação de soldas, onde valores médios acima de 0,25 mm foram obtidos em todas as temperaturas. Para as temperaturas mais baixas, de -35°C e -40°C, foram obtidos valores individuais de CTOD mais baixos (menor que 0,25 mm) nos corpos de prova com o entalhe com 5 mm de distância do centro da solda e do LA da ferramenta.

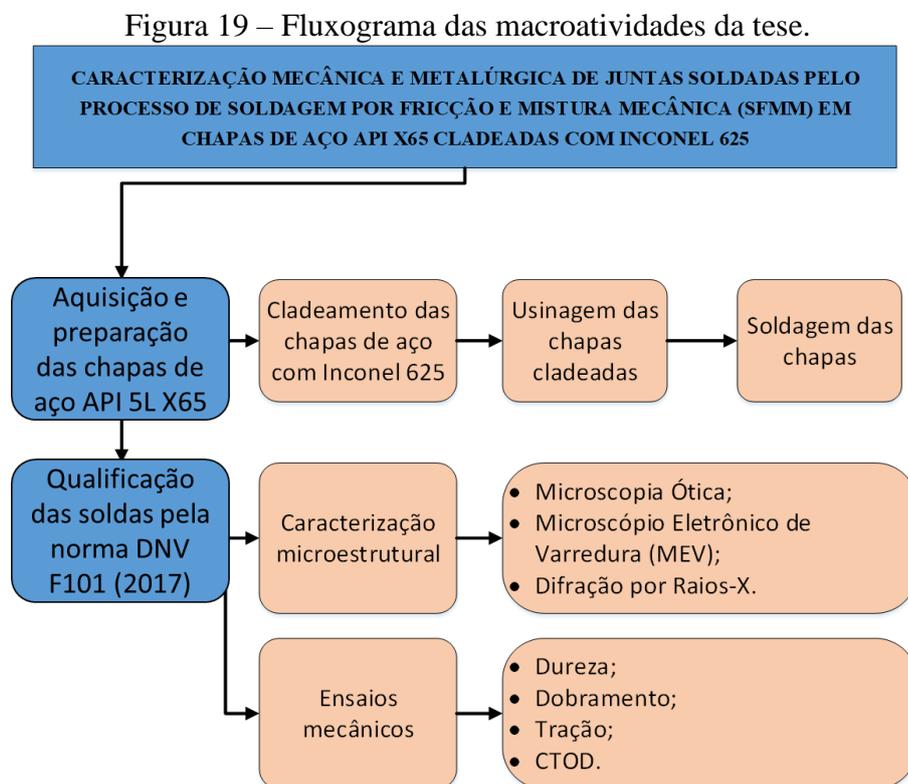
Buscando entender a influência dos parâmetros de soldagem do processo de SFMM nos resultados de tenacidade à fratura de soldas dos aços API, os autores Santos et al. (2010) reportaram uma relação inversamente proporcional entre o valor de CTOD e a velocidade de rotação da ferramenta. Para isso, fixaram os parâmetros de velocidade de soldagem e força axial e variaram apenas o parâmetro de velocidade de rotação da ferramenta. A partir dos resultados obtidos, foi verificado que as soldas realizadas com os menores valores de velocidade de rotação (500 rpm) atingiram valores de CTOD bem acima do valor mínimo requerido pela norma DNV-OS-F101 (0,15 mm).

Por fim, Crook (2021) soldou chapas de aço API X80, com 12,5 mm de espessura, e analisou a relação entre a taxa de resfriamento das soldas com os resultados dos ensaios de CTOD. Os ensaios de CTOD foram realizados na temperatura de -40°C, utilizando-se corpos de prova tipo SE(B). A posição do entalhe foi localizada no centro da ZM, partindo da superfície

externa da chapa. De acordo com o estudo de análise fatorial, verificou-se que a taxa de resfriamento é a variável mais importante em relação ao valor final de CTOD, sendo que baixos valores de taxa de resfriamento tendem a resultar nos maiores valores de CTOD das soldas. De acordo com o autor, uma taxa de resfriamento de  $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$  é o ideal para atingir os melhores resultados de CTOD e de resistência à tração. Os autores utilizaram um modelo numérico do processo de soldagem para definir os parâmetros necessários para que a taxa de resfriamento desejada fosse alcançada.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

Para o desenvolvimento dessa tese, foi utilizado como referência o estudo prévio publicado por Landell et al. (2020). Nesse estudo foi desenvolvido e testado o procedimento de soldagem por SFMM de chapas de aço cladeadas com Inconel 625, assim como realizado um estudo de parâmetros de soldagem. Portanto, a partir dos resultados obtidos por Landell et al. (2020) foi definido o procedimento de soldagem por fricção e os melhores parâmetros de soldagem a serem utilizados nas chapas de aço API X65 cladeadas com Inconel 625. A Figura 19 apresenta o fluxograma das principais atividades desenvolvidas neste estudo, que serão detalhadas nesse capítulo.



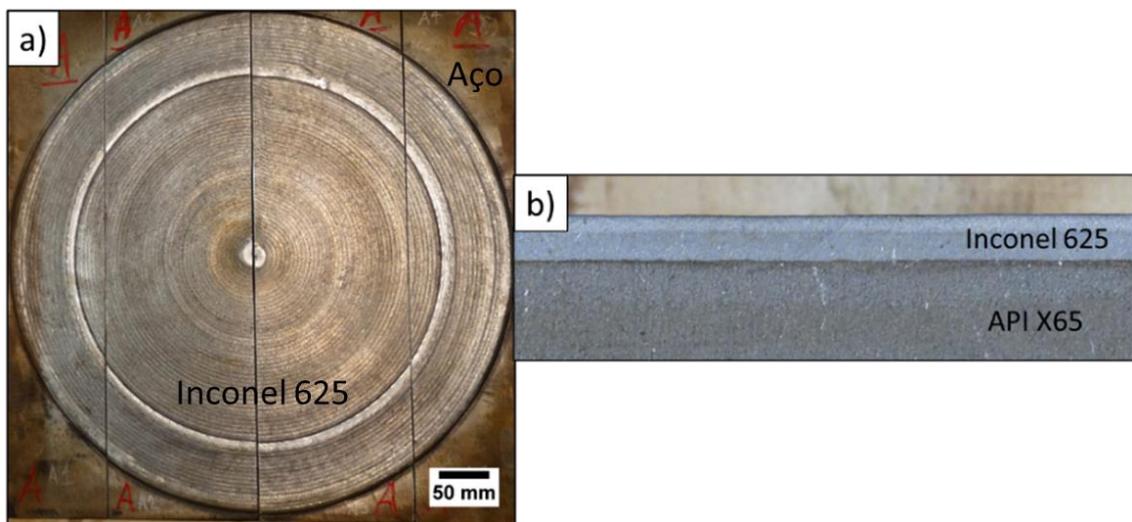
Fonte: Autor (2022).

### 4.1 MATERIAIS

Foram utilizadas chapas quadradas do aço carbono API 5L X65 de 12,70 mm de espessura e 500 mm de lado. As amostras foram cladeadas com Inconel 625 pelo processo de *weld overlay* (TIG), conforme mostrado na Figura 20. Na imagem (a) da figura, é possível visualizar o padrão de deposição circunferencial utilizado no processo de cladeamento das

chapas, tendo início no centro e indo em direção às bordas. Já a Figura 20b apresenta a face lateral da chapa, na qual é possível identificar a deposição da liga de níquel na parte superior e o aço API na parte inferior da chapa. Depois de depositada a liga de Inconel 625, as chapas foram usinadas em tiras de 500 mm de comprimento, 125 mm de largura e 7 mm de espessura (sendo 4 mm de espessura de aço e 3 mm de espessura de Inconel 625).

Figura 20 – Chapa de aço API X65 cladeada com Inconel 625 por *weld overlay* e dividida em 4 seções (a). Vista lateral da chapa cladeada (b).



Fonte: Autor (2022).

Para a deposição do Inconel 625, foi selecionado o arame da marca Sandvik classe AWS ERNiCrMo-3/ISO18274: NiCr22Mo9Nb (Ni 6625). A composição química e as propriedades mecânicas do aço e da liga de Inconel 625 estão apresentadas nas Tabela 5 e Tabela 6, respectivamente. O processo de cladeamento foi realizado em dois passes, para garantir uma menor diluição de ferro na camada final de níquel. Depois de cladeadas, as chapas passaram por um tratamento térmico de alívio de tensões em 630°C por 1h. O tratamento está de acordo com os dados da literatura, os quais afirmam que a partir de 650°C existe o risco de precipitação da fase delta ( $\delta$ ) na matriz do Inconel 625 (XING, DI E WANG, 2014).

Tabela 5 – Composição química do arame de solda de Inconel 625 e da chapa de aço API 5L X65.

Liga	Elementos (em % peso)													
	Ni	C	Cr	Mo	Nb	Fe	Mn	Cu	Ti	Si	Ta	P	S	Al
625	64,80	0,01	21,87	8,71	3,71	0,35	0,02	0,02	0,20	0,12	0,05	0,006	-	0,13
X65	-	0,06	-	-	-	97,83	1,64	-	0,01	0,34	-	0,009	<0,001	-

Fonte: Autor (2022).

Tabela 6 – Propriedades mecânicas do arame de solda de Inconel 625 e da chapa de aço API 5L X65.

<b>Propriedades</b>	<b>Inconel 625</b>	<b>API 5L X65</b>
Tensão de escoamento [MPa]	510	450
Resistência à tração [MPa]	770	530
Alongamento [%]	42	-
Redução em área [%]	51	-
Resistência ao impacto [J]	150	-
Dureza Vickers [HV]	220	-

Fonte: Sandvik (2018) e API (2018).

#### 4.2 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA

As soldas foram realizadas no instituto de pesquisas *Helmholtz-Zentrum Hereon*, localizado na Alemanha, com um equipamento desenvolvido especialmente para o processo de SFMM, conforme apresentado na Figura 21. O equipamento é controlado por um sistema de servomotores que possibilita ajustar os principais parâmetros do processo como: a força axial, a velocidade de rotação da ferramenta, a velocidade de soldagem, o deslocamento vertical da ferramenta e o ângulo da ferramenta. Ainda, a máquina permite a aplicação máxima de 80 kN de força vertical, rotação da ferramenta de até 3.500 rpm e velocidade de soldagem máxima igual a 160 mm/s. O equipamento também possui um sistema manual de grampos para fixação das chapas, garantindo, assim, a posição correta das peças durante o processo de soldagem.

Figura 21 – Equipamento de SFMM do instituto de pesquisas *Helmholtz-Zentrum Hereon*.



Fonte: *Helmholtz-Zentrum Hereon* (2022).

Com o objetivo de reduzir o nível de mistura entre os materiais dissimilares e de impor menores esforços mecânicos à ferramenta, o procedimento de soldagem das chapas foi dividido

em dois passes. O primeiro passe foi realizado para soldar o lado do aço; já o segundo passe foi aplicado na soldagem do lado da liga de níquel. Para cada um destes, foi utilizada uma ferramenta específica, com o comprimento do pino definido de acordo com a espessura de cada material. A Figura 22 apresenta o procedimento de soldagem aplicado neste estudo. Antes de serem soldadas, as amostras foram lixadas e limpas com etanol com objetivo de remover possíveis óxidos e contaminações presentes nas superfícies.

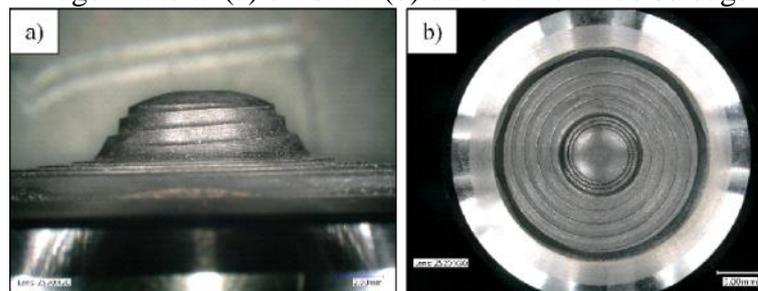
Figura 22 – Procedimento de soldagem em dois passes. Primeiro passe no lado do aço (a), rotação de 180° da chapa (b) e segundo passe no lado do Inconel 625 (c).



Fonte: Autor (2022).

Ainda, em razão da elevada resistência mecânica em altas temperaturas e do alto ponto de fusão dos materiais, foi necessária a utilização de ferramentas fabricadas a partir de PCBN (W-Re). Conforme revisado no item 3.2.4, esse material apresenta uma excelente resistência ao desgaste e é regularmente utilizado e recomendado na soldagem de aços e ligas de níquel. A ferramenta utilizada possui um ombro convexo, com perfil tipo *scroll*, e um pino tipo *Stepped Spiral Pin*. As dimensões utilizadas foram de 24,5 mm de diâmetro do ombro e 3,75 mm e 3,00 mm de comprimento do pino para o aço e o Inconel, respectivamente. A Figura 23 apresenta as imagens lateral e frontal representativas das ferramentas.

Figura 23 – Imagem lateral (a) e frontal (b) da ferramenta de soldagem de PCBN.



Fonte: Autor (2019).

A Tabela 7 mostra os parâmetros de soldagem utilizados para soldar cada um dos lados da chapa de aço API 5L X65 cladeada. Adicionalmente, foram calculados os valores referentes ao aporte térmico de cada solda a partir dos parâmetros de velocidade de rotação, velocidade de soldagem e torque do motor da máquina (CUNHA, 2018). Segundo Lemos (2016), o uso de valores de aporte térmico menores do que 2,30 kJ/mm são importantes para garantir soldas livres de poros no Inconel 625. Na etapa de *plunge* foi utilizado 750 rpm de rotação da ferramenta e velocidade de penetração igual a 0,1 mm/min. Para controlar o aquecimento da ferramenta e melhorar a extração de calor da chapa, o suporte da ferramenta e a base da máquina foram refrigerados durante o processo de soldagem. Utilizou-se, também, argônio como gás de proteção para todas as soldas.

Tabela 7 – Parâmetros de soldagem das chapas de aço API 5L X65 cladeadas.

<b>Material</b>	<b>Velocidade de Rotação [rpm]</b>	<b>Velocidade de Soldagem [mm/s]</b>	<b>Força Axial [kN]</b>	<b>Aporte Térmico [kJ/mm]</b>
1º Passe (API 5L X65)	400	8	50	0,51
2º Passe (Inconel 625)	200	2	60	1,05

Fonte: Autor (2019).

#### 4.3 CARACTERIZAÇÃO DAS SOLDAS

A norma DNVGL-ST-F101:2017, referente aos critérios e recomendações de sistemas de tubulações submarinas, foi utilizada como referência para a determinação dos ensaios de qualificação das soldas das chapas de aço API X65 cladeadas com Inconel 625. A norma utilizada define os ensaios necessários para a qualificação de tubos. Assim, as devidas correções e considerações foram utilizadas para adaptar a norma às chapas cladeadas. Para esse estudo, o ensaio de Charpy foi substituído pelo ensaio de tenacidade à fratura de CTOD. Essa alteração foi realizada uma vez que as dimensões do corpo de prova de Charpy não são compatíveis com a espessura da chapa cladeada. Além disso, a variação de espessura do Inconel 625 ao longo da chapa poderia resultar em uma alta dispersão dos resultados.

Adicionalmente aos ensaios mecânicos, foi realizada a análise microestrutural da solda do lado do aço API 5L X65 e do lado do Inconel 625. Além disso, a microestrutura do MB dos dois materiais foi analisada para visualização das alterações impostas pelo processo de SFMM. Para as análises metalográficas, foram realizadas imagens em microscópio ótico (MO) e em um microscópio eletrônico de varredura (MEV). As amostras foram preparadas (lixamento e polimento) de acordo com as boas práticas metalográficas e dois reagentes químicos diferentes

foram utilizados para revelar a microestrutura de cada material. Para o aço foi utilizado o reagente Nital 2% e para o Inconel 625 o reagente Kalling (200 ml HCl + 200 ml C<sub>6</sub>H<sub>6</sub>O + 6,25g CuCl<sub>2</sub>). Em complemento às análises por imagens, foram realizadas as análises de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) e de difração por raios X (XRD) no Inconel 625 para a identificação dos precipitados.

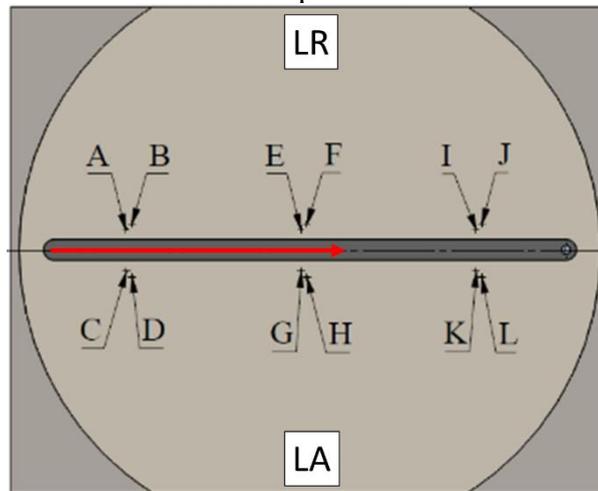
O ensaio de XRD utilizou a técnica de Bragg-Brentano. Os ensaios foram realizados na superfície de topo da deposição do Inconel 625 (MB) e da solda por SFMM do Inconel 625. Para isso, foi utilizado o equipamento GE Seifert Charon XRD M.

Os parâmetros abaixo foram utilizados para as medições:

- Elemento do ânodo do tubo de raios X: Cr;
- Comprimento de onda k- $\alpha_1$ : 2.2897 Å;
- Comprimento de onda k- $\alpha_2$ : 2.2936 Å;
- Filtro k- $\beta$ : Vanádio;
- Tensão e corrente do ânodo do tubo de raios X: 30 kV / 50 mA;
- Detector usado: *Position Sensitive Detector* linear Meteor1D com 20 acumulações;
- Tempo de escaneamento por passo: 100s;
- Passo 2-Theta: 0,01°;
- Variação do ângulo de difração 2 $\theta$ : 35°-166°;
- Colimador dos feixes de raios X: diâmetro de 2 mm;
- Raio do goniômetro: 150 mm.

Além dos ensaios e das análises descritas, foi realizada a aquisição da temperatura da chapa durante a soldagem das amostras da etapa 2. Para isso, foram montados 12 termopares tipo K de cada lado da chapa. Os termopares foram montados em três regiões da solda (iniciando a uma distância de 100 mm da borda da chapa), tanto no lado de avanço quanto de retrocesso e com uma distância de 150 mm entre cada região. A Figura 24 apresenta os locais de posicionamento dos termopares. Os pontos mais próximos a solda (A, C, E, G, I e K) estão a uma distância de 18 mm do centro da junta, sendo que essa distância foi definida para evitar que o ombro da ferramenta e que a possível formação de rebarba encostasse nos termopares. Já os termopares mais distantes (B, D, F, H, J e L), estão localizados a uma distância de 23 mm do centro da junta e 5 mm à frente do termopar anterior.

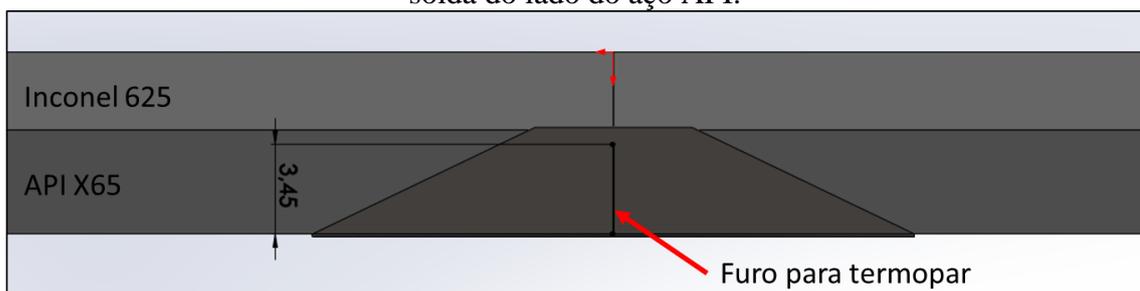
Figura 24 – Posicionamento dos termopares tipo K ao longo da junta de uma das soldas da etapa 2.



Fonte: Autor (2019).

Adicionalmente ao registro da temperatura das regiões próximas das soldas e na superfície da chapa, foi realizada a aquisição de temperatura no interior da solda do lado do aço durante a soldagem do lado do Inconel 625. Para isso, dois termopares tipo K foram montados no centro da solda do aço, a uma profundidade de 3,45 mm e distância de 100 mm entre eles, conforme indicado na Figura 25.

Figura 25 – Localização e profundidade do furo para montagem do termopar no interior da solda do lado do aço API.



