



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

RAFAELLA DE SOUSA SILVA

ESTUDO DE LIGA DE NÍQUEL ALTERNATIVA NA UNIÃO DE TUBOS DE AÇO
API 5L X65 REVESTIDOS INTERNAMENTE COM INCONEL 625

FORTALEZA

2018

RAFAELLA DE SOUSA SILVA

ESTUDO DE LIGA DE NÍQUEL ALTERNATIVA NA UNIÃO DE TUBOS DE AÇO API 5L
X65 REVESTIDOS INTERNAMENTE COM INCONEL 625

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de mestre em Engenharia e Ciência de Materiais. Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.

FORTALEZA

2018

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca Universitária

Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

- S583e Silva, Rafaella de Sousa.
Estudo de liga de níquel alternativa na união de tubos de aço API 5L X65 revestidos internamente com inonel 625 / Rafaella de Sousa Silva. – 2018.
131 f. : il. color.
- Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2018.
Orientação: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.
1. Ligas de Níquel. 2. Reel Lay. 3. Limite de escoamento. I. Título.

CDD 620.11

RAFAELLA DE SOUSA SILVA

ESTUDO DE LIGA DE NÍQUEL ALTERNATIVA NA UNIÃO DE TUBOS DE AÇO API 5L
X65 REVESTIDOS INTERNAMENTE COM INCONEL 625

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de mestre em Engenharia e Ciência de Materiais. Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.

Aprovada em: 20/11/2018.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Giovanni Dalpiaz
PETROBRAS

Ao Criador de tudo que é.

AGRADECIMENTOS

Agradeço em especial, pela vida, pelos ensinamentos, pelos conselhos, pela paciência, pelo relacionamento, pela amizade e por todas as oportunidades de crescimento:

Ao criador de tudo que é.

Aos meus pais, Maria Adelídia e Francisco José.

Aos meus avós, Adelino, Adeídes, Deuzina, José Maria e Francisca.

Às pessoas que surgiram e surgem como anjos em minha vida.

Ao meu anjo de quatro patas.

Aos amigos de infância, do ensino técnico, da graduação e da pós graduação.

Ao meu orientador e coordenador do LPTS, Hélio Miranda.

Aos avaliadores da minha banca, Cleiton Silva e Giovani Dalpiaz.

Aos professores do LPTS.

À toda a equipe do projeto Ligas de Níquel.

À toda equipe que fez parte do ENGESOLDA.

À toda equipe e infraestrutura do LPTS.

À toda equipe terceirizada que apoia o LPTS.

À toda equipe de soldagem e fratura do CENPES/Petrobras.

Aos laboratórios LACAM e LEM da UFC

À todas as equipes da Fundação ASTEF.

A todos que me inspiram como querer ser e como não querer ser.

“Conheça todas as teorias, domine todas as técnicas, mas ao tocar uma alma humana, seja apenas outra alma humana.”

Carl Gustav Jung

RESUMO

As mais recentes tecnologias para perfuração, extração e transporte de petróleo do Pré Sal, demandam materiais cada vez mais resistentes e processos otimizados, com custos reduzidos e alta produtividade para produção de uniões de dutos/risers. O lançamento de dutos rígidos é uma das etapas mais críticas e que podem interferir no projeto e na fabricação de dutos rígidos, dentre os métodos de lançamentos existentes no mercado *offshore*, o método *Reel Lay* apresenta-se como uma alternativa atrativa para lançamento de dutos, pois a construção dos dutos acontece em terra, possibilitando menores tempos nas operações de lançamento. Entretanto, esse método de lançamento exige propriedades mecânicas mais elevadas, incluindo o limite de escoamento dos metais de solda. Atualmente, o principal desafio para soldagem destes tubos é assegurar que a liga de níquel utilizada como metal de adição garanta um metal de solda com altos limites de escoamento, tornando possível a utilização de tubulações fabricadas com aços estruturais de menores espessuras e menor peso, acarretando em vários benefícios econômicos e operacionais. Neste sentido, o objetivo do presente trabalho é estudar uma liga de níquel alternativa, chamada de Inconel 680, fabricada para viabilizar a soldagem de tubos “cladeados” de aço API 5L X65, visando obter parâmetros de soldagem para produzir uma união sem defeitos e com propriedades mecânicas iniciais aceitáveis para aplicação em projetos de união de dutos rígidos. Para viabilizar os resultados do trabalho, foi realizada a união de 4 pares de tubos de aço API 5L X65, revestidos internamente com Inconel 625, com a liga Inconel 680, por meio do processo MIG/MAG. Foi realizada simulação termodinâmica para avaliar o comportamento metalúrgico da liga e para avaliar a união, várias amostras foram retiradas transversalmente à solda para realizar análise metalúrgica, por meio de técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura, e de propriedades mecânicas com avaliação de dureza Vickers, mapa de microdureza, tenacidade com ensaios Charpy à -15°C, ensaios de tração retangular e *all weld* para avaliar os valores de limite de escoamento e de resistência à tração. Adicionalmente, foram realizados ensaios de tenacidade à fratura também à -15°C para a construção de curva J-R. Os resultados de simulação demonstraram que a liga possui uma ampla faixa de temperatura de solidificação, com a ocorrência de precipitação de fases deletérias, como δ , η , Laves e P, apresentando comportamento susceptível à trinca de solidificação. A análise metalúrgica reportou o aparecimento de trinca de solidificação, assim como precipitados ricos em Nb e Mo, indicando a colaboração com os resultados de simulação. Os resultados obtidos indicaram que, a liga Inconel 680 pode ser uma alternativa viável para união de tubos de aço API 5L

X65 revestidos internamente com Inconel 625 e que possam ser lançados em alto mar pelo método *Reel Lay*, para utilização na indústria do petróleo e gás. A liga alcançou a propriedade de *overmatching*, além de excelentes resultados de propriedades mecânicas, como dureza, tenacidade ao impacto e limites de escoamento e de resistência. A curva J-R gerada para as regiões do metal de solda e da linha de fusão servirão como para um estudo crítico mais amplo, juntamente com as premissas iniciais de projetos, para verificar a total aplicabilidade na utilização da união por soldagem de dutos submarinos empregados no setor de petróleo e gás.

Palavras-chave: Ligas de Níquel. *Reel Lay*. Limite de Escoamento.

ABSTRACT

Most recent technologies for drilling, extraction and transportation of oil from the pre-salt layer require increasingly resistant materials and optimized processes, with reduced costs and high productivity in order to produce joints for pipes/risers. The launch of rigid pipes is one of the most crucial steps and can have big influence over the design and manufacturing of the rigid pipes. Among the several launch methods used by the offshore industry, the Reel Lay method is perceived as an attractive alternative provided that pipe production takes place onshore, resulting in faster launch operations. However, this launch method requires better mechanical properties, including yield strength of the weld metals. Currently, the main challenge being faced is to assure that the nickel alloy being used as weld metal results in high yield strength weld beads, making it possible to use lighter pipes with thinner walls, which ultimately brings economic and operational benefits. The goal of this work is to study the alternative nickel alloy called Inconel 680, designed for the production of welded joints on clad API 5L X65 pipes, in order to develop parameters of welding for obtaining without defect welds and acceptable initial mechanical properties for the application on rigid pipe weldment designs. The results of this work were obtained through joint welding of API 5L X65 steel pipes internally clad with Inconel 625, using the Inconel 680 alloy as weld metal, using the GMAW welding process. Thermodynamic simulations were used to assess the metallurgical behavior of the alloy. For the metallurgical evaluation of the weld, several samples were taken along the bead's cross section and analyzed through Scanning Electron Microscopy techniques. In addition, many mechanical tests have been applied: Vickers hardness tests, microhardness maps, Charpy impact tests, bending tests as well as rectangular and all weld tensile tests results were produced to evaluate yield strength and ultimate tensile strength values. Finally, fracture toughness testing was utilized for the construction of J-R curves. Simulation results have shown that the alloy has a wide solidification temperature range and the formation of deleterious precipitation phases was observed, i.e., δ , η , Laves and P phases, presenting hot cracking susceptible behavior. Through metallurgical analysis, solidification cracks and Nb and Mo rich precipitates were identified, which contributes to validate simulation results. The results of this study have show that Inconel 680 alloy filler metal provides a potential solution for welding API 5L X65 pipes internally clad with Inconel 625 in terms of producing defect free welds and meeting the base metal overmatching requirement for reeling applications in the oil and gas industry. The filler metal Inconel 680 besides excellent results of mechanical properties, such as hardness, impact toughness, yield strength and tensile strength. The J-R curve generated for the regions of the weld metal and the fusion line will serve as a larger critical study, together with the initial design assumptions, to verify the total applicability in the use of weld joints of submarine pipelines on oil and gas industry.

Keywords: Nickel-alloys. Reel Lay. Yield Strength

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Ilustração da dimensão de profundidade para exploração da camada de pré sal.	19
Figura 2 – Método <i>Reel Lay</i> para lançamentos de tubos rígidos em alto mar.....	21
Figura 3 – Classificação das ligas a base de níquel	27
Figura 4 – Diagrama binário ilustrando o fator de partição k	30
Figura 5 – Variação do Coeficiente de partição K_{Nb} , em função de vários teores de Fe.....	32
Figura 6 – Precipitados cúbicos no metal de solda de revestimentos com a liga Inconel 625 ..	34
Figura 7 – (a) Trinca de solidificação em metal de solda de revestimento soldado com liga 625. (b) Detalhe da trinca mostrando o filme de fase secundária entre as superfícies. (c) Região interdendrítica contendo o eutético γ /Laves rico em Nb.....	42
Figura 8 – Trinca de liquação em aço inoxidável AISI 304L.....	43
Figura 9 – Desenho esquemático da configuração das chapas utilizadas nas soldagens	45
Figura 10 – Dimensões aproximadas dos tubos (em mm), após usinagem.....	46
Figura 11 – Fluxograma com todas as etapas do trabalho.....	48
Figura 12 – Desenho esquemático da soldagem de amateigamento e retirada de amostra para caracterização do metal de adição.	49
Figura 13 – Configuração de chapa para enchimento com metal de adição.	50
Figura 14 – Chapas chanfradas para ensaios exploratórios.....	51
Figura 15 – Desenho esquemático das geometrias adotadas para os chanfros 1 e 2.....	53
Figura 16 – Bancada de Soldagem	54
Figura 17 – Configuração de soldagem.....	55
Figura 18 – Formato de tecimento da tocha	55
Figura 19 – Tecimento máximo utilizado para deposição de um passe por camada.....	56
Figura 20 – Microscópio Ótico (a) e MEV (b).....	58
Figura 21 – Desenho esquemático ilustrando a retirada dos corpos de prova do tipo <i>all welding</i>	60
Figura 22 – Representação esquemática de corte e quantidade de amostras por ensaio.....	62
Figura 23 – Máquina de Ensaios Universal.....	63
Figura 24 – Microdurômetro automático.	64
Figura 25 – Área do polígono selecionada para mapa de microdureza, na amostra.	64
Figura 26 – Durômetro Vickers	65
Figura 27 – Perfil de linhas de dureza, na junta.	66
Figura 28 – Dimensões de corpos de prova para ensaios Charpy e localização dos entalhes...	67

Figura 29 – Localização dos entalhes nos corpos de prova para ensaios Charpy	67
Figura 30 - Máquina entalhadora (a) e de impacto (b)	68
Figura 31 – Corpos de prova para ensaio de tração retangular.....	69
Figura 32 – Dimensões e montagem dos corpos de prova para ensaio de tração <i>all weld</i>	70
Figura 33 – Montagem do corpo de prova de tração transversal <i>all weld</i> , antes do ensaio	71
Figura 34 – Geometria dos corpos de prova e montagem de ensaio de CTOD tipo SENT	72
Figura 35 – Montagem do ensaio de tenacidade à fratura em amostras do tipo SENT	73
Figura 36 – Localização dos entalhes da Zona Fundida e Linha de fusão (LF).....	74
Figura 37 – Faixa de temperatura de solidificação para diversos níveis de diluição da liga Inconel 680 com o aço API 5L X65.	78
Figura 38 – Comparativo de temperatura e faixa de solidificação de várias ligas de níquel	79
Figura 39 – Participação de elementos químicos na fase líquida da liga Inconel 680	80
Figura 40 – Comportamento da solidificação para a liga Inconel 680.....	81
Figura 41 – Soldagens iniciais com ilustração do metal líquido de Inconel 680 e sua baixa molhabilidade.	82
Figura 42 – a) Soldagens exploratórias e b) apresentação de cordões com defeitos.....	83
Figura 43 – a) Soldagens exploratórias e b) apresentação de cordões sem defeitos	83
Figura 44 – Oscilograma de corrente e tensão do passe de raiz.....	84
Figura 45 – Ilustração de passe de raiz realizado em uma das juntas.	85
Figura 46 – Oscilograma de corrente e tensão de um dos passes de enchimento.	86
Figura 47 – União completa da junta 3 com reforço e bom acabamento superficial.	87
Figura 48 – Imagem de precipitados na região interdendrítica da quarta camada da almofada produzida por soldagem, da liga Inconel 680.....	88
Figura 49 – Microestrutura do aço API 5L X65 na condição como recebido	89
Figura 50 – Macrografia de início e final das junta soldada 1.	90
Figura 51 – Macrografia de início e final das junta soldada 2.	91
Figura 52 – Macrografia de início e final das junta soldada 3.	91
Figura 53 – Macrografia de início e final das junta soldada 4.	92
Figura 54 – Teor de ferro em cada passe de soldagem	93
Figura 55 – Solidificação dendrítica e região entre passes	95
Figura 56 - Precipitação de fases na região do sexto passe de soldagem.....	96
Figura 57 – Trinca de solidificação na região do segundo passe	97
Figura 58 – Mapa de composição química por EDS em precipitado da região do passe de raiz	99

Figura 59 – Mapa de composição química na região da trinca de solidificação	100
Figura 60 – Exemplos de micrografias obtidas por MEV e sua respectiva imagem tratada, na região do passe 2.....	101
Figura 61 – Exemplos de micrografias obtidas por MEV e sua respectiva imagem tratada, na região do passe 6.....	102
Figura 62 – Quantificação de fases precipitadas no segundo e sexto passe de soldagem.....	102
Figura 63 – Corpos de prova da liga Inconel 680 na condição como soldada	105
Figura 64 – Mapa de microdureza realizado em amostra retirada do final da soldagem.....	107
Figura 65 – Dureza Vickers da região de acabamento	108
Figura 66 – Dureza Vickers da região de enchimento.....	109
Figura 67 – Dureza Vickers da região da raiz	109
Figura 68 – Gráfico com médias de valores de dureza HV10, obtidos para as regiões de acabamento, enchimento e raiz.....	110
Figura 69 – Gráfico comparativo entre medidas de ensaios Charpy válidos e valor de referência	112
Figura 70 – Corpo de prova rompido após ensaio de tração transversal retangular da junta 3	113
Figura 71 – Aspecto da fratura dos corpos de prova após ensaio de tração retangular	114
Figura 72 - Corpo de prova rompido após ensaio de tração transversal retangular da junta 4	115
Figura 73 – Gráfico comparativo entre resultados de LRT de corpos de prova da junta 4	116
Figura 74 – Corpos de prova <i>all weld</i> da junta 3, após ensaio de tração.....	117
Figura 75 – Limites de escoamento, de resistência à tração do metal de solda da união e valor de referência, de corpos de prova da junta 3.	118
Figura 76 - Corpos de prova <i>all weld</i> da junta 3, após ensaio de tração	119
Figura 77 – Limites de escoamento, de resistência à tração do metal de solda da união e valor de referência, de corpos de prova da junta 4.	120
Figura 78 – Curva J-R da região do metal de solda da liga Inconel 680.....	121
Figura 79 – Curva J-R da região da linha de fusão da liga Inconel 680.....	122

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Diferença aproximada entre tamanhos atômicos e solubilidade de vários elementos em níquel, a 1000°C.	28
Tabela 2 – Propriedades Mecânicas de algumas ligas a base de níquel	35
Tabela 3 – Composição química do aço ASTM A36, por norma.	45
Tabela 4 – Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X65, por norma. ..	46
Tabela 5 -Composição química do metal de adição ERNiCrMoWNBt-1 (Inconel 680) segundo fabricante	47
Tabela 6 – Parâmetros de soldagens de enchimento.....	51
Tabela 7 – Parâmetros de testes de soldagens	52
Tabela 8 – Parâmetros de soldagens utilizados no enchimento de tubos.	57
Tabela 9 – Parâmetros de soldagens utilizados no enchimento de tubos.	57
Tabela 10 – Especificações de ensaios realizados	61
Tabela 11 – Composição química do tubo de aço API 5L X65, como recebido.	75
Tabela 12 – Composição química da liga Inconel 680 obtida após soldagem de amanteigamento.....	76
Tabela 13 – Coeficiente de partição k dos principais elementos nos passes 2 e 6.	104
Tabela 14 – Propriedades mecânicas da liga Inconel 680 na condição como soldada.....	105
Tabela 15 – Energias absorvidas no ensaio de impacto Charpy nas regiões da solda.....	111

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

API	AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE
ARBL	ALTA RESISTÊNCIA BAIXA LIGA
ASTM	AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS
AWS	AMERICAN WELDING SOCIETY
DBCP	DISTÂNCIA BICO DE CONTATO PEÇA
DNV	DET NORSKE VERITAS
ECA	ENGINEERING CRITICAL ASSESMENT
EDS	ESPECTROSCOPIA DE RAIOS-X DISPERSIVO EM ENERGIA
LE	LIMITE DE ESCOAMENTO
LF	LINHA DE FUSÃO
LRT	LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO
MEV	MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA
MIG/MAG	METAL INERT GAS/METAL ACTIVE GAS
MO	MICROSCÓPIO ÓTICO
MS	METAL DE SOLDA
SENT	SINGLE EDGE NOTCH TENSION
SVRNA	SEGMENTAÇÃO VIA REDE NEURAL ARTIFICIAL
TIG	TUNGSTEN INERT GAS
TCP	TOPOLOGICALLY CLOSE-PACKED
ZAC	ZONA AFETADA PELO CALOR
ZF	ZONA FUNDIDA

LISTA DE SÍMBOLOS

ε	Deformação
%	Porcentagem
δ	Fase Delta
η	Fase Neta
P	Fase P
®	Marca Registrada
ΔT	Faixa de Temperatura de Solidificação

SUMÁRIO

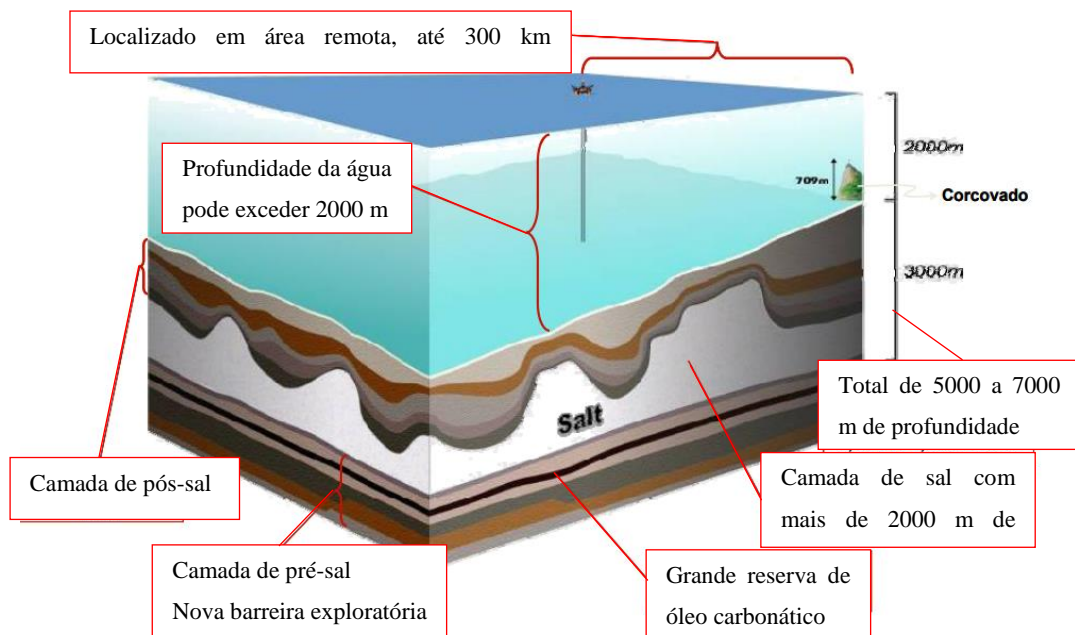
1	INTRODUÇÃO.....	19
2	OBJETIVO GERAL.....	24
2.1	Objetivos específicos.....	24
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	25
3.1	Ligas de níquel para aplicações industriais	25
3.1.2	<i>Classificação das Ligas a base de Níquel.....</i>	26
3.2	Metalurgia física das ligas endurecidas por solução sólida.....	27
3.2.1	<i>Solidificação.....</i>	29
3.2.2	<i>Segregação dos elementos durante a solidificação.....</i>	30
3.2.3	<i>Precipitação de fases.....</i>	32
3.3	Propriedades mecânicas	34
3.4	Soldagem de ligas de níquel.....	36
3.4.1	<i>Soldagem Dissimilar</i>	36
3.5	Processos de soldagem	38
3.6	Trincas a quente.....	39
3.6.1	<i>Trincas de solidificação.....</i>	39
3.6.2	<i>Trincas de liquação no metal de solda e na ZAC.....</i>	43
4	MATERIAIS E MÉTODOS	44
4.1	Materiais.....	44
4.1.2	<i>Metal de base.....</i>	44
4.1.3	<i>Metal de Adição.....</i>	47
4.1.4	<i>Gás de Proteção</i>	47
4.2	Metodologia.....	48
4.2.1	<i>Etapa 1 – Análise inicial</i>	49
4.2.2	<i>Simulação Computacional</i>	49
4.2.3	<i>Etapa 2 – Soldagem de enchimento, exploratória e de união.....</i>	50
4.2.4	<i>Etapa 3 – Análise macro e microestrutural do metal de adição, metal de base e da união de tubos</i>	58
4.2.5	<i>Etapa 4 – Análise de Propriedades Mecânicas.....</i>	59
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	75
5.1	Análise inicial.....	75
5.1.1	<i>Composição química do metal de base</i>	75

5.1.2	<i>Composição química do metal de adição.....</i>	76
5.1.3	<i>Simulação termodinâmica.....</i>	77
5.2	<i>Soldagens.....</i>	81
5.2.1	<i>Soldagens exploratórias.....</i>	81
5.2.2	<i>Soldagens de união.....</i>	84
5.3	<i>Análise macro e microestrutural do metal de adição, metal de base e da união</i>	88
5.3.1	<i>Análise microestrutural do metal de adição</i>	88
5.3.2	<i>Análise microestrutural do metal de base</i>	89
5.3.3	<i>Análise macroestrutural da união.....</i>	90
5.3.4	<i>Análise microestrutural da união da Liga Inconel 680 com o aço API 5L X65 – Junta 1.....</i>	94
5.4	<i>Propriedades mecânicas</i>	104
5.4.1	<i>Limite de escoamento e de resistência à tração da liga Inconel 680 como soldada.....</i>	104
5.4.2	<i>Mapa de microdureza da união da Liga Inconel 680 com o aço API 5L X65 – Junta 1</i>	106
5.4.3	<i>Dureza Vickers da união da Liga Inconel 680 com o aço API 5L X65 – Junta 1</i>	108
5.4.4	<i>Avaliação de tenacidade da união da Liga Inconel 680 com o aço API 5X65 - Ensaio Charpy – Junta 2</i>	111
5.4.5	<i>Tração transversal retangular da união da Liga Inconel 680 com o aço API 5X65.....</i>	113
5.4.6	<i>Tração transversal cilíndrico all weld da união da Liga Inconel 680 com o aço API 5L X65</i>	116
5.4.7	<i>Curva J-R da Zona Fundida e Linha de Fusão da Liga Inconel 680</i>	120
6	<i>Considerações finais.....</i>	123
7	<i>Conclusões.....</i>	126
	<i>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</i>	127
	<i>REFERÊNCIAS</i>	128

1 INTRODUÇÃO

O pré sal foi uma das maiores descobertas, nos últimos 15 anos no Brasil. Essa grande reserva de óleo, assim denominada, tem como principal característica a localização em área remota, com até 300 km *offshore* e em águas ultra profundas, tornando sua exploração bastante desafiadora, pois demanda desenvolvimento de novas tecnologias que perfurem várias camadas de areia, rochas, e sal até a chegada ao objetivo final, que é a perfuração e extração dos reservatórios de petróleo da camada de pré-sal. A dimensão de profundidade para exploração dessa camada de petróleo, pode chegar até 7 km, como pode ser visto na Figura 1.

Figura 1 – Ilustração da dimensão de profundidade para exploração da camada de pré sal.



Fonte: Adaptado de Pizarro & Branco, 2012.

A justificativa para a exploração dessa camada está relacionada com a comprovação da viabilidade técnica e econômica do projeto de exploração, o retorno que a exploração e produção traz para a sociedade, assim como um elevado potencial de produção no futuro e a produção de conhecimento técnico e científico, além de formar mão de obra qualificada.

Dentre as empresas designadas para exploração dessa nova província de óleo, a Petrobras é a sócia majoritária, que vem trilhando uma grande jornada tecnológica a fim de vencer todas as condições que até então eram desconhecidas, na chegada da fronteira de exploração. Em 2015 a empresa foi agraciada com o recebimento do maior prêmio como

operadora *offshore* pela OTC (*Offshore Technology Conference*), o maior evento de negócios do mundo na área de produção de óleo e gás *offshore*, tal premiação foi atribuída ao conjunto de tecnologias desenvolvidas na exploração e produção de petróleo da camada de pré sal. Esse reconhecimento é resultado da colaboração de um grupo de profissionais da Petrobras, parceiros de negócios, fornecedores e comunidade acadêmica que, por meio do desenvolvimento de tecnologias, vêm atendendo à crescente demanda por energia, de forma rentável e sustentável. Nesse contexto, deve-se salientar que além de tecnologias desafiadoras para o setor de perfuração e extração de petróleo do pré sal, é necessário também desenvolver novas tecnologias na parte de transporte, armazenagem e logística do óleo e do gás a ser produzido. Como por exemplo, a aplicação de novos materiais para união de dutos que transportam o petróleo do pré sal, procedimento para fabricação e ou manutenção de equipamentos submarinos e plataformas flutuantes utilizados como apoio para essa crescente demanda.

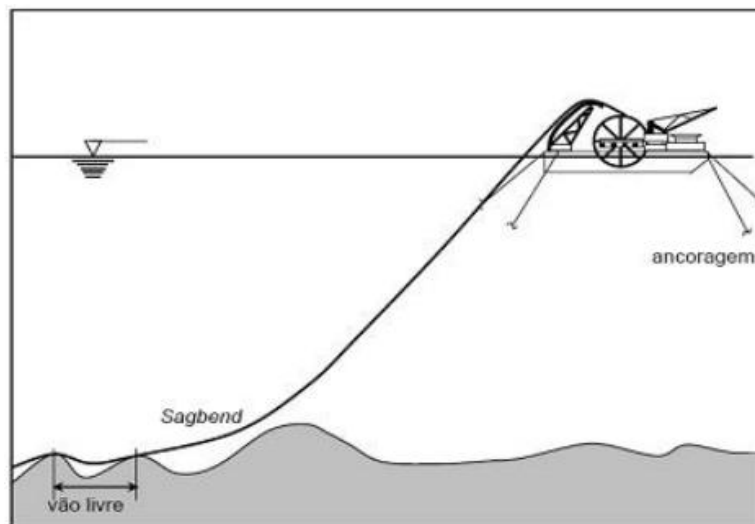
Para o transporte de petróleo do pré sal, são utilizados dutos submarinos, que podem ser rígidos ou flexíveis, essa escolha depende principalmente dos custos e da rentabilidade envolvida no projeto em que esses dutos serão lançados. Há alguns métodos de lançamentos de dutos, o S-Lay, o J-Lay e o mais recente Reel Lay ou carretel.