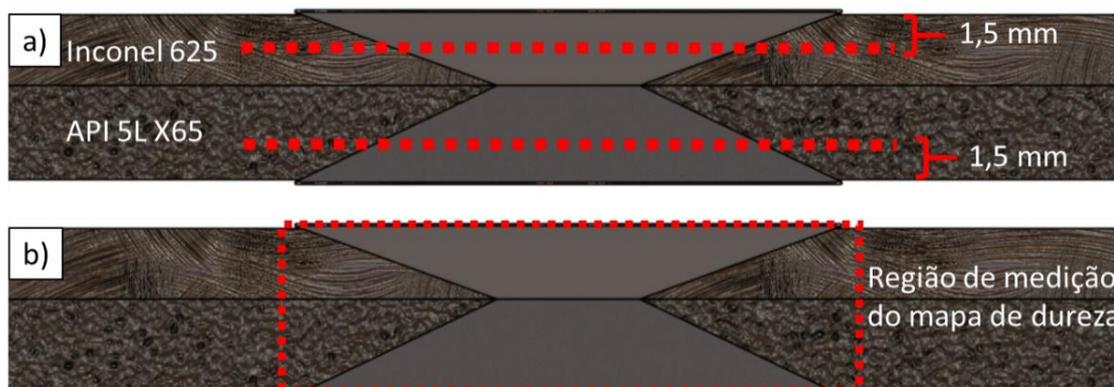
Fonte: Autor (2022).

#### 4.3.1 Análise de dureza

A fim de verificar as alterações microestruturais resultantes do processo SFMM, foi realizada a análise de dureza por meio de perfis e de um mapa de microdureza na região da solda (Figura 26). De acordo com a norma DNV F101 (2017), para validação do processo de soldagem de tubos cladeados é necessária a realização de 3 perfis de dureza transversal à solda,

2 linhas de dureza no lado do aço e 1 linha no Inconel 625, conforme Figura 26a. Porém, devido à limitação da espessura da chapa cladeada, foram realizados apenas dois perfis de dureza transversais, um no lado do aço API 5L X65 e outro do lado do Inconel 625. Os perfis foram realizados a uma distância de 1,5 mm da superfície e com comprimento total igual a 48 mm. Em complemento aos perfis solicitados pela norma, o mapa de dureza foi realizado com o objetivo de identificar a distribuição de dureza em toda a solda de forma mais detalhada. Para isso, foi delimitada uma área de interesse que acomodasse as duas soldas, sendo essa área apresentada na Figura 26b. Para a realização do mapa de dureza, foi utilizado um espaçamento entre os pontos de medição de 0,3 mm e uma carga de medição igual a 0,5 kg. Já para a realização dos perfis transversais foi utilizada uma força de medição de 10 kgf (HV10) e um espaçamento de 1,0 mm entre os pontos.

Figura 26 – Locais de medição da dureza de topo da solda (a) e da seção transversal da solda (b).



Fonte: Autor (2022).

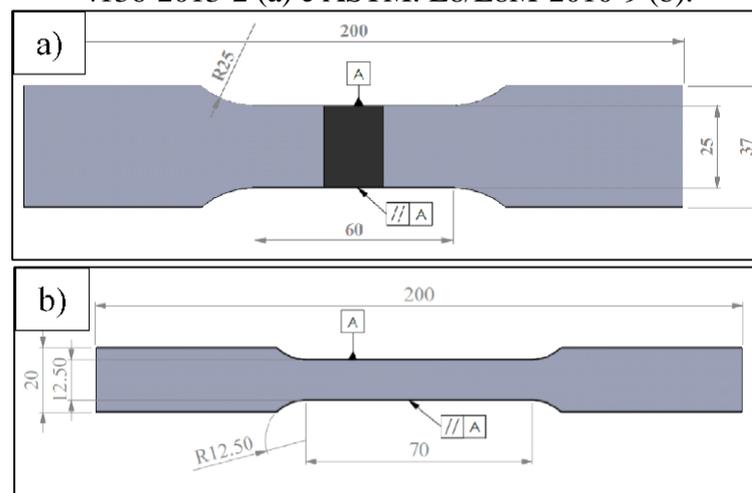
A norma DNVGL-ST-F101 (2017) limita a dureza de sistemas de tubulações submarinas de acordo com o meio utilizado. Para aplicações que contenham  $H_2S$  dissolvido, limita-se a dureza do aço em 250 HV10. Já para a camada de Inconel 625, a norma indica usar o limite informado pela norma ISO 15156-3, que limita a dureza de ligas de níquel endurecidas por solução sólida em 40 HRC (392 HV10). Em aplicações que não contenham  $H_2S$ , o limite de dureza aumenta para 300 HV10 para tubos de aço carbono, 325 HV10 para soldas circunferenciais em tubos de aço carbono e 345 HV10 para soldas circunferenciais em ligas de níquel em materiais cladeados.

### 4.3.2 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados tanto no MB da chapa cladeada quanto nas soldas por SFMM. Para os ensaios de tração do MB, foi utilizada a norma ASTM E8/E8M (2010) como referência, enquanto para a avaliação da solda por SFMM foi usada como referência a norma DIN EN ISO: 4136-2013-2.

A Figura 27 apresenta as dimensões de cada um dos corpos de provas selecionados. Os ensaios foram realizados em uma máquina servo controlada de tração, modelo Zwick Roell, com capacidade de 200 kN de aplicação de força e uma taxa de deslocamento de 1 mm/min. Para a aquisição dos dados de deformação das amostras, foi utilizado um *clip-gage* de 50 mm. Todos os ensaios foram realizados na temperatura ambiente.

Figura 27 – Dimensões dos corpos de prova de tração de acordo com as normas DIN EN ISO: 4136-2013-2 (a) e ASTM: E8/E8M-2010-9 (b).



Fonte: Autor (2019).

De acordo com a norma DNV F101 (2017), a solda circunferencial dos tubos deve, no mínimo, atingir o valor de resistência do MB. No capítulo 7.2 (critérios e aceitação de fabricação de tubos de aço carbono) da norma, para um tubo com tensão de escoamento nominal igual a 450 MPa (API 5L X65), a tensão de escoamento pode variar entre 450-570 MPa, a resistência à tração de 535-760 MPa e o alongamento mínimo ( $A_f$ ) deve ser calculado de acordo com a Equação 2. Onde C é igual a 1940,  $A_{XC}$  é a área da seção transversal do corpo de prova de tração (485 mm<sup>2</sup> ou a área real do corpo de prova, o que for menor) e, por último, U sendo a tensão de escoamento mínima.

$$A_f = C \frac{A_{XC}^{0,2}}{U^{0,9}} \quad \text{Equação 2}$$

Já para a norma DNVGL-RU-SHIPS Pr.2 Ch.2.:2018, referente a soldas em chapas, o valor mínimo de resistência à tração para chapas cladeadas deve ser calculado considerando os valores de resistência à tração dos dois materiais. A norma solicita que o valor de resistência à tração seja maior que o valor teórico calculado a partir da Equação 3. A equação relaciona a espessura e a resistência à tração de cada material e calcula um valor médio de resistência para a chapa cladeada. Para o cálculo, foram utilizados os valores nominais mínimos de resistência à tração do aço e da liga de níquel. Para o aço API 5L X65, o valor de resistência à tração é de 530 MPa (API, 2004) e 770 MPa para o Inconel 625 (Tabela 6).

$$Rm = \frac{S1 * Rm1 + S2 * Rm2}{S} \quad \text{Equação 3}$$

Sendo:

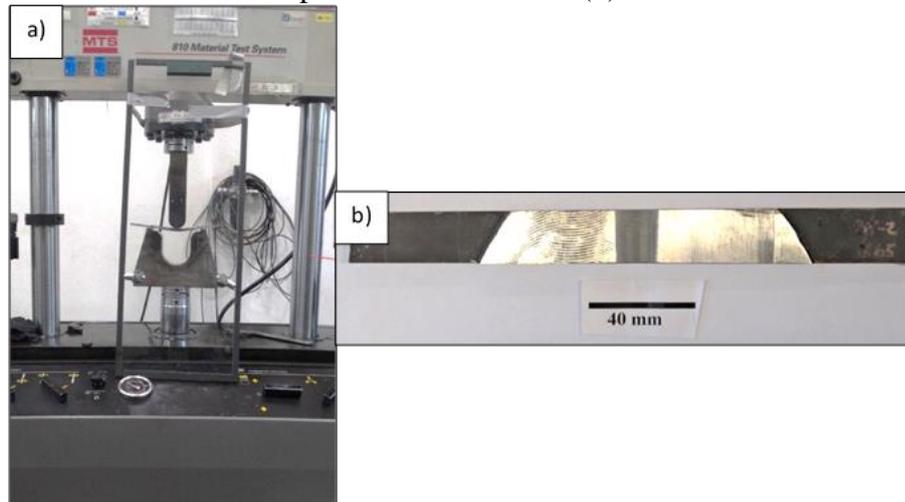
- Rm1 = resistência à tração mínima do substrato;
- Rm2 = resistência à tração mínima do Inconel 625;
- S = espessura nominal da chapa cladeada (S1+S2);
- S1 = espessura nominal do substrato;
- S2 = espessura nominal do Inconel 625.

Para as espessuras nominais, de cada um dos materiais da chapa cladeada, foi encontrado um valor de referência teórico da resistência à tração igual a 632,85 MPa.

#### 4.3.3 Ensaio de dobramento

Para os ensaios de dobramento, utilizou-se uma máquina de ensaio universal da marca MTS com capacidade de carga de 100 kN e um dispositivo de dobramento guiado com punção de diâmetro de 38 mm, conforme mostrado na Figura 28. Tanto as dimensões dos corpos de prova quanto do dispositivo de ensaio seguiram as orientações das normas DNV F101 (2017) e ASME BPVC.IX (2015). Segundo as normas, as amostras devem ser dobradas até 180° e depois analisadas visualmente, sendo que trincas maiores do que 3,00 mm reprovam o ensaio. As dimensões dos corpos de provas são de 200 mm de comprimento, 25 mm de largura e a espessura original da chapa. Após o ensaio, cada amostra teve o ângulo de dobramento medido e foi realizado o teste por líquido penetrante para a identificação de possíveis trincas.

Figura 28 – Máquina de ensaio universal MTS com dispositivo de dobramento (a) e corpo de prova de dobramento (b).



Fonte: Autor (2019).

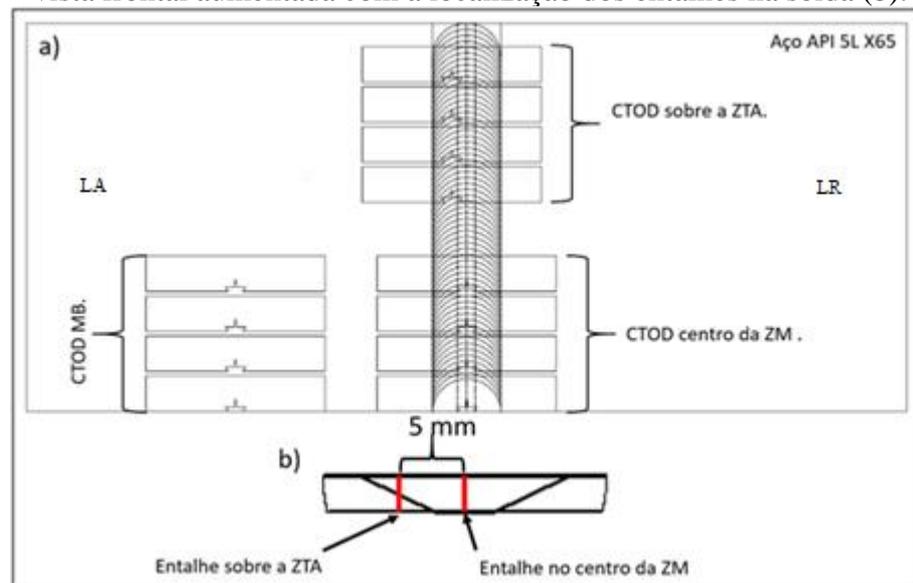
#### 4.3.4 Tenacidade à Fratura CTOD

Após instalados, os *risers* rígidos passam a sofrer diversos tipos de carregamentos ao longo de sua operação. Os principais tipos de carregamentos presentes em *risers* rígidos são devidos à pressão interna do fluido, aos esforços resultantes da movimentação da plataforma e à tração axial do tubo devido ao peso da estrutura, sendo esta última o fator de carregamento principal para as soldas circunferenciais. Por isso, para a correta avaliação da tenacidade à fratura da solda circunferencial, é necessário que o corpo de prova seja posicionado no mesmo sentido do eixo do tubo e com o entalhe usinado na superfície externa deste. Nessa configuração, o carregamento de tração axial tende a abrir o entalhe do corpo de prova em direção ao interior do tubo. Sendo assim, foi selecionado o ensaio de CTOD, com o corpo de prova do tipo SE(B) para avaliação da tenacidade à fratura do metal base e da solda por SFMM do lado do aço API 5L X65.

Para esse estudo, o posicionamento e as dimensões dos corpos de provas foram definidos de acordo com os trabalhos de Meinhardt et al. (2017), Ávila et al. (2015) e a norma BS EN ISO 15653:2010. Ávila et al. (2015) realizaram o ensaio de CTOD em chapas de aço API X80 soldadas por SFMM e, para o estudo, selecionaram diversas regiões da solda. Os autores verificaram que os valores de CTOD tendem a diminuir em regiões com elevados picos de dureza. Essas regiões se encontram em sua maioria distribuídas na ZTA do lado de avanço da ferramenta.

Portanto, foram selecionadas três regiões para serem avaliadas pelo ensaio de CTOD: o centro da zona de mistura da solda, a zona termicamente afetada do lado do avanço (5 mm de distância do centro da solda) e o metal base da chapa. A Figura 29 apresenta um desenho com o posicionamento dos corpos de prova de CTOD sobre a chapa soldada, assim como a posição dos entalhes nos corpos de prova.

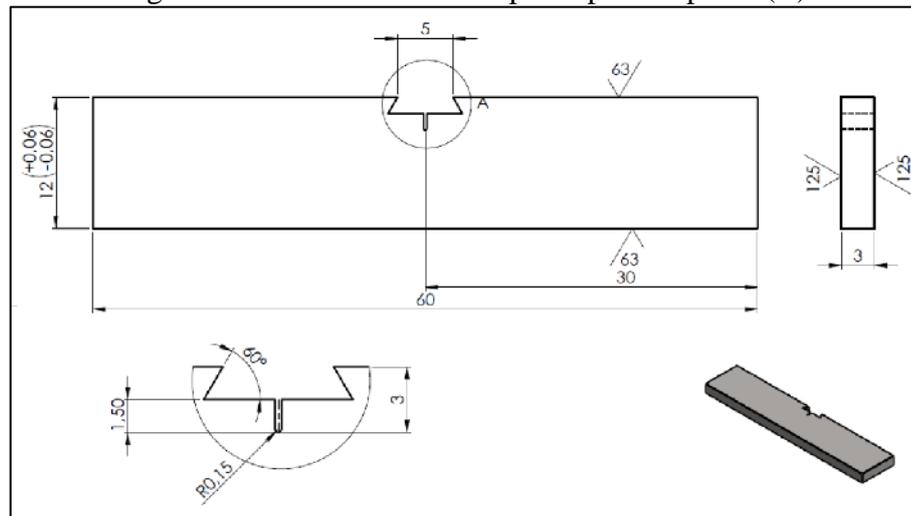
Figura 29 – Posicionamento dos corpos de prova tipo SE(B) na região da solda e do metal base do aço API X65. Vista superior da chapa com a localização dos corpos de prova (a) e vista frontal aumentada com a localização dos entalhes na solda (b).



Fonte: Autor (2022).

A Figura 30 apresenta o desenho do corpo de prova tipo SE(B) e suas respectivas dimensões. As dimensões dos corpos de prova de CTOD tipo SE(B) foram definidas de acordo com o trabalho de Meinhardt et al. (2017), respeitando as orientações da norma ISO 12135:2016(E) e BS EN ISO 15653:2010. O corpo de prova escolhido tem uma geometria prismática com as variáveis  $B$ ,  $W$  e  $a$  medindo 3,00 mm, 12,00 mm e 6,00 mm, respectivamente. Essas dimensões respeitam as tolerâncias e limites definidos pela norma ISO 12135:2016(E), onde a razão  $W/B$  deve estar entre 1,0 e 4,0, assim como  $a/W$  deve estar dentro dos limites de 0,45 e 0,55. Para a realização do entalhe, foi utilizado o processo de eletroerosão com um fio de 0,30 mm de diâmetro. O ensaio de CTOD foi realizado na zona de mistura e na ZTA do LA, considerando somente o material do aço, sendo necessário remover previamente o material do Inconel 625, conforme solicitado pela norma DNV F101 (2017).

Figura 30 – Dimensões do corpo de prova tipo SE(B).



Fonte: Autor (2022).

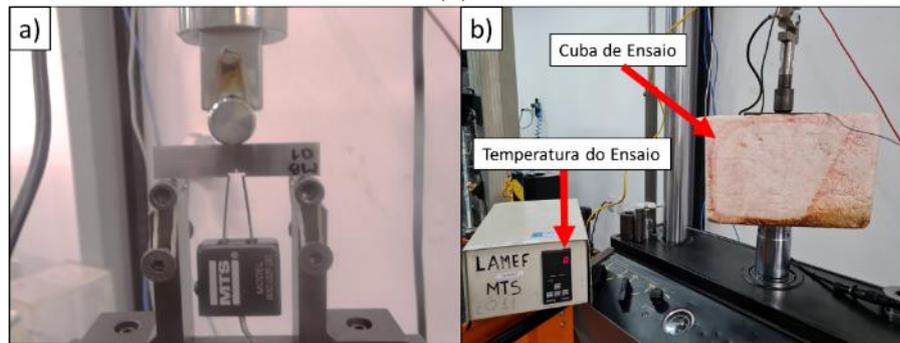
Os ensaios de CTOD foram realizados seguindo as orientações das normas BS 7448 (1991), BS EM ISO 15653 (2010) e ISO 12135 (2016). Um mínimo de 3 corpos de prova por região foi testado em uma temperatura de ensaio igual a 0°C. De acordo com a norma DNV F101 (2017), os tubos com espessuras abaixo de 20 mm devem ser ensaiados na temperatura mínima de projeto do tubo e, para este projeto, a temperatura de 0°C foi definida projetando uma futura aplicação na costa brasileira. O valor do parâmetro de CTOD ( $\delta$ ) foi calculada a partir da carga máxima do ensaio ( $P_m$ ).

Tanto os ensaios de pré-trincamento quanto o de CTOD foram realizados em um equipamento universal de ensaios mecânicos, com a capacidade de 100 kN de força. A Figura 31 mostra o corpo de prova de CTOD montado para o pré-trincamento em fadiga e a montagem do ensaio de CTOD. O pré-trincamento foi realizado com o carregamento cíclico que resultasse em um valor máximo de  $K_{max}$  igual a  $19,70 \text{ MPa} \cdot (\text{m})^{1/2}$ , razão de carregamento ( $R$ ) igual a 0,3 e frequência igual a 20 Hz. Para o monitoramento do tamanho da trinca, foi utilizado um *clip-gauge* da marca MTS e o ensaio foi interrompido quando a relação  $a/W$  igual a 0,5 foi alcançada. Para a definição dos parâmetros de pré-trincamento, foram utilizados os valores de módulo de elasticidade, limite de escoamento, limite de resistência e coeficiente de *Poisson*, igual a 210 GPa, 450 MPa, 600 MPa e 0,30, respectivamente.

Para a realização dos ensaios de CTOD na temperatura desejada, foi utilizada uma cuba com água e gelo para manter a temperatura do corpo de prova em 0°C. O ensaio foi realizado a uma taxa de deslocamento de 1 mm/min, a fim de garantir que a taxa de  $K$  ficasse dentro dos limites de  $0,5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/3} \cdot \text{s}^{-1}$  e  $3,0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/3} \cdot \text{s}^{-1}$ , definidos pela norma ISO 12135 (2016). Após o

ensaio de CTOD, as amostras foram submetidas novamente ao ensaio de fadiga para separar as duas partes do corpo de prova. Depois da pós-fadiga, as amostras foram limpas com acetona para a preservação da superfície de fratura.

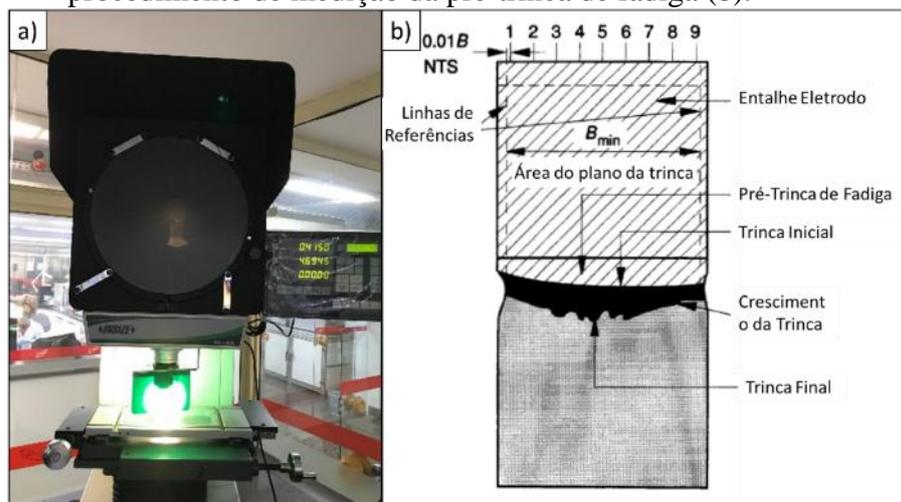
Figura 31 – Pré-trincamento em fadiga (a) e ensaio de CTOD com controle da temperatura (b).



Fonte: Autor (2021).

De acordo com a norma BS 7448-4 (1997), da pré-trinca de fadiga ( $a_0$ ) deve ser medido em 9 pontos espaçados igualmente, começando a uma distância igual a  $0,01B$  da parede lateral da amostra. Sendo assim, para as medições do  $a_0$ , foi utilizado o projetor de perfil mostrado na Figura 32a. Já na Figura 32b, é apresentada a imagem com a região de interesse de medição do tamanho da pré-trinca de fadiga, já dividida em 9 pontos de medição de acordo com a norma.

Figura 32 – Análise da superfície da pré-trinca de fadiga pelo projetor de perfil (a) e procedimento de medição da pré-trinca de fadiga (b).



Fonte: adaptado de BS 7448-4 (1997).

Depois de medidos os 9 pontos, foi utilizada a Equação 4 para a determinação do tamanho da pré-trinca de fadiga. De acordo com as normas BS 7448-4 (1997) e ISO 12135 (2016), para a validação das medições, o tamanho de  $a_0$  deve ter uma relação  $a_0/W$  entre 0,45 e 0,70 e a diferença entre os pontos individuais medidos e o  $a_0$  deve ser menor do que  $0,1a_0$ . Essa relação é válida para o metal base. Já para as soldas, a tolerância é maior e a variação pode ser de até 20% de  $a_0$  (ISO 15653, 2010). Adicionalmente, nenhuma parte da frente da pré-trinca de fadiga deve estar a uma distância menor do que 1,3 mm ou  $2,5W$  do início do entalhe e a pré-trinca de fadiga e o entalhe devem estar dentro da região correspondente a  $a_0/W$ .

$$a_0 = \frac{1}{8} \left( \frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^{i=8} a_i \right) \quad \text{Equação 5}$$

O parâmetro de CTOD ( $\delta$ ) foi calculado a partir da Equação 5 (BS 7448-1; 1991).

$$\delta = \left[ \frac{PmS}{BW^{1,5}} f \left( \frac{a_0}{W} \right) \right]^2 \frac{(1 - \nu^2)}{2\sigma_{YS}E} + \frac{0.4(W - a_0)V_p}{0.4W + 0,6a_0 + z} \quad \text{Equação 5}$$

Onde:

- B: espessura do corpo de prova [mm];
- W: largura do corpo de prova [mm];
- $a_0$ : comprimento da pré-trinca de fadiga [mm];
- Pm: carga máxima [N];
- S: *bendig span* [mm];
- $\nu$ : coeficiente de Poisson;
- $\sigma_{YS}$ : tensão de escoamento do material [MPa];
- E: módulo de elasticidade do material [MPa];
- $V_p$ : componente plástica de V que corresponde à força máxima [mm];
- z: função da geometria do corpo de prova. Igual a 0 para o corpo de prova tipo SE(B).

Para obtenção da variável  $f \left( \frac{a_0}{W} \right)$  é utilizada a Equação 6 (BS 7448-1, 1991).

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_0}{W}\right)^{0,5} \left[ 1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left( 2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{2,7a_0^2}{W^2} \right) \right]}{2\left(1 + \frac{2a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{1,5}}$$
Equação 6

A etapa de pré-trincamento em fadiga foi realizada com uma razão R igual a 0,3, sendo os valores das forças calculados a partir da Equação 7 e da Equação 8 (o menor valor entre os resultados é escolhido).

$$Ff = 0,8 * \frac{B * (W - ao)^2}{S} * Rp0,2$$
Equação 7

$$Ff = \xi E * \frac{(W * B * BN)^{0,5}}{g1 * \left(\frac{ao}{W}\right)} * \frac{W}{S} * \frac{(\sigma_{YS})p}{(\sigma_{YS})t}$$
Equação 8

Onde:

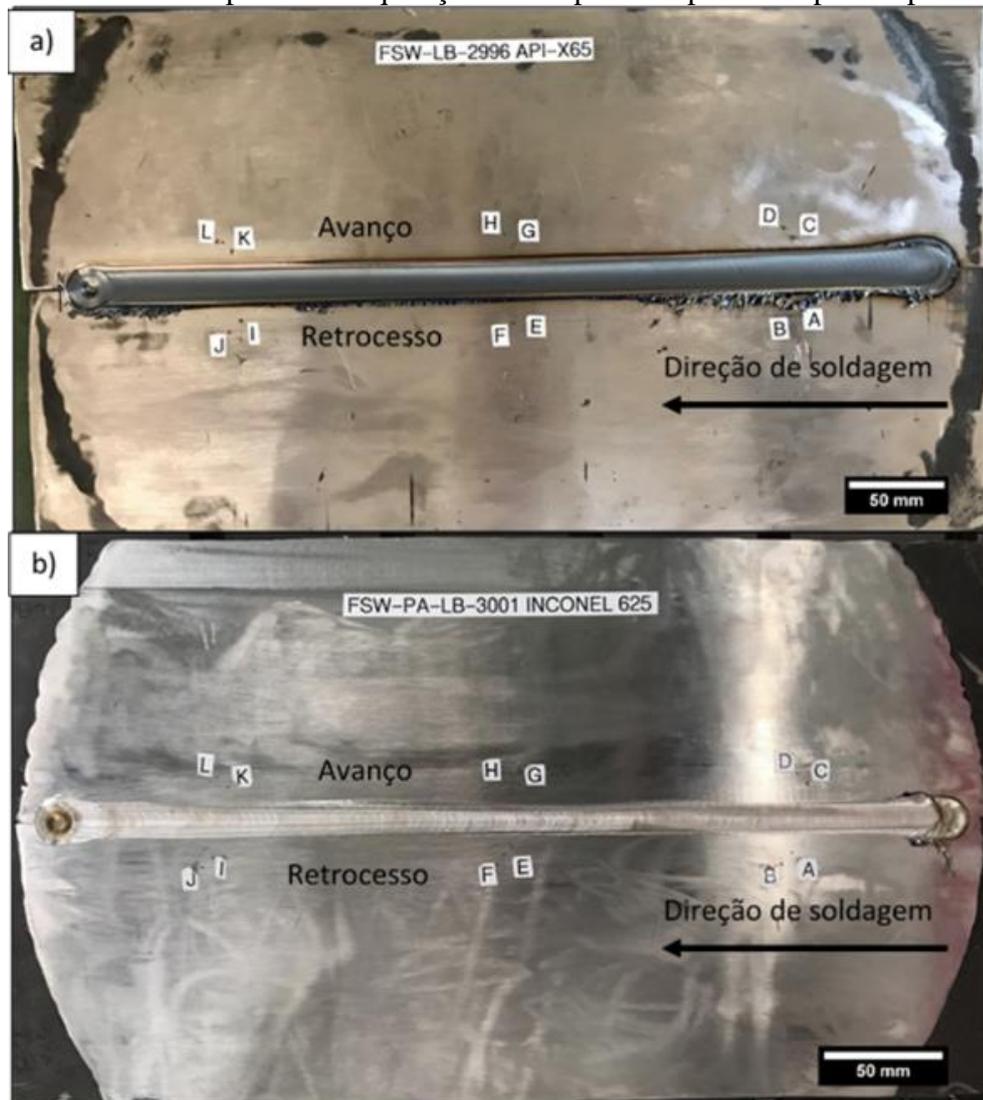
- $Ff$ : máxima força de fadiga para o crescimento da pré-trinca;
- $a_0$ : comprimento da pré-trinca de fadiga;
- $S$ : extensão entre os pontos de carregamentos do ensaio de flexão 3 pontos;
- $BN$ : espessura do corpo de prova entre os entalhes laterais (caso tenham);
- $\xi = 1,6 * 10^{-4}, m^{\frac{1}{2}}$ ;
- $(\sigma_{YS})p$  e  $(\sigma_{YS})t$  são a tensão de escoamento para o ensaio de pré-trinca e na temperatura do ensaio, respectivamente.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados os resultados dos ensaios propostos na seção de materiais e métodos, onde foi buscado comparar as transformações impostas pelo processo de SFMM ao MB. O capítulo inicia com a caracterização microestrutural tanto do MB quanto das soldas do lado do aço API 5L X65 quanto do lado do Inconel 625 e depois os resultados dos ensaios indicados pela norma DNV F101 (2017) são apresentados com os respectivos critérios de análises propostos pela norma.

As imagens (a) e (b) da Figura 33 mostram o topo das soldas do lado do aço API 5L X65 do lado do Inconel 625. Em cada imagem, está identificada a direção de soldagem, os lados de avanço e retrocesso, além dos pontos de aquisição de temperatura (indicados pelas letras). Analisando as soldas pode-se observar que apresentaram uma ótima qualidade superficial, sem a presença de defeitos de preenchimento ao longo do comprimento e pouca formação de rebarba.

Figura 33 – Solda SFMM lado aço API X65 (a) e lado Inconel 625 (b). Ao lado das duas soldas estão os pontos de aquisição de temperatura por termopares tipo K.

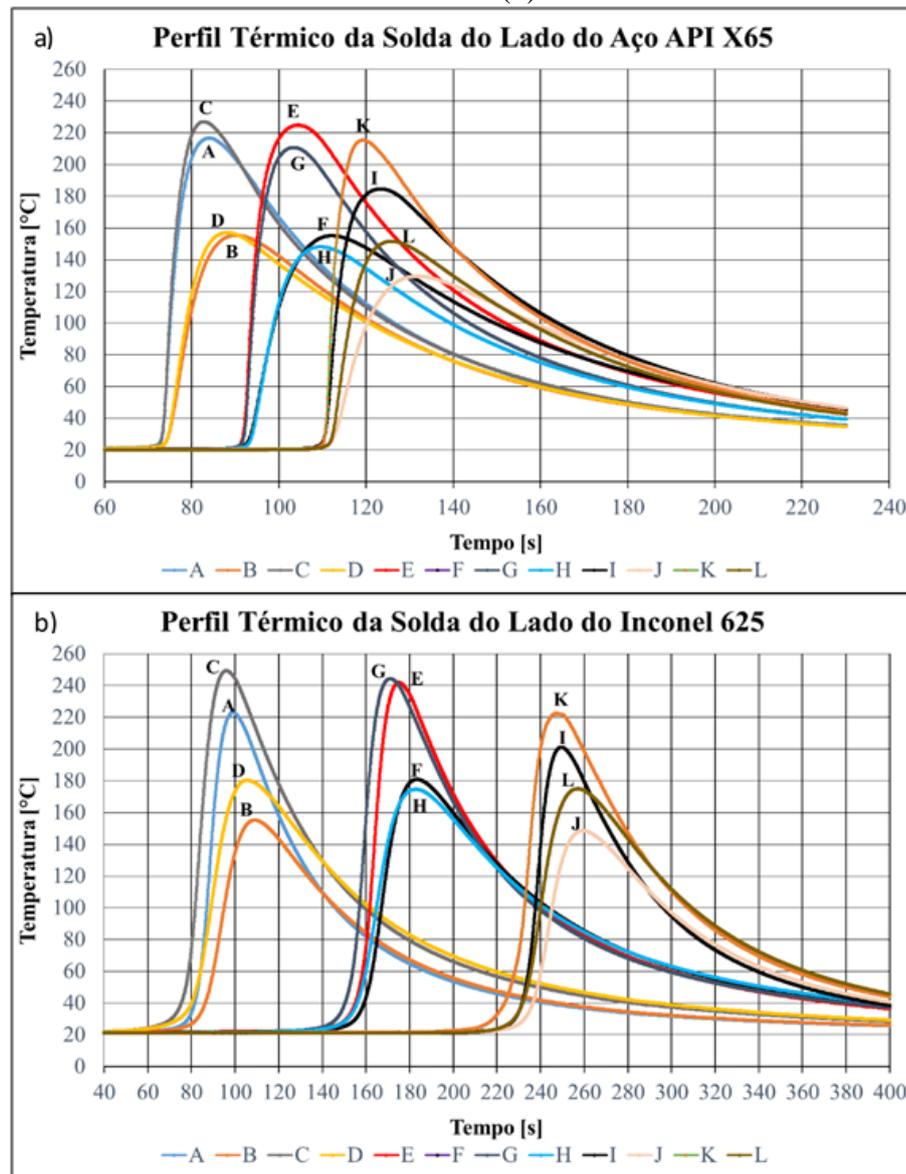


Fonte: Autor (2019).

Conforme mencionado anteriormente, os perfis térmicos das soldas do lado do aço e do lado do Inconel 625 foram registrados por meio de termopares tipo K. A Figura 34 apresenta os valores de temperatura registrados durante a soldagem da chapa. No total, cada gráfico apresenta 12 curvas correspondentes aos pontos de medição indicados na Figura 33. Analisando os perfis térmicos, percebe-se que o lado de avanço registrou picos de temperatura levemente superior, tanto na soldagem do aço quanto do Inconel 625. Ainda, é possível identificar que os picos de temperatura foram diminuindo um pouco ao longo da soldagem da chapa. O maior pico de temperatura identificado está no início da solda e pode estar relacionado ao tempo de *plunge* e ao aquecimento da ferramenta.

A Figura 34a apresenta o perfil térmico registrado durante a soldagem do aço API 5L X65. Um pico de temperatura máxima de  $227^{\circ}\text{C}$  foi registrado no termopar (C), a uma distância de 18 mm do centro da solda. Para os termopares mais afastados do cordão de solda (23 mm de distância do centro da junta), o pico de temperatura máxima registrado foi de  $157^{\circ}\text{C}$  no termopar (D). Já a Figura 34b apresenta o perfil térmico registrado ao longo da solda do lado da liga de níquel. Diferentemente do perfil anterior, os picos de temperatura estão mais afastados ao longo do eixo X devido ao parâmetro de velocidade de soldagem ser menor. Porém, valores similares de picos de temperatura foram obtidos ao longo da solda. O termopar (C) registrou o maior pico de temperatura da amostra, com valor igual a  $249,4^{\circ}\text{C}$ , e o termopar (D) registrou o maior pico de temperatura entre os termopares mais afastados do centro da solda, com valor igual a  $180,3^{\circ}\text{C}$ . Portanto, os resultados dos perfis térmicos mostraram uma rápida queda da temperatura logo ao final do ombro da ferramenta, região onde o material se encontra plastificado e, conseqüentemente, em elevada temperatura.

Figura 34 – Perfis térmicos adquiridos durante a soldagem da chapa de aço API 5 LX65 cladeada com Inconel 625. Perfil térmico do primeiro passe de solda (a) e do segundo passe de solda (b).



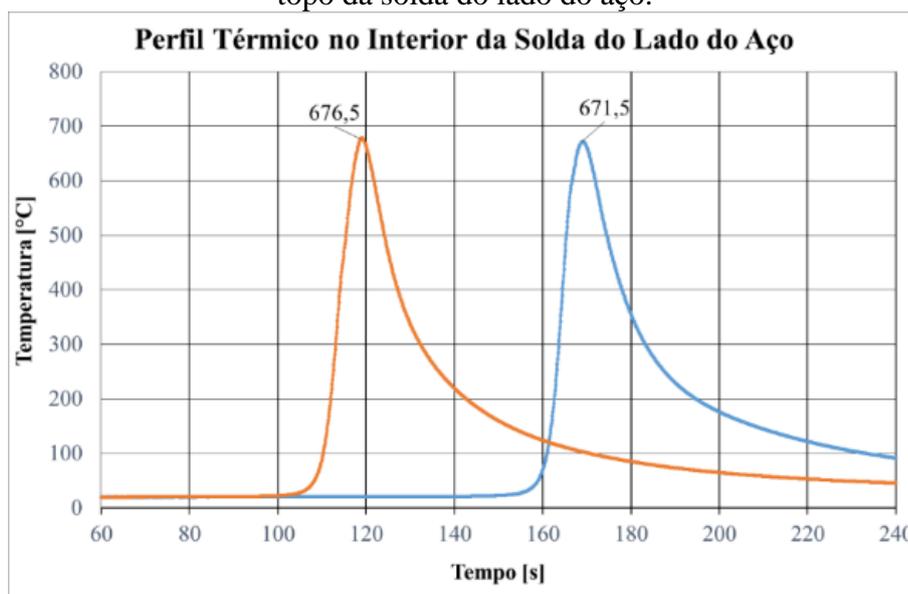
Fonte: Autor (2020).

Os perfis térmicos apresentados na Figura 34 não indicaram valores de temperatura excessivamente altos, que tivessem o potencial de alterar a microestrutura original do MB do aço API e do Inconel 625. Por isso, a fim de entender a influência da etapa de soldagem do lado do Inconel 625 sobre a soldagem lado do aço, foi realizada a aquisição térmica do interior da solda do lado do aço durante a soldagem do lado do Inconel 625. Para tanto, foram inseridos dois termopares no centro da solda do lado do aço a uma profundidade de 3,45 mm.

A Figura 35 apresenta o perfil térmico adquirido para cada um dos pontos no interior da solda do lado do aço. Os dois perfis apresentam curvas semelhantes, com picos de temperatura

iguais a 676,5 °C e 671,5 °C, taxa de aquecimento de 21,15 °C/s e 17,58 °C/s e taxa de resfriamento (do pico até a temperatura de 100 °C) iguais a 11,09 °C/s e 8,93 °C/s, respectivamente.

Figura 35 – Perfil térmico medido no interior da solda do lado do aço durante a soldagem do lado do Inconel 625. Termopares inseridos a uma profundidade de 3,45 mm em relação ao topo da solda do lado do aço.



Fonte: Autor (2020).

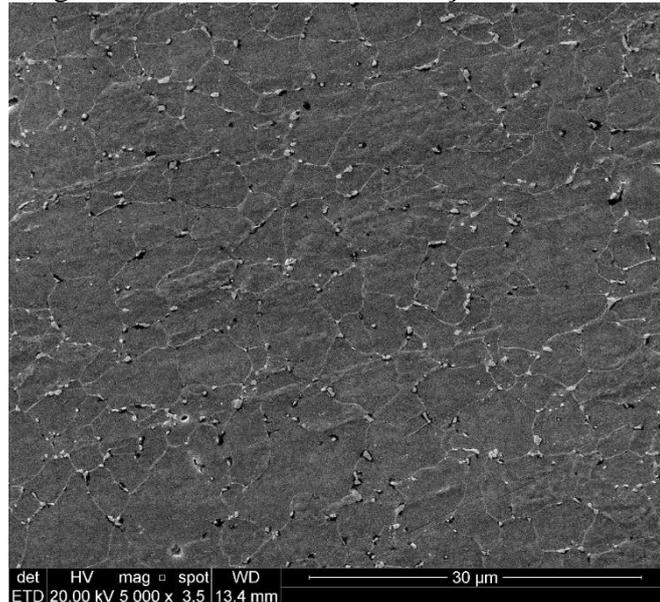
Portanto, o alto aporte térmico registrado é um indicativo de que o segundo passe de soldagem por SFMM pode alterar a microestrutura final da solda do lado do aço. Esse dado corrobora com os resultados das análises de dureza apresentados por Landell et al. (2020), onde a soldagem do lado do Inconel 625 reduziu a dureza final da solda do aço. Os autores utilizaram o mesmo procedimento de soldagem por SFMM para chapas cladeadas apresentado nesse estudo.

## 5.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A análise microestrutural da chapa de aço API 5L X65 e do revestimento de liga Inconel 625 na forma de *weld overlay*, foi realizada por microscopia eletrônica de varredura para posterior comparação com a microestrutura nas diversas regiões da solda. A Figura 36 apresenta a microestrutura do aço API 5L X65. A microestrutura é composta por grãos refinados de ferrita

poligonal com diâmetro médio de 3,4  $\mu\text{m}$ , contendo ainda carbonetos (partículas pequenas em cor mais clara) dispersos de forma não contínua nos contornos dos grãos. O tamanho dos grãos foi medido a partir do método de interceptação descrito na norma ASTM E112:2000, onde linhas horizontais e verticais são traçadas nas imagens metalográficas e o número de intercepção de grãos é contado.