Neste sentido, o processo de lançamento é um dos procedimentos desafiadores, em que há a instalação de risers rígidos (que basicamente são dutos que conduzem petróleo ou gás do fundo mar até a plataforma). A alta profundidade, o custo de contratação de embarcações, de mão de obra especializada e o tempo para instalação constituem os principais desafios. Tais aspectos foram amenizados com o desenvolvimento do procedimento de lançamento de tubos rígidos em alto mar *Reel Lay*, em que a maior parte dos tubos são unidos por soldagem, no estaleiro, e enrolados em um navio com um enorme carretel, que posteriormente são transportados para lançamentos em alto mar. A este procedimento, dá-se o nome de método *Reel Lay* ou carretel, uma ilustração representando esse procedimento pode ser visto na Figura 2.

A instalação dos primeiros tubos (*risers* rígidos), fabricados em aço com revestimento interno de ligas de níquel, em catenária (curva assumida por um fio suspenso sob a ação única do seu próprio peso) pelo método *Reel Lay* foi uma das dez tecnologias premiadas do pré sal. O conceito inovador que trata da instalação por meio deste método só foi possível com procedimentos especiais e teste de qualificação que permitiram a utilização destes tubos em condições severas. Foram utilizados aproximadamente 100 km de tubos deste tipo no projeto piloto de Sapinhoá e Lula NE. Um dado sólido que justifica a utilização dessas crescentes

tecnologias é a evolução dos recordes de produção diária de óleo no pré sal, que em janeiro de 2017 bateu o recorde de 1,34 milhões de barris de petróleo por dia.

Figura 2 – Método *Reel Lay* para lançamentos de tubos rígidos em alto mar.



Fonte: MASSA, 2003.

A principal problemática associada à instalação de risers pelo método *Reel Lay* é que o procedimento de armazenamento das tubulações em grandes carretéis, seguido do lançamento induz deformações relativamente elevadas nas juntas soldadas, de modo que os critérios para as soldas de união destas tubulações são bem rigorosos e, atualmente, para atender a demanda de lançamentos de tubulações de aço em alto mar, é requerido que os tubos tenham grande espessura para resistir aos esforços mecânicos exigidos, pois ainda não é garantido que a união suporte ao processo de enrolamento, sem falhar. Neste contexto, os principais aspectos necessários para uma solda ideal estão associados a manutenção da resistência à corrosão no revestimento interno destes tubos (normalmente a liga Inconel 625), o alto limite de escoamento e a tenacidade do metal de solda, para possibilitar o emprego de tubulações feitas com materiais mais resistentes, porém, de menor espessura e, conseqüentemente, menor peso. É importante destacar que tubulações mais leves permitem que os navios transportem uma quantidade maior de tubulação, reduzindo o tempo de lançamento e os custos operacionais. Nesse aspecto, uma possível solução para essa problemática seria o desenvolvimento de uma nova liga para união dessas tubulações que atendesse a todos os requisitos necessários, trazendo produtividade ao método de lançamento, permitindo uma maior quantidade de tubos enrolados, visto que, a redução de espessura seria um ganho.

Atualmente o trabalho de lançamentos pelo método *Reel Lay* é realizado comumente em tubos de aço API 5L X65, X70 e X80 de grande espessuras e revestidos internamente com Inconel 625. A tomada de decisão da utilização de uma determinada liga de níquel para união desses tubos cladeados está relacionada à existência desse revestimento interno com liga de níquel, pois é necessário que a união dos tubos também seja realizada com liga de composição química similar. Isso minimiza o risco de intensas alterações metalúrgicas na zona fundida que possam resultar, por exemplo, em trincas de solidificação. Contudo, para permitir a execução do método *Reel Lay* em tubos de menor espessura é necessário que a liga aplicada na união de tubos por meio de soldagem, apresente *overmatching*, ou seja, garanta um limite de escoamento superior ao do metal base, permitindo que a solda seja mais resistente (Penso, G., 2016).

Para que seja viável a utilização de tubos de menor espessura com soldas mais resistentes é necessário o aprofundamento no desenvolvimento de ligas de níquel com maior limite de escoamento, manutenção da resistência à corrosão e com tenacidade adequada. Possuindo então, requisitos de extrema importância operacional e econômica para o setor de petróleo e gás, onde os dutos submarinos são usados em grande escala. Cabe ressaltar que qualquer desenvolvimento de liga experimental exige o estudo sistemático para avaliação da soldabilidade, consolidando os requisitos para a sua aplicação.

O Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem – LPTS da Universidade Federal do Ceará, por meio da colaboração acadêmica com a Petrobras, está estudando a soldabilidade da liga níquel Inconel 680. Este estudo está inserido em um projeto que abrange um escopo bem maior, visando trazer soluções para viabilizar a união de risers rígidos que resistam a processos de lançamentos em alto mar, que exigem altas deformações, sem falhar. Neste contexto, a liga Inconel 680 foi desenvolvida como alternativa na união de tubos de aço da grade API, de menor espessura, mas com alto limite de escoamento, prometendo atender aos requisitos na união destes dutos rígidos. Estudo prévios do fabricante da liga, indicam que pode ocorrer *overmatching* para soldagens realizadas na união desses materiais. Todavia, é importante destacar que o desenvolvimento de uma nova liga, pode acarretar em grandes desafios em relação à soldabilidade, sendo muitas vezes necessários desenvolver procedimentos especiais de soldagem para que possam ser aplicadas de acordo com o objetivo. No caso deste trabalho, o estudo está relacionado à união de tubulações cladeadas utilizada como *riser* e cujo lançamento deverá ser realizado por meio da técnica *Reel Lay*.

A avaliação de qualquer liga envolve diversos estágios/etapas. Para o setor de petróleo e gás especificamente para união dessas tubulações, as propriedades mecânicas (dureza,

limites de tração/ escoamento e tenacidade), a resistência à corrosão e a soldabilidade são essenciais para que as soldas produzidas sejam consideradas de boa qualidade.

Logo, este trabalho tem como aspecto motivacional avaliar a liga experimental Inconel 680, desenvolvida especificamente como alternativa para o setor de petróleo e gás, com o intuito de promover uniões por meio de soldagem, em tubos de aço API 5L X65, revestidos internamente com liga de níquel e menor espessura de parede, para que possam ser lançados em alto mar, por método *Reel Lay*. Garantindo os requisitos de propriedades mecânicas e características metalúrgicas exigidas para aplicação (alta deformação característica do lançamento em alto mar pelo método *Reel Lay*).

2 OBJETIVO GERAL

Avaliar a liga de níquel experimental Inconel 680, como alternativa na união de tubos de aço API 5L X65 “cladeados” com Inconel 625, por meio da análise computacional, caracterização metalúrgica, aspectos operacionais e levantamento das propriedades mecânicas: dureza, limite de escoamento/tração, dobramento e tenacidade, para aplicação no setor de petróleo e gás.

2.1 Objetivos específicos

- ✓ - Avaliar se a liga atende ao critério de *overmatching* estabelecido pela norma vigente DNVGL – ST – F101;
- ✓ - Obter parâmetros de soldagem específicos para liga de níquel Inconel 680, capaz de soldar juntas com baixa diluição e excelentes propriedades mecânicas;
- ✓ - Obter diagrama de fases da liga em estudo, com a composição química inicial, através de software de análise termodinâmica;
- ✓ - Caracterizar metalurgicamente a liga de níquel experimental utilizada para soldagem neste trabalho;
- ✓ - Avaliar as principais propriedades mecânicas do metal de solda, após soldagem dessa liga em tubo API 5L X65;

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Os tópicos desta revisão, que serão mostrados a seguir, servirão como base para posterior discussão dos resultados desta dissertação.

3.1 Ligas de níquel para aplicações industriais

A demanda por materiais que aliem excelentes propriedades, como resistência mecânica e resistência a corrosão, em diversos tipos de ambientes, por parte das indústrias de geração de energia, petroquímica, aeroespacial e processamento químico, é cada vez maior. Os equipamentos nestes tipos de indústrias, muitas vezes operam em ambientes extremamente agressivos, em temperaturas criogênicas/altas temperaturas e com esforços mecânicos (por exemplo, aplicação de alta tensão, implicando em alta deformação), facilitando a degradação mais rápida dos materiais e justificando assim, a demanda por materiais altamente resistentes ou que suportem procedimentos de fabricação e/ou manutenção sem afetar o desempenho dos mesmos.

A indústria do petróleo e gás tem apostado bastante na utilização de componentes fabricados ou apenas revestidos em ligas a base de níquel, este último em maior aplicação, devido ao alto custo dessa liga. A principal justificativa para utilização das ligas de níquel na indústria, é a redução de custos, visto que, atualmente equipamentos de grande porte totalmente fabricados de um material nobre, estão sendo trocados por equipamentos em que são apenas revestidos com material mais nobre, sendo o material do substrato um material menos nobre (SILVA *et al*, 2012).

Materiais de mais baixo custo, como por exemplo, tubos de aço C-Mn revestidos internamente com ligas de níquel são vastamente utilizados neste tipo de indústria, para que possam transportar fluidos altamente corrosivos. Levando em consideração que os revestimentos produzidos nesses tubos podem acontecer por meio de soldagem e que para uni-los é necessário utilizar ligas também com alta resistência à corrosão (geralmente aços inoxidáveis ou as próprias ligas de níquel), é imprescindível que os materiais mantenham propriedades similares as que possuem quando utilizados separadamente, mesmo após a aplicação das técnicas de uniões e ou revestimentos. A aplicação de soldagem nesses materiais dissimilares (composições químicas diferentes) é um tipo de operação que deve ser

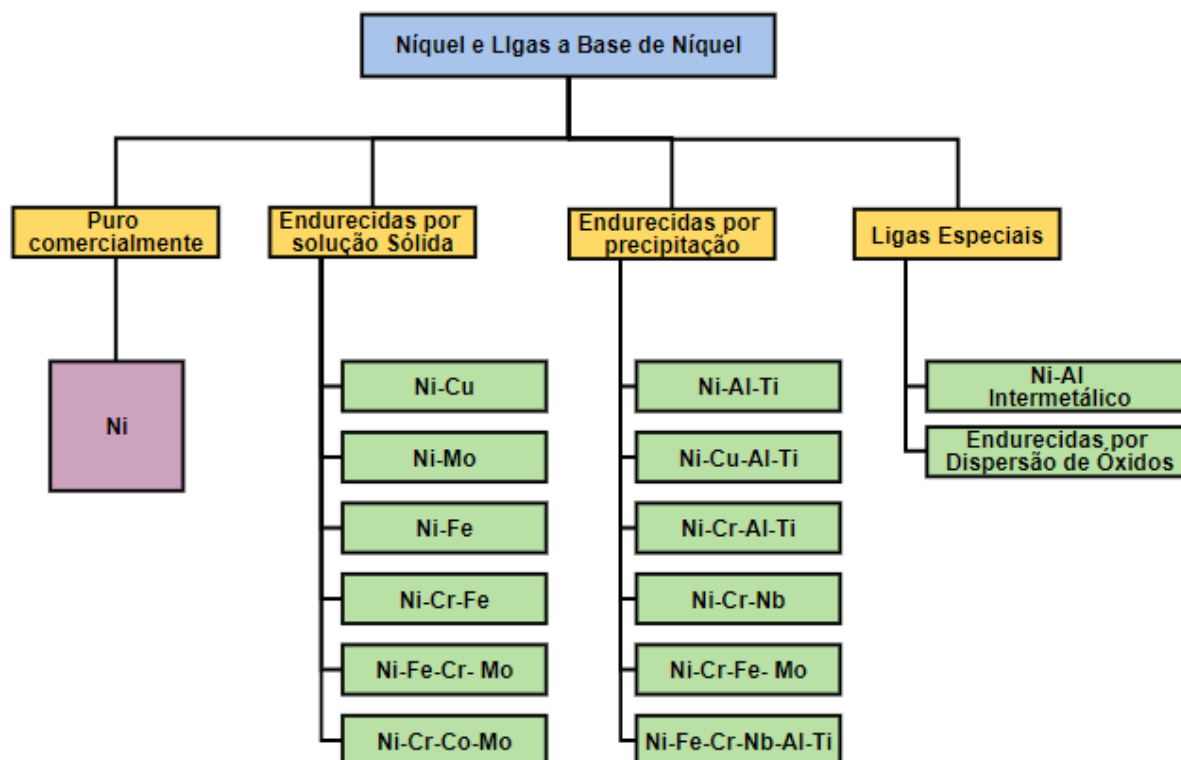
amplamente entendida e controlada, pois os ciclos térmicos ocasionados pela aplicação do calor, oferecem alterações metalúrgicas relevantes, que podem, quando não são devidamente controlados degradar as propriedades mecânico-metalúrgicas. Assim, consideráveis pesquisas têm sido desenvolvidas e conduzidas nos últimos 50 anos com esforços, para entender melhor e controlar a soldabilidade dessas ligas e desenvolver consumíveis de soldagem que atendam sempre a demanda de resistência mecânica e resistência a corrosão.

Para entender sobre soldagem de ligas de níquel, deve-se primeiramente entender as principais características desses materiais e os aspectos da soldagem, de metalurgia física e das propriedades mecânicas das ligas de níquel.

3.1.2 Classificação das Ligas a base de Níquel

Não há uma classificação sistemática para ligas à base de níquel, como para os aços e alumínio. Por esta razão, a maioria das ligas de níquel são conhecidas pelos nomes ou pelos números das ligas, que foi atribuído originalmente pelo seu fabricante. Um exemplo disso, é a liga INCONEL 600 e a liga HASTELLOY C-22 (DuPONT *et al*, 2009). Ligas a base de níquel são geralmente classificadas pela composição química, como pode ser visto na Figura 3 que fornece um breve sumário da classificação.

Figura 3 – Classificação das ligas a base de níquel



Fonte: Adaptado de DuPont *et al*, 2009

Especificamente neste trabalho, a liga a base de níquel avaliada é classificada como endurecida por solução sólida e por este motivo o próximo tópico abordará as características dessa classe.

3.2 Metalurgia física das ligas endurecidas por solução sólida

Ligas a base de níquel endurecidas por solução sólida são essencialmente endurecidas pela adição substitucional ou intersticial de elementos de liga (BROOKS, 1992), incluindo Titânio (Ti), Tungstênio (W), Molibdênio (Mo), Cromo (Cr), Ferro (Fe), Cobre (Cu) e em alguns casos Cobalto (Co), sendo os três primeiros a apresentarem os maiores potenciais para o mecanismo de endurecimento (SILVA, 2010). O nióbio também pode fornecer endurecimento por solução sólida, mas é principalmente adicionado como formador de carbonetos ou então precursor para formar precipitados endurecidos (Ni_3Nb). Esses elementos citados só conseguem fornecer essas características se eles não excederem o limite de solubilidade no níquel na fase γ -CFC (DuPONT *et al*, 2009). O limite de solubilidade para elementos comuns

em ligas endurecidas por solução sólida, podem ser vistos na Tabela 1.

Tabela 1 – Diferença aproximada entre tamanhos atômicos e solubilidade de vários elementos em níquel, a 1000°C.

SOLUTO	DIFERENÇA APROX. DO TAMANHO DO ÁTOMO	SOLUBILIDADE EM NÍQUEL, A 1000°C (WT%)
	Quando comparado ao níquel (%)	
C	43	0,2
Al	-15	7
Si	6	8
Ti	-17	10
V	-6	20
Cr	-0,3	40
Mn	10	20
Fe	0,3	100
Co	-0,2	100
Cu	-3	100
Nb	-15	6
Mo	-9	34
Ta	-15	14
W	-10	38

Fonte: Adaptado de DuPont *et al*, 2009

Dos dados mostrados na Tabela 1, pode-se destacar os valores de solubilidade do carbono e do nióbio, em níquel, que apresentam os menores valores, quando comparados com os outros elementos.

Normalmente, as ligas de níquel contêm carbonetos e a natureza deles, dependerá da combinação entre composição química e a taxa de resfriamento associada ao processo pelo qual foi conduzido (tratamento térmico ou soldagem). Os elementos Nb, Ti, W, Mo e Ta adicionados às ligas, poderão formar carbonetos do tipo MC. Carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ são promovidos por adição de Cr, Mo e W. A adição de Cr também pode estabilizar a formação de carbonetos do tipo M_7C_3 (REED, 2006), enquanto que Mo e W promoverão a formação de carbonetos M_6C . Na maioria das condições de processo, os carbonetos mais comumente encontrados nessas ligas, são os do tipo MC e $M_{23}C_6$. A maioria das ligas a base de níquel endurecidas por solução sólida, são fornecidas em condição como recozidos, para garantir que o material esteja livre de fases deletérias (DuPONT *et al*, 2009).

3.2.1 Solidificação

Com o intuito de formar conteúdo para melhor entendimento sobre a microestrutura do metal solda, será abordado alguns conceitos de solidificação a seguir.

Quando um líquido de composição uniforme se solidifica, raramente o sólido resultante também possui composição uniforme, isso ocorre devido a redistribuição dos átomos do soluto durante a solidificação. Essa redistribuição está relacionada a diversos fatores, como por exemplo, termodinâmica e cinética de fases.

No caso da solidificação de um metal puro, a composição do sólido é igual a composição do líquido e o crescimento da interface sólido/líquido (S/L) ocorre de forma planar. Entretanto, quando a composição do metal é uma composição nominal qualquer C_0 , o processo de solidificação é influenciado por diversos fatores e também mais complexo. No início do processo de solidificação os primeiros sólidos que se formam, podem não conseguir acomodar soluto suficiente, quanto se consegue acomodar no líquido, e o que acontece, é o rejeito deste soluto excedente para o interior da região líquida.

Esse comportamento durante o processo de solidificação é governado pelo fator de partição K , chamado fator de partição ou coeficiente de microsegregação no equilíbrio

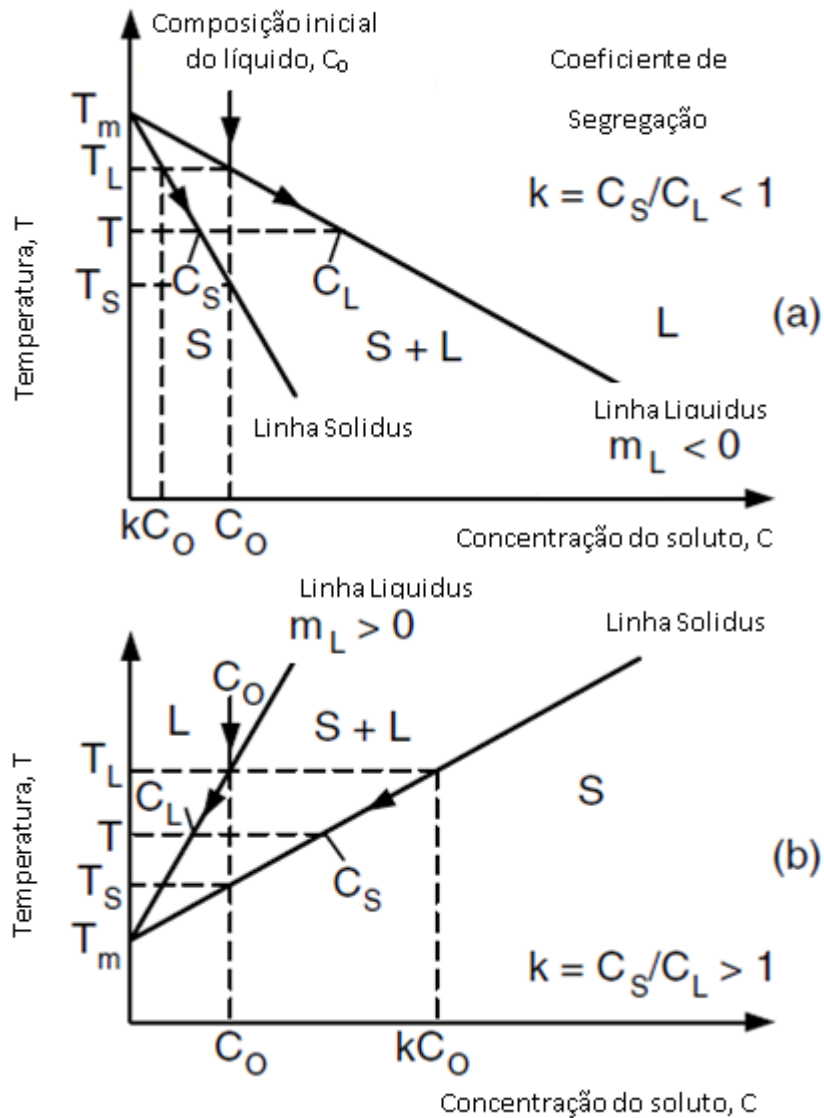
$$k = \frac{C_s}{C_L} \quad \text{Equação 1}$$

C_s e C_L são respectivamente as composições do sólido e líquido, na interface (S/L). E o valor de K depende da temperatura T e para uma melhor simplificação, este fator é considerado constante. O primeiro sólido a se formar possui composição KC_0 , de acordo com a equação 1 e o diagrama (a) da Figura 4, $C_L=C_0$ em $T=T_L$. O diagrama da Figura 4a mostra o caso em que o sólido não acomoda tanto soluto quanto o líquido, e o sólido assim rejeita o soluto no líquido durante a solidificação, então o líquido fica mais rico em o soluto durante a solidificação. Como o sólido cresce a partir do líquido, o teor de soluto continua a subir nessa fase também. Conforme pode ser observado pelas setas nas linhas solidus e liquidus na Figura 4a para $k < 1$, durante o processo de solidificação, C_s e C_L aumentam à medida que a temperatura T da interface S / L cai.

Quando considera-se o caso em que $k > 1$, o diagrama da Figura 4b mostra que o sólido pode acomodar mais soluto do que o líquido, e assim, durante o processo de solidificação, o sólido absorve o soluto do líquido. Logo, durante esse processo o teor de soluto do líquido continua a cair. Como o sólido cresce a partir do líquido, o teor de soluto também continua a

cair, conforme indicado pelas setas nas linhas solidus e liquidus na Figura 4b para $k > 1$, C_S e C_L diminuem à medida que a temperatura T da interface S / L cai durante a solidificação

Figura 4 – Diagrama binário ilustrando o fator de partição k .



Fonte: Adaptado de KOU, 2003.

3.2.2 Segregação dos elementos durante a solidificação

A soldabilidade, as propriedades mecânicas e a resistência a corrosão, são amplamente controladas pelo comportamento da solidificação e, conseqüentemente, da microestrutura resultante da zona fundida (CIESLAK, 1991).

As características de interesse da microestrutura primária incluem desde a distribuição

dos elementos de liga através das subestruturas dendríticas/celulares, com suas composições químicas no centro da dendrita e nas regiões interdendríticas, que pelo processo natural de solidificação, rejeitam o soluto para a região que ainda encontra-se no estado líquido, sendo esta região a última a solidificar (CHARRE, 1998), assim como a formação de fases que se formam na zona fundida.

Algumas considerações sobre segregação de elementos de liga, devem ser feitas. Os elementos Nb, Ti e Si, não possuem grandes diferenças entre o comportamento de segregação no complexo multicomponentes de ligas no sistema binário Ni-X. A segregação potencial do Nb tem sido vista com grande importância para controlar a evolução microestrutural em superligas que dependem de fases para endurecimento, como γ'' -Ni₃Nb.

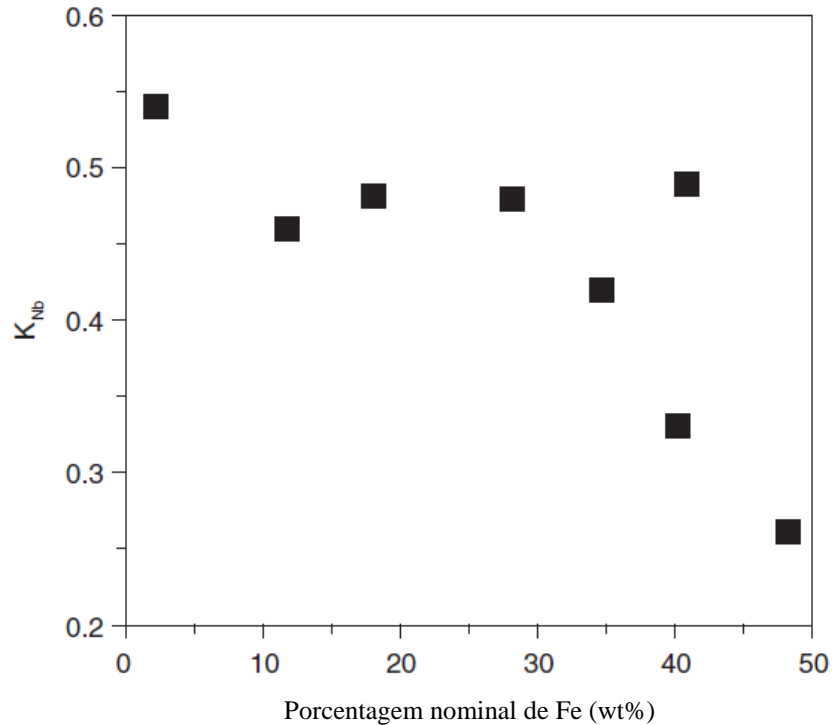
O valor de solubilidade para o Nb é mais baixo em liga de multi componentes, quando comparado a solubilidade no sistema binário simples Ni-Nb, o que implica que a solubilidade do Nb decresce com o aumento de outros elementos de liga. Um exemplo disso é a solubilidade sólida do Nb em γ -Ni, que chega a ser no máximo 18% em peso.

Em comparação, a solubilidade do Nb no γ -Fe é no máximo 1,5% em peso. Então, baseado nessas diferenças, a adição de Fe, decresce a solubilidade do Nb em γ (DuPONT *et al.*, 2009). O decréscimo de K_{Nb} , onde K é definido como coeficiente de partição ou ainda coeficiente de segregação, em função de vários teores de ferro, pode ser visto na Figura 5.

Esse coeficiente é definido como a razão entre a composição química do sólido e a composição química do líquido, na interface sólido/líquido (S/L), podendo variar com a temperatura e exibindo valores menores ou maiores que 1.

Quando K apresenta valores menores que 1 significa que o sólido rejeita o soluto para líquido e então os elementos segregam para região interdendrítica, deixando a região do centro da dendrita mais pobre desses referidos elementos. Quando K apresenta valores maiores que 1 significa que o soluto é absorvido pelo sólido (SILVA, 2010; AGUIAR, 2010).

Figura 5 – Variação do Coeficiente de partição K_{Nb} , em função de vários teores de Fe



Fonte: Adaptado de DuPONT *et al*, 1998

Elementos que possuem valores de raios atômicos similares ao raio atômico do Ni, como Fe, Cr e Co, possuem valores de K próximos à unidade e geralmente exibem boa solubilidade. Essas diferenças já foram mostradas na Tabela 1.

3.2.3 Precipitação de fases

Devido a vasta faixa de elementos químicos que podem ser adicionados às ligas a base de níquel, estas podem apresentar diversos tipos de microestruturas, que podem ser simplesmente formadas por γ , ou mais complexas, podendo apresentar diversas fases precipitadas, que podem precipitar intencionalmente como mecanismo de endurecimento ou podem precipitar devido a variação do perfil de segregação de cada elemento químico (SILVA, 2010).