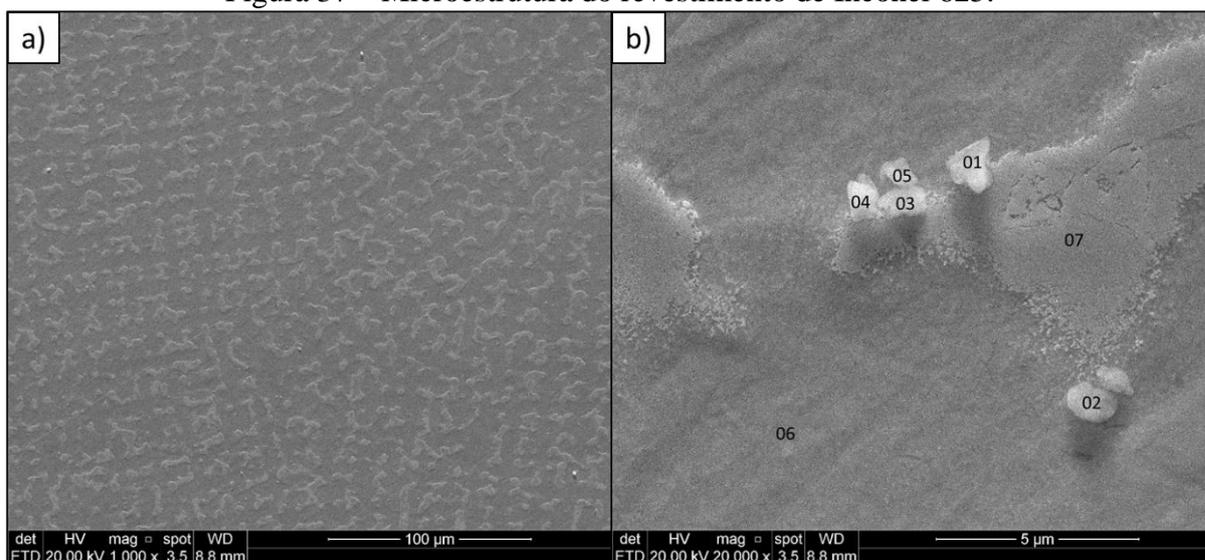
Figura 36 – Microestrutura do aço API 5L X65.



Fonte: Autor (2022).

A Figura 37 mostra a microestrutura do topo da segunda camada de deposição do Inconel 625 em magnificações distintas. Observa-se uma microestrutura dendrítica resultante do processo de solidificação (Figura 37a). Em adição, pequenos precipitados com tamanho médio aproximado de 1,2  $\mu\text{m}$  foram formados interdendriticamente e analisados por EDS, conforme números 01 a 05 (Figura 37b). Além da análise química pontual por EDS realizada nas partículas, foi realizada uma avaliação das diferenças composicionais entre a região dendrítica (ponto 06) e interdendrítica (ponto 07).

Figura 37 – Microestrutura do revestimento de Inconel 625.



Fonte: Autor (2022).

A Tabela 8 apresenta o resultado da análise química pontual por EDS em cada um dos pontos identificados Figura 37b. Partindo da análise do ponto 06, observou-se que percentual de Nb e Mo estão próximos ao valor nominal indicado pelo fabricante do arame de solda utilizado na deposição do *weld overlay* (Tabela 5). Por outro lado, o ponto 07 revelou a concentração dos elementos Nb e Mo, mostrando valores acima do nominal da liga, o que indica a ocorrência de segregação para esses elementos durante a solidificação, ou seja, a concentração de soluto nas regiões interdendríticas (conforme descrito no capítulo 3.1.1). Portanto, foi possível identificar que o ponto 06 corresponde à região dendrítica de solidificação, enquanto o ponto 07 indica a região de final de solidificação ou região interdendrítica.

A análise da composição química dos pontos 06 e 07 indicam um aumento significativo da concentração de Fe na matriz após a deposição por *weld overlay*, que passou de 0,35% (valor indicado pelo fabricante do arame de solda) para 9,26 e 7,65% para as regiões dendrítica e interdendrítica, respectivamente. Apesar do aumento da quantidade de Fe, a porcentagem se encontra abaixo dos valores máximos recomendados por norma, que é de 10% (DNV F101, 2017).

Finalmente, a análise pontual (01 a 05) revelou que os precipitados apresentam uma alta concentração de Nb e Mo. Em trabalho anterior sobre revestimentos de liga IN625 depositados a plasma, Antoszczyszyn et al. (2014) reportaram a ocorrência de segregação de Nb e Mo interdendriticamente e identificaram a formação de carbonetos em bloco do tipo MC e  $M_{23}C_6$ . Portanto, considerando que neste trabalho foi utilizada a mesma liga dos autores, a partir da

análise química por EDS e da morfologia dos precipitados, sugere-se também a formação de carbonetos do tipo MC e/ou  $M_{23}C_6$ .

Tabela 8 – Composição química em porcentagem de peso nos pontos indicados na Figura 37.

Elemento	Ponto 01	Ponto 02	Ponto 03	Ponto 04	Ponto 05	Ponto 06	Ponto 07
Al	0,05	0,37	0,10	0,10	0,25	0,00	0,41
Ti	0,37	0,00	0,97	0,28	0,97	0,10	0,05
Cr	19,31	21,15	20,33	19,41	19,22	20,99	18,69
Fe	7,55	8,82	8,05	8,25	7,40	9,26	7,65
Ni	53,80	57,35	55,37	55,24	52,17	58,48	54,81
Nb	6,39	3,13	5,50	4,50	7,45	2,56	5,40
Mo	10,54	8,65	9,67	10,55	10,20	7,86	11,42
Ta	2,00	0,53	0,00	1,67	2,34	0,74	1,57
Total	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00

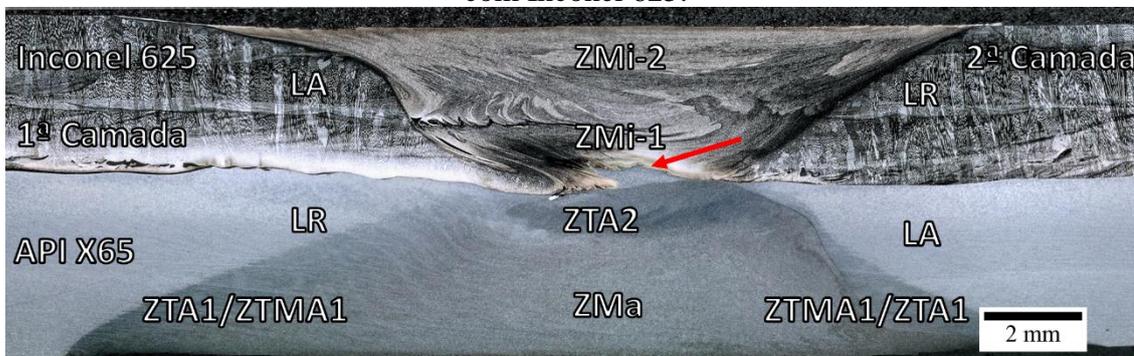
Fonte: Autor (2022).

A Figura 38 apresenta a macrografia da seção transversal das soldas. Na parte superior da imagem está o Inconel 625, com as duas camadas de deposição por *weld overlay*, e na parte inferior está o aço API 5L X65. Além disso, na imagem estão identificadas as principais regiões das soldas: as zonas de mistura do Inconel da primeira camada (ZMi-1) e da segunda camada (ZMi-2); os lados de avanço (LA) e retrocesso (LR); a zona de mistura do aço (ZMa); a zona termomecanicamente afetada 1 (ZTMA1) e a zona termicamente afetada 1 (ZTA1) do aço, resultantes do primeiro passe da ferramenta de SFMM no lado do aço. Finalmente, ocorre a formação de uma zona termicamente afetada (ZTA2) em decorrência do ciclo térmico gerado durante a soldagem do Inconel 625. A ferramenta utilizada na soldagem do lado do Inconel 625 tem o comprimento do pino equivalente a espessura da camada (3,00 mm). Por isso, a ponta do pino encosta superficialmente no aço, porém não promove o processamento do material. A ZTA2 corresponde a um pequeno volume de material - se destaca a partir do ataque químico mais pronunciado - e está localizada no interior da zona de mistura do lado aço, próximo à interface com a zona de mistura do Inconel. A ocorrência desta região foi anteriormente reportada por Landell et al. (2020), que apontou para uma variação na dureza da zona de mistura do aço.

Finalmente, não foram identificados defeitos internos na solda e a mistura entre os materiais dissimilares se restringiu apenas a região próxima a linha de união entre o aço e o Inconel. Essa mistura está identificada pela seta vermelha e não foi considerada prejudicial, uma vez que ocorreu apenas uma mistura localizada de material.

A análise da solda no lado Inconel 625 mostra uma visível diferença de tonalidade (decorrente do ataque químico) entre a ZMi-2 e a ZMi-1, sendo a ZMi-1 a região que apresenta uma cor mais escura. É razoável sugerir que a diferença esteja relacionada com a composição química das camadas, sendo a ZMi-1 menos resistente à corrosão já que há um maior teor de Fe resultante da diluição com o aço durante a deposição. De acordo com as medições de composição química realizadas por EDS, a ZMi-1 tem uma concentração de Fe que varia de 22,75% (próximo à linha de união) a 10% (aproximadamente 1,5 mm afastado da linha de união), enquanto a ZMi-2 apresenta uma concentração de Fe igual a 9,26% em seu topo.

Figura 38 – Macrografia da seção transversal da solda da chapa de aço API 5L X65 cladeado com Inconel 625.



Fonte: Autor (2022).

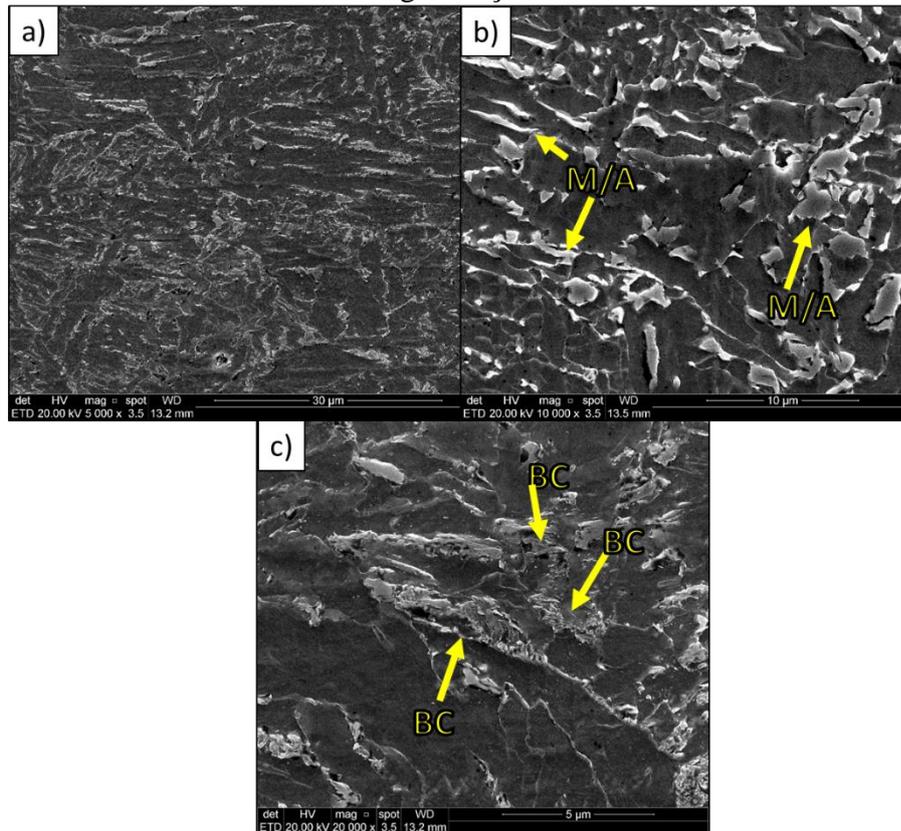
Após a análise macrográfica, foram preparadas amostras para análise em MEV das regiões da ZMa, ZTA-LA, ZTA-LR e da ZTA2 para a solda no aço e da ZMi-2 no topo da solda de Inconel 625.

A Figura 39 apresenta três micrografias da ZMa em diferentes ampliações, mostrando uma microestrutura composta principalmente por ferrita acicular (FA) e ferrita poligonal (FP). A formação de FA, para aços de alta resistência mecânica e com baixo teor de elementos de liga, ocorre devido à mais altas taxas de resfriamento nas faixas intermediárias de temperaturas de transformação (KRAUSS, 2005).

Adicionalmente, foi identificado o constituinte M/A e *broken carbides* (BC) dispersos pela matriz. Segundo Crowther et al. (2001) e Li e Baker (2010), pode ocorrer a formação do constituinte M/A e de *broken carbides* (resultantes da decomposição da austenita de partição) durante o resfriamento de aços com baixa concentração de elementos de liga. A Figura 39b apresenta, em maior detalhe, o constituinte M/A em duas morfologias diferentes, em bloco e alongada. De acordo com Krauss (2005), durante a formação da FA pode ocorrer a retenção de austenita que, quando resfriada até a temperatura ambiente, pode ser transformada parcialmente

em martensita, dando origem ao constituinte M/A. A Figura 39c apresenta em destaque a formação dos *broken carbides* (destacados por setas). Buzzatti et al. (2021) encontraram uma microestrutura similar, onde os microconstituintes M/A e BC estavam dispersos nas soldas de aço API 5L X65 realizadas por fricção.

Figura 39 – Microestrutura da ZMa da solda do lado do aço API 5L X65 com diferentes magnificações.

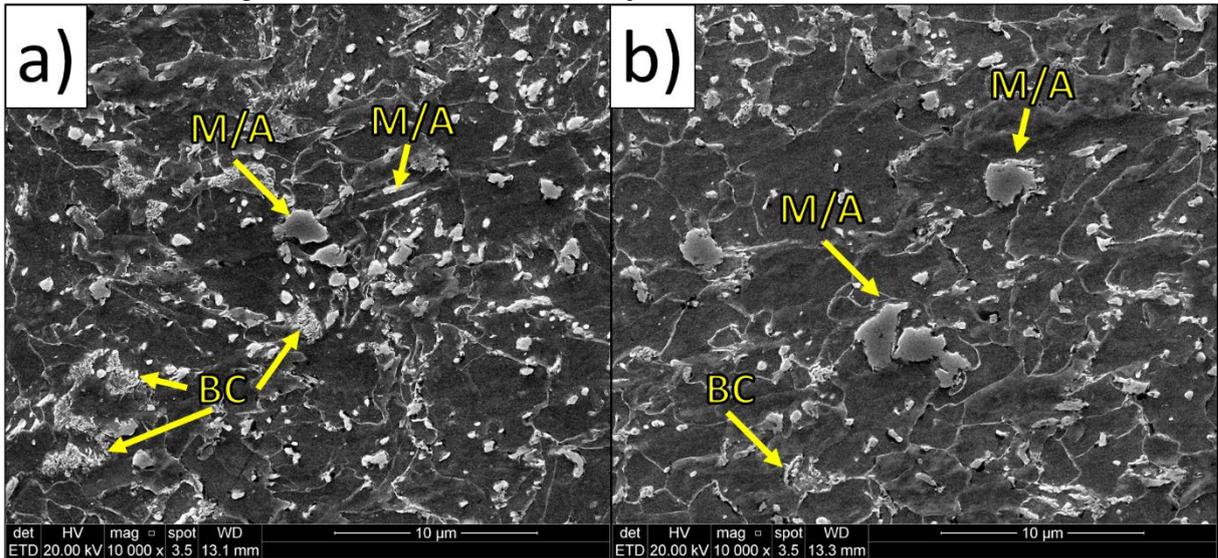


Fonte: Autor (2022).

A Figura 40 apresenta as micrografias das regiões da ZTA-LA em (a) e ZTA-LR em (b). As duas regiões apresentam uma microestrutura similar, formada pela predominância de ferrita poligonal. Assim como na ZMa, foi identificada a presença do constituinte M/A e de *broken carbides* nas duas imagens, sendo que há uma maior fração de M/A e BC na ZTA-LA. A diferença no volume do constituinte M/A e de *broken carbides* entre o LA e o LR, pode estar relacionada com a diferença do aporte térmico durante a SFMM de cada região, conforme mostrado nos perfis de temperatura da Figura 34, onde foi identificado um maior pico de temperatura no LA da solda. A relação entre a temperatura de aquecimento de aço baixa liga e a quantidade de constituinte M/A é apresentada no trabalho de Li e Baker (2010), onde no estudo

realizado pelos autores, o tratamento térmico a 800°C formou uma maior quantidade de constituinte M/A do que o tratamento térmico a 750°C.

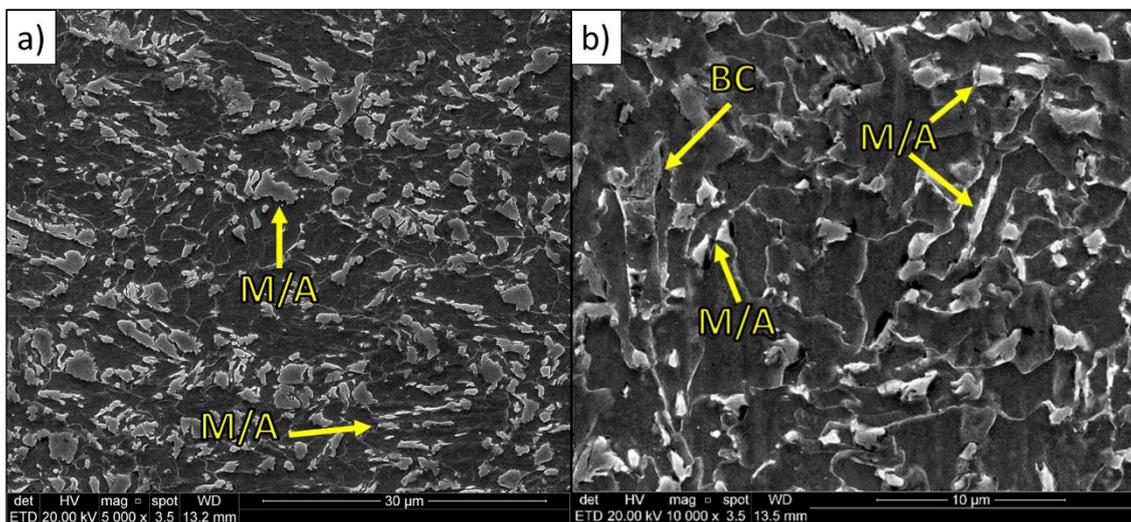
Figura 40 – Microestrutura do aço: ZTA-LA (a) ZTA-LR (b).



Fonte: Autor (2022).

Finalmente, a Figura 41 apresenta a microestrutura da ZTA2 em dois aumentos diferentes. Na Figura 41a (menor aumento) é possível visualizar uma microestrutura predominante formada por ferrita poligonal e uma grande quantidade do constituinte M/A. A partir da imagem com maior aumento (Figura 41b) já é possível identificar a presença do BC junto com o constituinte M/A dispersos pela microestrutura. Nas imagens é possível identificar dois tipos do constituinte M/A: em forma de blocos e com a geometria alongada.