É fato que o fator determinante para a precipitação de fases está relacionado com a composição química e as transformações que ocorrem ao longo do tempo de resfriamento, logo, a presença dos elementos de liga Ni, Cr, Co, Mo, W, Nb e Re podem influenciar

diretamente na formação de fases indesejáveis, como as fases topologicamente compactas ou fases TCP (*Topologically Close-Packed*).

Essas fases precipitam devido a segregação de elementos durante a solidificação que ocorre fora do equilíbrio, com possibilidade de precipitarem tanto no centro da dendrita, como na região interdendrítica, dentre estas fases, pode-se citar as principais: fase σ , fase μ , fase P e fase Laves (SILVA, 2010; AGUIAR, 2010; NYSTROM *et al*, 1997).

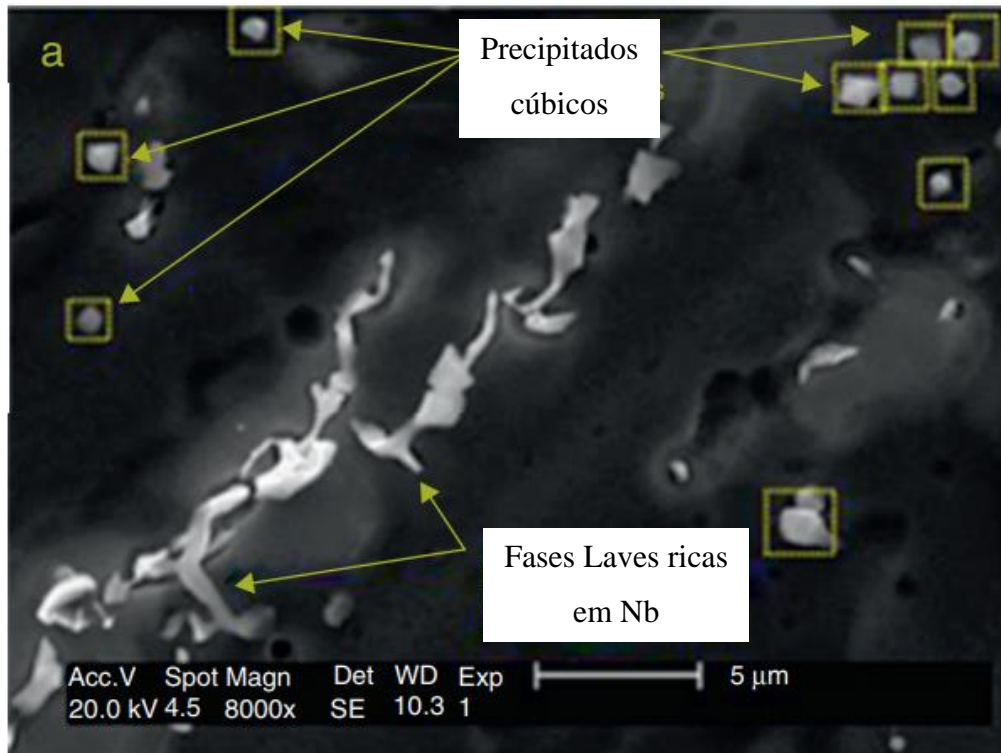
As fases TCP que apresentam morfologias em formas de plaquetas, formam uma espécie de concentrador de tensão para início de formação e propagação de trincas e em temperaturas elevadas apresentam boa resistência, sendo extremamente frágeis em temperatura ambiente (LUKIN *et al*, 2001; PINHEIRO, 2014)

Trabalhos realizados com soldagens da liga de níquel Inconel 625, por CIESLAK (1988) e DuPONT (1996) mostraram que um baixo coeficiente de microsegregação na região interdendrítica (último líquido a solidificar), favorece a ampliação da faixa de temperatura de solidificação, acompanhado da formação de eutético de baixo ponto de fusão γ + Laves, favorecendo a formação de trincas de solidificação no metal de solda.

Em um outro trabalho, CIESLAK (1991) estudou o comportamento da solidificação das ligas 625 e 718, contendo teores de $3\% < \text{Nb} < 5\%$ e também comparou com ligas de composição similares, livres de Nb, onde mostrou que o comportamento da solidificação é dominado pela segregação do Nb, quando este elemento está presente, formando o eutético γ + Laves, o que não ocorre quando não há a presença desse elemento.

SILVA *et al* (2013) também verificou por meio de soldagens de revestimento pelo processo TIG com alimentação de arame frio da Liga 625, que além de Nb, o Carbono (C) e o Silício (S) são igualmente importantes para formação de carbonetos e fases Laves, juntamente com o Fe. O estudo também reportou a presença de precipitados cúbicos, ricos em Nb e Ti (no metal de solda, que consistiam da combinação de nitreto do tipo (TiN) e carboneto do tipo (NbTi)C, não comumente encontrados para esta liga, a Figura 6 mostra alguns desses precipitados.

Figura 6 – Precipitados cúbicos no metal de solda de revestimentos com a liga Inconel 625



Fonte: Adaptado de SILVA *et al.*, 2013

3.3 Propriedades mecânicas

Geralmente, as ligas endurecidas por solução sólida preservam boas propriedades, na condição como soldadas e podem ser aplicadas logo após a soldagem, sem que haja perdas significativas às propriedades mecânicas, diferentemente das ligas endurecidas por precipitação que precisam ser termicamente tratadas para desenvolver dureza.

A segregação durante a solidificação pode reduzir o efeito de endurecimento por solução sólida na zona fundida, porém, pode ser compensado pelo surgimento de fases secundárias que se formam interdendriticamente e promovem o endurecimento, dependendo do tipo de composição química da fase e da fração volumétrica presente.

As ligas selecionadas para a realização de soldagens em materiais que deverão ser aplicados na indústria do petróleo e gás, devem ser capazes de manter suas propriedades mecânicas mesmo após longos tempos de serviço, sem que haja deterioração das mesmas.

Devendo a união produzida com esse tipo de liga e por meio de passes de soldagem ser

apropriada aos diversos tipos de ambientes, como altas pressões, altas temperaturas e ainda suportar a condução de fluidos corrosivos (PENSO, 2016). As propriedades de algumas ligas a base de níquel, encontram-se na Tabela 2.

Tabela 2 – Propriedades Mecânicas de algumas ligas a base de níquel

Liga de níquel	Designação UNS	Limite de Resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento – 0,2% offset (Mpa)	Alongamento (%)
LIGA 200	N02200	485	275	40
LIGA 400	N04400	585	345	35
LIGA 600	N06600	550	345	40
LIGA 601	N06601	620	380	40
LIGA 617	N06617	795	450	40
LIGA C-22	N06622	690	380	35
LIGA 625	N06625	830	415	30
LIGA 690	N06690	620	380	40
LIGA 800	N08800	585	310	40

Fonte: Adaptado de DuPONT *et al*, 2008.

A seleção da liga a ser utilizada, deve ser escolhida de acordo com o objetivo final para o projeto a qual foi designada, sendo importante deixar claro que no caso em que o metal de solda sofre deformações maiores que 0,4%, que é o caso de tubulações lançadas em alto mar pelo método de *Reel Lay*, o metal de adição que une os tubos deve atender a resistência necessária de acordo com a norma DNVGL - ST - F101, 2017 e para que apresente *overmatching* em relação ao metal base, o limite de escoamento deve ser 20 MPa menor que o limite de escoamento máximo, designado em norma, para o metal de base utilizado.

3.4 Soldagem de ligas de níquel

O uso de materiais especiais, como ligas a base de níquel, traz diretamente a questão da soldabilidade na fabricação de plantas químicas e equipamentos de processos, tecnologia *offshore*, bem como meio ambiente e tecnologias de produção de energia.

A segurança e a vida em serviço desses componentes/plantas, são determinadas pela qualidade das juntas soldadas. Os requisitos especificados para os operadores, são usualmente exigentes e a seleção dos materiais a serem soldados devem levar em consideração as condições de operação, características do processo, temperatura e pressão em que serão utilizados.

Contudo, ótimos resultados podem ser obtidos se o projeto e a fabricação estiverem em harmonia com as características de soldagem dos materiais que forem utilizados. A seleção adequada dos metais de adição e dos processos de soldagem, desempenham um papel decisivo e deve ser considerada desde o começo do projeto (HEUBNER *et al*, 2008).

A avaliação do quanto uma liga é considerada soldável depende das características de processo, pela facilidade ou não de se realizar a união ou o revestimento de materiais, das alterações metalúrgicas, da manutenção das propriedades físicas e mecânicas aceitáveis, da tendência de formação de trincas durante e, após a soldagem, da resistência à corrosão e da durabilidade quando aplicadas em serviço (SILVA, 2010; LIPPOLD, 2005).

Com as características citadas e o comportamento mecânico-metalúrgico das ligas de níquel, a soldabilidade delas está altamente relacionada com a composição química que influencia o comportamento da solidificação, que por meio de segregação de elementos químicos podem precipitar fases que fragilizam a região da solda, tornando o material mais susceptível à corrosão, trincas, perda de tenacidade e relativamente frágeis.

3.4.1 Soldagem Dissimilar

A soldagem com materiais dissimilares tem ganhado bastante espaço nas últimas décadas, tal evento se dá pela diminuição dos custos, por parte das indústrias, conforme comentado anteriormente.

A soldagem dissimilar pode garantir condições adequadas na união para evitar ou externar, o surgimento de defeitos (tais como trincas), problemas metalúrgicos e incompatibilidade de propriedades mecânicas.

Para aplicação de revestimentos, a soldagem dissimilar além de reduzir o custo pela menor utilização em peso de material mais nobre (e mais caro) pode viabilizar a fabricação de componentes que precisem da combinação de propriedades.

Como exemplos podem ser citados as peças que precisam de um substrato tenaz para suportar impactos e esforços diversos e de uma superfície dura para resistir ao desgaste. Outros exemplos são associados aos componentes que precisem de substratos com alta resistência mecânica (aços Cr-Mo e ARBL), mas as superfícies devem ser revestidas com materiais com maior resistência a corrosão (tais como alumínio, aços inoxidáveis e ligas de níquel).

O motivo pelo qual a soldagem dissimilar vem ganhando espaço, é a inviabilidade de um equipamento, na maioria das vezes, com altas dimensões, ser fabricado totalmente de ligas especiais, tais como níquel e aços inoxidáveis com características especiais de cada classe de materiais. Um exemplo, seria a alta resistência a corrosão, por conta de preços absurdamente elevados, dando espaço a utilização dessas ligas somente em revestimento de materiais menos nobre.

Em geral, na indústria de petróleo e gás, os equipamentos são fabricados em aços carbono, aços C-Mn, e ainda alta resistência e baixa liga, os chamados ARBL e revestidos com ligas de níquel.

O grande problema na soldagem de materiais dissimilares é a dificuldade no controle da soldagem, para evitar a formação de trincas, de regiões frágeis ou ainda da precipitação de fases indesejáveis, abrangendo assim, situações totalmente críticas para o processo. Para superar estas dificuldades, o estudo adequado de processo é fundamental.

Técnicas mais elaboradas envolvendo os diversos parâmetros de soldagem vêm sendo aplicados para evitar a formação de trincas, a precipitação de fases e a diluição. Outro aspecto fundamental é a relação de comprimento de onda entre o metal de base e o metal de adição, de modo que a devida análise do campo de precipitação das fases indesejáveis possa ser utilizada para estimar a diluição adequada para evitar a formação destas fases.

Novamente, a aplicação de parâmetros adequados de soldagem é fundamental para proporcionar a melhor faixa de diluição.

O revestimento é um típico exemplo de soldagem dissimilar, onde se há necessidade do controle do aporte térmico e das variáveis relacionadas ao processo ser essencial para a produção de camadas sem alterações metalúrgicas relevantes e, conseqüentemente, com alta resistência a corrosão e boas propriedades mecânicas, tais propriedades conseguem garantir segurança e maior vida útil dos equipamentos em serviço, pois estes são empregados em

condições severas, em altas temperaturas, em contato com fluidos corrosivos, com presença de sulfetos, cloretos, gás carbônico, entre outros, além de estarem geralmente carregados mecanicamente, através de esforços e tensões aplicadas.

Conforme citado anteriormente, o tipo de material do substrato, o material de revestimento, o processo de soldagem, a técnica aplicada para a fabricação de novos componentes, são fatores que também podem ser entendidos como um problema que deve ser estudado e analisado, para que futuramente, sejam evitados acidentes, além da redução de falhas operacionais e intervalos em paradas de manutenção.

A complexidade da produção do revestimento, levando em consideração todas as variáveis já citadas anteriormente, deve ser expressamente entendida, para que revestimentos com ligas de níquel opcionais às ligas já altamente conhecidas e estudadas, sejam viáveis para aplicações industriais que sejam solicitadas altas performances.

A união de materiais revestidos também acaba se tornando um desafio para soldagem, visto que os primeiros passes devem manter as propriedades de resistência à corrosão e dependendo se a aplicação a qual se destina o equipamento exigir esforço mecânico, como por exemplo a aplicação de tensão, os demais passes devem manter as propriedades mecânicas iguais ou superiores que as do metal de base utilizado, fazendo surgir um grande desafio para a engenharia de materiais.

3.5 Processos de soldagem

As ligas de níquel, podem ser soldadas pelos processos de soldagens comuns, dos quais podemos citar: TIG, TIG com alimentação de arame quente/frio, Plasma, MIG/MAG, Eletrodo Revestido, Arco Submerso e Soldagem a Laser.

Neste trabalho, o processo de soldagem que será utilizado nos ensaios exploratórios e definitivos, é o processo MIG/MAG. Nesse processo a fonte de calor está entre o arame eletrodo, que está em constante fusão para alimentar a poça de soldagem e o metal de base.

A soldagem com arco pulsado é uma interessante alternativa para soldagem de ligas a base de níquel e está crescendo em nível de importância. A possibilidade de sobreposição de pulsos de corrente com frequência ajustável na corrente de soldagem (corrente de base), oferece a possibilidade de ser capaz de controlar o andamento do processo de soldagem, assim como ser seguro a soldagem de placas com fina espessura e também ser capaz de soldar com relativamente baixas energias.

Para a realização de soldagens com esses materiais, pode-se utilizar gases de proteção inertes ou ativos. Para soldagens com gás de proteção inerte, utiliza-se para essas ligas, argônio ou hélio, ou a mistura dos dois gases.

No processo MIG/MAG com gás de proteção ativo, pode haver uma adição de hidrogênio e dióxido de carbono ao argônio/hélio. As composições dos gases podem variar de acordo com a soldabilidade de cada liga. Mas as misturas podem melhorar o fluxo, penetração e molhabilidade e podem ainda diminuir respingos. (HEUBNER *et al*, 1998).

3.6 Trincas a quente

Trincas a quente, é um dos principais problemas que ocorrem relacionados à soldagem de ligas de níquel e podem estar presentes durante a fabricação ou manutenção de componentes devido a presença de um filme líquido na microestrutura e é mais frequentemente presente ao longo dos contornos de grãos, na zona fundida e em zonas parcialmente fundidas.

Esses filmes podem se manter em temperatura bem abaixo da temperatura de equilíbrio de solidificação ($T_{solidus}$) da matriz, ou seja, esses filmes estendem a faixa de temperatura de solidificação “efetiva” das ligas. Muitas vezes essas temperaturas estão bem abaixo da $T_{solidus}$ de equilíbrio, devido ao efeito da segregação de soluto e impurezas, durante o processo de solidificação.

O termo “Hot Cracking”, refere-se ao fenômeno de trincas a quente e que são divididas em 3 tipos: trincas de solidificação (ocorre na zona fundida e no final da solidificação), trincas de liquação na Zona Afetada pelo Calor (ZAC), ocorrendo na zona parcialmente fundida e trincas de liquação na ZAC do metal de solda prévio (mais frequentemente observada em soldagens multipasse e após reparos de soldagem) (LIPPOLD *et al*, 2014).

3.6.1 Trincas de solidificação

Esse tipo de trinca ocorre preferencialmente nos contornos de grãos e ocasionalmente nos contornos de subgrãos na zona fundida. Para que ocorra esse tipo de trinca, duas principais condições devem estar presentes no metal de solda, são elas: 1) Tensões e 2) Microestrutura susceptível a trinca (LIPPOLD *et al*, 2014).

As tensões são potencializadas pelas restrições presentes nos componentes e nas regiões da solda. A restrição pode estar associada ainda há outros dois fatores: um deles é a

restrição interna, que estaria associado a uma restrição natural de contração no material e até mesmo de propriedades dos materiais.

O outro fator está relacionado a restrição externa, onde é necessário a fixação de objeto com restrição mecânica, na junta. O fator de microestrutura susceptível a trincas resulta do assunto abordado anteriormente, onde os filmes líquidos nos contornos de grãos, diminuem a temperatura de equilíbrio de solidificação dos materiais, porque essa região é rica em soluto, rejeitado pelo sólido e que podem formar eutéticos de baixo ponto de fusão (LIPPOLD, 2014; ROBSON & SCOTT, 1980).

Existem várias teorias que propõe as condições para a formação de filmes líquidos ao longo do contorno de grão, durante o final do processo de solidificação. Há uma incapacidade do filme líquido de suportar a contração e tensão mecânica, durante a solidificação e subsequente resfriamento da solda, que resulta na separação de contorno de grão e então há trinca de solidificação.

Logo, uma das maneiras de se eliminar ou reduzir o aparecimento de trincas a quente, seria controlar efetivamente a presença de filmes líquidos, como já foi explicitado anteriormente, ao longo dos contornos de grãos. Pode-se citar ainda que um dos efeitos dominantes para o controle de formação da trinca a quente é a simples análise e controle da composição química do metal de solda (LIPPOLD *et al*, 2014).

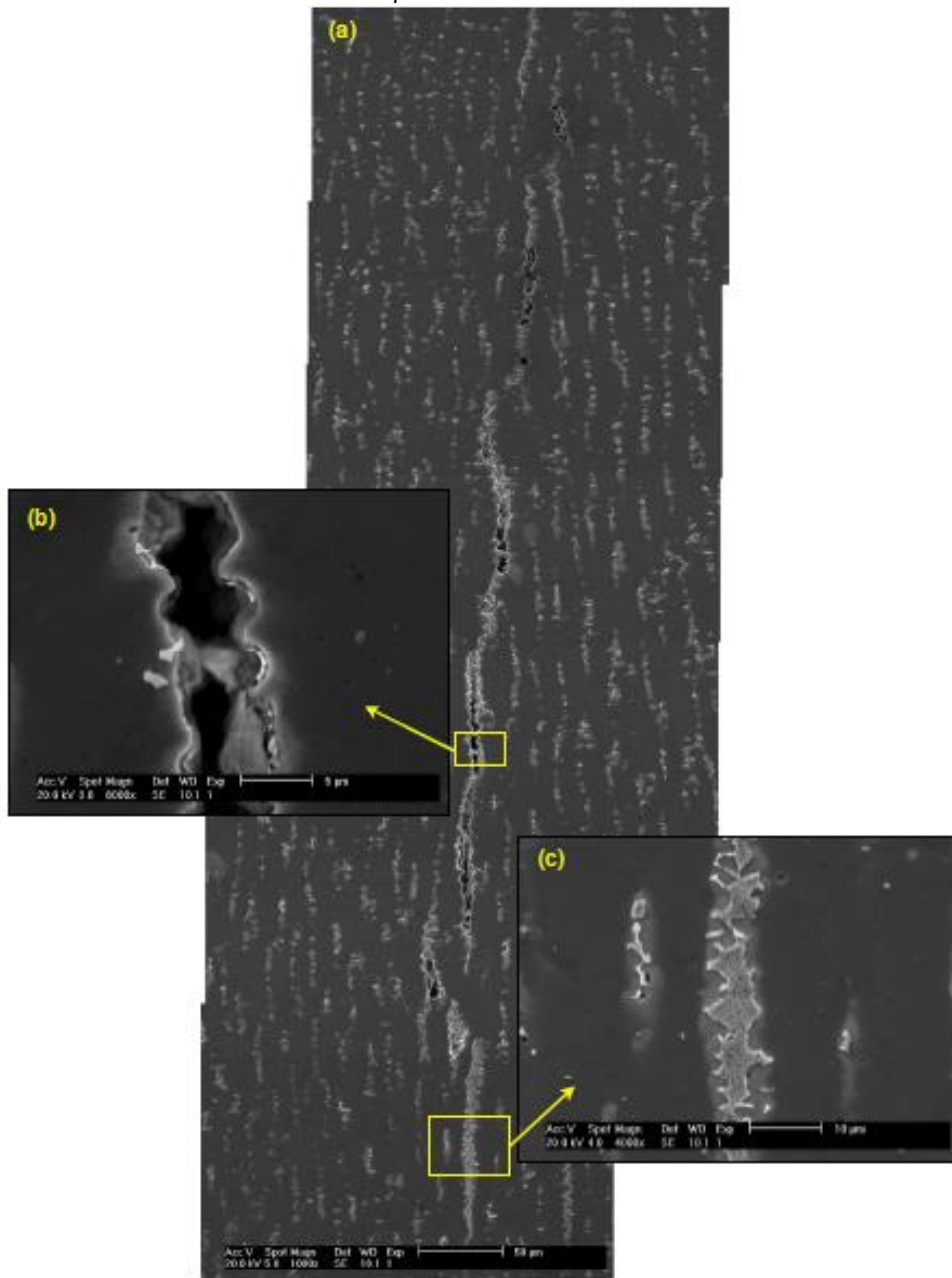
GALLAGUER E LIPPOLD (2011) realizaram um experimento indicador de susceptibilidade a trinca da liga de níquel C-22 e verificaram que a liga possuía uma faixa de temperatura de trinca de solidificação de 50°C, apresentando excelente resistência à trinca de solidificação. A faixa de temperatura de solidificação da liga é proporcional à faixa de temperatura de trinca de solidificação, indicando que quanto maior o valor da faixa de temperatura de solidificação da liga, maior será sua susceptibilidade à formação de trinca de solidificação.

HÄNNINEN *et al* (2008) verificou a suscetibilidade da formação de trincas a quente em soldas dissimilares com ligas de Ni (ligas 152, 52, 182, e 82) e concluiu que os metais de solda das juntas possuíam uma microestrutura marcada pela segregação dos elementos Nb, Si, P e Mn no último líquido a solidificar entre os contornos das dendritas. Ligas que continham Nb, apresentaram comportamento de precipitação de fase eutética Laves e Nb (C, N) ao longo dos contornos das dendritas. Já as ligas que continham Ti formaram fases TiN (C). O estudo fez um *ranking* de quais ligas seriam mais susceptíveis a este tipo de trinca e relacionou essas diferenças com o efeito da diluição causado pelo Fe, Si e C, que aumentaram a quantidade de fases eutéticas e expandiram a faixa de temperatura de solidificação.

SILVA (2010) estudou soldagens de revestimentos em ligas de níquel e evidenciou o surgimento de trincas de solidificação no metal de solda da liga Inconel 625. A Figura 7 mostra a imagem da trinca, com o detalhe do filme de fase secundária entre as superfícies e uma região próxima contendo o eutético γ /Laves rico em Nb. É possível dizer que a participação do Nb para formação desse tipo de trinca, em ligas de níquel é fortemente observada, pela formação de compostos eutéticos no final da solidificação, considerando então que são fatores primordiais para dar origem a trincas a quente.

Pode-se ainda citar que os principais fatores que influenciam o aparecimento de trincas de solidificação estão associados ao controle da composição química, a formação de filmes líquidos no contorno de grãos e o efeito da restrição na soldagem. Em ligas de níquel um dos principais fatores do aparecimento de trincas de solidificação, está relacionado à presença de Nb, pois o efeito da segregação desse elemento aumenta a faixa de temperatura de solidificação, deixando o material susceptível a trincas (DuPONT *et al*, 1998).

Figura 7 – (a) Trinca de solidificação em metal de solda de revestimento soldado com liga 625. (b) Detalhe da trinca mostrando o filme de fase secundária entre as superfícies. (c) Região interdendrítica contendo o eutético γ /Laves rico em Nb.



Fonte: SILVA, 2010.

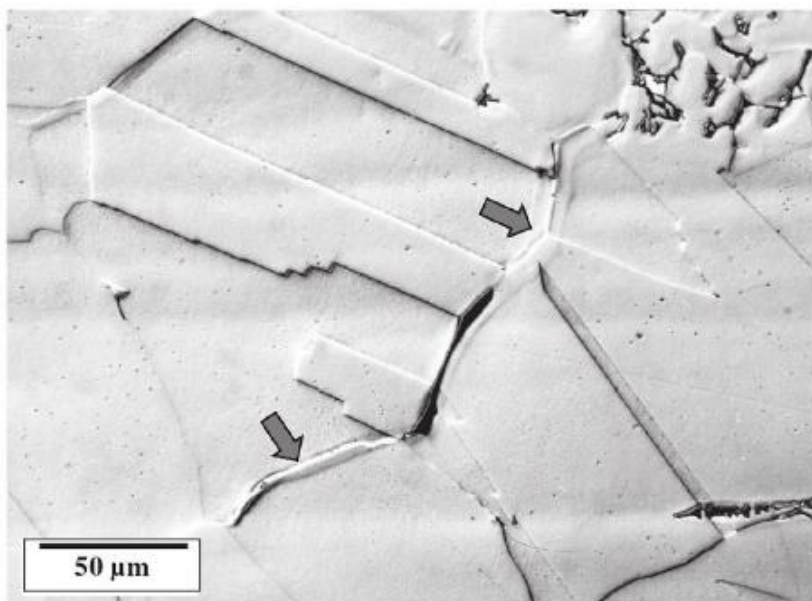
3.6.2 Trincas de liquação no metal de solda e na ZAC

Trincas de liquação representam um outro tipo de trincas a quente. Esse tipo de trinca pode ocorrer no metal de solda ou na ZAC. O aparecimento destes tipos de trinca acontece devido ao reaquecimento de uma região, quando há soldagem multipasse e, conseqüentemente, ciclos de reaquecimento na ZAC do passe atual, formada em uma zona fundida já existente, decorrente de uma soldagem prévia. Esse tipo de trinca, se forma próximo a linha de fusão.

Na região da ZAC, as trincas de liquação geralmente ocorrem ao longo do contorno de grão, na região parcialmente fundida. São trincas geralmente pequenas e normalmente se formam durante o resfriamento, em picos de temperatura acima da temperatura efetiva de solidificação, um dos fatores para a ocorrência é o tipo de estrutura do metal base e a história térmica da ZAC.

Também pode haver a associação desse tipo de trinca com o crescimento de grão. Para que o local esteja susceptível a trinca de liquação o líquido deve ser capaz de molhar ou penetrar o contorno de grão. Na Figura 8 está um exemplo de trinca de liquação na ZAC, em um aço inoxidável AISI 304L, em que a fusão que ocorre nos contornos dos grãos, é evidenciado pelo alargamento do contorno, indicado pela seta.

Figura 8 – Trinca de liquação em aço inoxidável AISI 304L



Fonte: Lippold *et al*, 2009.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Após a apresentação das principais características das ligas de níquel, da soldagem dissimilar e das possíveis alterações que podem ocorrer em consequência do aporte térmico aplicado nessas ligas. Neste capítulo serão apresentados os principais materiais utilizados neste trabalho e em seguida será descrita a metodologia adotada para realização de cada etapa. As etapas e os métodos aplicados para avaliar a liga experimental Inconel 680 como alternativa de união de tubos em aço API 5L X65 adotou critérios para aceitação de cada ensaio, considerando a norma DNVGL – ST - F101 (2017), que conceitua os principais requisitos para a soldagem de união e a aplicação de tubos soldados a serem lançados em alto mar pelo método de *Reel Lay*. Os tubos lançados em alto mar por meio desse método, admitem deformações maiores que 0,4% ($\epsilon \geq 0,4\%$), esse é o ponto de partida para diversas análises, principalmente no que se refere ao conceito de *overmatching* da liga experimental Inconel 680 em relação ao metal de base API 5L X65.

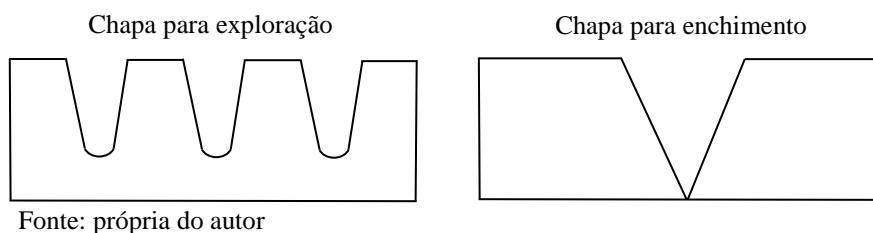
4.1 Materiais

4.1.2 Metal de base

Para realização das soldagens neste trabalho, foram utilizados dois tipos de metais de base. O primeiro tipo foi chapas de aço ASTM A36 com 25 mm de espessura, utilizada com o objetivo de explorar parâmetros de soldagens e para realizar soldagem de enchimento com metal de adição, com o objetivo de obter corpos de prova para ensaios de resistência à tração.

Para as soldagens de exploração de parâmetros, as chapas foram usinadas com 3 chanfros com abertura de 9°, para simular inicialmente as condições de soldagens reais. Para a soldagem de enchimento com o metal de adição, foi realizado um corte para chanfrar a chapa em 30°. O desenho esquemático na Figura 9 ilustra a configuração das chapas utilizadas nas soldagens.

Figura 9 – Desenho esquemático da configuração das chapas utilizadas nas soldagens



A composição química do aço ASTM A36, conforme norma ASTM A36/A36M, encontra-se na Tabela 3.

Tabela 3 – Composição química do aço ASTM A36, por norma.

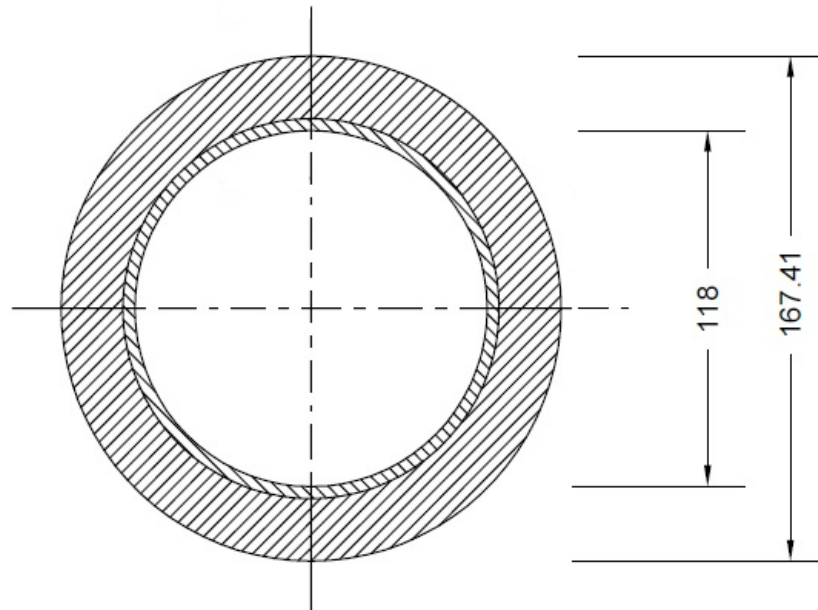
ELEMENTO	C	P	S	Si	Cu
% Máx. Em peso	0,26	0,04	0,05	0,4	0,2

Fonte: Adaptado de norma ASTM A36/A36M (2014).

O segundo tipo de metal de base utilizado, foi o aço API 5L X65 na forma de tubo sem costura, com aproximadamente 4,0 mm de *clad* de liga de níquel ERNiCrMo - 3 (Inconel 625). Estes tubos foram empregados para realização de soldagens de união definitivas.

Os tubos foram usinados externamente para retirada de ovalização e as dimensões aproximadas finais foram de 167,4 mm de diâmetro externo e 118,0 mm de diâmetro interno, totalizando uma espessura de parede de 24,7 mm, como pode ser visto na Figura 10. A parte interna do tubo foi usinada somente no local do chanfro e a espessura do *clad* remanescente nesse local foi de 3,5 mm.

Figura 10 – Dimensões aproximadas dos tubos (em mm), após usinagem.



Fonte: própria do autor

A composição química com teores máximos dos elementos e as propriedades mecânicas mínimas e máximas para tubos deste material, fornecida pela norma API 5L, 2012, para tubos PSL2, encontram se na Tabela 4.

Tabela 4 – Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X65, por norma.

Composição química						
Elemento	C	Si	Mn	P	S	Fe
% Máx. Em peso	0,18	0,45	1,7	0,025	0,02	Bal.
Propriedades mecânicas (MPa)						
Propriedade	Limite de escoamento			Limite de resistência		
Mínimo	450			535		
Máximo	600			760		

Fonte: Adaptado de norma API 5L, 2012.

4.1.3 Metal de Adição

O metal de adição utilizado em todas as soldagens deste trabalho, foi a liga de níquel experimental ERNiCrMoWNBtTi-1 (Inconel 680), em forma de arame eletrodo, com diâmetro de 1,0 mm. A composição química fornecida pelo fabricante, com faixas de elementos químicos, encontra-se na Tabela 5.

Tabela 5 -Composição química do metal de adição ERNiCrMoWNBtTi-1 (Inconel 680) segundo fabricante

Elemento	Ni	Cr	Mo	W	Nb	Ta	Ti
% Em peso	56 - 65	17 - 23	5 - 12	3 - 11	3 - 5	0 - 2	1,2 - 3
Elemento	Fe	C	Al	Co			
% Em peso	< 2	0,005 - 0,1	0,005 - 1,5	< 5			

Fonte: Adaptado de KISER *et al* (2017).

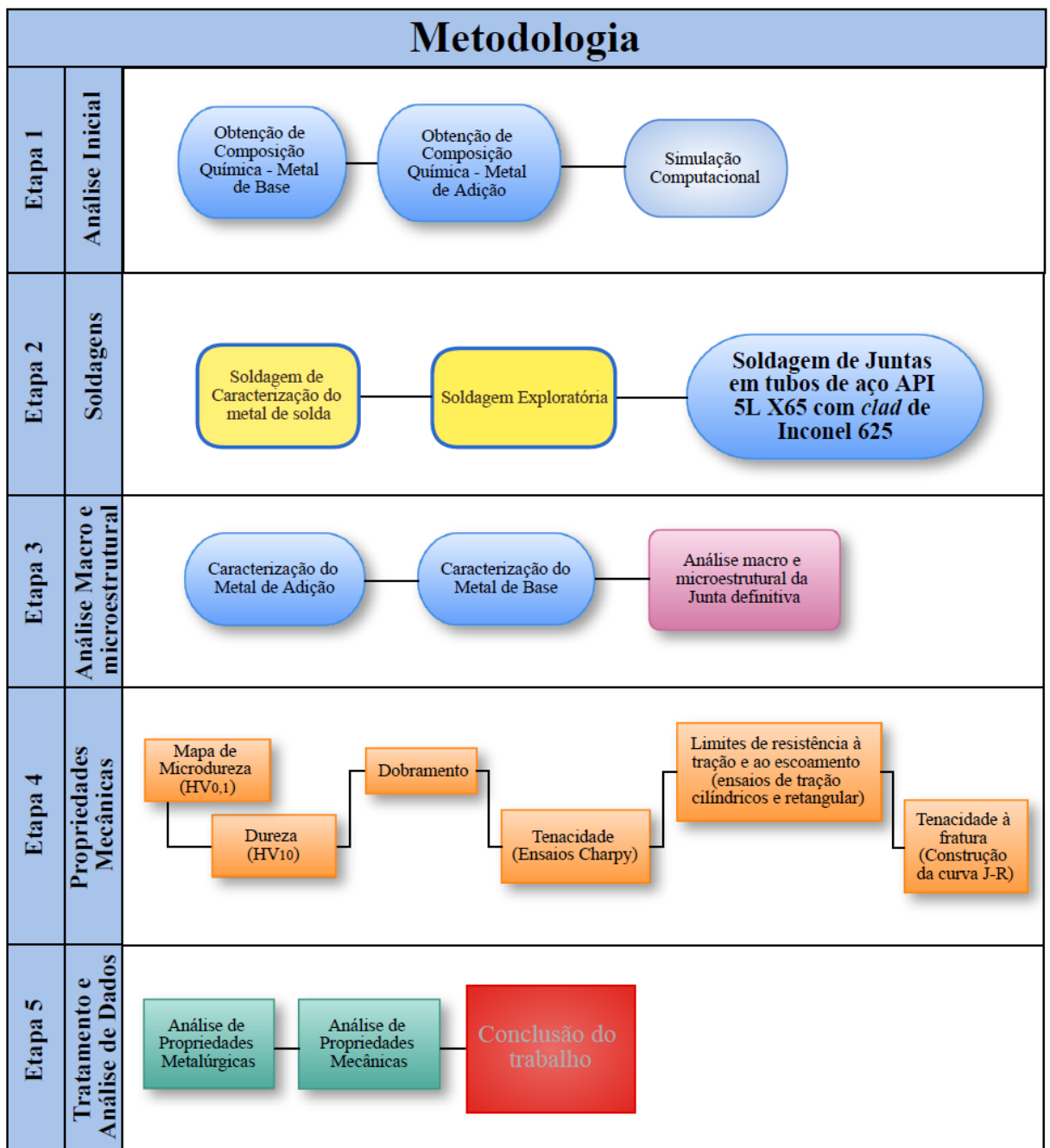
4.1.4 Gás de Proteção

O gás de proteção utilizado nas soldagens deste trabalho foi uma mistura de 50% de argônio com 50% de Hélio, com vazão média de 19 l/min. As soldagens definitivas utilizaram ainda argônio puro com vazão de 10 l/min, como gás de purga de raiz.

4.2 Metodologia

O fluxograma apresentado na Figura 11 foi utilizado para melhor descrever as etapas pertinentes a este trabalho. A metodologia empregada para realização das etapas, serão descritos a seguir.

Figura 11 – Fluxograma com todas as etapas do trabalho.



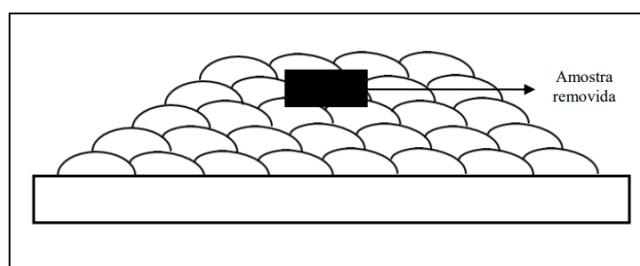
Fonte: Própria do autor

4.2.1 Etapa 1 – Análise inicial

Inicialmente, nesta etapa foi realizada a obtenção das composições químicas dos materiais empregados, seguido de simulação computacional para avaliação do comportamento metalúrgico esperado para a liga estudada.

Para obtenção das composições químicas, foi utilizado o equipamento espectrômetro de emissão ótica, onde o metal de base foi analisado na condição como recebido e o metal de adição, teve a composição química obtida através de uma “almofada”, produzida por soldagens de “amanteigamento”, em cinco camadas para a produção de cordões com valores de diluição, próximos a “zero”, segundo a norma AWS A5.28, 2005. A última camada foi analisada em amostra retirada, como mostra o desenho esquemático representando a “almofada” na Figura 12.

Figura 12 – Desenho esquemático da soldagem de amanteigamento e retirada de amostra para caracterização do metal de adição.



Fonte: Cavalcante, 2016.

4.2.2 Simulação Computacional

Após obtenção da composição química do metal de adição, foi realizada simulação computacional no software JMatPro – 9.1 e Thermocalc ® 2017b para estimar as propriedades e características da liga. Na simulação com Thermocalc ®, também foi utilizado o modelo clássico de Scheil-Gulliver, com entrada dos dados de composição química (% peso dos elementos). As simulações verificaram o comportamento metalúrgico da liga experimental, com a indicação de possíveis precipitações de fases, a faixa de temperatura de solidificação e associação destes fatores com a suscetibilidade à formação de trincas, em especial trincas de solidificação (característico de ligas ricas em elementos de liga).

4.2.3 Etapa 2 – Soldagem de enchimento, exploratória e de união

A etapa de soldagem envolveu várias atividades, dentre elas a soldagem de enchimento em chapa de aço ASTM A36, que foi inerente às atividades de exploração de parâmetros e de soldagem de união de tubos.

4.2.3.1 Soldagem para caracterização do metal de solda

Essa atividade foi realizada com a liga experimental, afim de se obter três corpos de prova com baixo teor de ferro e composição química mais próxima da composição da liga Inconel 680, para que a partir do centro do metal de solda, fossem retirados os corpos de prova para análise de propriedades mecânicas.

Essa etapa foi essencial para apropriação dos parâmetros iniciais de limite de escoamento, resistência à tração e alongamento da liga experimental. A Figura 13 mostra a configuração da chapa para enchimento com a liga.

Figura 13 – Configuração de chapa para enchimento com metal de adição.



Fonte: Própria do autor

Foram necessários 12 passes de soldagem para o enchimento total da junta, em modo de soldagem pulsado. Os parâmetros de soldagem utilizados para o enchimento encontram-se na Tabela 6.

Tabela 6 – Parâmetros de soldagens de enchimento

PARÂMETRO	FAIXA	UNIDADE
Velocidade de soldagem	0,3	m/min
Velocidade de alimentação	13,8	m/min
Corrente de pico	340	A
Corrente de base	110	
Tempo de pico	1,8	ms
Tempo de base	4	
Tensão média	33	V
DBCP	16	mm

Fonte: Própria do autor

4.2.3.2 Soldagem exploratória

Após realização de soldagem de enchimento para análise do metal de adição, a etapa de soldagem de união teve início por meio de ensaios de soldagens exploratórios.

É importante destacar que esses ensaios foram realizadas com processo MIG/MAG e por ser exploratório, a atividade foi realizada em chapas de aço ASTM A36, que foram chanfradas para simular as soldagens de união, definitivas em tubos (veja Figura 14). Essa atividade foi essencial para verificar o comportamento da liga, em diversos aspectos durante a soldagem em chanfros e realizar os devidos ajustes de processo e bancada.

Figura 14 – Chapas chanfradas para ensaios exploratórios



Fonte: Própria do autor

Após a realização de testes em chapas chanfradas, também foram realizados testes em tubos, com variação dos parâmetros de velocidade de soldagem e de alimentação de arame, tecimento, corrente e tensão médias, além de distância bico de contato peça (DBCP). Os parâmetros de testes, com suas respectivas faixas, estão apresentados na Tabela 7.

Tabela 7 – Parâmetros de testes de soldagens

PARÂMETRO	FAIXA	UNIDADE
Velocidade de soldagem	0,27 – 0,6	m/min
Velocidade de alimentação	13 – 18,5	m/min
Tecimento	1 – 6	mm
Corrente média	163 – 198,4	A
Tensão média	18 – 31	V
Tempo de pico	1,8 - 2	V
Tempo de base	3,5 - 4	ms
DBCP	16 - 20	mm

Fonte: Própria do autor

4.2.3.3 Soldagem definitiva

Após os ensaios preliminares, foi desenvolvido um procedimento especial para soldagem da liga experimental, por meio de adequações no processo de soldagem devido à grande dificuldade de soldabilidade que a liga apresentou, em relação à molhabilidade (capacidade de fluidez do material).

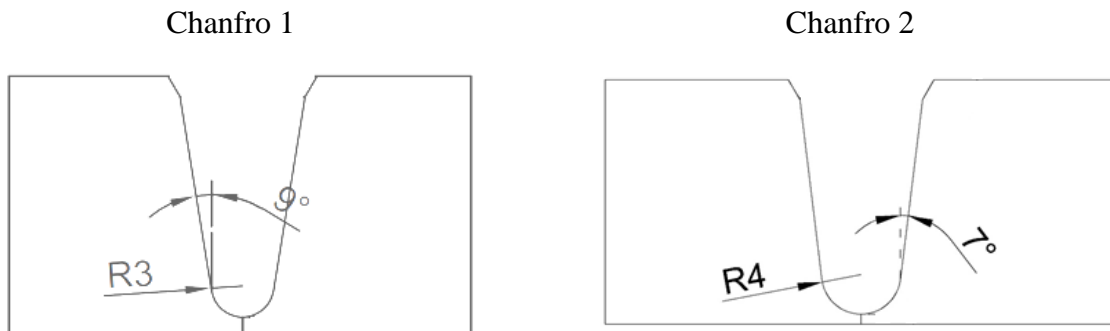
Após ajustes operacionais, as soldagens definitivas foram realizadas em duas partes: união de 3 pares de tubos com configuração de chanfro 1 (junta 1, 2 e 3) e união de um par de tubos com configuração de chanfro 2 (junta 4), ambos de aço API 5L X65 com *clad* de Inconel 625.

As soldagens definitivas foram divididas porque após a soldagem das primeiras juntas com configuração de chanfro 1, foi observada a presença de uma trinca de solidificação na região central do segundo passe de soldagem, que serviu para propagar a ruptura do corpo de prova retangular em ensaio de tração, na região do metal de solda. Logo, novas soldagens com a configuração do chanfro 2 foram necessárias para se obter corpos de prova sem

defeitos/descontinuidades.

Todos os tubos foram usinados com chanfro do tipo *narrow gap*, com 1,0 mm de face de raiz no chanfro 1, e 1,5 mm de face de raiz no chanfro 2. A ilustração da Figura 15 mostra um desenho esquemático, com a geometria dos chanfros utilizadas. O raio foi alterado de 3 mm para 4 mm e o ângulo do chanfro foi alterado de 9° para 7° .

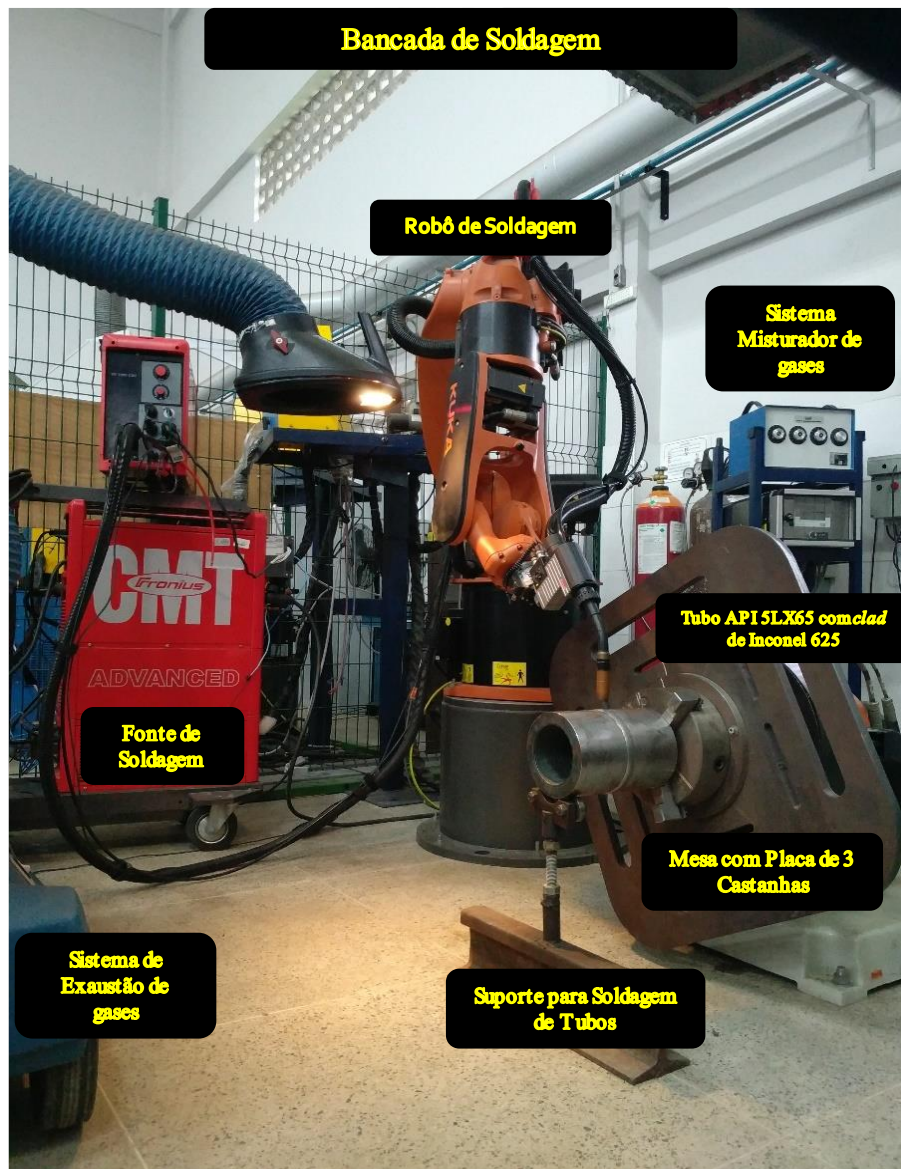
Figura 15 – Desenho esquemático das geometrias adotadas para os chanfros 1 e 2.



Fonte: Própria do autor

As soldagens exploratórias e definitivas foram realizadas em bancada robotizada com robô KUKA KR16, fonte de soldagem eletrônica, sistema misturador de gases e sistema de exaustão de gases de soldagem, mesa com placa de 3 castanhas acoplada para fixar os tubos e um suporte para soldagens de tubos, os dois últimos utilizados somente nas soldagens definitivas. A bancada de soldagem montada está na Figura 16.

Figura 16 – Bancada de Soldagem



Fonte: Própria do autor

As soldagens definitivas foram realizadas com DBCP de 18 mm e com a tocha a 90° do chanfro do tubo, na posição 1G (tubo girando, na posição horizontal e tocha parada). A Figura 17 mostra a configuração de soldagem.

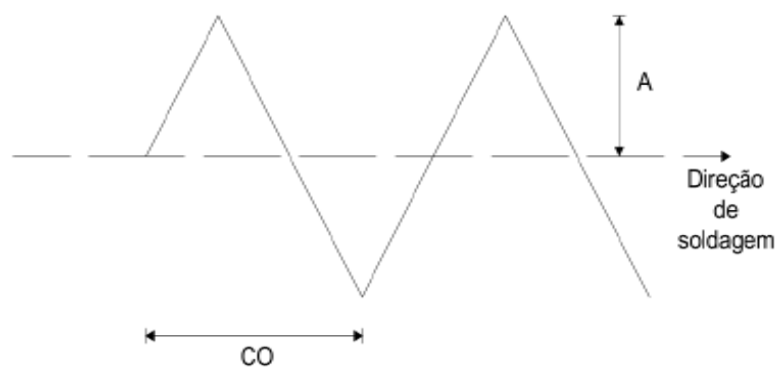
Figura 17 – Configuração de soldagem



Fonte: Própria do autor

Para realização do enchimento completo na união dos tubos, foi utilizado a técnica de 1 passe por camada, com tecimento no formato triangular (Figura 18).

Figura 18 – Formato de tecimento da tocha

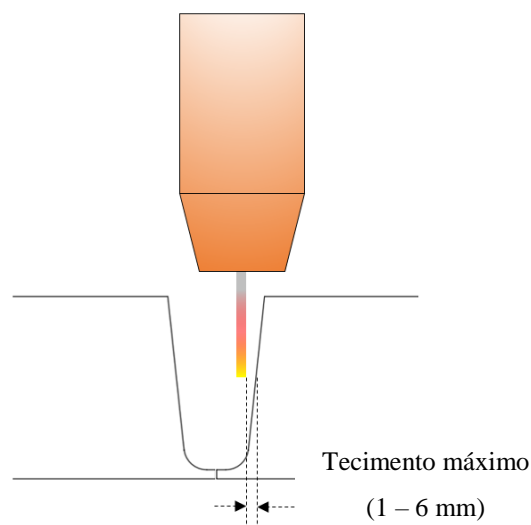


Fonte: PINHEIRO, 2017

Como o tecimento variou para cada passe, foi aplicado amplitude máxima próximo à parede do tubo (Figura 19), como forma de evitar faltas de fusão, principalmente nas paredes do chanfro.

Foram necessários a deposição de 8 passes (passe de raiz mais sete passes de enchimento) para produzir uma junta com reforço adequado, em juntas do chanfro 1 e 12 passes (raiz mais onze passes de enchimento), em juntas do chanfro 2.

Figura 19 – Tecimento máximo utilizado para deposição de um passe por camada



Fonte: O'Brien, 2016.

Os parâmetros utilizados para soldagens definitivas com a configuração de chanfro 1 e de chanfro 2, no passe de raiz e para os demais passes, encontram se na Tabela 8 e Tabela 9, respectivamente.

Tabela 8 – Parâmetros de soldagens utilizados no enchimento de tubos.

Parâmetro	Passe de raiz	Demais passes	Unidade
Vazão de gás de proteção	17	17 - 20	l / min
Velocidade de soldagem	0,6	0,28	m / min
Velocidade de alimentação	13	13 – 14,8	m / min
Amplitude de tecimento	1	2 – 5,7	mm
Corrente média	163	164,9 – 170	mm
Tensão média	25	18,1 – 30,7	A
Tempo de pico	2	1,8	V
Tempo de base	4	3,5	ms
Energia bruta de soldagem	0,4	0,7 – 1,1	kJ/mm

Fonte: Própria do autor

Tabela 9 – Parâmetros de soldagens utilizados no enchimento de tubos.

Parâmetro	Passe de raiz	Demais passes	Unidade
Vazão de gás de proteção	17	17 - 20	l / min
Velocidade de soldagem	0,6	0,35 – 0,45	m / min
Velocidade de alimentação	11,4	13,2	m / min
Amplitude de tecimento	1	1,5 – 3,3	mm
Corrente média	163	143 – 157	mm
Tensão média	25	22,5 – 26,9	A
Tempo de pico	2	1,8	V
Tempo de base	4	3,5	ms
Energia bruta de soldagem	0,32	0,32 - 0,4	kJ/mm

Fonte: Própria do autor

Após as soldagens, os tubos foram cortados transversalmente à solda, em serra fita automática, para retirada de amostras, onde a região de início e final de soldagem do tubo foi descartada para evitar qualquer tipo de influência de região de abertura e fechamento de arco (faltas de fusão).

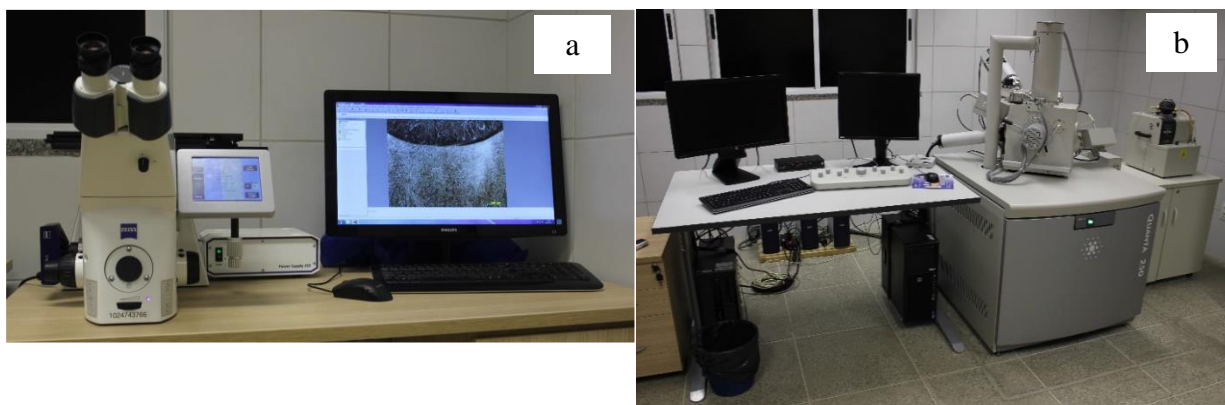
Com a retirada do descarte, duas amostras, uma do início e outra do final da soldagem foram retiradas para verificação de defeitos por inspeção visual. Após a execução dos cortes,

todos os corpos de prova passaram pelo processo de usinagem, afim de garantir as medidas exigidas em norma, para cada ensaio realizado.