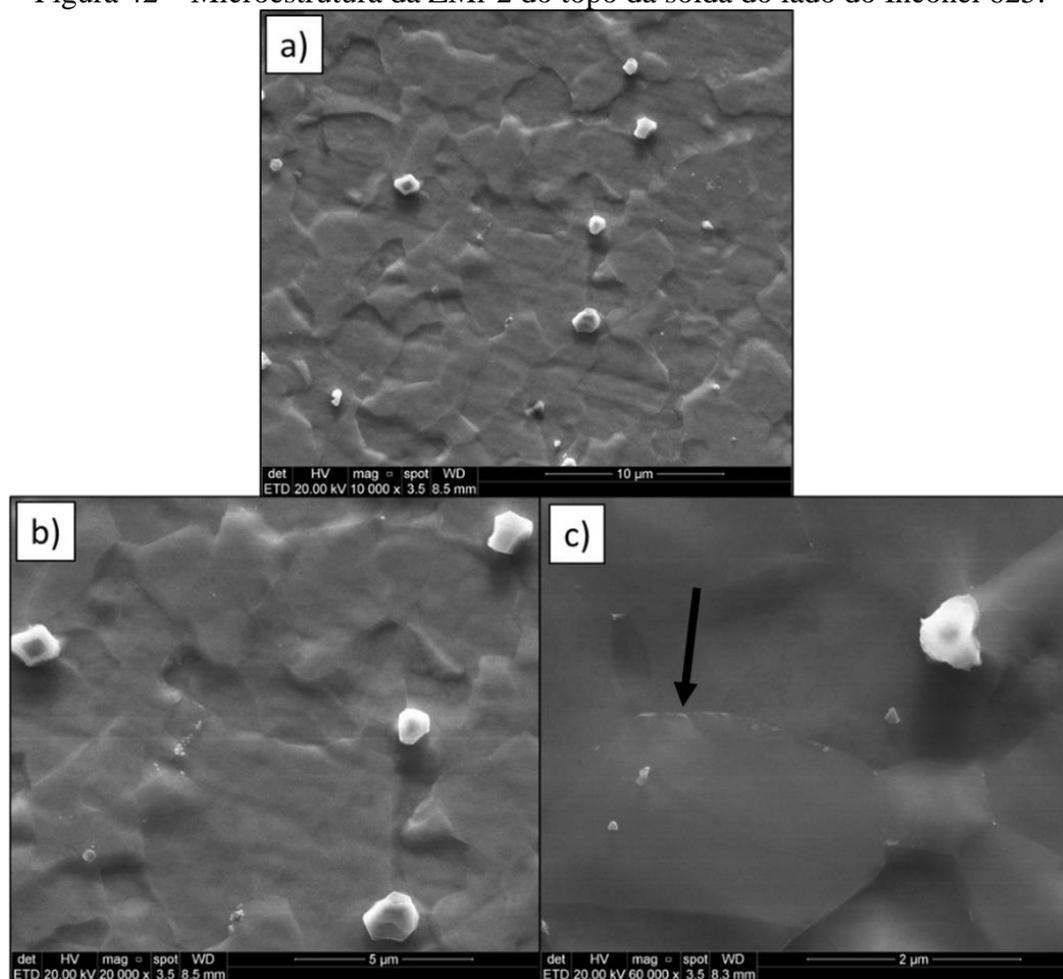
Figura 41 – Microestrutura da ZTA2 da solda do lado do aço API 5L X65 em diferentes aumentos.



Fonte: Autor (2022).

A Figura 42 apresenta a microestrutura da ZMi-2 do topo da solda do Inconel 625, na qual observa-se uma alteração da microestrutura inicialmente dendrítica, para uma microestrutura refinada com grãos equiaxiais, contendo ainda precipitados (em branco) dispersos pela matriz. A ZMi-2 da Figura 42a apresentou um tamanho de grão médio igual a  $2,9 \mu\text{m}$  e os precipitados com tamanho médio aproximado de  $0,9 \mu\text{m}$  (ligeiramente menor que os precipitados presentes no *clad*). O tamanho dos precipitados foi medido individualmente, para posterior cálculo do valor médio. O mesmo padrão de tamanho de grão e dos precipitados pode ser visto na Figura 42b, figura que revela ainda a presença de pequenos precipitados nos contornos de grão. A precipitação no contorno de grão é mostrada na Figura 42c, indicados pela seta, e possuem um tamanho médio igual a  $0,1 \mu\text{m}$ .

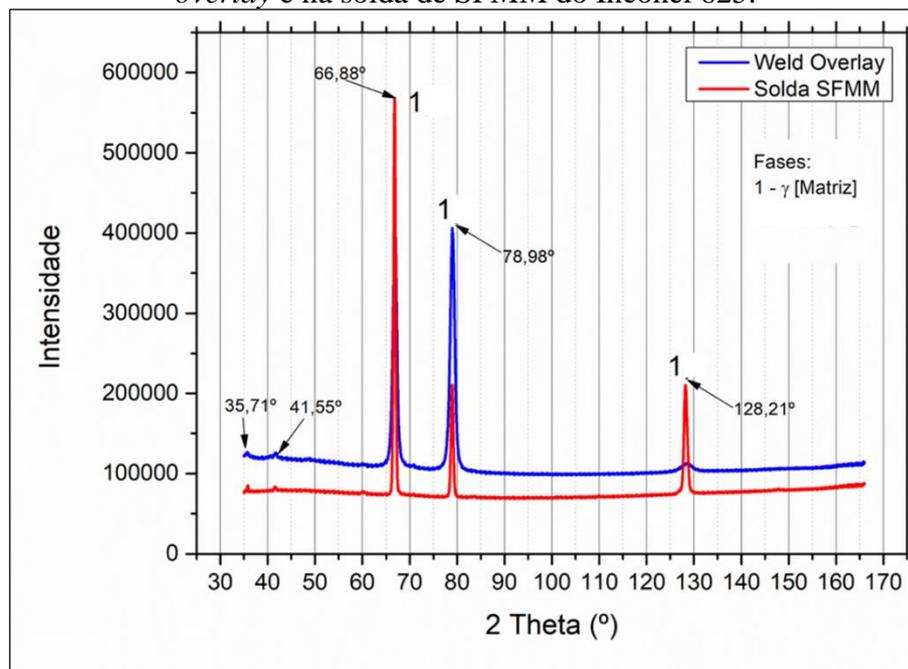
Figura 42 – Microestrutura da ZMi-2 do topo da solda do lado do Inconel 625.



Fonte: Autor (2022).

Em complemento às análises por EDS e as imagens do MEV, a Figura 43 apresenta os padrões de difração de raios X no revestimento (*weld overlay*) e na solda por SFMM do Inconel 625. Dois padrões são apresentados no gráfico, sendo um para cada condição de material. Observou-se três grandes picos sobrepostos – os picos estão localizados nos ângulos 66,88, 78,98 e 128,21°. Para a curva do *weld overlay* (azul), os picos de 66,88 e 78,98° possuem uma intensidade similar, enquanto o pico em 128,26° tem uma intensidade pequena. Após o processo de soldagem por SFMM, ocorreu um aumento da intensidade dos picos nos ângulos 66,88 e 128,21°, enquanto o pico em 78,98° diminuiu (curva vermelha). Adicionalmente aos 3 picos principais das curvas, foram identificados 2 picos com baixa intensidade, nos ângulos 35,71 e 41,55° e estes aparecem com a mesma intensidade nas duas curvas.

Figura 43 – Resultado da análise por difração por raios X na camada depositada por *weld overlay* e na solda de SFMM do Inconel 625.



Fonte: Autor (2022)

Para a identificação das fases presentes em cada pico, foi utilizado o software de identificação de fases HighScore Plus 4.9. A partir dos resultados obtidos é possível confirmar apenas a presença da matriz de Ni-CFC, uma vez que a única que apresentou os 3 picos de identificação característicos. Outras possíveis fases, que podem estar presentes, não foram quantificadas em quantidade e volume suficientes para que apresentassem os 3 picos característicos e, por isso, não tiveram a presença confirmada pelo ensaio de XRD. A Tabela 9 apresenta algumas das possíveis fases que podem estar presentes na liga de Inconel 625 e seus

respectivos ângulos (2 Theta) para cada um dos 3 principais picos. A tabela foi montada a partir dos picos identificados no ensaio a fim de ser um indicativo das possíveis fases presentes na liga. Os valores dos ângulos foram retirados do software de identificação de fases HighScore Plus 4.9.

Tabela 9 – Valores dos ângulos dos picos (2 Theta) característicos das principais fases do Inconel 625.

Fase	Ângulos dos Picos (°)		
	1°	2°	3°
$\gamma$ [matriz]	66,82	78,99	128,32
$\gamma'$ [Ni <sub>3</sub> Al]	67,47	79,06	130,39
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> [Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> ]	67,82	63,48	57,42
MC [NbC]	52,66	61,61	92,83
MC [TiC]	63,89	54,53	96,86
MN [TiN]	65,34	55,73	99,52
Laves [Fe <sub>2</sub> Nb]	36,06	67,54	88,78

Fonte: adaptado do software HighScore Plus 4.9 (2022).

## 5.2 PROPRIEDADES MECÂNICOS

### 5.2.1 Análise de dureza e microdureza

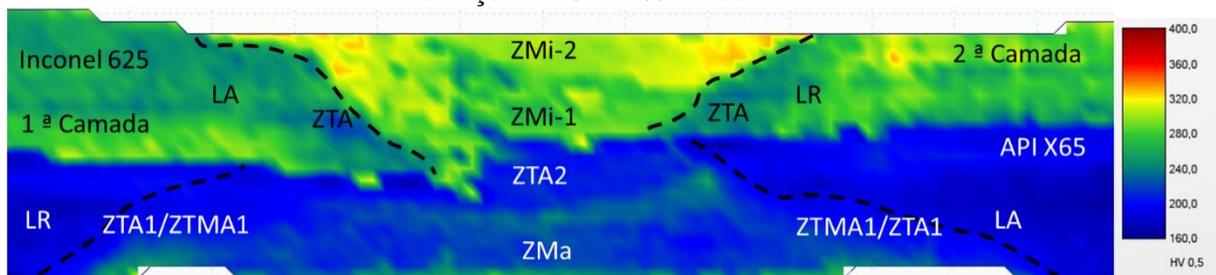
O mapa de microdureza da seção transversal da solda é apresentado na Figura 44, onde estão presentes o mapa e a escala em cor dos valores de dureza. Na parte superior da imagem, está localizado o material do Inconel 625 e na parte inferior está o aço API 5L X65.

Pela Figura 44, é possível verificar que a região da solda do lado do Inconel 625 foi a que apresentou a maior variação e aumento de dureza, sendo encontrados valores de dureza de até 341 HV. Os maiores valores de dureza da solda, do lado do Inconel 625, estão localizados na superfície da chapa, onde foram encontrados valores variando entre 320 HV a 341 HV. Essa região se estende da superfície até, aproximadamente, 1,20 mm de distância para dentro da ZMi-2. Para a zona de mistura do Inconel, é possível observar uma diferença entre a dureza da ZMi-1 (referente ao material misturado pelo pino da ferramenta da 1ª camada de deposição do Inconel 625) e a ZMi-2 (referente ao material misturado pelo pino da ferramenta da 2ª camada de deposição do Inconel 625). A ZMi-2 apresenta maiores valores de dureza, com valores variando entre 280 HV e 320 HV. Já na ZMi-1 foram encontrados valores de dureza mais baixos, com o valor mínimo de, aproximadamente, 240 HV e o máximo igual a 280 HV. Nas ZTAs, tanto do LA quanto do LR, é possível identificar que há uma queda nos valores de dureza em relação aos valores da ZM. Nas ZTAs foi encontrado um valor médio de dureza de 240 HV.

Por fim, no MB das camadas de Inconel é identificada uma variação de dureza entre 240 HV e 280 HV.

Diferentemente da solda do lado do Inconel 625, a solda do lado do aço API X65 apresentou uma menor variação entre os valores máximos e mínimos de dureza, onde os valores variaram entre 200 HV e 280 HV. Assim como no lado do Inconel 625, os maiores valores de dureza estão localizados na superfície da solda. Nessa região, foram encontrados picos de dureza com aproximadamente 280 HV e apresentam uma coloração verde. Já na ZMa, estão presentes valores de dureza menores, entre 205 HV e 246 HV, porém na ZTA2 esses valores caem para uma média próxima de 208 HV. A menor dureza identificada na solda está localizada nas ZTAs do LA e do LR, com um valor médio igual a 200 HV. Por fim, o MB do aço apresentou uma variação de dureza entre 160 HV e 200 HV.

Figura 44 – Mapa de microdureza da seção transversal da solda de SFMM realizada na chapa de aço API 5L X65 cladeada.



Fonte: Autor (2022).

Portanto, a partir do mapa de microdureza fica evidente que o processo de SFMM altera significativamente a dureza do MB da chapa, em especial o Inconel 625, que passou a apresentar maiores valores de dureza. Além disso, para os dois materiais foi verificado que nas ZTAs estão os menores valores de dureza da solda.

Diferentes normas determinam os limites máximos aceitáveis de dureza dos materiais utilizados na fabricação de *risers* rígidos. Os limites levam em consideração as condições do meio em que o material irá trabalhar. Para os ambientes que não contém H<sub>2</sub>S, a norma DNV F101 (2017) limita os valores máximos de dureza para os aços em 300 HV<sub>10</sub> para o MB e 325 HV<sub>10</sub> para a solda. Em aplicações que contenham H<sub>2</sub>S, a norma reduz os valores máximos de dureza do aço para 250 HV<sub>10</sub>. Ainda, a norma especifica o limite máximo de dureza para as ligas CRA à base de níquel em 345 HV<sub>10</sub> para aplicações sem a presença de H<sub>2</sub>S. Entretanto, a norma BS ISO-15156-3:2015 define o limite máximo de dureza para as ligas endurecíveis por solução sólida em 40 HRC (392 HV) para aplicações que contenham H<sub>2</sub>S.

Portanto, foram realizados 2 perfis de dureza da seção transversal da solda, conforme as orientações da norma DNV F101 (2017). Os perfis foram realizados com espaçamento de 1,00 mm e força de 10 Kgf. A Figura 45 apresenta a macrografia da seção transversal da solda e os respectivos perfis realizados no Inconel 625 e no aço API 5L X65.

Figura 45 – Perfil de dureza HV10 realizado na seção transversal da solda do aço API 5L X65 e do Inconel 625.

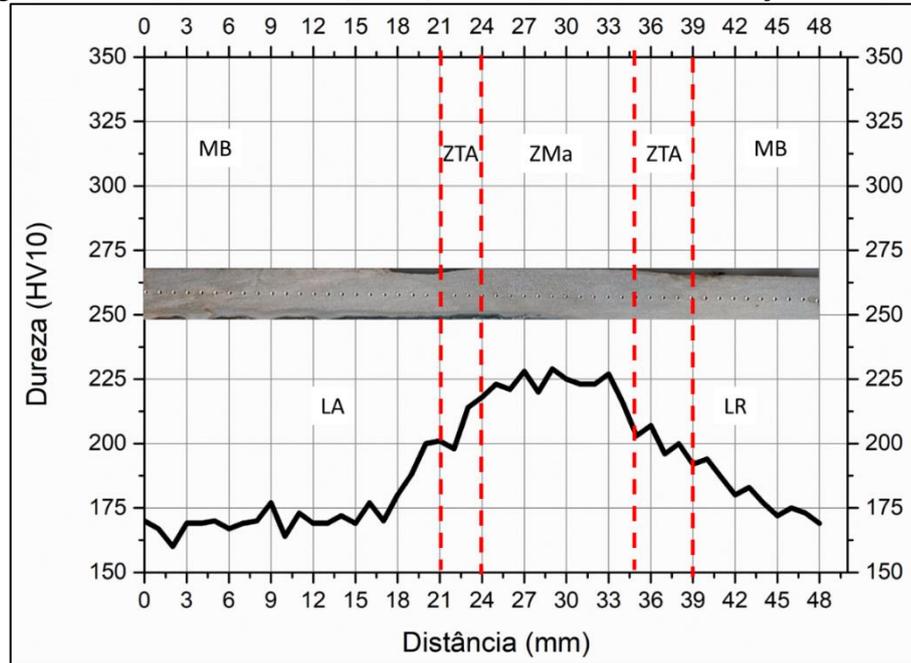


Fonte: Autor (2022).

A Figura 46 apresenta os valores de dureza da seção transversal da solda do lado do aço API 5L X65. Um total de 48 pontos foram realizados, os pontos iniciaram no material base do lado de avanço (LA) da solda, passaram pela solda e suas respectivas zonas e terminaram novamente no material base do lado de retorno (LR) da solda. O MB do aço API 5L X65 apresentou uma dureza mínima e máxima iguais a 160 HV10 e 177 HV10, respectivamente. A partir do ponto 21 até o ponto 24 é realizada a medição de dureza da ZTA-LA e a dureza começa a aumentar. Já entre os pontos 24 e 35 está localizada a ZMa, onde é medido um pico de dureza igual a 226 HV10. O aumento da dureza na ZMa está relacionada às alterações microestruturais apresentadas no capítulo 5.1, onde uma microestrutura predominantemente formada por ferrita acicular e ferrita poligonal, com a presença do constituinte *M/a* e *bronke carbides*, está presente. Do ponto 35 até o ponto 39, na região da ZTA-LR, a dureza do material baixa até 192 HV10. Por fim, do ponto 39 até o 48 o perfil retorna ao MB do aço a dureza continua baixando até o valor de 169 HV10.

A partir dos resultados de dureza apresentados na Figura 46 é possível afirmar que todos os valores de dureza encontrados na solda por SFMM do aço API 5L X65 estão abaixo dos limites máximos determinados na norma DNV F101 (2017). Os valores estão abaixo dos limites tanto para os meios que não contenham  $H_2S$  quanto para os meios contendo.

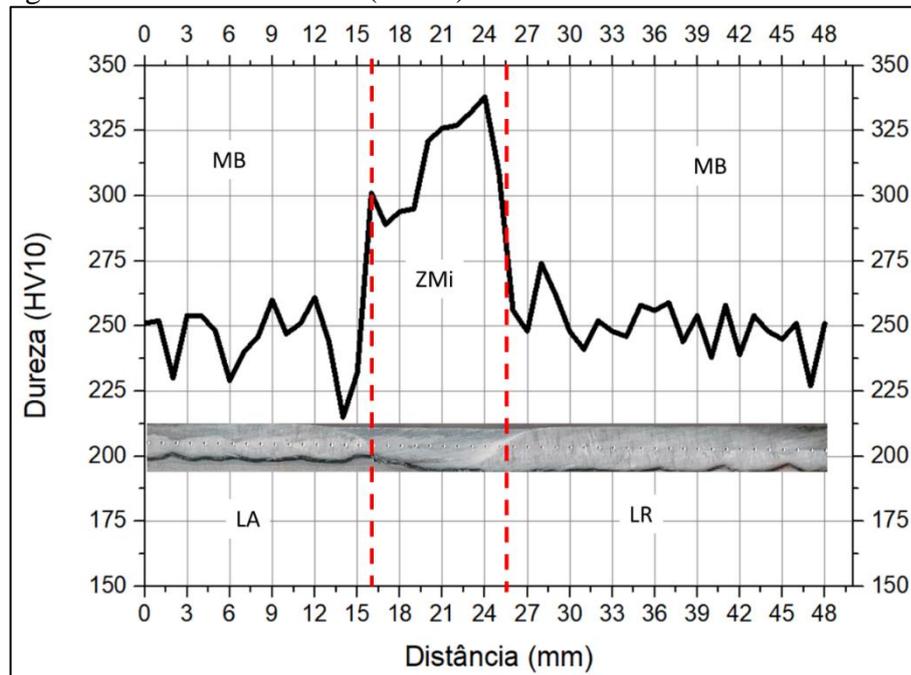
Figura 46 – Perfil de dureza (HV10) transversal da solda de aço API 5L X65.



Fonte: Autor (2022).

A Figura 47 apresenta o perfil de dureza transversal da solda do lado do Inconel 625. O perfil inicia a medição de dureza no MB do LA até o ponto 16, com os valores de dureza variando entre 215 HV (10) e 261 HV(10). A partir do ponto 16 a dureza começa a aumentar (região da ZMi) até alcançar o pico de dureza de 338 HV10 no ponto 24. A ZMi termina no ponto 26. A partir do ponto 26 o perfil retorna para o MB do Inconel 625 no LR e até o ponto 48 a dureza da região estabiliza entre 227 HV (10) e 258 HV10. Assim como o perfil transversal realizado no lado do aço API 5L X65, os valores de dureza medidos no Inconel 625 estão abaixo dos limites superiores das normas DNV F101 (2017) e BS ISO-15156-3:2015.

Figura 47 – Perfil de dureza (HV10) transversal da solda do Inconel 625.



Fonte: Autor (2022).