4.2.4 Etapa 3 – Análise macro e microestrutural do metal de adição, metal de base e da união de tubos

Todas as amostras caracterizadas nesta etapa, foram preparadas por meio de procedimento comum de metalografia, com lixamento até 1200 *mesh*, seguido de polimento até pasta de 6 μ m (para analisar macrografia) e até pasta de 1/4 μ m (para analisar microestrutura). Os procedimentos para revelar a microestrutura dos materiais, seguiu de ataque químico e eletroquímico para metal de base e metal de solda, respectivamente. O ataque químico das amostras foi realizado com nital 2% e tempos de imersão de 8 a 10 s. Para o ataque eletroquímico com solução aquosa de 10% de ácido crômico, utilizou se corrente de 0,02 A e voltagem de 1,5V, imersa de 15 a 20 s. Os principais equipamentos utilizados nesta etapa foram os microscópios ótico (MO) e eletrônico de varredura (MEV), apresentados na Figura 20a e Figura 20b, respectivamente.

Figura 20 – Microscópio Ótico (a) e MEV (b)



Fonte: Adaptado de PINHEIRO, 2017

4.2.4.1 Análise microestrutural do metal de adição e metal de base

A análise microestrutural realizada inicialmente neste trabalho, foi executada na quarta camada de soldagem da “almofada” obtida por soldagem de “amanteigamento” da liga experimental e no metal de base na condição como recebido, por meio MEV. O objetivo foi caracterizar inicialmente a liga em relação à presença de fases deletérias, na soldagem

multipasse e metal de base em relação à sua microestrutura inicial.

4.2.4.2 Análise macro e microestrutural da união de tubos – Chanfro 1

Foi realizada análise macroestrutural das juntas soldadas com as duas configurações de chanfro, porém, a análise microestrutural foi realizada somente na junta soldada com a configuração de chanfro 1.

A análise macroestrutural teve como objetivo avaliar a presença de defeitos, como poros, falta de fusão nas paredes do tubo, presença de descontinuidades e a continuidade dos passes. Essa atividade foi realizada por obtenção de imagens de todas as juntas, em câmera fotográfica comum, e apenas na junta 1 foi realizada uma montagem com aumento de 25x no MO. As amostras analisadas foram retiradas do início e do fim da soldagem.

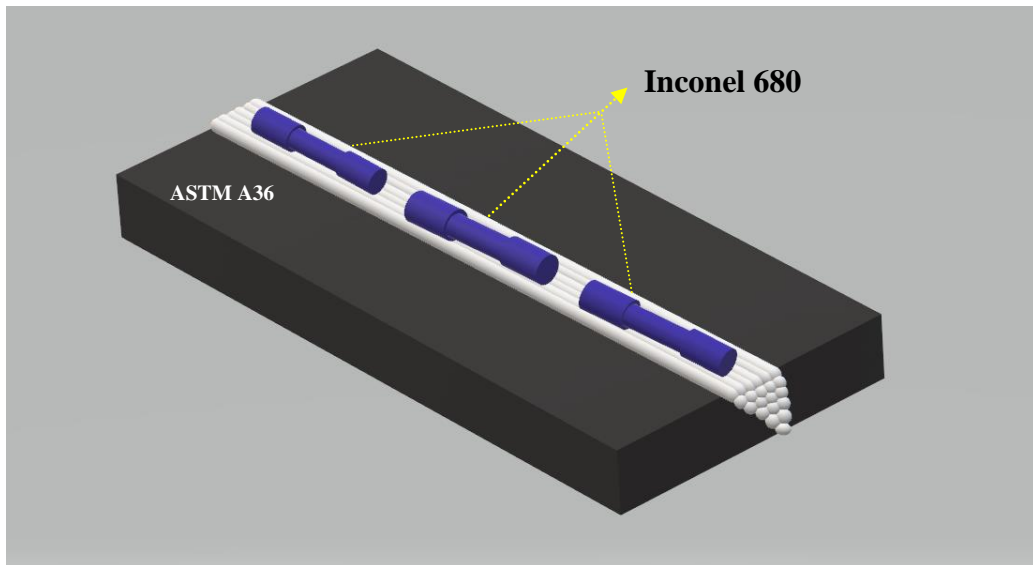
A análise microestrutural da zona fundida da união, foi realizada em amostra retirada do final da soldagem e teve como objetivo caracterizar a presença de possíveis fases deletérias, obter mapas de composição química e analisar níveis de diluição nos passes de soldagem por EDS, também por meio de MEV, em amostra retirada do final da soldagem da junta 1. Também foi realizada uma quantificação de fases em imagens obtidas em MEV, utilizando o programa Segmentação Via Rede Neural Artificial – SVRNA, desenvolvido por ALBUQUERQUE *et al*, 2007.

4.2.5 Etapa 4 – Análise de Propriedades Mecânicas

Primeiramente foi necessário caracterizar também as propriedades mecânicas do metal de adição, por meio de ensaios de tração do tipo *all welding* para obtenção dos dados de limite de escoamento, resistência à tração e alongamento. Após essa análise foi permitido a comparação de valores obtidos neste ensaio e no ensaio realizado em amostra transversal retirada da união.

Para este procedimento, foram retirados três corpos de prova somente com material da liga, da parte central do enchimento, conforme mostra o desenho esquemático na Figura 21. Os corpos de prova retirados dessa soldagem, foram usinados em formato cilíndrico e ensaiados na máquina de ensaios universal (Figura 23).

Figura 21 – Desenho esquemático ilustrando a retirada dos corpos de prova do tipo *all welding*.



Fonte: Própria do autor

Para análise das propriedades mecânicas da união da liga experimental Inconel 680 com o aço API 5L X65 foi necessário realizar inicialmente a soldagem de 3 juntas, porém, como já foi informado anteriormente, ainda foi necessário realizar a soldagem de mais uma junta para retirada de corpos de prova para ensaios de tração, sem influência de trincas de solidificação.

As especificações dos tipos de ensaios realizados, a finalidade para realização de cada um, a quantidade de corpos de prova, a região de análise do corpo de prova e a junta soldada na qual foi realizada a análise, encontra-se na Tabela 10.

Especificamente na análise de tenacidade à fratura, para a construção da curva J-R, as amostras que foram retiradas para avaliar o metal de solda (MS), a linha de fusão (LF) e a raiz, porém, a última região não foi ensaiada por falta de condições de posicionamento estratégico do entalhe, devido à usinagem da espessura do corpo de prova e do não atendimento da razão a/W , segundo a norma BS8571.

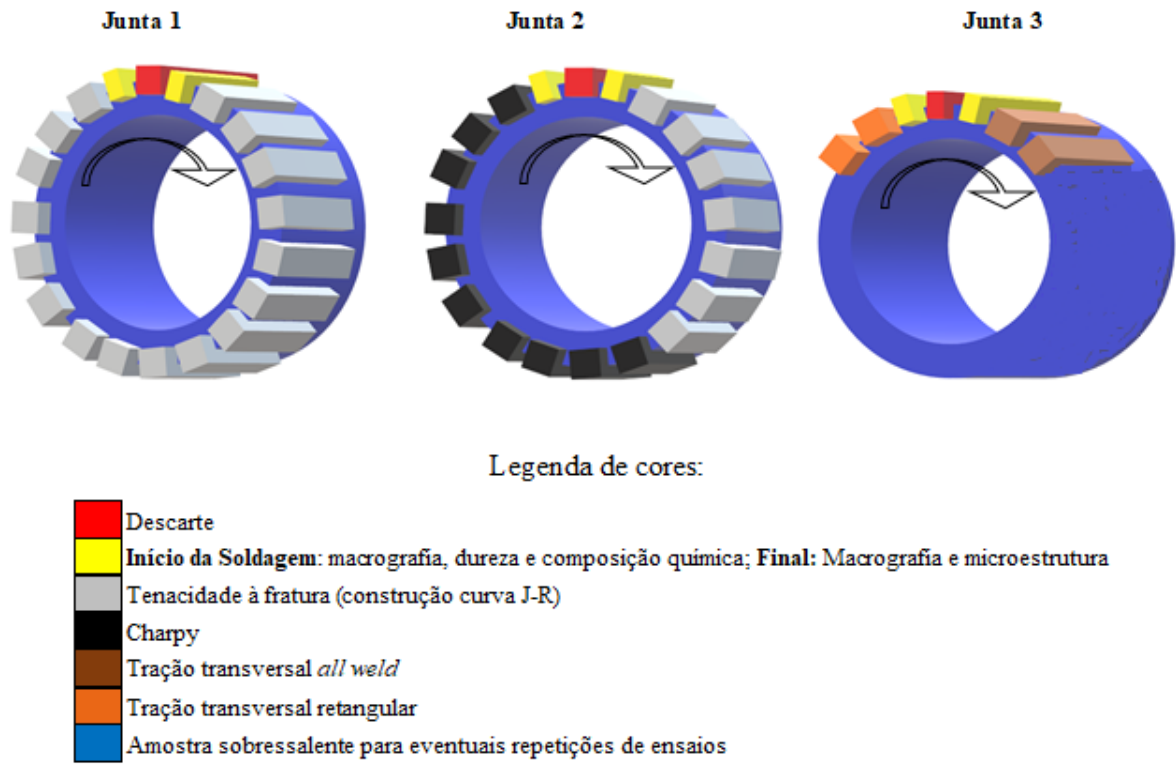
Tabela 10 – Especificações de ensaios realizados

Ensaio	Finalidade	Quantidade	Região de Análise	Junta de Análise
Tenacidade à Fratura	Construção da curva J-R	24	MS, LF e Raiz	1 e 2
Charpy	Tenacidade ao impacto	10	MS e LF	2
Tração Retangular	Análise de resistência da união	4	MS, LF e MB	3 e 4
Tração Cilíndrico <i>all weld</i>	Análise de limites de escoamento e de resistência do metal de solda	4	MS	3 e 4
Obtenção de imagens por câmera fotográfica	Análise macroestrutural para verificar a presença de defeitos/descontinuidades	7	MS	1, 2, 3 e 4
Microscopia Ótica e de Varredura	Avaliar a presença de possíveis fases deletérias	1	MS	1
Mapa de microdureza	Avaliar diferentes zonas de microdureza	1	MS,ZAC e MB	1
Dureza Vickers	Avaliar dureza	1	Acabamento, enchimento e raiz	1

Fonte: Própria do autor

Essa etapa foi imprescindível para verificar o comportamento da união com a liga experimental Inconel 680 e o aço API 5L X65. Como informado anteriormente, os tubos foram cortados para retirada de amostras, conforme a ilustração com legenda de cores representando o esquema de corte, e setas representando direção de soldagem, com quantidade de amostras retiradas para cada ensaio na Figura 22. Os corpos de prova para ensaios de tração da junta 4 foram retirados semelhantes a ilustração da junta 3, também na Figura 22.

Figura 22 – Representação esquemática de corte e quantidade de amostras por ensaio.



Fonte: Própria do autor

Os ensaios de resistência à tração transversal retangular e *all weld*, além de ensaio de tenacidade à fratura, foram realizados na máquina de ensaios universal MTS LandMark 300, com célula de carga de capacidade de 10 kN, ilustrada na Figura 23.

Figura 23 – Máquina de Ensaio Universal



Fonte: Própria do autor

4.2.5.1 Mapa de microdureza

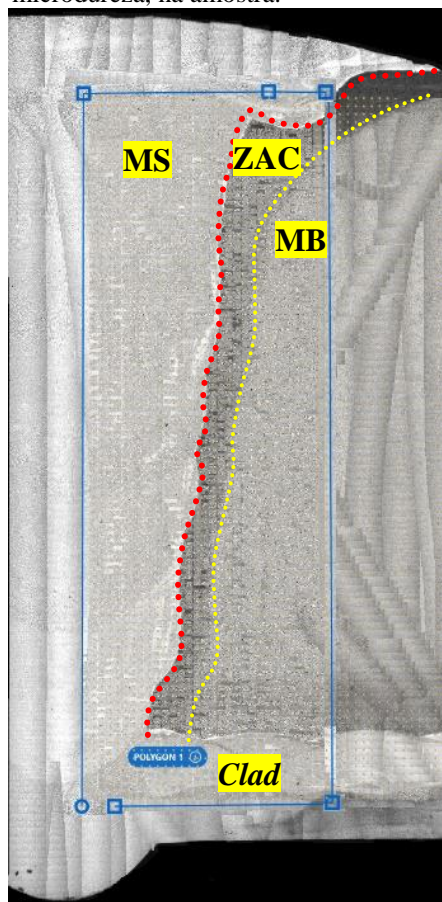
Foi realizado um mapa de microdureza em amostra da junta 1 por meio de microdurômetro automático da marca LECO (Figura 24), com seleção de área de um polígono que abrangesse a região da metal de solda (MS), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base (MB), afim de verificar a diferença de microdureza dessas regiões, a Figura 25 mostra a área selecionada. A carga utilizada foi 100 kgf e o espaçamento entre pontos de 0,25 μm .

Figura 24 – Microdurômetro automático.



Fonte: PINHEIRO, 2017

Figura 25 – Área do polígono selecionada para mapa de microdureza, na amostra.



Fonte: Própria do autor

4.2.5.2 Ensaio de dureza Vickers

O ensaio de dureza Vickers também foi realizado em amostra retirada do início da soldagem da junta 1, utilizando-se um durômetro Vickers (Figura 26). A carga empregada na realização do ensaio foi de 10 kgf e tempo de impressão de 15s. As impressões seguiram o perfil de acordo com a norma DNVGL -ST – F101 (2017).

Figura 26 – Durômetro Vickers

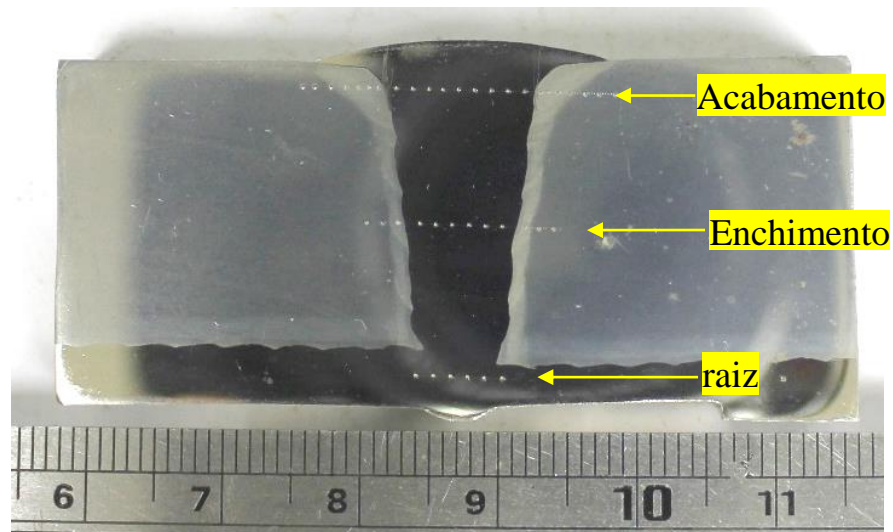


Fonte: PINHEIRO, 2017

A amostra foi dividida em 3 linhas para análise de dureza HV10 nos passes de acabamento, enchimento e de raiz, como mostra o desenho esquemático do perfil na Figura 27.

A linha de dureza do acabamento e raiz foram medidas à 1,5 mm da borda, já a linha de dureza do enchimento foi marcada como intermediária às outras duas. O espaçamento utilizado entre cada impressão foi de 1 mm na zona fundida e metal de base, na ZAC foi de 0,5 mm.

Figura 27 – Perfil de linhas de dureza, na junta.



Fonte: Própria do autor

4.2.4.3 Ensaios Charpy

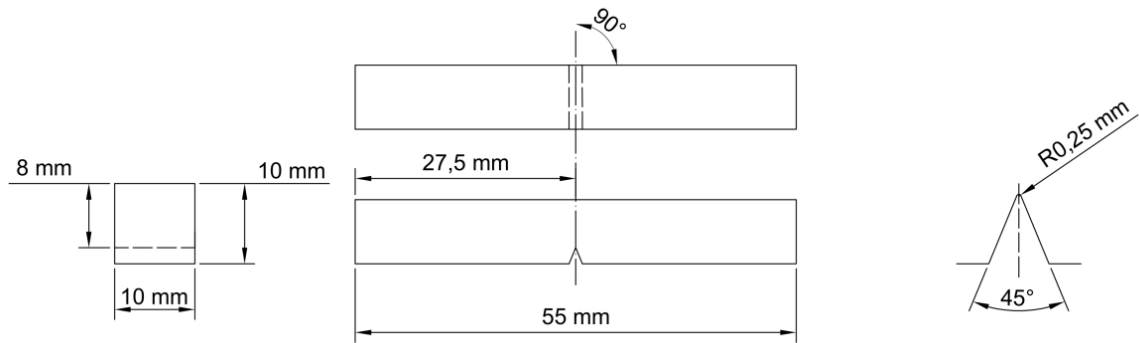
Os ensaios Charpy foram realizados com objetivo de verificar a tenacidade do metal de solda e da interface da união.

O total de 10 corpos de prova foram retirados da junta 2 e posteriormente usinados com geometria final de dimensões 10 mm x 10 mm x 55 mm e entalhe em “V” de acordo com a norma ASTM E23.

A Figura 28 ilustra as dimensões dos corpos de prova e a Figura 29 mostra a localização das regiões do entalhe (05 corpos de prova entalhados na zona fundida e 05 entalhados na linha de fusão, para avaliar a interface), que foram usinados utilizando se uma máquina entalhadora da marca TIME.

Todos os ensaios foram realizados à temperatura de -15°C em máquina de impacto, equipada com pêndulo de 750J, também da marca TIME, que estão ilustradas na Figura 30(a) e (b), respectivamente.

Figura 28 – Dimensões de corpos de prova para ensaios Charpy e localização dos entalhes.

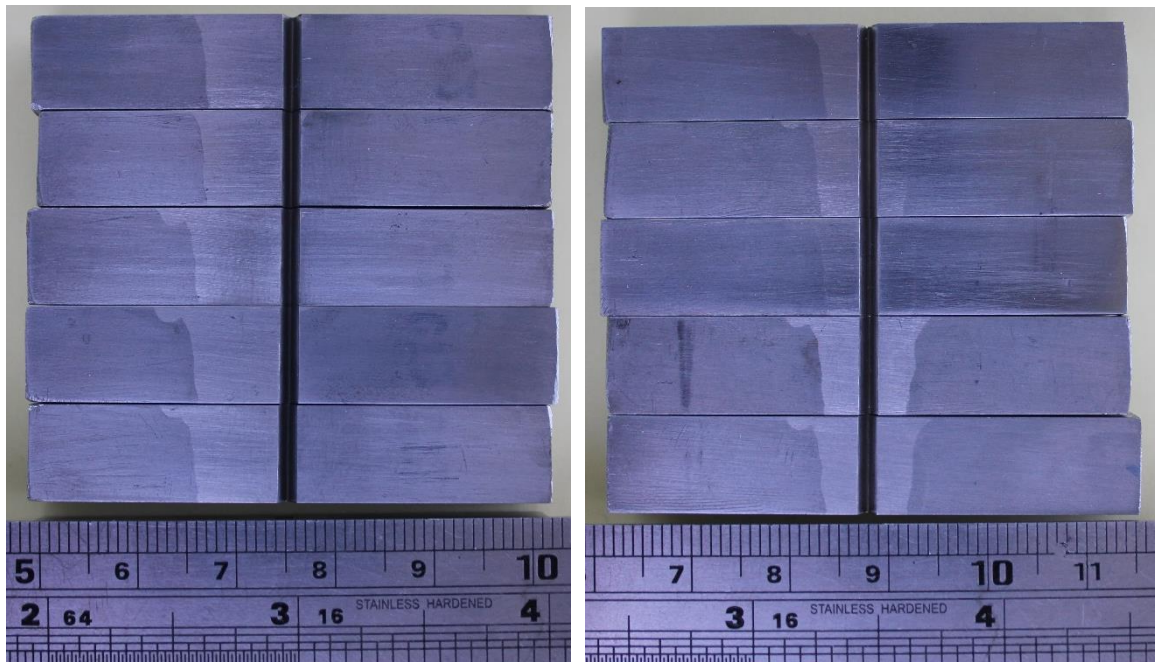


Fonte: PINHEIRO, 2017

Figura 29 – Localização dos entalhes nos corpos de prova para ensaios Charpy

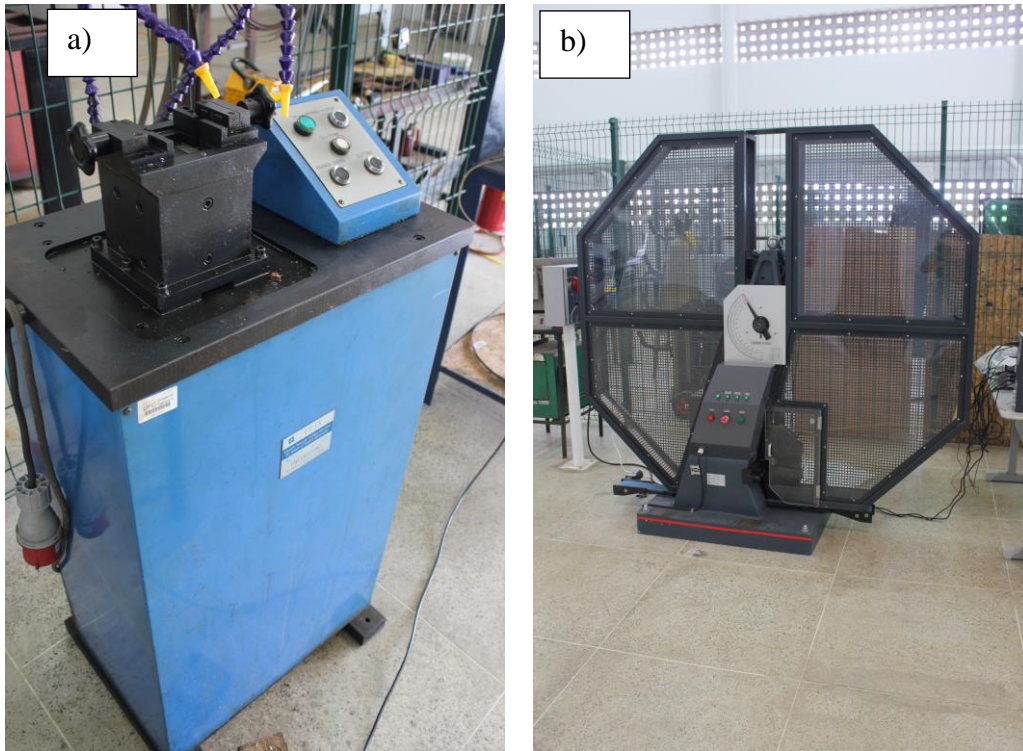
Entalhe na linha de fusão

Entalhe no centro da Zona Fundida



Fonte: Própria do autor

Figura 30 - Máquina entalhadora (a) e de impacto (b)



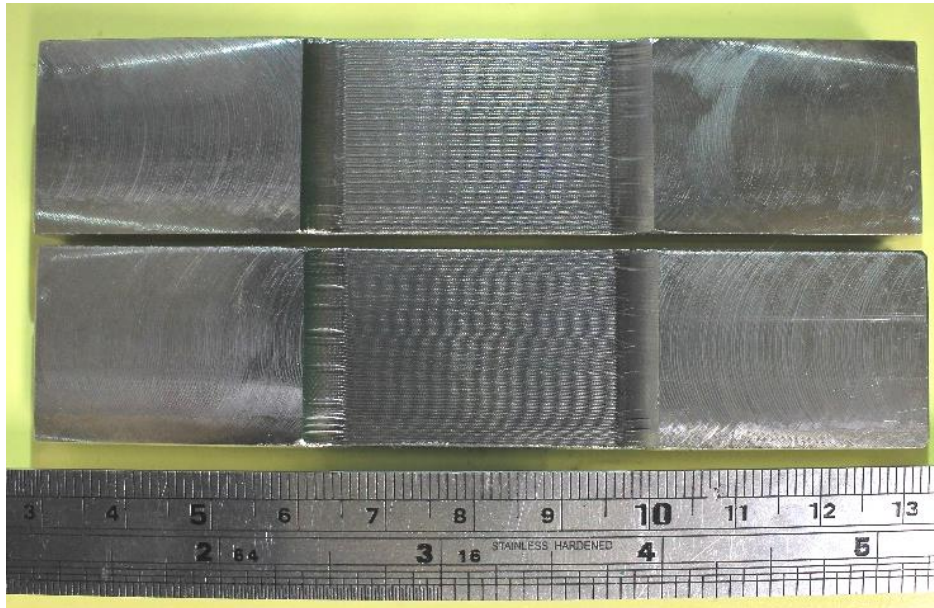
Fonte: Própria do autor

O critério para aceitação de tenacidade no metal de solda e na linha de fusão foi a energia absorvida, que deveria apresentar valor médio de 45 J para três amostras e mínimo de 38 J para uma única amostra.

4.2.4.4 Ensaios de tração transversal retangular

Os ensaios de tração foram realizados para obtenção do valor do limite de resistência à tração da união, em quatro corpos de prova usinados com geometria retangular. Dois corpos de prova foram retirados transversalmente à solda da junta 3 e dois corpos de prova foram retirados da junta 4. As dimensões após usinagens foram de 23,5 mm x 10 mm x 105 mm, baseado na norma ASTM A370 (Figura 31). Os ensaios foram realizados também em máquina de ensaios universal.

Figura 31 – Corpos de prova para ensaio de tração retangular.



Fonte: Própria do autor

O critério de aceitação para este ensaio, definido pela norma DNVGL – ST - F101, (2017), é o resultado de limite de resistência à tração maior que 535 MPa, que é o limite mínimo de resistência à tração do metal de base, com rompimento fora da região da solda.

Antes da realização das soldagens definitivas, o valor do limite de resistência do metal base aplicado neste trabalho foi obtido por meio de ensaio de tração e apresentou resultado médio de 711,63 MPa.

4.2.4.5 Ensaio tração transversal *all weld*

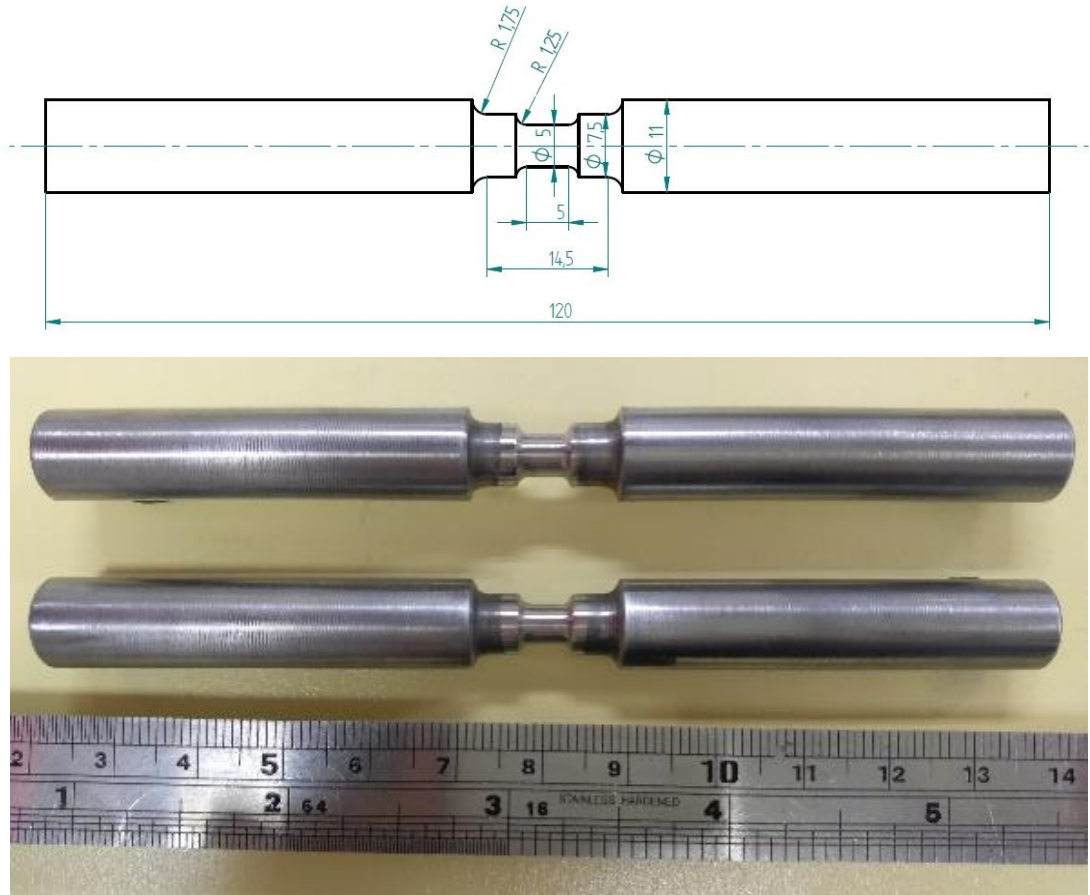
Os ensaios de tração do tipo *all weld* foram realizados em quatro corpos de prova, retirados transversalmente à solda, para obtenção dos valores de limite de escoamento e de resistência à tração do metal de solda. Dois corpos de prova foram retirados da junta 3 e dois corpos de prova foram retirados da junta 4.

O corpo de prova foi usinado conforme geometria indicada pela norma DNVGL – ST - F101 (2017), que apresenta seção reduzida ao centro, devendo conter no mínimo 6 mm somente de metal de solda.

Os ensaios foram realizados em temperatura ambiente na mesma máquina de ensaios universal utilizada nos ensaios anteriores, com extensômetro de abertura de 5 mm para medição das propriedades requeridas. As dimensões e a montagem dos corpos de prova

podem ser vistos na Figura 32 e Figura 33, respectivamente.

Figura 32 – Dimensões e montagem dos corpos de prova para ensaio de tração *all weld*.



Fonte: Própria do autor

Figura 33 – Montagem do corpo de prova de tração transversal all weld, antes do ensaio



Fonte: Própria do autor

O critério de aceitação dos valores obtidos para limite de escoamento e de resistência à tração, foram baseados no que cita a norma DNVGL- ST - F101, 2017. A norma cita que para aplicações de dutos submarinos na condição de $\epsilon < 0,4\%$, ou seja, para situações em que o lançamento não ocorre pelo método *reel lay*, o limite de escoamento do metal de solda deve ser 80 MPa superior ao limite de escoamento mínimo do metal de base.

Para a condição de $\epsilon > 0,4\%$, ou seja, para aplicações com lançamento pelo método *Reel Lay* o limite de escoamento do metal de solda deve ser 20 MPa menor que o limite de escoamento máximo do metal de base.

Isso implica que para avaliação de resistência do metal de solda, a referência a ser tomada para aceitação deverá ser o limite de escoamento máximo do metal de base, cujo valor citado pela referida norma é de 570 MPa, logo, o critério para análise do limite de escoamento do metal de solda é apresentar o valor mínimo de 550 MPa.

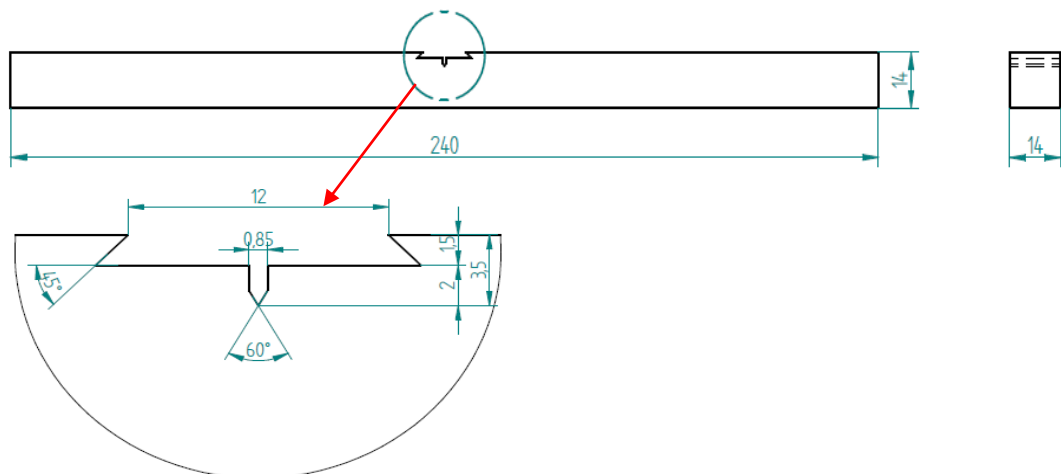
4.2.4.6 Ensaio de Tenacidade à fratura (Curva J-R)

Os ensaios de tenacidade à fratura foram todos realizados no LPTS, com o objetivo de construir a curva J-R do metal de solda e da interface (linha de fusão) do material. O ensaio do tipo SENT (*single edge notch tension*) foi realizado à temperatura de $-15^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$, em 12 corpos de prova que foram usinados, retificados e posteriormente tiveram seus entalhes com direção NQ usinados por meio do processo de eletroerosão a fio.

A geometria do entalhe foi definida pela norma BS 8571 (2014) e o ensaio realizado baseado na norma DNVGL – RP – F108 (2017), utilizando a máquina de ensaios universal. Para o controle da temperatura, a equipe do LPTS desenvolveu um sistema de insuflamento de vapor de nitrogênio para manter o corpo de prova sempre na temperatura requerida para ensaio, com tempo de encharque de 15 minutos, sendo controlada por meio de um termopar que foi soldado a 5 mm da pré trinca, sendo ainda monitorada por um sistema de aquisição de dados.

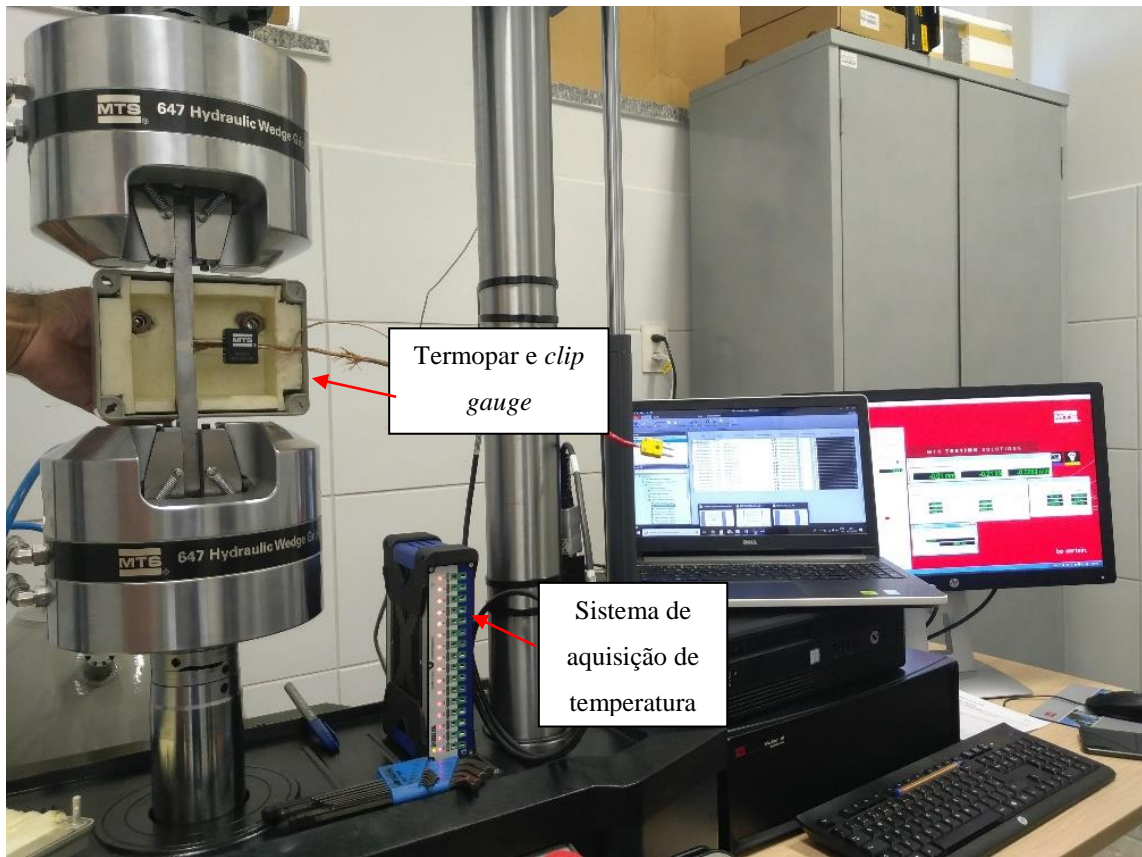
A Figura 34 mostra detalhes da geometria do corpo de prova e o esquema de montagem com termopar, *clip gauge* e sistema de aquisição para monitoramento da temperatura e de dados do ensaio. É importante destacar que as dimensões de 14 mm x 14 mm x 240 mm foram escolhidas por questões de limitação da máquina de ensaios, sendo o comprimento total suficiente para que as garras mantivessem o corpo de prova em segurança durante o ensaio.

Figura 34 – Geometria dos corpos de prova e montagem de ensaio de CTOD tipo SENT



Fonte: Própria do autor

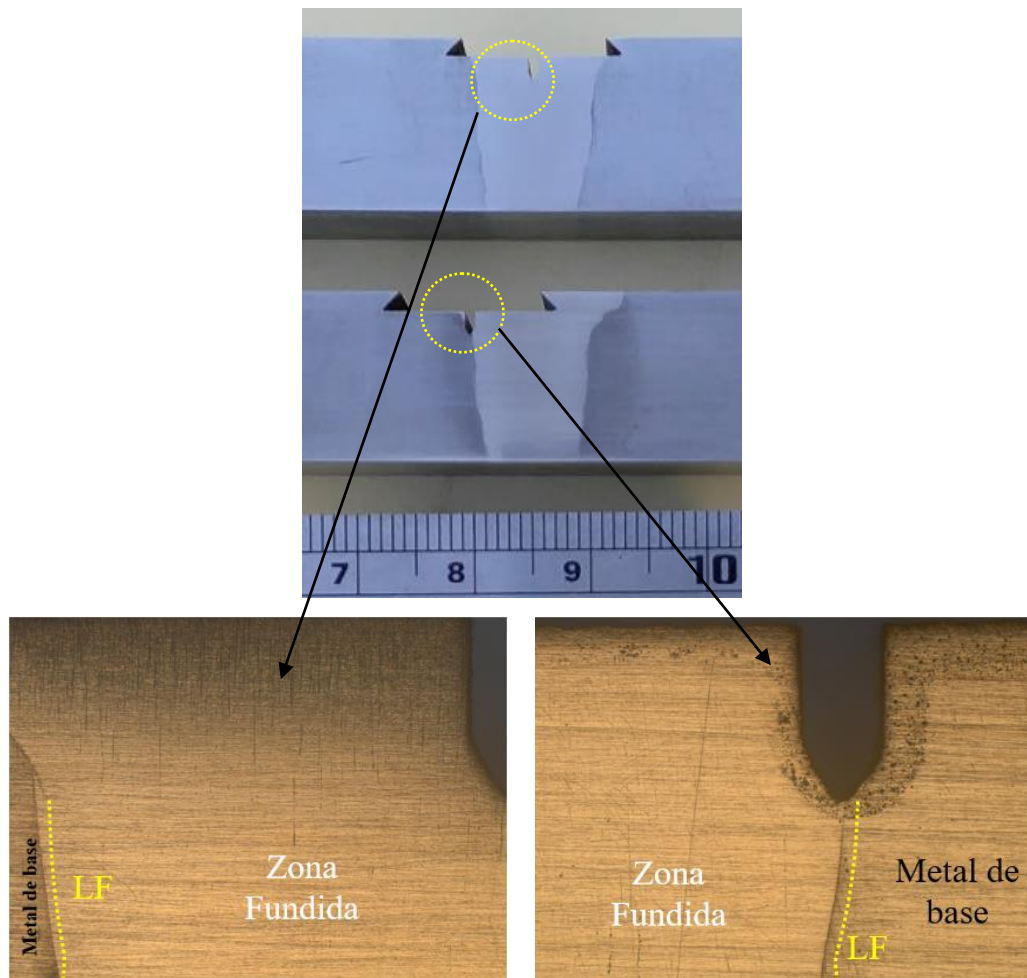
Figura 35 – Montagem do ensaio de tenacidade à fratura em amostras do tipo SENT



Fonte: Própria do autor

A localização dos entalhes nos corpos de prova foi dividida em centro do metal de solda (06 corpos de prova) e em linha de fusão (06 corpos de prova). A Figura 36 mostra a localização dos entalhes com maior detalhe.

Figura 36 – Localização dos entalhes da Zona Fundida e Linha de fusão (LF).



Fonte: Própria do autor

Para que fosse realizado o procedimento de abertura de pré trinca de fadiga e assim fossem visualizados com maior detalhe o crescimento delas, as regiões dos entalhes foram lixadas e polidas manualmente até pasta de $3\mu\text{m}$. Cada pré trinca foi aberta por flexão e teve comprimento máximo de aproximadamente 2 mm, onde foram feitas em sequencias de corpos de prova de zona fundida e interface, antes da realização dos ensaios propriamente dito.

Os ensaios do tipo SENT foram controlados inicialmente com um valor de taxa de deslocamento de $0,1\text{ mm/min}$ e após ensaios, foi realizado o procedimento de pós fadiga no material, para que fossem fraturados com força mínima.

O parâmetro obtido no ensaio de tenacidade à fratura foi a curva integral J-R, obtida por meio de cálculos da integral J e medidas de Δa , conforme norma ISO 12135. Como a liga em estudo é experimental, não há valores iniciais para critérios de aceitação.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo trata dos resultados obtidos em todos os ensaios realizados nas uniões produzidas por soldagem em tubos de aço API 5L X65 com a liga de níquel experimental Inconel 680.

É importante lembrar que nas juntas 1, 2 e 3 foram realizados os ensaios de tenacidade à fratura e ao impacto, mapa de microdureza, dureza, tração retangular e tração cilíndrico, porém, na junta 4 foi realizado somente os ensaios de tração retangular e cilíndricos.

5.1 Análise inicial

A análise inicial dos materiais aplicados neste trabalho, forneceu os dados de composições químicas na condição como foram recebidos. A informação da composição química da liga foi utilizada para produzir resultados de simulação computacional, que serão apresentados a seguir.

5.1.1 Composição química do metal de base

A composição química do tubo de aço API 5L X65, obtida na condição como recebido, com balanço em ferro, encontra-se na Tabela 11.

Tabela 11 – Composição química do tubo de aço API 5L X65, como recebido.

Elemento	C	P	S	Si	Cu	Mn
% (em peso)	0,093	0,017	0,003	0,28	0,20	0,98
Elemento	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti
% (em peso)	0,25	0,12	0,14	0,07	0,04	0,003

Fonte: Própria do autor

A norma API 5L (2012) delimita os teores máximos dos principais elementos químicos, como 0,18% C, 0,45% Si, 1,7% Mn, 0,025% P e 0,015% S, e para os elementos V, Nb e Ti, a referida norma cita que a soma dos percentuais destes elementos deve ser menor ou igual a 0,15%. De acordo com a composição química obtida, os valores máximos dos

principais elementos estão em acordo, assim como a soma dos teores dos elementos V, Nb e Ti que somam 0,11%, estando abaixo do máximo permitido.

A equação que calcula o Carbono Equivalente (C_{eq}), para tubos com teor de carbono abaixo de 0,12%, é dado pela Equação 2. Para o aço API 5L X65 aplicado neste trabalho, a norma define que o valor máximo para C_{eq} é de 0,25.

$$C_{eq} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad \text{Equação 2}$$

Para a composição química obtida do material de base como recebido, o valor calculado para o C_{eq} é de aproximadamente 0,19, ou seja, o valor obtido também está abaixo do máximo estabelecido em norma.

5.1.2 Composição química do metal de adição

A composição química do metal de adição Inconel 680, foi obtida após a realização de soldagem de amanteigamento, em amostra retirada da parte superior, com a técnica de espectroscopia por emissão ótica, como foi descrito na metodologia. A Tabela 12 mostra os teores dos elementos obtidos para o referido material.

Tabela 12 – Composição química da liga Inconel 680 obtida após soldagem de amanteigamento.

Elemento	Ni	Cr	Mo	W	Nb	Ti	Al
% Em peso	60,98	18,97	5,40	5,73	3,75	2,30	0,24
Elemento	Fe	C	Si	Mn	P	S	
% Em peso	2,50	0,055	0,06	0,02	0,008	0,012	

Fonte: Própria do autor

As análises de composição química revelaram que praticamente todos os elementos químicos estão dentro da faixa fornecida pelo fabricante, informadas na Tabela 5, com exceção do Fe que apresentou teor de aproximadamente 0,5% mais alto que o estabelecido. Como pode-se perceber, a composição química da liga Inconel 680 é altamente rica em elementos de liga, como Cr, Mo, W, Ti e Nb, elementos que contribuem para resistência à corrosão (Cr e Mo) e resistência mecânica (Nb, W, e Ti), porém, podem formar fases

secundárias/deletérias que dependendo da quantidade em volume e da composição química, podem ser nocivas à estas propriedades.

5.1.3 Simulação termodinâmica

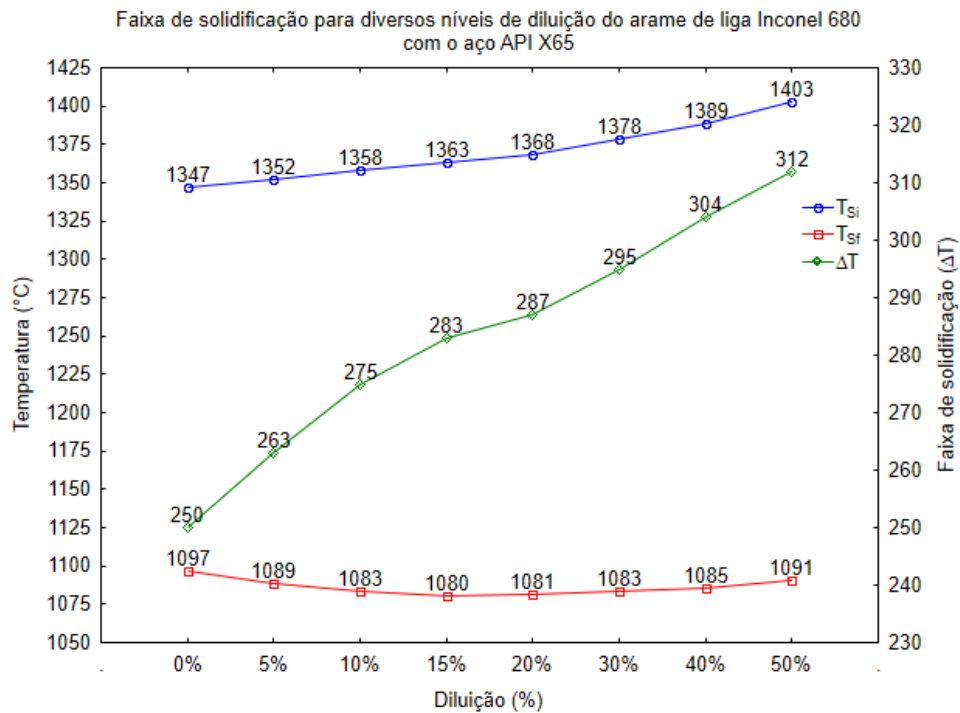
A simulação termodinâmica foi realizada com o objetivo de trazer informações sobre o comportamento metalúrgico da liga, tais como faixa de temperatura de solidificação, porcentagem de elementos na fase líquida e formação de fases durante a solidificação. As simulações foram realizadas utilizando-se a composição química obtida do metal de adição e em alguns casos do metal de base.

Primeiramente foi realizada uma simulação para verificar a faixa de temperatura de solidificação em vários níveis de diluição com participação do aço API 5L X65 na zona fundida da liga Inconel 680, neste caso foi utilizada tanto a composição química do metal de base, quanto do metal de adição. A Figura 37 mostra os resultados obtidos para a simulação realizada em níveis de 0% a 50%, indicando que quanto maior o nível de diluição, maior é a faixa de temperatura de solidificação (ΔT).

Para uma análise mais próxima da realidade, deve-se considerar os valores de ΔT para os níveis de diluição de 5% e 15%, pois são considerados valores típicos para soldagem dissimilares com ligas de níquel, já que as propriedades podem ser influenciadas pelo teor de Fe.

Logo, a faixa de temperatura de solidificação para os níveis considerados é de 263°C e 283°C, respectivamente, ou seja, valores extremamente altos e que podem contribuir para surgimento de problemas metalúrgicos, sendo um fator para que o material desenvolva potencial para apresentar trincas de solidificação.

Figura 37 – Faixa de temperatura de solidificação para diversos níveis de diluição da liga Inconel 680 com o aço API 5L X65.



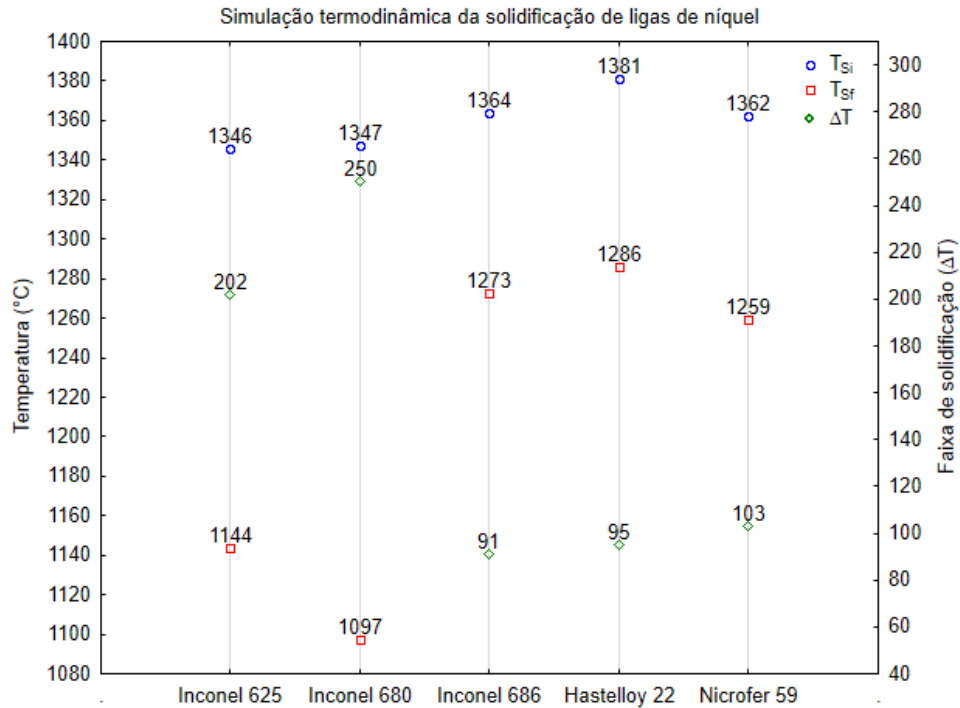
Fonte: Miná *et al.*, 2017

Com a necessidade de complementar o estudo sobre o comportamento da liga utilizada neste trabalho, foi realizada ainda uma simulação comparativa de temperaturas de início e fim da solidificação e suas respectivas faixas, entre a liga estudada Inconel 680 e as ligas Inconel 625, Inconel 686, Hastelloy 22 e Nicrofer 59.

A Figura 38 ilustra que a liga Inconel 680 apresentou uma temperatura de início de solidificação (1347°C) praticamente similar à da liga Inconel 625 (1346°C), porém, foi a liga que apresentou a menor temperatura final da solidificação (1097°C), tornando a faixa de solidificação de 250°C bastante ampla, quando comparada à faixa da liga Inconel 686, que foi de 91°C, apesar de apresentar uma temperatura de início de solidificação maior, mas solidificando rapidamente.

Sabe-se que a literatura aborda amplas faixas de temperatura de solidificação como sendo um fator de risco para que essas ligas apresentem maior susceptibilidade ao aparecimento de trincas de solidificação, pois fornece maior tempo para que haja segregação de elementos químicos que favorecem a precipitação de fases TCP (*Topologically Close-Packed*) de baixo ponto de fusão, podendo ser contribuída pela adição do elemento Nb, nas ligas de níquel.

Figura 38 – Comparativo de temperatura e faixa de solidificação de várias ligas de níquel



Fonte: Miná *et al.*, 2017

Sabendo que a liga Inconel 680 apresenta uma ampla faixa de temperatura de solidificação, uma simulação também foi realizada para verificar quais elementos químicos estariam majoritariamente em peso na fração do líquido deste material.

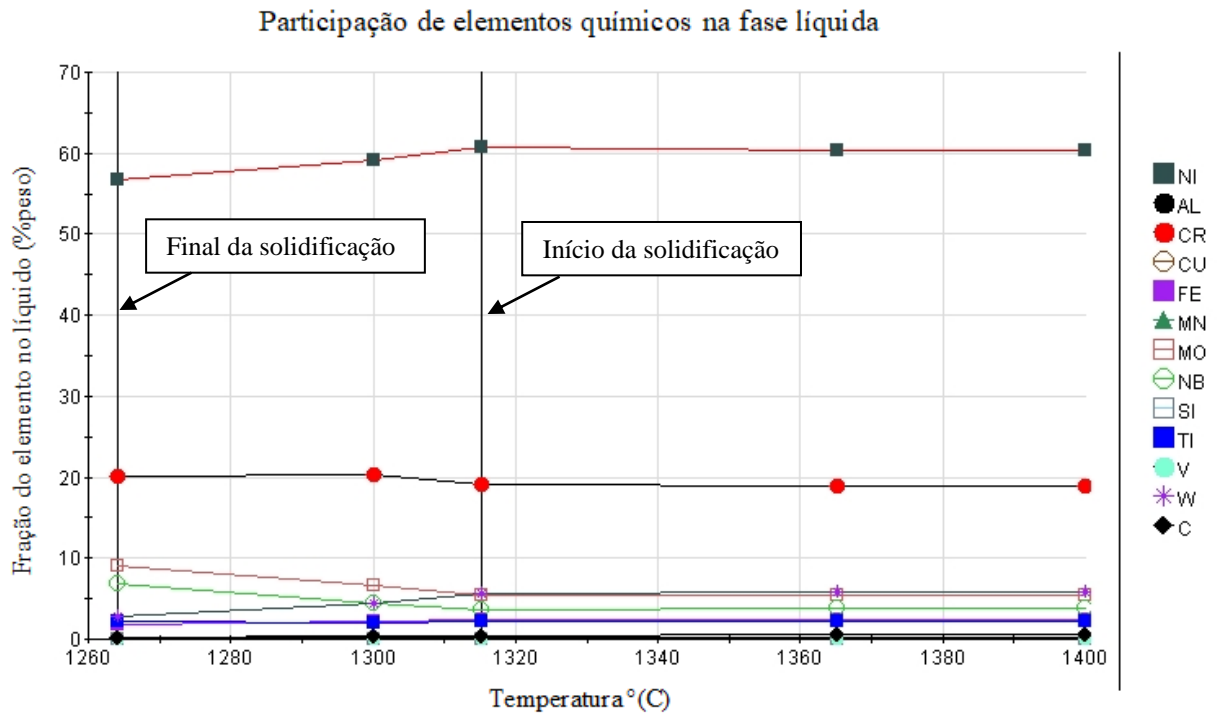
A Figura 39 mostra a simulação feita no programa J-Mat Pro – 9,1 com a participação dos elementos na fase líquida, indicando os elementos que tem tendência de segregar para o líquido. As duas linhas marcadas no gráfico como início da solidificação e final da solidificação mostram uma diferença, mesmo que pequena, da fração de líquido de alguns elementos.