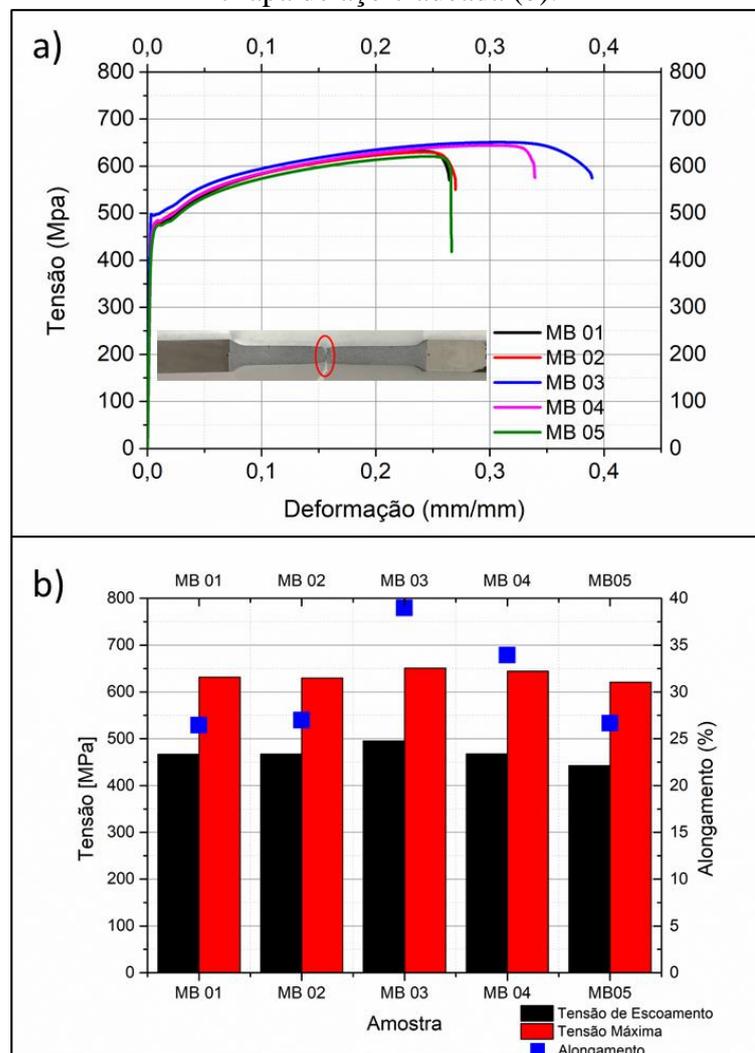
Os ensaios de dureza mostraram um aumento significativo da dureza nas regiões das soldas por SFMM (Inconel 625 e aço) em relação a dureza do MB de cada material. Esse aumento está em acordo com os dados publicados por diversos autores, que relatam o aumento da resistência mecânica da região soldada por fricção devido ao refinamento de grão originado pela recristalização dinâmica e a formação de novas fases (LESSA, 2017; CHLUDZINSKI, 2013, CUNHA, 2014). Porém, mesmo com o aumento da dureza, os valores se encontram abaixo dos limites máximos indicados na norma DNV F101 (2017).

### 5.2.2 Ensaio de tração

A Figura 48 apresenta os resultados dos ensaios de tração das amostras da chapa de aço API 5L X65 cladeadas. Dois gráficos são apresentados na figura, sendo um referente à curva de tensão versus deformação gerada durante o ensaio (Figura 48a) e o segundo gráfico apresenta os valores de resistência ao escoamento, resistência máxima e alongamento de cada uma das amostras (Figura 48b). Junto ao gráfico da Figura 48a, está a imagem de uma das amostras após o ensaio, onde é mostrado o local de fratura do corpo de prova de tração. Analisando os gráficos, percebe-se que as amostras tiveram um comportamento parecido ao longo do ensaio, com valores de tensão de escoamento e tensão máxima próximos. Porém, ao analisar o alongamento total das amostras, é possível verificar uma diferença entre as amostras 03 e 04 e as demais,

uma vez que essas apresentaram maiores valores de alongamento, com valores iguais a 38,96% e 33,94%, respectivamente. A diferença entre os valores de alongamento pode estar relacionado ao processo de deposição por fusão da camada de Inconel 625, que pode ter ocasionado em diferenças de espessura ao longo da chapa. As amostras MB01, MB02, MB03, MB04 e MB05 apresentaram um valor de tensão de escoamento médio de  $468,07 \pm 18,67$  MPa, de tensão de resistência à tração média igual a  $635,47 \pm 11,99$  MPa e de alongamento médio igual a  $30,60 \pm 5,04\%$ .

Figura 48 – Gráfico do ensaio de tração das amostras do MB da chapa de aço cladeada (a) e gráfico dos valores de tensão de escoamento, tensão máxima e alongamento das amostras da chapa de aço cladeada (b).

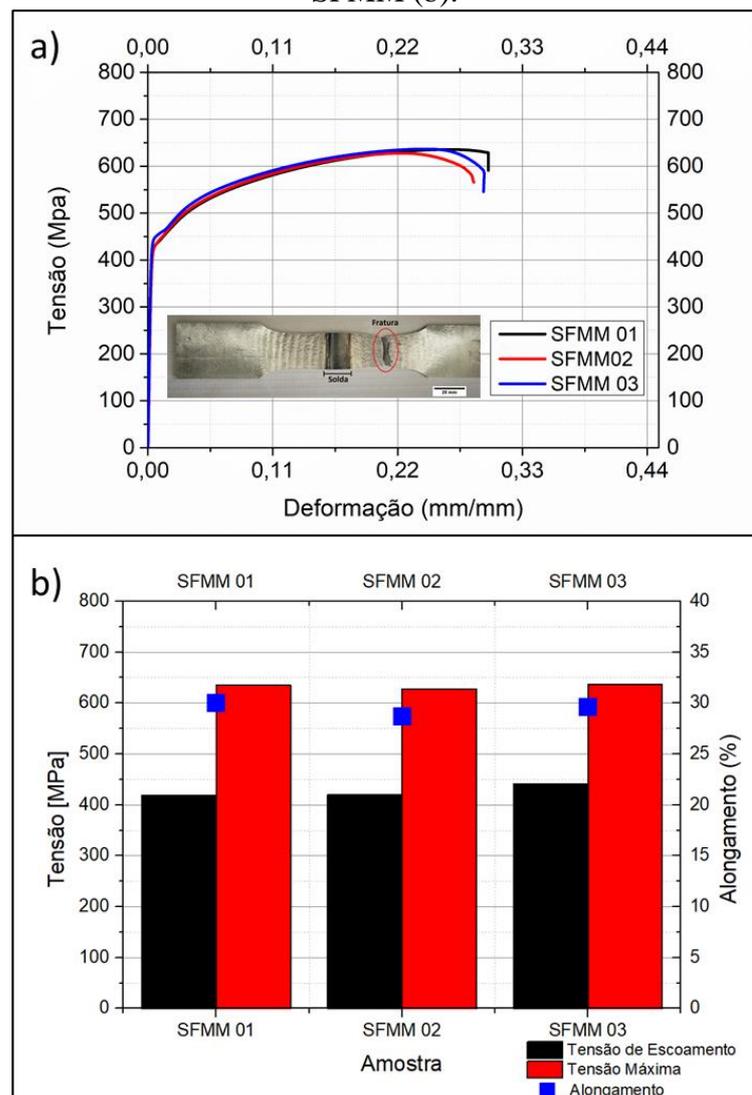


Fonte: Autor (2022).

As mesmas curvas de tensão versus deformação e dos valores das tensões de escoamento, tensão máxima e alongamento foram gerados para as análises dos resultados do

ensaio de tração das amostras soldadas por SFMM, conforme apresentado na Figura 49. A imagem (a) apresenta o gráfico de tensão pela deformação das amostras, onde é possível observar um comportamento semelhante entre as curvas. Junto a este gráfico, está a imagem de uma das amostras após o ensaio, onde é mostrado o local de fratura do corpo de prova de tração. Pela imagem é possível identificar a solda no centro do corpo de prova e ver que a fratura ocorreu fora da solda, o que indica uma maior resistência mecânica da junta em relação ao MB. Já na imagem (b) é apresentado o gráfico dos valores de tensão de escoamento, da tensão máxima e o alongamento de cada uma das amostras. As amostras SFMM01, SFMM02 e SFMM03 apresentaram um valor de tensão de escoamento médio de  $426,68 \pm 12,33$  MPa, de resistência à tração igual  $633,38 \pm 4,89$  MPa e de alongamento médio de  $29,44 \pm 0,67\%$ .

Figura 49 – Gráfico do ensaio de tração das amostras soldadas por SFMM (a) e gráfico dos valores de tensão de escoamento, tensão máxima e alongamento das amostras soldadas por SFMM (b).



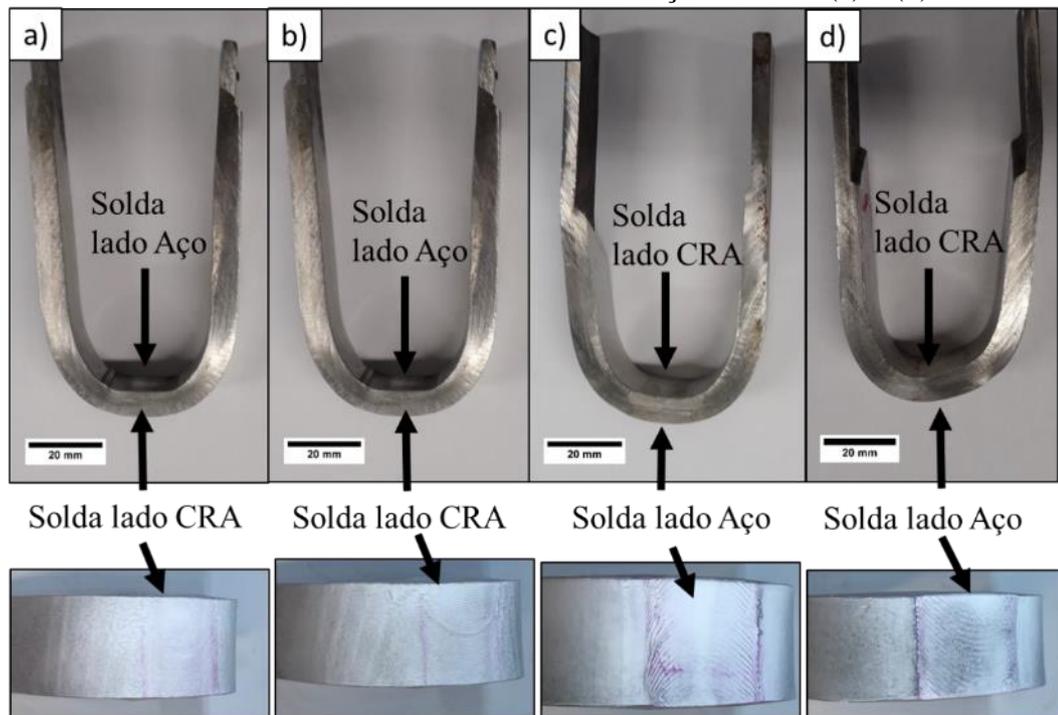
Fonte: Autor (2022).

Os valores de resistência à tração (tensão máxima) obtidos tanto nos ensaios do MB quanto da seção transversal da solda por SFMM apresentaram resultados próximos, isto é, 635,47 MPa e 633,38 Mpa, respectivamente. Este é um indicativo de que a solda apresenta no mínimo uma resistência mecânica igual ao MB, conforme solicitado em norma (DNV F101, 2017). Ainda, os corpos de prova do MB e da solda apresentaram valores de alongamento próximos de 30,60% (MB) e 29,44% (SFMM), acima do valor mínimo requerido pela norma DNV F101 (2017) que é de 19,46%. Além disso, os valores batem com aquele de referência, calculado no capítulo 4.2.1.2, que indica que o MB (chapa cladeada) deveria ter uma resistência à tração igual a 632,85 MPa.

### **5.2.3 Dobramento**

A Figura 50 apresenta o resultado dos ensaios de dobramento da chapa de aço API 5L X65 cladeada com Inconel 625. No total, foram dobradas duas amostras da face da solda (aço) e duas amostras do lado da face da solda (Inconel 625). Após os ensaios, foi realizada uma análise por líquido penetrante a fim de identificar possíveis trincas e descontinuidades. Na Figura 50, é apresentada na imagem superior, a lateral dos corpos de prova após o ensaio e, na imagem inferior, está em destaque a imagem da superfície do lado em tração dos corpos de prova de dobramento. Todas as amostras foram dobradas até 180° e, conforme mostrado nas imagens, não foram encontradas trincas e descontinuidades.

Figura 50 – Resultados dos ensaios de dobramento das soldas das chapas de aço API 5L X65 cladeadas com Inconel 625. Dobramento da face da solda do lado do Inconel 625 (a) e (b) e dobramento da face da solda do lado do aço API X65 (c) e (d).



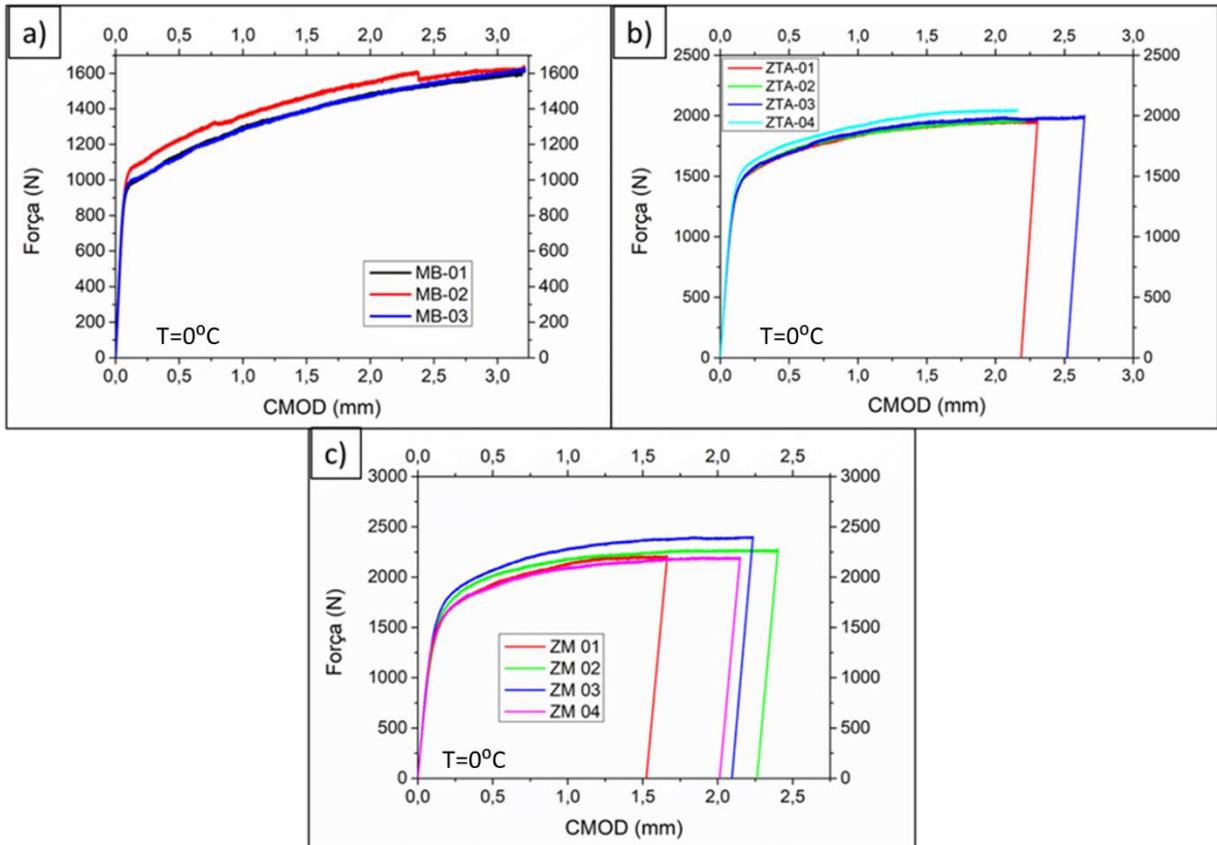
Fonte: Autor (2022).

#### 5.2.4 Tenacidade à Fratura CTOD

A Figura 51 apresenta as curvas de força pela abertura da boca da trinca (CMOD) dos ensaios de CTOD realizados para as 03 regiões analisadas: MB (a), ZTA-LA (b) e ZMa (c). A partir do valor máximo registrado pelas curvas dos gráficos, foi calculado o valor de CTOD ( $\delta$ ) de cada amostra.

Na Figura 51a, são apresentadas as curvas das 3 amostras do metal base do aço API 5L X65. Todas as curvas apresentaram um padrão muito similar, com uma grande área abaixo das curvas (região elástica e plástica do material), sendo este um indicativo de adequada tenacidade exibida por este material. Esse mesmo comportamento está presente nas amostras da ZTA-LA da Figura 51b e da ZM da Figura 51c.

Figura 51 – Curva de força pela abertura da boca da trinca (CMOD) das amostras do MB (a), ZTA-LA (b) e ZM (c).



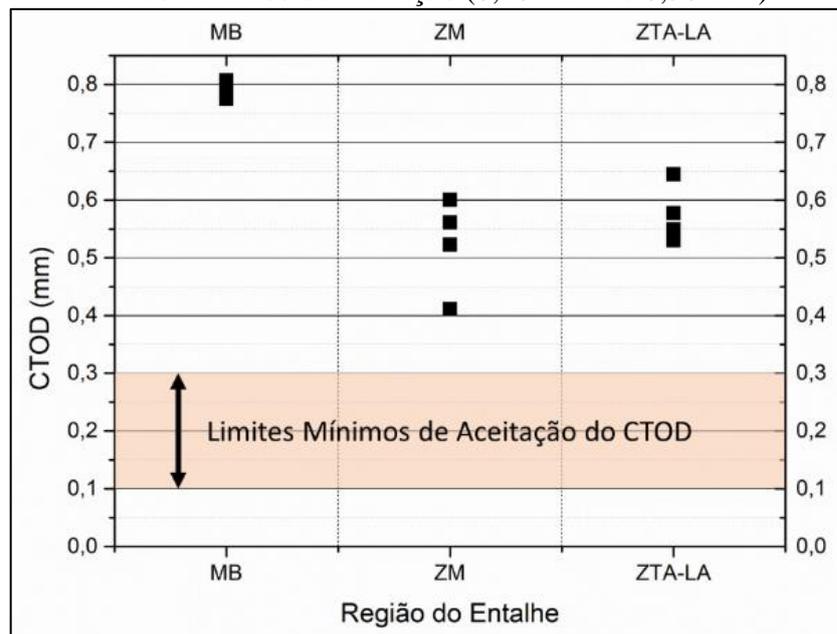
Fonte: Autor (2022).

Na curva da amostra MB-02, curva vermelha da Figura 51 (a), é possível identificar uma pequena queda da força entre o CMOD de 2,0 e 2,5 mm. Essa queda não foi considerada um *pop-in* uma vez que a força diminuiu de forma progressiva, ou seja, ao longo de mais de um ponto de medição. Além disso, não foram encontrados sinais de delaminação ou de propagação instável na superfície da trinca que corroborem com a ocorrência de um *pop-in*. Por fim, a região da curva foi analisada seguindo as orientações para análise de *pop-in* da norma ASTM E1820:2011 e um fator F igual a 0,0203 foi encontrado, sendo que para ser considerado um *pop-in* o fator F deveria ser maior do que 0,05.

Com os dados da Figura 51, foram calculados os valores de CTOD de cada região analisada (Figura 52). Além disso, na figura estão indicados os limites mínimos de aceitação de CTOD recomendados por diferentes normas e autores (KUMAR et al.; 2010, DNV F101; 2017, ÁVILA et al.; 2016, N-1678; 2000). Para a norma DNV F101 (2017), utilizada como referência para a qualificação das juntas soldadas produzidas por este trabalho, é especificado um valor mínimo de CTOD igual a 0,15 mm.

Conforme mostrado na Figura 52, os valores de CTOD foram superiores àqueles mínimos recomendados pelas normas e autores. A região do MB foi a que apresentou os maiores valores de CTOD, com um valor médio de CTOD igual a 0,791 mm e desvio padrão de  $\pm 0,016$  mm. Na sequência, a região da ZTA-LA apresentou um valor médio igual a 0,575 mm  $\pm 0,050$  mm e por último a ZM com CTOD médio igual a 0,517 mm  $\pm 0,083$  mm.

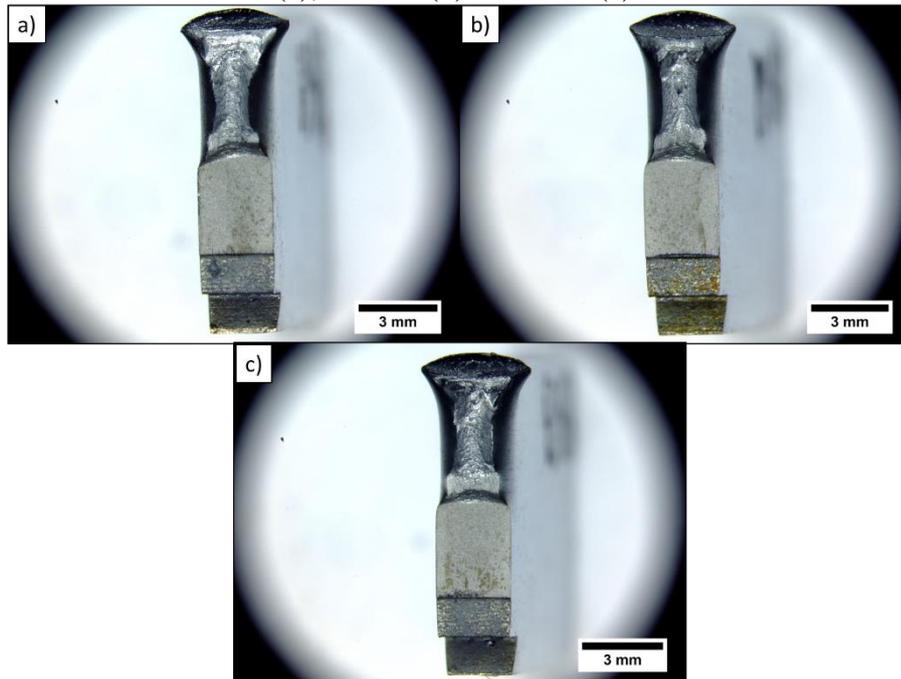
Figura 52 – Resultados de CTOD das regiões do MB, ZM e da ZTA-LA com os respectivos limites mínimos de aceitação (0,10 mm até 0,30 mm).



Fonte: Autor (2022).

Após os ensaios de CTOD foi realizada a pós-fadiga, para separação do corpo de prova, e posterior análise da superfície de fratura em um projetor de perfil para medição do tamanho da pré-trinca de fadiga  $a_0$ . As Figura 53, 54 e 55 apresentam as macrografias das superfícies de fratura das amostras das regiões do MB, ZM e ZTA-LA, respectivamente. Nas imagens das superfícies de fratura do MB (Figura 53), é possível verificar que não há a presença de Inconel na superfície de fratura das amostras. Além disso, se pode visualizar que a pré-trinca de fadiga cresceu de forma homogênea pelo corpo de prova.

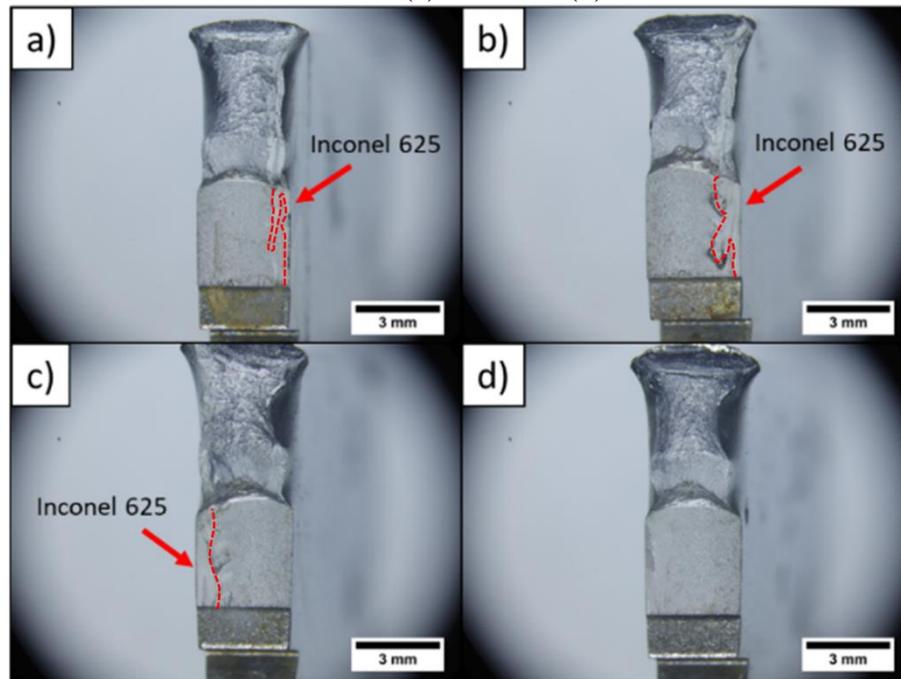
Figura 53 – Superfícies de fratura das amostras do material base do aço API 5L X65 MB-01 (a), MB-02 (b) e MB-03 (c).



Fonte: Autor (2022).

Para as amostras da ZM, foi encontrada uma pequena quantidade de Inconel 625 nos corpos de prova. O volume de Inconel 625 presente é proveniente do processo de mistura que ocorreu entre o Inconel 625 e o aço durante o processo de soldagem por SFMM. Conforme visto nas imagens da Figura 54, o Inconel 625 está presente nas amostras ZM-01, ZM-02 e ZM-03, indicado pelas setas e pela linha pontilhada vermelha. O material do Inconel 625 apresenta uma coloração mais clara que o aço. As amostras ZM-02 e ZM-03 foram as que apresentaram a maior quantidade deste material. Pela imagem da superfície de fratura da amostra ZM-04, não foi identificada a presença do Inconel 625. Devido à presença do Inconel 625, é possível observar que o crescimento da pré-trinca de fadiga não ocorreu de forma homogênea, sendo que nessas regiões a trinca cresceu de forma mais lenta.

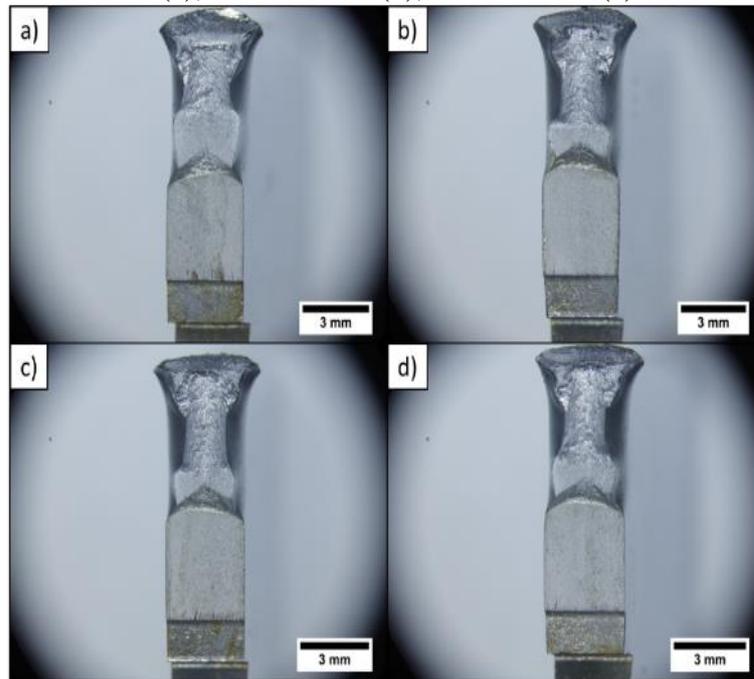
Figura 54 – Superfícies de fratura das amostras da zona de mistura ZM-01 (a), ZM-02 (b), ZM-03 (c) e ZM-04 (d).



Fonte: Autor (2022).

Já para as amostras da ZTA-LA, não foi identificada a presença do Inconel 625 nas imagens das superfícies de fratura (Figura 55). A ausência do material do Inconel 625 nos corpos de prova das amostras da ZTA-LA permitiu que o crescimento da trinca fosse mais homogêneo em comparação a ZMa.

Figura 55 – Superfícies de fratura das amostras da zona termicamente afetada do lado de avanço ZTA-LA-01 (a), ZTA-LA-02 (b), ZTA-LA-03 (c) e ZTA-LA-04 (d).



Fonte: Autor (2022).

Após a visualização de todas as superfícies de fratura das 3 regiões de interesse, é possível identificar um padrão, onde todas apresentaram uma região de cisalhamento nas laterais do corpo de prova (*shear lips*). Essa característica evidencia a presença de deformação plástica do material durante o ensaio.

De acordo com as normas BS 7448-4 (1997) e ISO 15653 (2010), o tamanho inicial da pré-trinca de fadiga deve ser validado para que o ensaio de CTOD seja aceito. Para isso, foram realizadas 9 medições do pré-trinca de fadiga para cada uma das amostras com a ajuda de um projetor de perfil. As médias dos valores e a variação máxima entre a média e os valores unitários foram calculados de acordo com as normas. Os resultados são apresentados na Tabela 10. Para a trinca inicial ser aceita, esta deve ter uma variação menor do que 10% para o MB e 20% para a região de solda. Pelos resultados apresentados na tabela da Tabela 10, todos os corpos de provas estão dentro dos limites estabelecidos pelas normas, validando os resultados de CTOD obtidos.

Tabela 10 – Medições do tamanho da pré-trinca de fadiga das amostras do MB, ZM e ZTA-LA.

Corpo de Prova	Medida das Trincas [mm]									Média	Variação (%)
	1ª	2ª	3ª	4ª	5ª	6ª	7ª	8ª	9ª		
MB-01	6,29	6,46	6,57	6,64	6,69	6,72	6,75	6,71	6,60	6,62	6,86%
MB02	6,37	6,49	6,56	6,60	6,62	6,61	6,60	6,60	6,52	6,56	3,81%
MB-03	6,28	6,45	6,52	6,54	6,54	6,54	6,53	6,51	6,32	6,49	3,92%
ZM-01	6,38	6,48	6,53	6,60	6,63	6,65	6,58	6,43	6,24	6,53	6,21%
ZM-02	6,47	6,62	6,70	6,72	6,66	6,55	6,35	6,269	6,11	6,52	9,48%
ZM-03	6,40	6,52	6,63	6,66	6,64	6,57	6,45	6,29	6,04	6,50	9,41%
ZM-04	6,36	6,50	6,98	6,66	6,69	6,68	6,62	6,47	6,30	6,62	9,94%
ZTA-LA-01	6,12	6,33	6,46	6,56	6,62	6,65	6,61	6,50	6,24	6,49	8,16%
ZTA-LA-02	6,29	6,50	6,63	6,67	6,65	6,58	6,50	6,39	6,21	6,52	6,97%
ZTA-LA-03	6,34	6,50	6,60	6,67	6,74	6,73	6,68	6,56	6,42	6,61	6,09%
ZTA-LA-04	6,27	6,42	6,66	6,71	6,67	6,66	6,57	6,45	6,27	6,55	6,60%

Fonte: Autor (2022).

Portanto, todos os valores individuais dos ensaios de CTOD ficaram acima das especificações mínimas das normas revisadas, em especial a DNV F101 (2017), que determina o valor mínimo de CTOD igual a 0,15 mm. A Tabela 11 apresenta uma tabela com os valores de CTOD de cada um dos corpos de prova ensaiados e suas respectivas médias e desvios padrões.

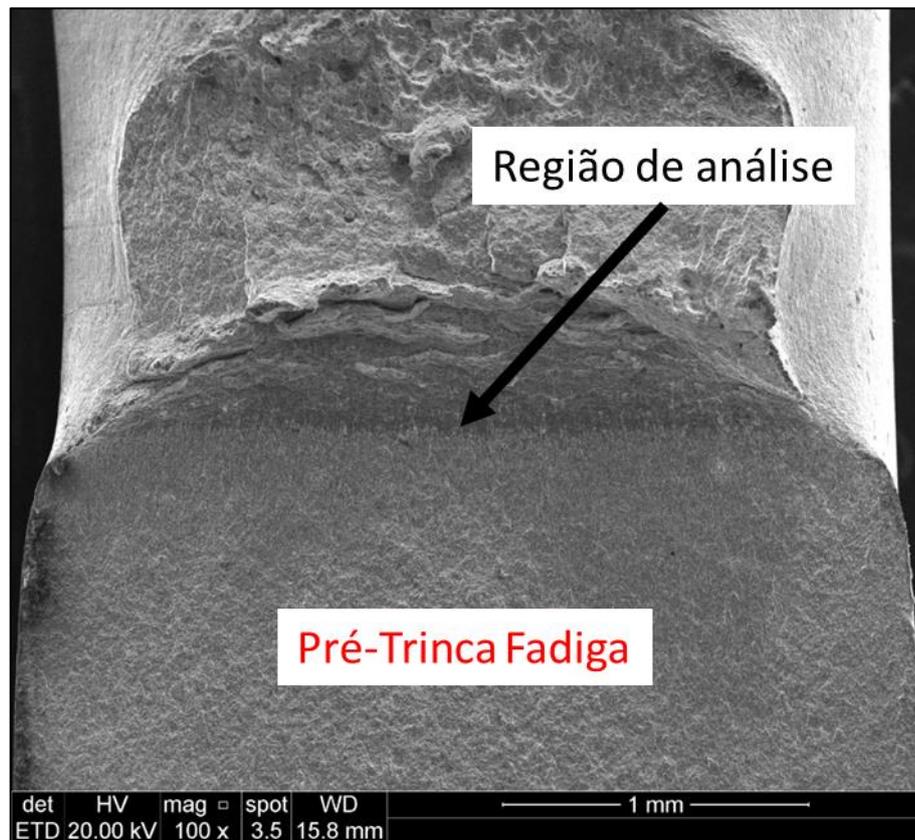
Tabela 11 – Valores individuais de CTOD dos corpos de prova ensaiados.

Região Analisada	CTOD [mm]				Média [mm]	Desvio Padrão [mm]
	1ª	2ª	3ª	4ª		
MB	0,775	0,792	0,807	-	0,791	0,016
ZM	0,411	0,6	0,561	0,496	0,517	0,083
ZTA-LA	0,577	0,549	0,644	0,53	0,575	0,05

Fonte: Autor (2022).

Por fim, as superfícies de fratura das amostras de CTOD foram analisadas no MEV para a determinação do mecanismo de falha predominante. A Figura 56 apresenta a macrografia da superfície de fratura da amostra MB-02, como representativa às demais, a fim de indicar a região analisada. A região definida para análise se encontra no centro da amostra e logo após o final da pré-trinca de fadiga.

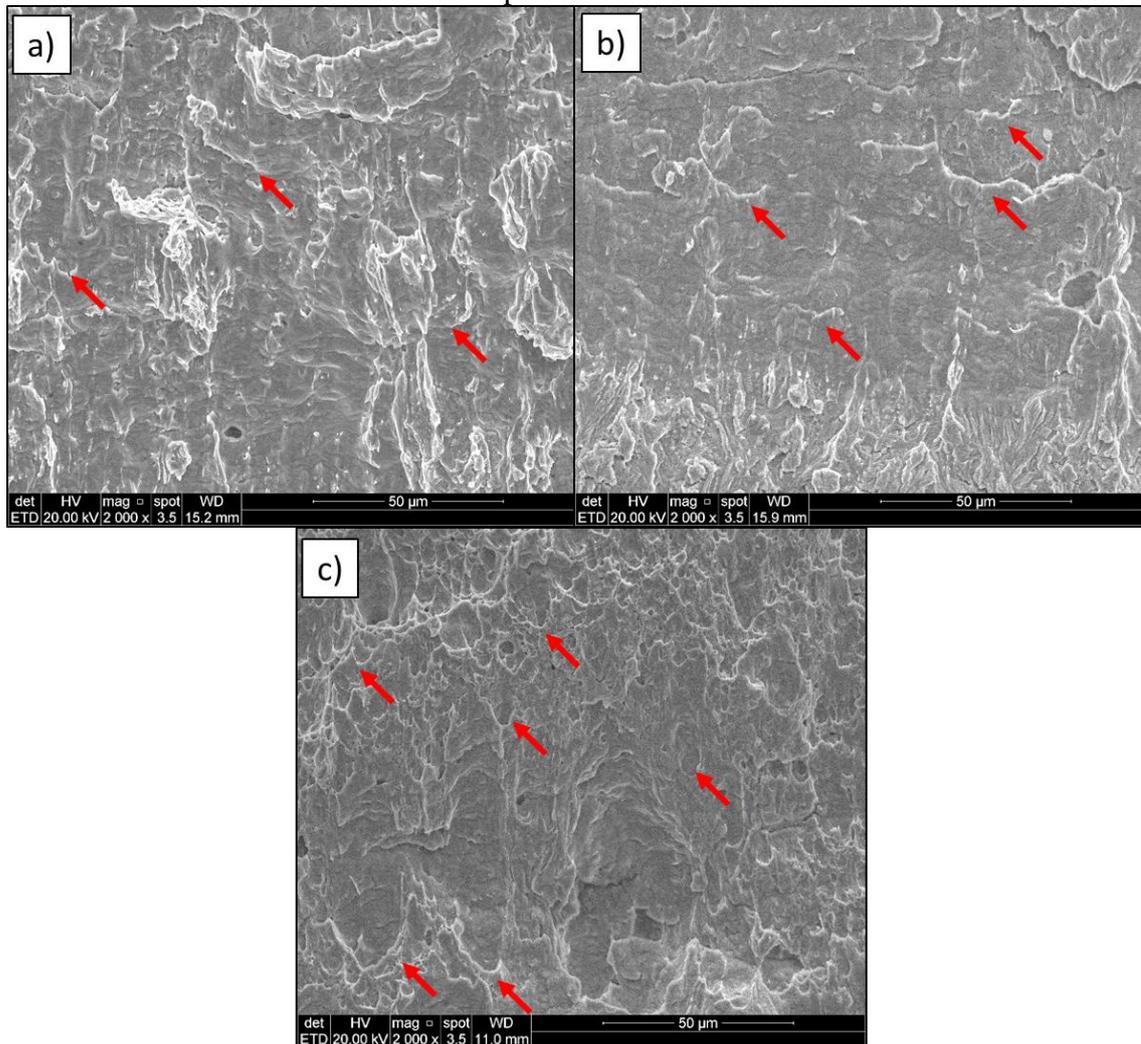
Figura 56 – Macrografia da superfície de fratura da amostra MB-02, como representativa às demais amostras, indicando a região de crescimento da pré-trinca de fadiga e a região de análise dentro da fratura.



Fonte: Autor (2022).

A Figura 57 apresenta 3 imagens referentes à região de interesse indicada na Figura 56. As imagens estão em um mesmo aumento e cada uma é representativa às zonas analisadas (MB, ZMa e ZTA-LA). Analisando as imagens é possível identificar que todas apresentaram o mesmo mecanismo de fratura por rasgamento (*tearing*), com a presença de *shear dimples* (indicado por setas vermelhas) com diferentes tamanhos. Fraturas por rasgamento e com a presença de *shear dimples* são características de fraturas dúcteis, conforme apresentado no trabalho de Beachem e Meyn (1964). Portanto, a característica de um comportamento dúctil da fratura vai ao encontro dos resultados dos ensaios de CTOD que apresentam um elevado valor.

Figura 57 – Superfícies de fratura analisadas em MEV representativas de cada região analisada. Onde as imagens (a), (b) e (c) apresentam as amostras MB-02, ZTA-01 e ZM-03, respectivamente.



Fonte: Autor (2022).

As fractografias das amostras mostraram um comportamento dúctil das fraturas durante o ensaio de CTOD, porém não é possível confirmar pelas imagens alguma característica que possa ter influenciado na redução dos valores de CTOD das regiões da ZMa e do ZTA-LA. Entretanto, sabe-se que o processo de soldagem por SFMM altera significativamente a microestrutura e as propriedades mecânicas dos aços, e que essas alterações podem reduzir a tenacidade da região. Além disso, nas regiões da ZMa, das ZTAs e da ZTA2 foi encontrado um alto volume do constituinte M/A e de *broken carbides*. Aliada com as alterações microestruturais, os ensaios de dureza mostraram um aumento de dureza na região da solda por SFMM. Portanto, acredita-se que a redução do valor de CTOD das regiões da ZMa e da ZTA-LA estejam relacionadas às alterações mencionadas.