Um exemplo dessa diferença pode ser visto para os elementos Nb e Mo, a fração percentual de cada um no início da solidificação é menor que no final da solidificação, demonstrando que há uma forte tendência desses elementos segregarem para o líquido durante o processo de solidificação. O comportamento oposto ocorre para o W, que no início da solidificação tinha uma fração de líquido maior que no final da solidificação, indicando uma possibilidade de incorporação pelo sólido, neste caso.

A fração de líquido dos elementos Cr e Ti praticamente se mantiveram inalteradas, já para o elemento Ni o comportamento é esperado, pelo fato deste ser a matriz, sendo o primeiro elemento a ter mais fração de líquido no início da solidificação. É importante

lembrar que essa simulação considera o equilíbrio.

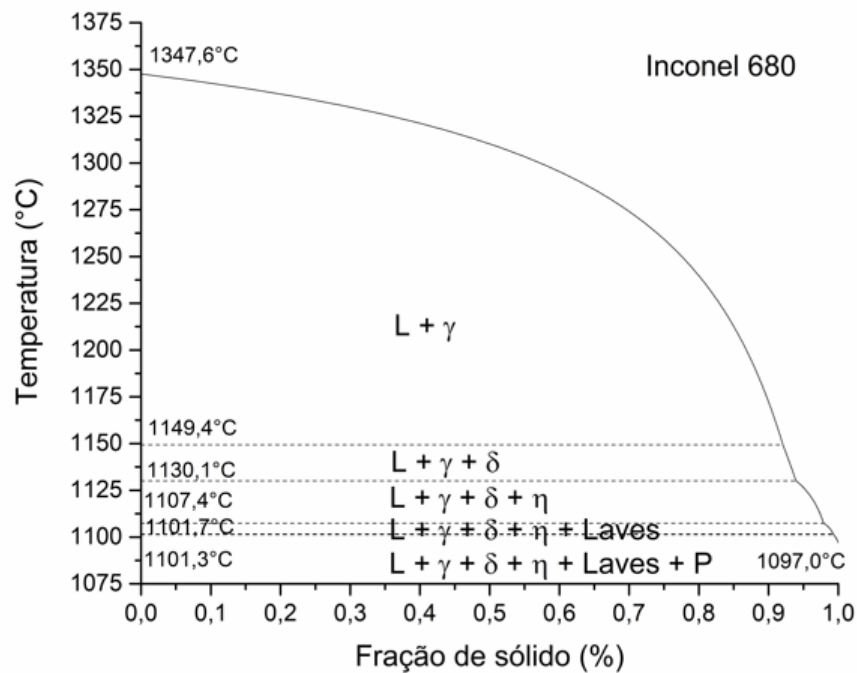
Figura 39 – Participação de elementos químicos na fase líquida da liga Inconel 680



Fonte: Própria do autor

A Figura 40 mostra que o início da solidificação se dá com a fase austenita e à medida em que a temperatura abaixa, fases secundárias vão se formando, como por exemplo, fase δ , fase η , fase Laves e fase P, até compor toda a fração de sólido, corroborando com os resultados anteriores, que mostraram que a liga Inconel 680 tem uma ampla faixa de temperatura de solidificação, com pouca participação de elementos formadores de fases secundárias na fase líquida. Vale ressaltar que a presença de fase Laves pode ser determinante em relação ao aparecimento de trincas de solidificação.

Figura 40 – Comportamento da solidificação para a liga Inconel 680



Fonte: Miná *et al*, 2017

5.2 SOLDAGENS

A seguir serão apresentados os resultados das soldagens exploratórias e de união definitivas, realizadas neste trabalho com a liga Inconel 680.

5.2.1 Soldagens exploratórias

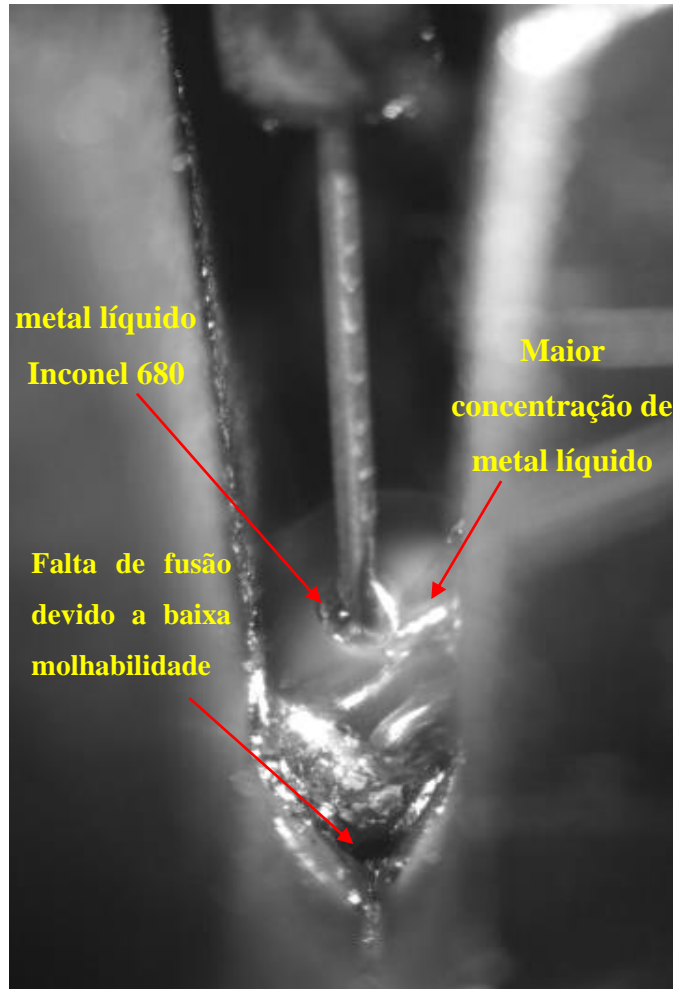
Inicialmente as soldagens exploratórias realizadas neste trabalho, foram feitas em placas chanfradas para simular as condições reais de união de tubos. Esta etapa foi extremamente importante para levantar os parâmetros de soldagem da liga e verificar o comportamento da mesma durante a soldagem.

As primeiras tentativas de soldagem realizadas, mostrou que a liga apresentava baixa molhabilidade, essa característica está bem representada na Figura 41, cuja captura de tela foi tirada de uma filmagem com câmera de alta velocidade.

O metal líquido visto na figura, apresenta aspecto bem denso, com dificuldade de fluidez sobre o metal de base, causando falta de fusão no fundo da placa, identificado na ilustração. As primeiras soldagens foram realizadas sem aplicação de tecimento, já que o

chanfro aplicado por ser do tipo *narrow gap*, possuía abertura bastante estreita e dificultava a aplicação. Na ilustração é perceptível que o metal líquido está mais concentrado no lado direito da parede, causando novamente falta de fusão do outro lado da parede.

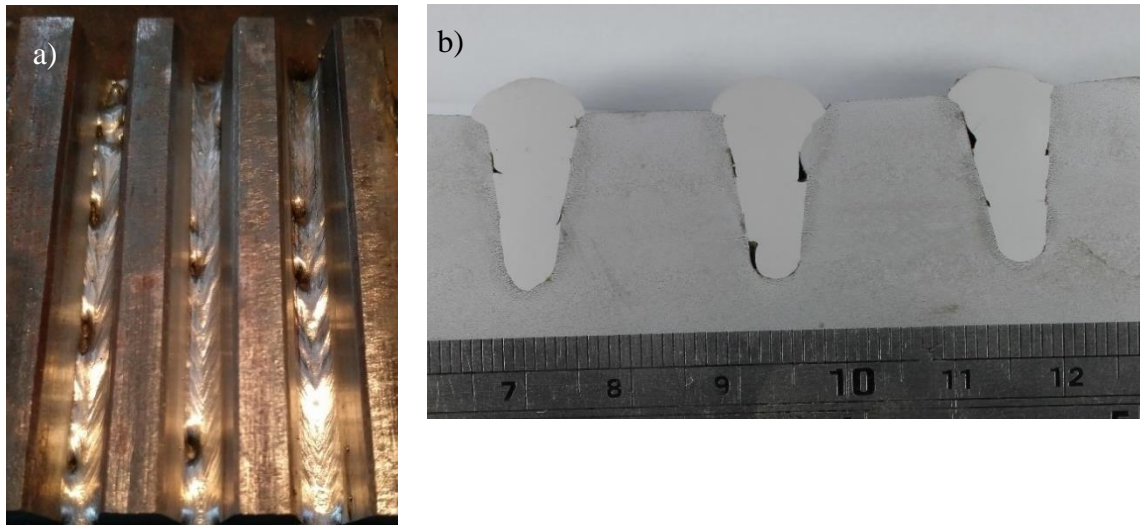
Figura 41 – Soldagens iniciais com ilustração do metal líquido de Inconel 680 e sua baixa molhabilidade.



Fonte: Própria do autor

De acordo com a evolução dos parâmetros de soldagem e um pouco mais de conhecimento do comportamento da liga, à medida em que os parâmetros de soldagem foram sendo testados, as soldas produzidas apresentavam melhores aspectos, porém, mesmo com aplicação da técnica de tecimento de baixa amplitude, os cordões de solda produzidos ainda apresentavam defeitos, pois em virtude da baixa molhabilidade da liga Inconel 680, os parâmetros de soldagem adequados à liga Inconel 625, não foram capazes de gerar soldas sem defeitos, quando aplicados à liga Inconel 680, como mostra a Figura 42a e b.

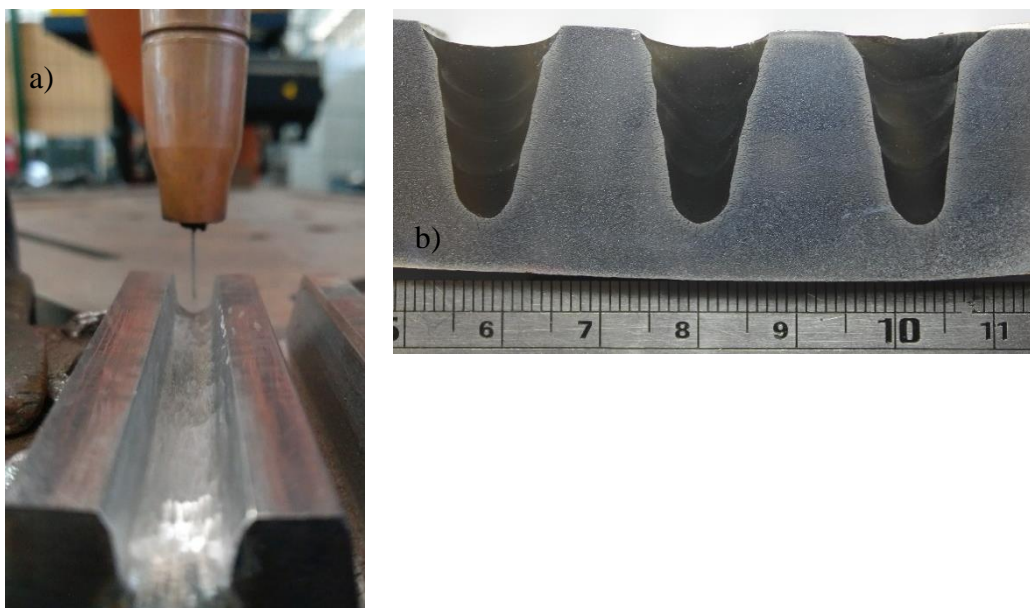
Figura 42 – a) Soldagens exploratórias e b) apresentação de cordões com defeitos



Fonte: Própria do autor

Constatada a baixa molhabilidade da liga, os parâmetros de soldagem foram ajustados para evitar as discontinuidades e defeitos, tais como falta de fusão. A técnica adotada foi um ajuste realizado nos parâmetros de tempo de pico e tempo de base, alterando então os parâmetros de pulsação do arco voltaico, sem o aumento de energia bruta de soldagem. A Figura 43 mostra um bom aspecto superficial do cordão após limpeza (a) e as macrografias das soldagens realizadas (b).

Figura 43 – a) Soldagens exploratórias e b) apresentação de cordões sem defeitos



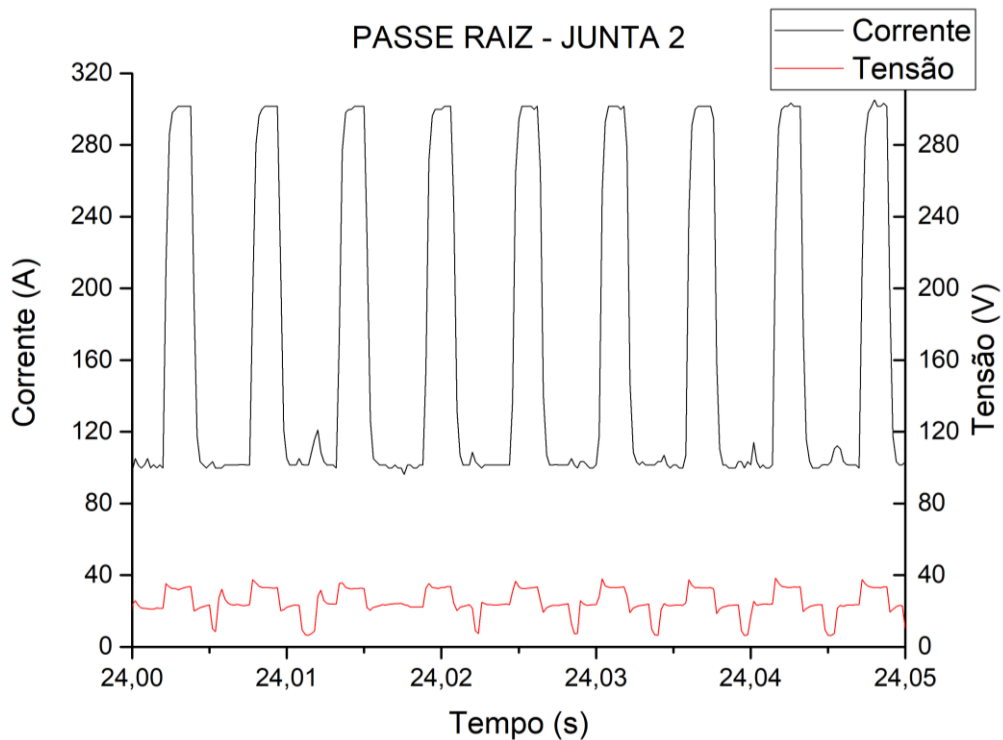
Fonte: Própria do autor

5.2.2 Soldagens de união

Após obtenção de parâmetros de soldagens que produzissem uniões sem defeitos, foi realizada a união definitiva de 4 pares de tubos, para posterior análise microestrutural e de propriedades mecânicas.

Todas as soldagens foram produzidas com um passe por camada. O oscilograma do passe de raiz soldado na junta de número 2, encontra-se na Figura 44. De forma geral, as soldagens foram bem estáveis, com pouca geração de respingo e com pouco desvio de corrente e tensão.

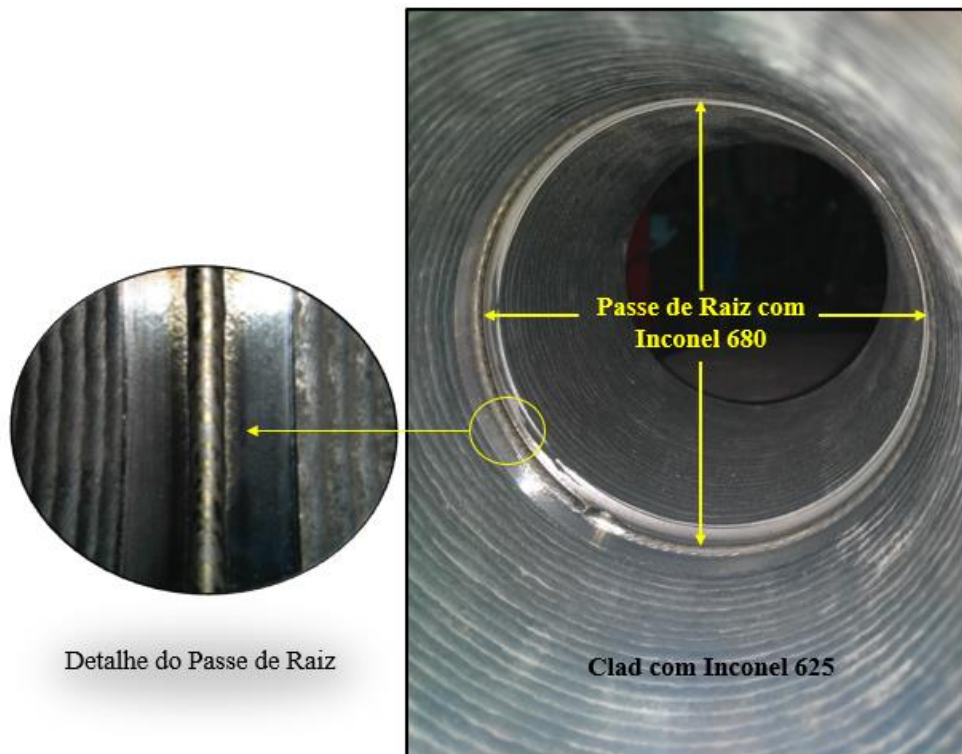
Figura 44 – Oscilograma de corrente e tensão do passe de raiz.



Fonte: Própria do autor

Primeiramente foi realizada a soldagem dos passes de raiz de todas as juntas, garantindo a reprodutibilidade do parâmetro, com penetração total na junta e com bom aspecto superficial. A Figura 45 mostra a superfície interna do tubo com *clad* de Inconel 625 e o detalhe do passe de raiz de uma das juntas.

Figura 45 – Ilustração de passe de raiz realizado em uma das juntas.

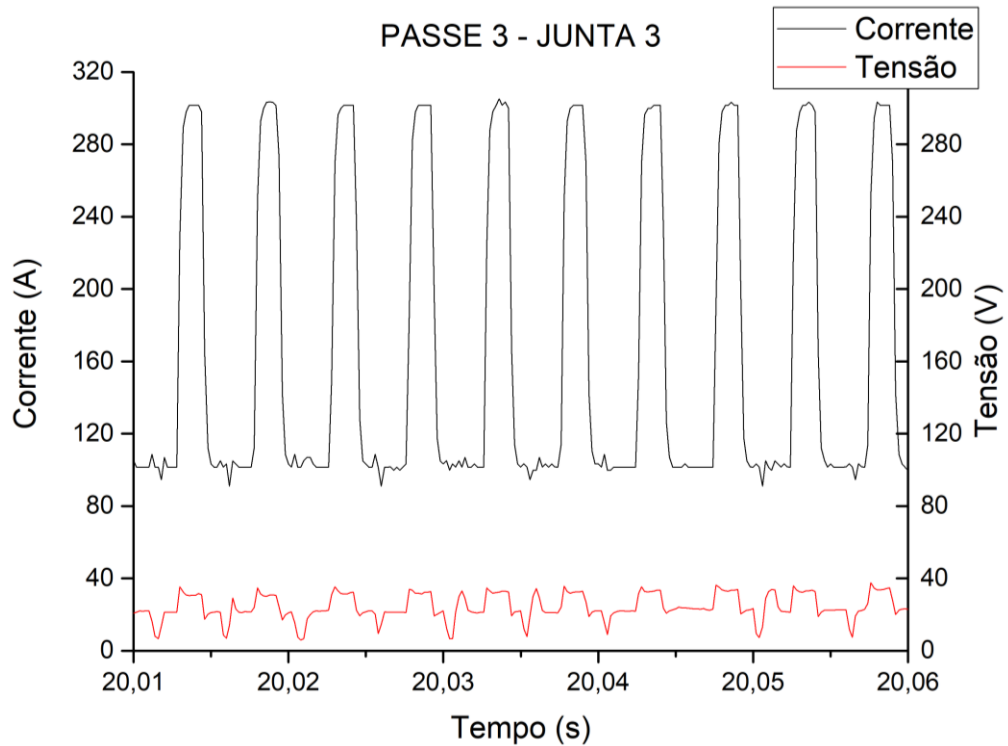


Fonte: Própria do autor

Após limpeza e remoção de óxidos do passe de raiz, foi realizado o enchimento completo de cada junta, também em modo de soldagem pulsado e com o mesmo parâmetro para todos os passes.

A Figura 46 mostra como exemplo o oscilograma de corrente e tensão do passe 3 da junta soldada número 3, similar ao mostrado na Figura 44, reproduzindo as boas condições de soldagem, com pouca geração de respingo e pouco desvio de corrente e tensão.

Figura 46 – Oscilograma de corrente e tensão de um dos passes de enchimento.



Fonte: Própria do autor

O último passe de soldagem realizado, promoveu o fechamento completo e reforço da junta, com bom aspecto superficial, com pode se observar na Figura 47. Para o enchimento total das juntas 1, 2 e 3 foram necessários 8 passes de soldagem, para a junta 4 foram necessários 12 passes de soldagem.

Figura 47 – União completa da junta 3 com reforço e bom acabamento superficial.



Fonte: Própria do autor

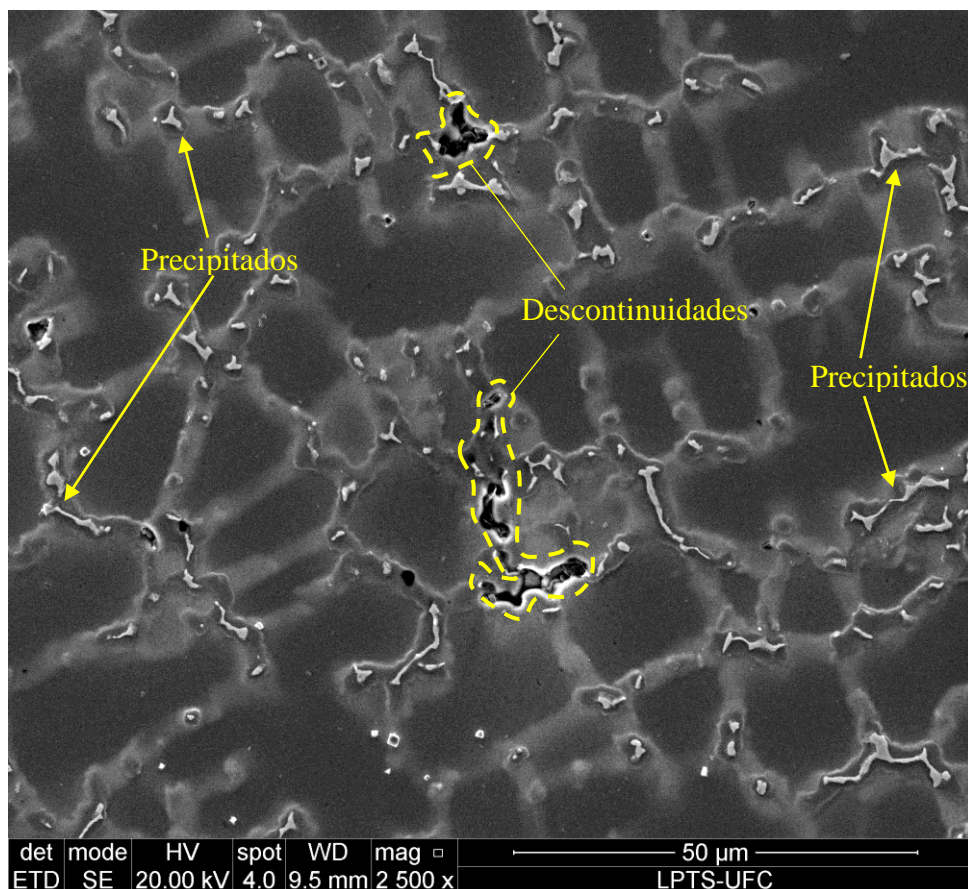
5.3 Análise macro e microestrutural do metal de adição, metal de base e da união

5.3.1 Análise microestrutural do metal de adição

A caracterização do metal de adição foi realizada na soldagem da almofada da liga Inconel 680, que também foi utilizada para obter a composição química para realizar as simulações.

A Figura 48 mostra uma imagem obtida por MEV, na quarta camada da almofada e uma quantidade razoável de precipitados na região interdendrítica, destacada na micrografia com cor de cinza mais claro. Esses precipitados segundo a simulação realizada podem ser as fases secundárias δ , η , Laves e P. Além da precipitação de fases, ainda verificou a presença de algumas descontinuidades, como ilustrada na figura citada.

Figura 48 – Imagem de precipitados na região interdendrítica da quarta camada da almofada produzida por soldagem, da liga Inconel 680.