## 6 CONCLUSÕES

Para esta tese, foi realizado o estudo da viabilidade técnica da aplicação do processo de soldagem por fricção e mistura mecânica (SFMM), em substituição aos processos convencionais de soldagem por arco elétrico, de tubos de aço API cladeados com Inconel 625. Para isso, chapas de aço API 5L X65 cladeadas com Inconel 625 foram soldadas por SFMM e qualificadas de acordo com os requisitos da norma DNV F101 (2017), sendo que as seguintes conclusões podem ser apresentadas:

- Os processos de soldagem convencionais por arco elétrico, utilizados para soldar chapas de aço cladeadas, por ser substituído pelo processo de SFMM uma vez que o processo se mostrou estável e produziu soldas sem a ocorrência de defeitos;
- As soldas por SFMM atenderam aos requisitos mínimos propostos pela norma DNV F101 (2017) a partir dos ensaios realizados;
- As soldas por SFMM apresentam uma maior resistência mecânica quando comparadas ao metal base (chapa de aço cladeada);
- Os valores dos ensaios de CTOD, realizados na temperatura de 0°C, das regiões (ZMa e ZTA-LA) da solda do aço API 5L X65 atenderam ao valor mínimo de 0,15 mm solicitado na norma DNV F101 (2017). Os valores médios atingidos foram de 0,517 mm (ZMa) e 0,575 mm. (ZTA-LA). O valor de CTOD do MB do aço API 5L X65 foi de 0,791 mm;
- Na análise das superfícies de fratura das amostras de CTOD foi identificado que o mecanismo de fratura dúctil por rasgamento é predominante nas três regiões do aço API 5L X65 (ZMa, ZTA-LA e MB). Além disso, foi identificada a presença de *shear dimples* nas superfícies de fratura, sendo este mais um indicativo de fratura dúctil;
- O processo de SFMM alterou a microestrutura dendrítica do MB do Inconel 625 depositado por *weld overlay* para uma microestrutura de grãos equiaxiais refinados. Também ocorreu uma leve redução no tamanho dos precipitados;
- A microestrutura inicial do MB do aço API 5L X65 formada por grãos equiaxiais de ferrita deu lugar a uma microestrutura complexa na região da solda por SFMM formada principalmente por ferrita acicular e ferrita poligonal. Além disso, foi identificada a formação do constituinte M/A e de *broken carbides*;
- Foi identificado o aumento da dureza das soldas por SFMM no lado do Inconel 625 e do aço API 5L X65, porém os valores máximos estão abaixo dos limites estabelecidos

na norma DNV F101 (2017), tanto em operações que não contenham H<sub>2</sub>S quanto em operações em que o gás esteja presente;

- O procedimento de soldagem por SFMM dividido em duas etapas resulta em uma baixa mistura entre os materiais dissimilares da chapa.

## 7 SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

Para complementar o estudo da viabilidade técnica de aplicação do processo de SFMM em componentes cladeados (aço API recoberto com Inconel 625), são sugeridas as seguintes análises e ensaios:

- Ensaio de corrosão da solda por SFMM do lado do Inconel 625 para entender a influência do processo na resistência à corrosão da junta. Ensaios de acordo com as normas ASTM G48 e NACE;
- A realização de mais ensaios de CTOD em temperaturas mais baixas;
- Quantificação das frações das fases e do microconstituente *M/A* e *broken carbides* das diferentes regiões das soldas;
- Avaliar soldar as chapas alterando a ordem dos passes. Soldar primeiro o Inconel 625 e depois o aço API 5L X65;
- Aplicação do processo de SFMM em tubos cladeados e a qualificação da solda pela norma DNV F101 (2017).

## REFERÊNCIAS

ABIOYE, T.e.; MCCARTNEY, D.G.; CLARE, A.T.. **Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection.** *Journal of Materials Processing Technology*, v. 217, p. 232-240, mar. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.10.024>.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. 5L: Specification for Line Pipe. Washington: API, 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. A572: **Standard Specification for High-Strength Low-Alloy Columbium-Vanadium Structural Steel.** West Conshohocken: ASTM, 2000.

ANBARASAN N; JEROME S; ARIVAZHAGAN N. **Argon and argon-hydrogen shielding gas effects on the laves phase formation and corrosion behavior of Inconel 718 tungsten arc welds.** *Journal of Materials Processing Technology*, v. 263, p.374-384, jan. 2019. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.07.038>.

ANTOSZCZYSZYN, Tiago Jose; PAES, Rodrigo Metz Gabriel; OLIVEIRA, Ana Sofia Clímaco Monteiro de; SCHEID, Adriano. **Impact of dilution on the microstructure and properties of Ni-based 625 alloy coatings.** *Soldagem & Inspeção*, [S.L.], v. 19, n. 2, p. 134-144, jun. 2014. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/si1902.05>.

ÁVILA, Julián A.; RUCHERT, Cassius O.F.T.; MEI, Paulo Roberto; MARINHO, Ricardo R.; PAES, Marcelo T.P.; RAMIREZ, Antônio J.. **Fracture toughness assessment at different temperatures and regions within a friction stirred API 5L X80 steel welded plates.** *Engineering Fracture Mechanics*, v. 147, p. 176-186, out. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.08.006>.

ÁVILA, Julián A.; LIMA, Vinicius; RUCHERT, Cassius O. F. T.; MEI, Paulo Roberto; RAMIREZ, Antonio J.. **Guide for Recommended Practices to Perform Crack Tip Opening Displacement Tests in High Strength Low Alloy Steels.** *Soldagem & Inspeção*, v. 21, n. 3, p. 290-302, set. 2016. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/si2103.05>.

BEYGI, R.; MEHRIZI, M. Zarezadeh; VERDERA, D.; LOUREIRO, A.. **Influence of tool geometry on material flow and mechanical properties of friction stir welded Al-Cu bimetals**. Journal of Materials Processing Technology, Arak, v. 255, p. 739-748, maio 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.01.033>.

BUZZATTI, Diogo Trento; KANAN, Luis Fernando; DALPIAZ, Giovanni; SCHEID, Adriano; KWIETNIEWSKI, Carlos Eduardo Fortis. **Effect of heat input and heat treatment on the microstructure and toughness of pipeline girth friction welded API 5L X65 steel**. Materials Science And Engineering: A, [S.L.], v. 833, p. 142588, jan. 2022. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2021.142588>.

BUTTING. **Tubos Cladeados**. 2014. Disponível em: [https://www.butting.com/fileadmin/daten/redakteure/Download/PT/Prospekte\\_PT/BUTTING\\_Tubos\\_cladeados.pdf](https://www.butting.com/fileadmin/daten/redakteure/Download/PT/Prospekte_PT/BUTTING_Tubos_cladeados.pdf). Acesso em: 15 maio 2021.

CHLUDZINSKI, Mariane. **Avaliação da tenacidade à fratura em juntas soldadas por fricção com pino consumível**. 2013. 164 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2013.

CORTIAL, F.; CORRIEU, J. M.; VERNOT-LOIER, C.. **Influence of heat treatments on microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance of weld alloy 625**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 26, n. 5, p.1273-1286, maio 1995. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/bf02670621>.

CRAIG, Bruce D.; SMITH, Liane. **Corrosion Resistant Alloys (CRAs) in the oil and gas industry: selection guidelines update**. Nickel Institute Technical Series, n. 10073, p.1-10, 2011. Disponível em: [https://www.nickelinstitute.org/~media/Files/TechnicalLiterature/CorrosionResistantAlloysintheOilandGasIndustrySelectionGuidelinesUpdate\\_10073.ashx?la=en](https://www.nickelinstitute.org/~media/Files/TechnicalLiterature/CorrosionResistantAlloysintheOilandGasIndustrySelectionGuidelinesUpdate_10073.ashx?la=en). Acesso em: 05 abr. 2018.

CROWTHER, Y. Li. D. N.; GREEN, M. J. W.; MITCHELL, P. S.; BAKER, T. N.. **The Effect of Vanadium and Niobium on the Properties and Microstructure of the Intercritically**

**Reheated Coarse Grained Heat Affected Zone in Low Carbon Microalloyed Steels.** Isij International, Glasgow, v. 41, p. 46-55, set. 2001.

CROOK, Nolan Tracy, **Control of Post-Weld Fracture Toughness in Friction Stir Processed X-80 HSLA Steel.** (2021). Theses and Dissertations. Disponível em: <https://scholarsarchive.byu.edu/etd/9162>. Acesso em: 01/11/2021.

CUNHA, Pedro Henrique Costa Pereira da. **Caracterização De Juntas Soldadas Da Liga De Aço Naval GI E36 Obtidas Através Do Processo De Soldagem Por Fricção E Mistura Mecânica.** 2014. 126 f. Tese (Doutorado) - Curso de Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.

DAI, Lianshuang et al. **Analysis and Comparison of Long-Distance Pipeline Failures.** Journal of Petroleum Engineering, v. 2017, p.1-7, 2017. Hindawi Limited. <http://dx.doi.org/10.1155/2017/3174636>.

DER NORSKE VERITAS, Rules for Classification **DNV-GL-RU-SHIPS Pr.2 Ch.2.** – Ships, 2018.

DET NORSKE VERITAS. **DNV-OS-F101:** Submarine pipeline systems. Oslo: Dnv, 2012.

DET NORSKE VERITAS. **DNV-GL-ST-F101:** Submarine pipeline systems. Oslo: Dnv, 2017.

DIALAMI, Narges; CERVERA, Miguel; CHIUMENTI, Michele. **Defect formation and material flow in Friction Stir Welding.** European Journal of Mechanics - A/Solids, [S.L.], v. 80, p. 103912, mar. 2020. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.euromechsol.2019.103912>.

DUPONT, John N.; LIPPOLD, John C.; KISER, Samuel D.. **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys.** New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2009. 456 p.

FESHARAKI, Mohammad Naghiyan et al. **Evaluation of the hot corrosion behavior of Inconel 625 coatings on the Inconel 738 substrate by laser and TIG cladding techniques.**

Optics & Laser Technology, v. 111, p. 744-753, abr. 2019.  
<https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2018.09.011>

FRATINI, L.; BUFFA, G.; PALMERI, D.; HUA, J.; SHIVPURI, R.. **Material flow in FSW of AA7075–T6 butt joints: numerical simulations and experimental verifications**. Science and Technology of Welding and Joining, [S.L.], v. 11, n. 4, p. 412-421, jul. 2006. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1179/174329306x113271>.

FU, A.Q et al. **Failure analysis of girthweld cracking of mechanically lined pipe used in gasfield gathering system**. Engineering Failure Analysis, China, v. 68, p. 64-75, maio. 2016.  
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2016.05.034>

GATTO, Emily Menegon. **Influência da composição química dos substratos AISI 316L e API 5L X70 e da corrente de deposição na resistência à corrosão de revestimentos de Inconel 625 depositados por PTA**. 2016. 75 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2016.

HANKE, S. et al. **Degradation mechanisms of pcBN tool material during Friction Stir Welding of Ni-base alloy 625**. Wear, v. 376-377, p.403-408, abr. 2017. Elsevier BV.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2017.01.070>.

HOYOS, J.J.; Pereira, V.F.; Giorjao, R.R.; Mcnelley, T.R.; Ramírez, A.J.. **Effect of friction stir welding on hydrogen content of ISO 3183 X80M steel**. Journal of Manufacturing Processes, v. 22, p. 82-89, abr. 2016. Elsevier BV.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.01.012>.

HOYOS, J.J.; MASOUMI, M.; PEREIRA, V.F.; TSCHIPTSCHIN, A.P.; PAES, M.T.P.; AVILA, J.A.. **Influence of hydrogen on the microstructure and fracture toughness of friction stir welded plates of API 5L X80 pipeline steel**. International Journal of Hydrogen Energy, v. 44, n. 41, p. 23458-23471, ago. 2019. Elsevier BV.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijhydene.2019.06.210>.

HU, Y. L., et al. **Plastic Deformation Behavior and Dynamic Recrystallization of Inconel 625 Superalloy Fabricated by Directed Energy Deposition**. *Materials & Design*, vol. 186, janeiro de 2020, p. 108359. DOI.org (Crossref), <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108359>.

KEJELIN, N.Z.; BUSCHINELLE, A.J.A.; BOHÓRQUEZ, C.E.N. **Solda dissimilar do aço X65 com Inconel 625**. Labsolda/EMC/UFFSC. Florianópolis, SC. 2006.

KUMAR, A.; FAIRCHILD, D. P.; MACIA, M. L.; ANDERSON, T. D.; JIN, H. W.; AYER, R.; OZEKÇIN, A.. **Research Progress on Friction Stir Welding of Pipeline Steels**. International Pipeline Conference, Calgary, v. 2, p. 1-9, 2010.

KRAUSS, George. **Steels: processing, structure, and performance**. Ohio: Asm, 2005. 602 p.

LANDELL, Renan Mensch. **Análise do Fluxo de Material no Processo de Soldagem por Fricção com Pino Consumível**. 2016. 100 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2016.

LANDELL, Renan Mensch *et al.* **Investigation of friction stir welding process applied to ASTM 572 steel plate clad with Inconel®625**. *Welding in The World*, [S.L.], p. 1-11, 16 nov. 2020. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s40194-020-01007-w>.

LEMO, Guilherme Vieira Braga et al. **Efeito Da Velocidade De Rotação Da Ferramenta Na Soldagem Por Fricção E Mistura Mecânica Da Liga Inconel 625**. 71º Congresso Anual da Abm, Rio de Janeiro, p.1-9, set. 2016.

LEMO, Guilherme Vieira Braga. **Desenvolvimento Do Processo Friction Stir Welding Para A Liga Inconel 625**. 2017. 89 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2017.

LI, Y.; BAKER, T. N.. **Effect of morphology of martensite–austenite phase on fracture of weld heat affected zone in vanadium and niobium microalloyed steels**. *Materials Science*

And Technology, [S.L.], v. 26, n. 9, p. 1029-1040, set. 2010. Informa UK Limited.  
<http://dx.doi.org/10.1179/026708309x12512744154360>

LONGLONG, Guo; HUALIN, Zheng; SHAOHU, Liu; YUEQIN, Li; XIAODONG, Xu; CHUNYU, Feng. **Formation Quality Optimization and Corrosion Performance of Inconel 625 Weld Overlay Using Hot Wire Pulsed TIG**. Rare Metal Materials And Engineering, [S.L.], v. 45, n. 9, p. 2219-2226, set. 2016. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s1875-5372\(17\)30006-1](http://dx.doi.org/10.1016/s1875-5372(17)30006-1).

MALTIN, Charles A.; GALLOWAY, Alexander M.; MWEEMBA, Martin. **Microstructural Evolution of Inconel 625 and Inconel 686CPT Weld Metal for Clad Carbon Steel Linepipe Joints: a comparator study**. Metallurgical And Materials Transactions A, [S.L.], v. 45, n. 8, p. 3519-3532, 23 abr. 2014. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-014-2308-z>.

MEINHARDT, Cristian Pohl et al. **Hydrogen embrittlement under cathodic protection of friction stir welded UNS S32760 super duplex stainless steel**. Materials Science and Engineering: A, Porto Alegre, v. 706, p. 48-56, out. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.117>.

MESHARAM, Suresh D. et al. **Friction stir welding: An alternative to fusion welding for better stress corrosion cracking resistance of maraging steel**. Journal of Manufacturing Processes, v. 25, p.94-103, jan. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.11.005>.

METALS, Special. **Inconel Alloy 625**. 2013. Disponível em: <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/inconel/inconel-alloy-625.pdf>. Acesso em: 10 fev. 2021.

MINÁ, Émerson Mendonça et al. **Efeito da Diluição Sobre a Microestrutura da Liga AWS ER NiCrMo-14 na Soldagem de Revestimentos pelo Processo TIG com Alimentação de Arame Frio**. Soldagem & Inspeção, v. 21, n. 3, p.317-329, set. 2016. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/si2103.07>.

MISHRA, R.S.; MA, Z.Y.. **Friction stir welding and processing**. Materials Science and Engineering. Shenyang, p. 1-78. ago. 2005.

MISHRA, Rajiv Sharan; KUMAR, Partha Sarathi de Nilesh. **Friction Stir Welding and Processing: Science and Engineering**. Denton: Springer, 2014. (347).

NANDAN, R; DEBROY, T; BHADSHIA, H. **Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties**. Progress in Materials Science, [S.L.], v. 53, n. 6, p. 980-1023, ago. 2008. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.05.001>.

OLYMPUS. **Dual Matrix Arrays for Ultrasonic Inspection**. Disponível em: <  
<http://www.olympusims.com/en/applications/dual-matrix-array-for-ultrasonic-inspection>>. Acessado em novembro de 2021.

RAJANI, H.r. Zareie; MOUSAVI, S.a.a. Akbari; SANI, F. Madani. **Comparison of corrosion behavior between fusion cladded and explosive cladded Inconel 625/plain carbon steel bimetal plates**. Materials & Design, v. 43, p.467-474, jan. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2012.06.053>.

RIFFEL, Kauê Correa. **Avanços tecnológicos do processo TIG: técnicas inovadoras de alimentação de arame e procedimentos automatizados como contribuição para a união de tubos internamente cladeados**. 2018. 172 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2018.

RODRIGUEZ, J.; RAMIREZ, A.J.. **Microstructural characterization of friction stir welding joints of mild steel to Ni-based alloy 625**. Materials Characterization, v. 110, p. 126-135, dez. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2015.10.023>.

RONEVICH, J.a.; SOMERDAY, B.p.; FENG, Z.. **Hydrogen accelerated fatigue crack growth of friction stir welded X52 steel pipe**. International Journal of Hydrogen Energy, [s.l.], v. 42, n. 7, p.4259-4268, fev. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijhydene.2016.10.153>.

SAKAI, T., et al. 1982. **Hydrogen induced disbonding of weld overlay in pressure vessels and its prevention**. Current Solutions to Hydrogen Problems in Steels. Proceedings, 1st

SANDVIK (Us). **SANICRO 60 Datasheet**. Disponível em: <https://www.materials.sandvik/en/materials-center/material-datasheets/welding-products/welding-wire/sanicro-60/>. Acesso em: 24 out. 2018.

SANTOS, T.F.A.; HERMENEGILDO, T.F.C.; AFONSO, C.R.M.; MARINHO, R.R.; PAES, M.T.P.; RAMIREZ, A.J.. **Fracture toughness of ISO 3183 X80M (API 5L X80) steel friction stir welds**. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 77, n. 15, p. 2937-2945, out. 2010. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2010.07.022>.

SILVA, Cleiton Carvalho; AFONSO, Conrado Ramos Moreira; RAMIREZ, Antonio Jose; MOTTA, Marcelo Ferreira; MIRANDA, Hélio Cordeiro de; FARIAS, Jesualdo Pereira. **Aspectos Metalúrgicos de Revestimentos Dissimilares com a Superliga à Base de Níquel Inconel 625**. Soldagem e Inspeção, São Paulo, v. 17, n. 3, p. 251-263, set. 2012.

SILVA, Cleiton C. et al. **Assessment of microstructure of alloy Inconel 686 dissimilar weld claddings**. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 684, p.628-642, nov. 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.05.231>.

SILVA, Cleiton Carvalho; ALBUQUERQUE, Victor Hugo C. de; MINÁ, Emerson Mendonça; MOURA, Elineudo P.; TAVARES, João Manuel R. S.. **Mechanical Properties and Microstructural Characterization of Aged Nickel-based Alloy 625 Weld Metal**. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 49, n. 5, p. 1653-1673, 7 mar. 2018. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-018-4526-2>.

SOUZA, R.f.; RUGGIERI, Claudio; ZHANG, Zhiliang. **A framework for fracture assessments of dissimilar girth welds in offshore pipelines under bending**. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 163, p.66-88, set. 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2016.06.011>.

SONG, K.h.; NAKATA, K.. **Effect of precipitation on post-heat-treated Inconel 625 alloy after friction stir welding**. Materials & Design, Japan, v. 31, n. 6, p.2942-2947, jun. 2010a. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2009.12.020>.

SONG, K.h.; NAKATA, K.. **Microstructural and mechanical properties of friction-stir-welded and post-heat-treated Inconel 718 alloy**. Journal of Alloys and Compounds, Japan, v. 505, n. 1, p.144-150, ago. 2010b. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.06.016>.

STEFANELLO, André Luis. **Caracterização Mecânico-Metalúrgica Do Revestimento De Liga De Níquel Inconel 625 Por Gtaw Na Forma De Múltiplas Camadas Sobre Aço Carbono**. 2017. 80 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2017.

SULAIMAN, Narul Sa'aadah e Tan, Henry. **Third Party Damages of Offshore**. Journal of Energy Challenges and Mechanics, v. 1, 2014.

TOGUYENI, Gregory Alexandre; PEPE, Nuno; BARRITTE, Graeme; BANSE, Joachim; SCHMIDT, Tanja; JONES, Richard Lloyd; A MAIR, John. **High Strength Carbon Steel and CRA Lined Pipe for Reel-lay Installation**. Offshore Technology Conference, [S.L.], p. 1-11, 6 maio 2013. OTC. <http://dx.doi.org/10.4043/24053-ms>.

VOORT, George F. Vander; LUCAS, Gabriel M.; MANILOVA, Elena P. **Metallography and Microstructures of Heat-Resistant Alloys**; ASM Handbook; vol 9; "Metallography Technique and Microstructures", pag. 820-859, 2005.

WELLS, A. 'Unstable crack propagation in metals: cleavage and fast fracture', Proceedings of the crack propagation symposium, Cranfield, UK, Vol. 2, 210, 1961.

WILSON, A. S.. **Formation and effect of topologically close-packed phases in nickel-base superalloys**. Materials Science and Technology, v. 33, n. 9, p. 1108-1118, 30 maio 2016. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1080/02670836.2016.1187335>.

XING, Xixue; DI, Xinjie; WANG, Baosen. **The effect of post-weld heat treatment temperature on the microstructure of Inconel 625 deposited metal.** **Journal of Alloys and Compounds**, v. 593, p.110-116, abr. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.12.224>.