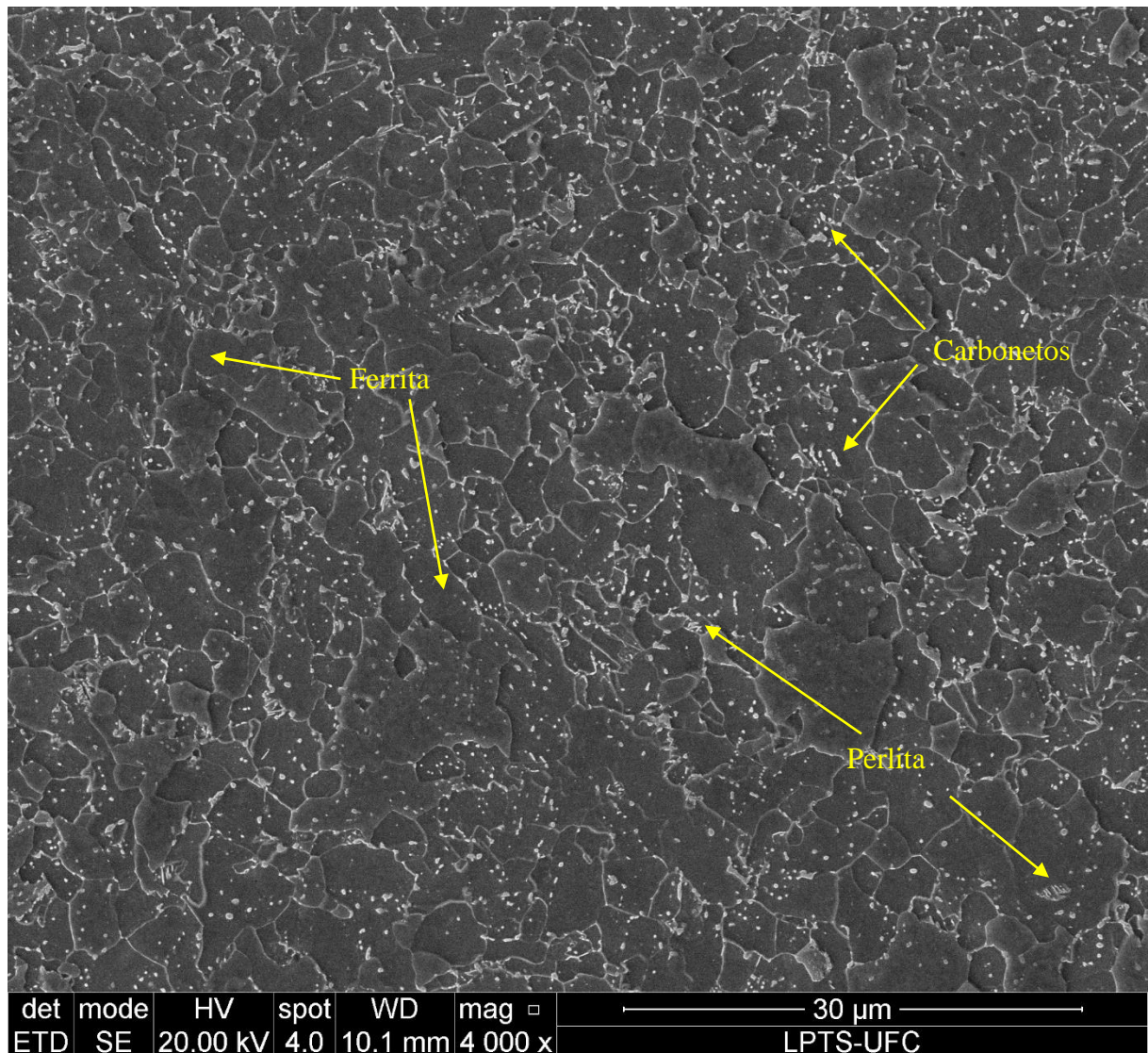


Fonte: Própria do autor

5.3.2 Análise microestrutural do metal de base

Foi realizada também a análise microestrutural do metal de base na condição como recebido, a imagem obtida por MEV, com magnificação de 4000x está ilustrada na Figura 49. A microestrutura desse aço revelou ser constituída por ferrita, perlita, e alguns carbonetos, que podem ter precipitado nas regiões mais próximas do *clad* de Inconel 625, o que é extremamente comum para aços desse tipo que sofreram alguma influência de processos de soldagem.

Figura 49 – Microestrutura do aço API 5L X65 na condição como recebido



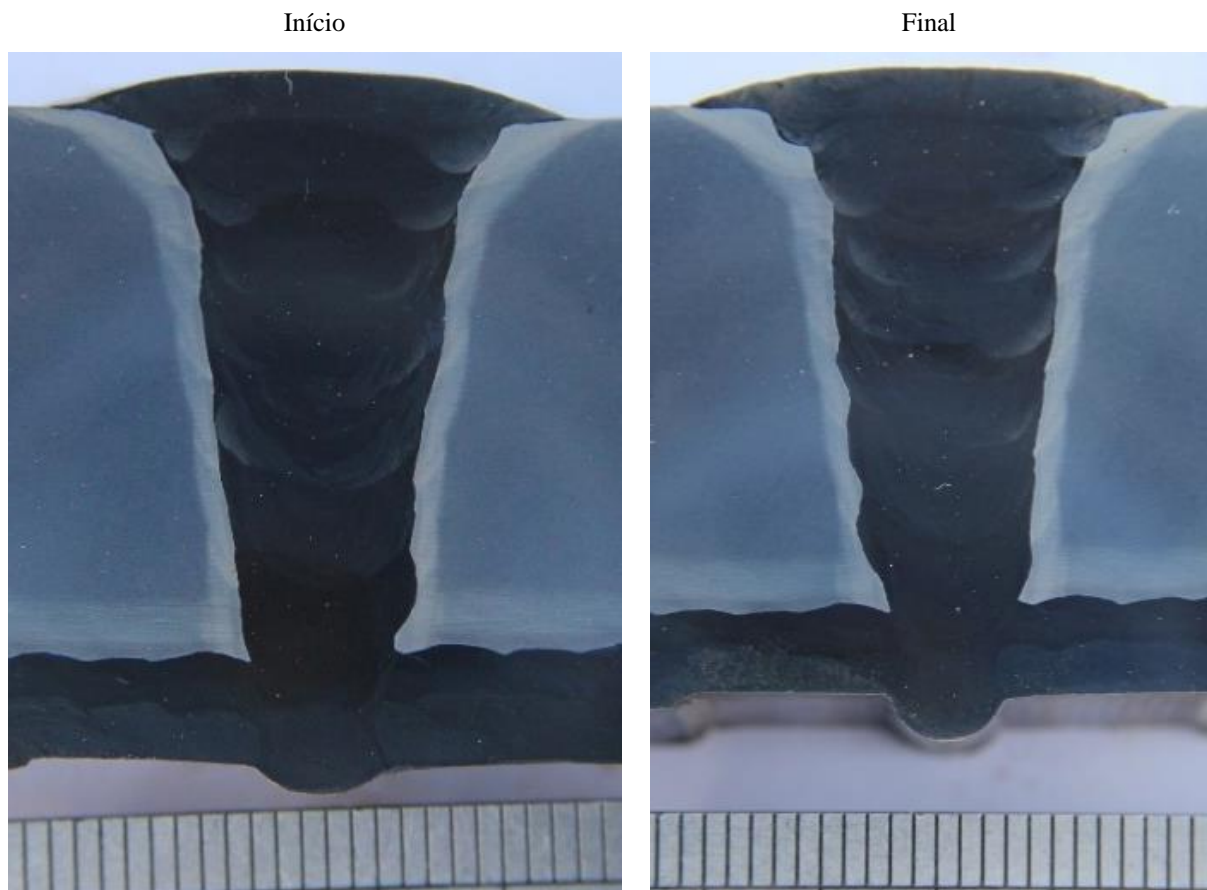
Fonte: Própria do autor

5.3.3 Análise macroestrutural da união

Nas análises macroestruturais das uniões, obtidas por meio de câmera fotográfica, os passes de soldagem produzidos estavam ausentes de defeitos aparentes, mostrando também a continuidade da união com o aspecto inicial e final dos cordões. As macroestruturas das juntas 1, 2, 3 e 4 podem ser vistas na Figura 50, Figura 51, Figura 52 e Figura 53 com detalhes de início e final, respectivamente.

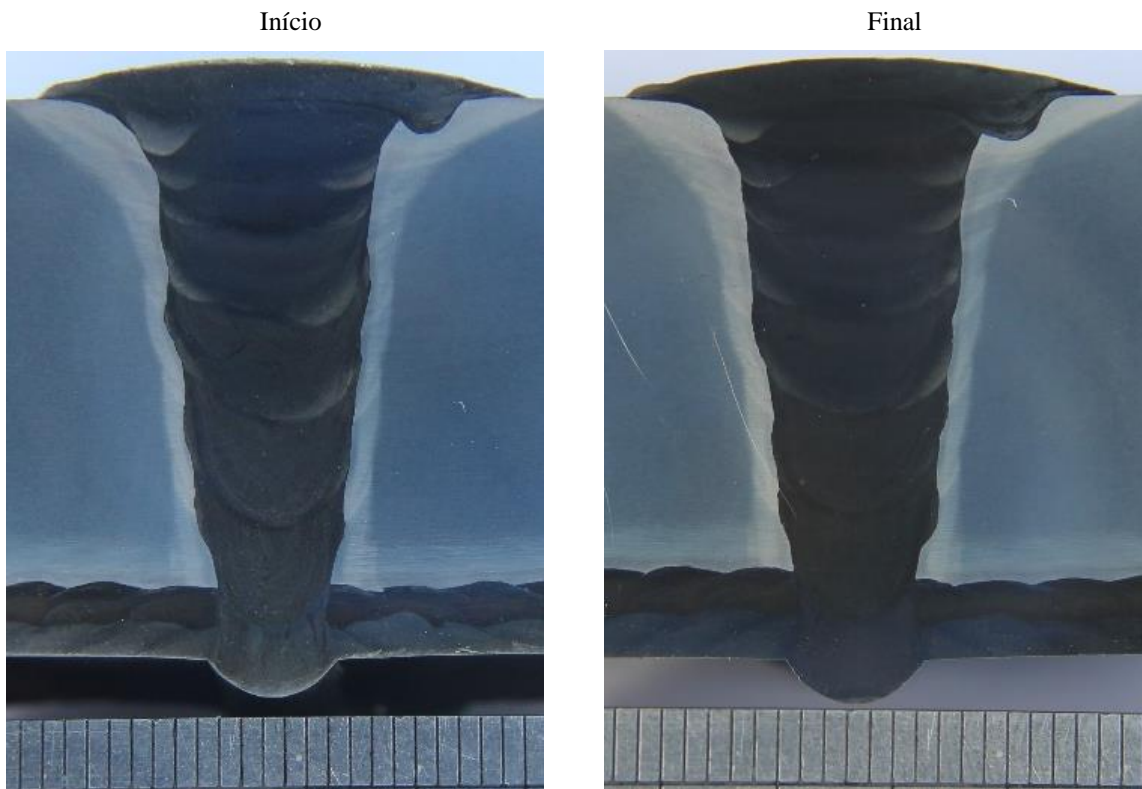
Na junta 4, foi realizada somente a macrografia de início, sendo o suficiente para verificar que a razão profundidade/largura dos passes de soldagem é maior que para as juntas 1, 2 e 3.

Figura 50 – Macrografia de início e final das junta soldada 1.



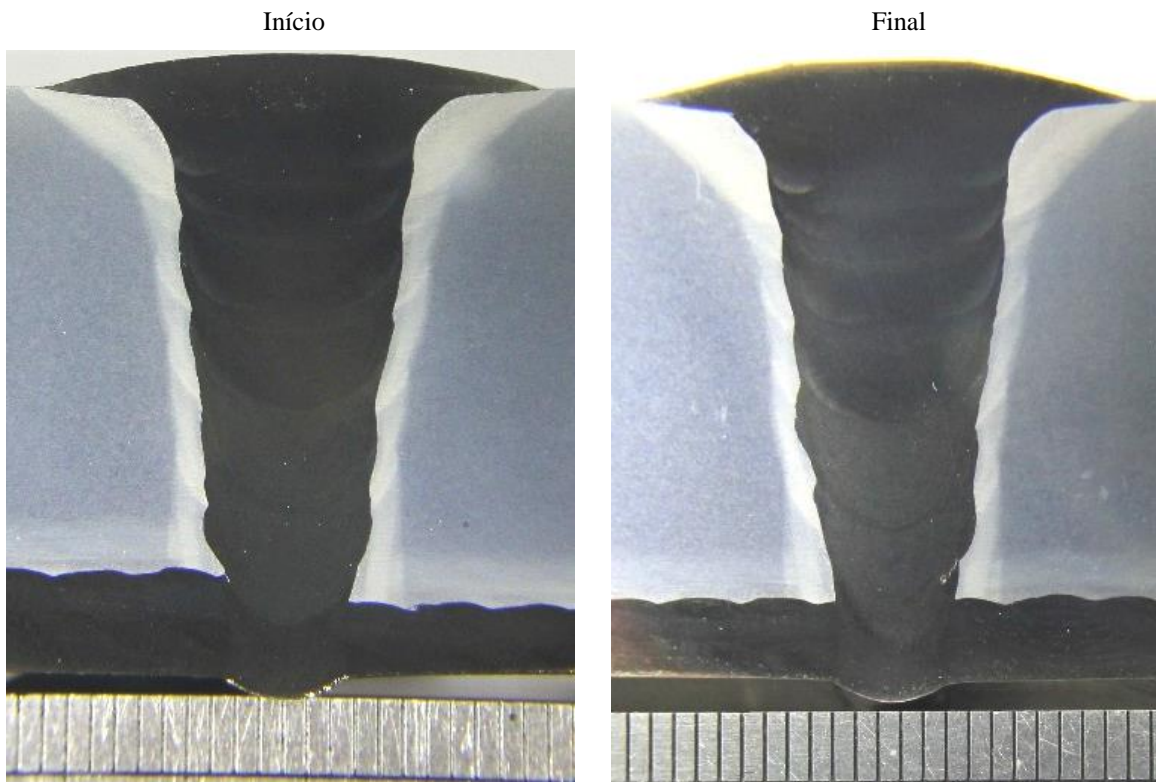
Fonte: Própria do autor

Figura 51 – Macrografia de início e final das junta soldada 2.



Fonte: Própria do autor

Figura 52 – Macrografia de início e final das junta soldada 3.



Fonte: Própria do autor

Figura 53 – Macrografia de início e final das junta soldada 4.

Início

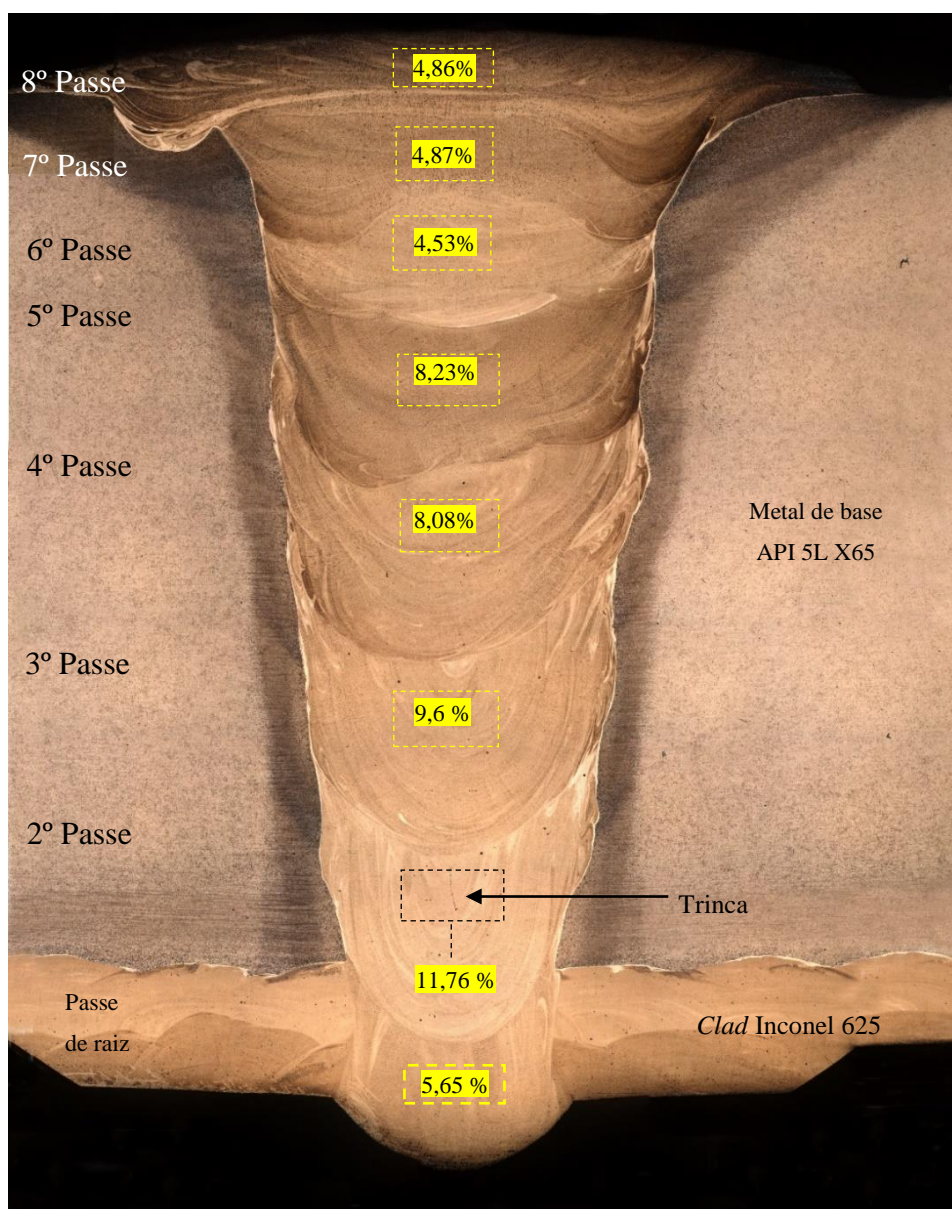


Fonte: Própria do autor

5.3.3.1 Macroestrutura e Análise do teor de Fe da junta soldada 1

A Figura 54 contém a montagem de macroestrutura realizada em uma amostra retirada da junta 1, com aumento de 25x em microscópio ótico e mostra a localização aproximada da área na região central, na qual foram realizadas as análises do teor de ferro em cada passe da junta por meio de EDS. Os valores do teor de ferro (% em peso) destacados na cor amarela representam o valor da análise na região central do passe. É possível observar ainda nitidamente as linhas de fusão dos passes de soldagem e uma trinca na região central do segundo passe de soldagem, que foi observado também em todas as juntas soldadas com a configuração de chanfro 1.

Figura 54 – Teor de ferro em cada passe de soldagem



Fonte: Própria do autor

Na análise realizada na região central dos passes, o passe que apresentou maior teor de ferro foi o segundo, com 11,76%, e o menor foi o sexto passe com 4,53%. A análise desse comportamento também pode ser feita por inspeção visual, pois é possível perceber que a maior razão profundidade/largura, dos passes soldados corresponde à área do segundo passe de soldagem.

A maior razão profundidade/largura aumenta a restrição, que foi potencializada devido à abertura do chanfro nesse local ser a menor, exigindo menor amplitude de tecimento, espalhando menos metal líquido, depositando uma maior quantidade de material em uma pequena área.

No caso da soldagem do segundo passe, além da maior porcentagem de ferro, ocorreu uma trinca na região central do cordão. A união de vários fatores contribuiu para o surgimento dessa trinca, entre eles: a razão profundidade/largura e nível de restrição juntamente com a ampla faixa de temperatura de solidificação da liga, fornecida pela simulação, contribuindo para que o líquido não conseguisse absorver todas as tensões durante o resfriamento.

O sexto passe foi o que apresentou menor teor de ferro na região central da junta. Pode-se perceber ainda na macrografia que é o passe com menor volume de metal depositado, além de possuir baixa penetração sobre o quinto passe e por estar localizado próximo à região superior da junta, exigiu uma alta amplitude de tecimento, espalhando bem o volume do metal líquido, fazendo com que essa região central possuísse o menor teor de ferro da união.

5.3.4 Análise microestrutural da união da Liga Inconel 680 com o aço API 5L X65 – Junta 1

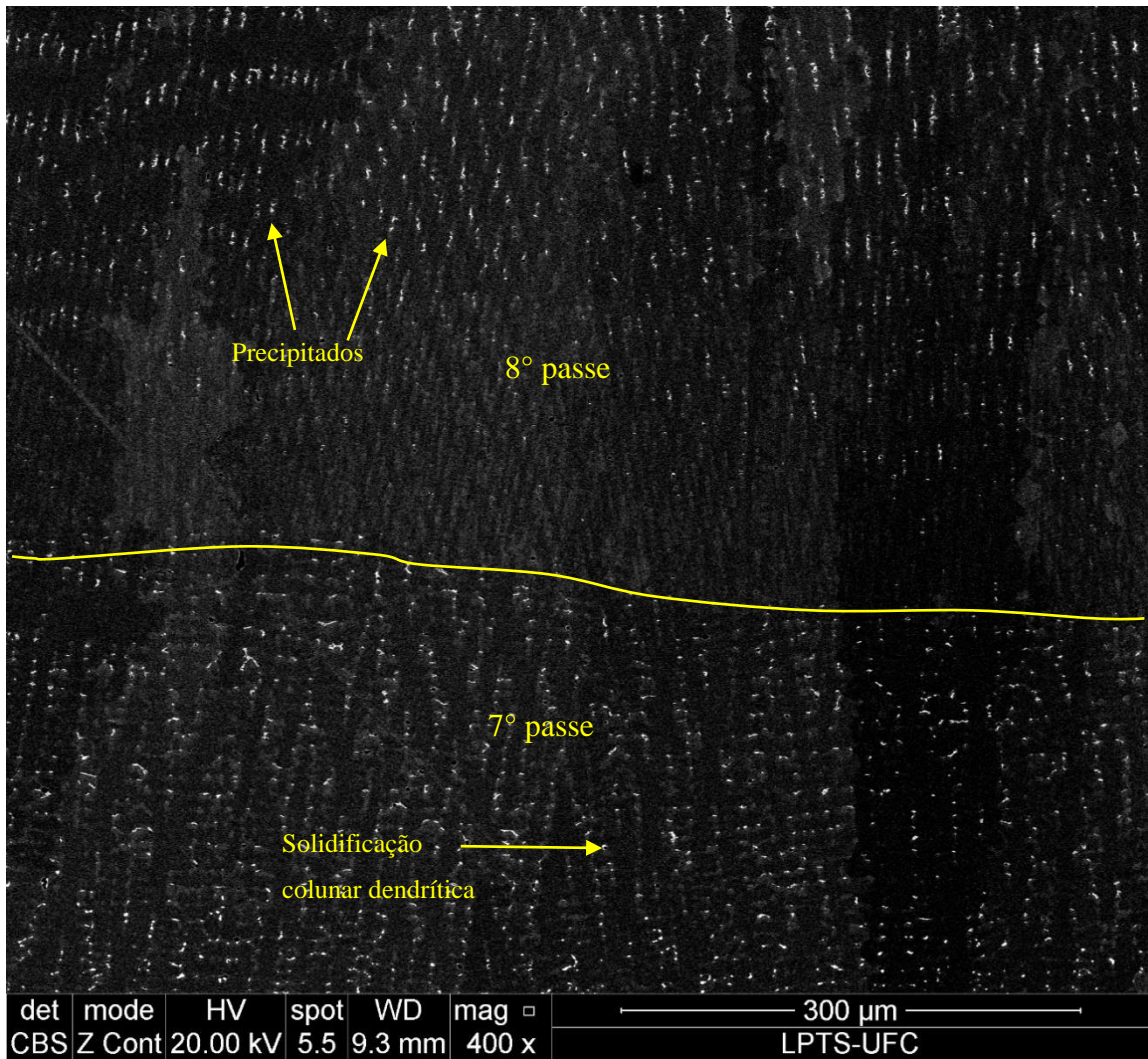
A análise microestrutural da junta soldada 1, buscou analisar toda a região do metal de solda em relação as possíveis alterações microestruturais, por meio de análises e mapas de composição química em precipitados mais relevantes.

A partir do resultado apresentado na seção anterior, que trata do teor de ferro na região central dos passes, foi realizada a quantificação de fases e o cálculo dos coeficientes de microsegregação para o segundo e o sexto passe, pois foram os passes que apresentaram maior e menor teor de ferro na união, respectivamente.

5.3.4.1 Microestrutura e precipitação de fases

Foi realizada uma breve análise da microestrutura do metal de solda da união, onde observou-se em todos os passes de soldagem uma matriz de Ni-CFC e alguns precipitados nas regiões interdendríticas, resultado este sendo o esperado para uma liga de níquel no estado bruto de fusão, com composição química rica em elementos de liga (como foi demonstrado pelos resultados de simulação). A solidificação do tipo colunar dendrítica e alguns precipitados observados em toda a junta estão ilustrados na Figura 55, que mostra uma imagem obtida com magnificação de 400x em uma região entre o oitavo e o sétimo passe de soldagem.

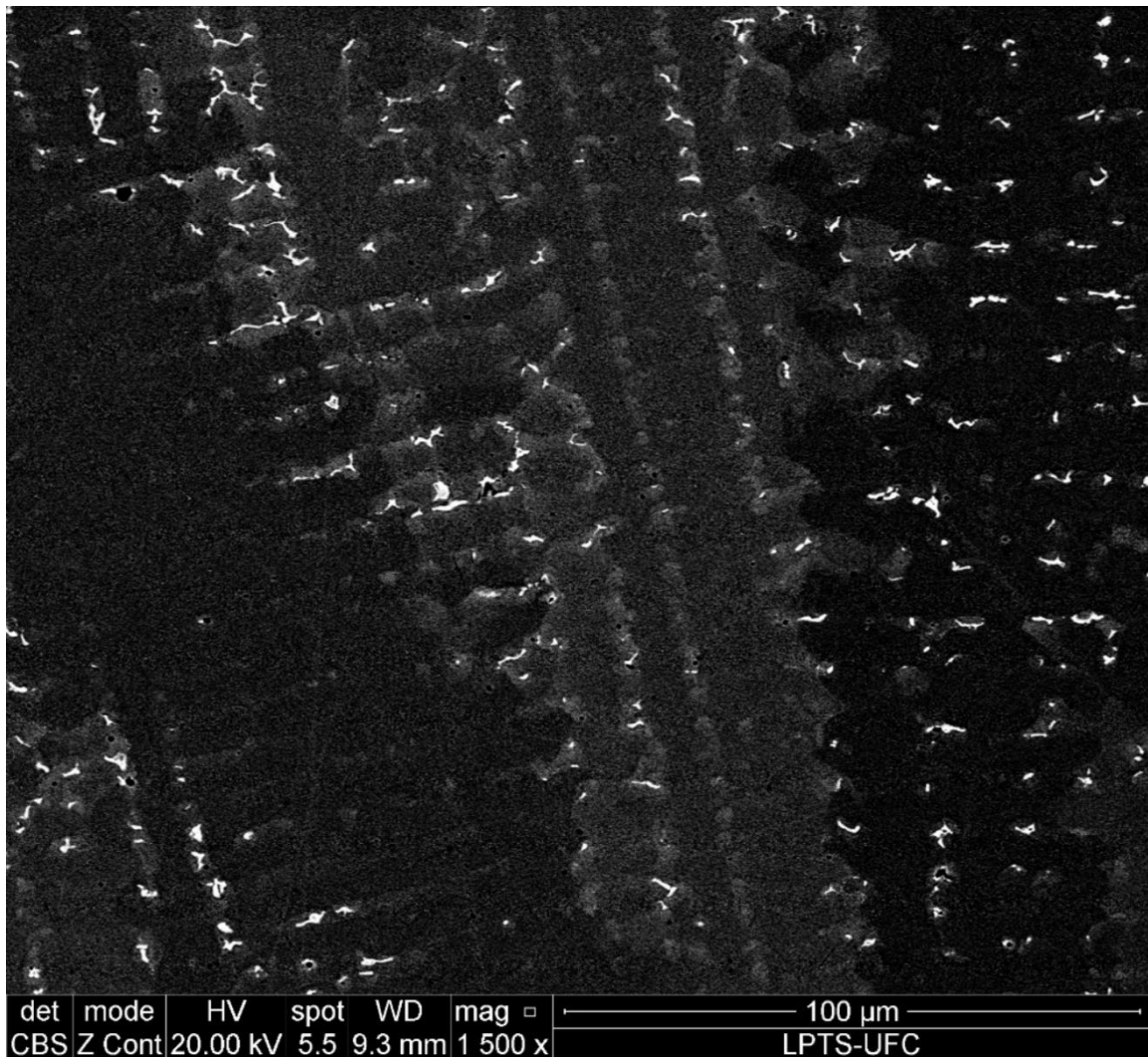
Figura 55 – Solidificação dendrítica e região entre passes



Fonte: Própria do autor

Para exemplificar melhor a precipitação de fases na região interdendrítica, a Figura 56 mostra uma imagem obtida no modo BSE com contraste de número atômico na região do sexto passe de soldagem. Nesta figura, os precipitados estão destacados por possuírem um brilho intenso quando comparados a matriz, devido ao enriquecimento de elementos químicos de maior Z que segregaram para estas regiões. Além disso, é possível distinguir entre o centro das dendritas e a região interdendrítica, devido à diferença de composição química devido à microsegregação.

Figura 56 - Precipitação de fases na região do sexto passe de soldagem



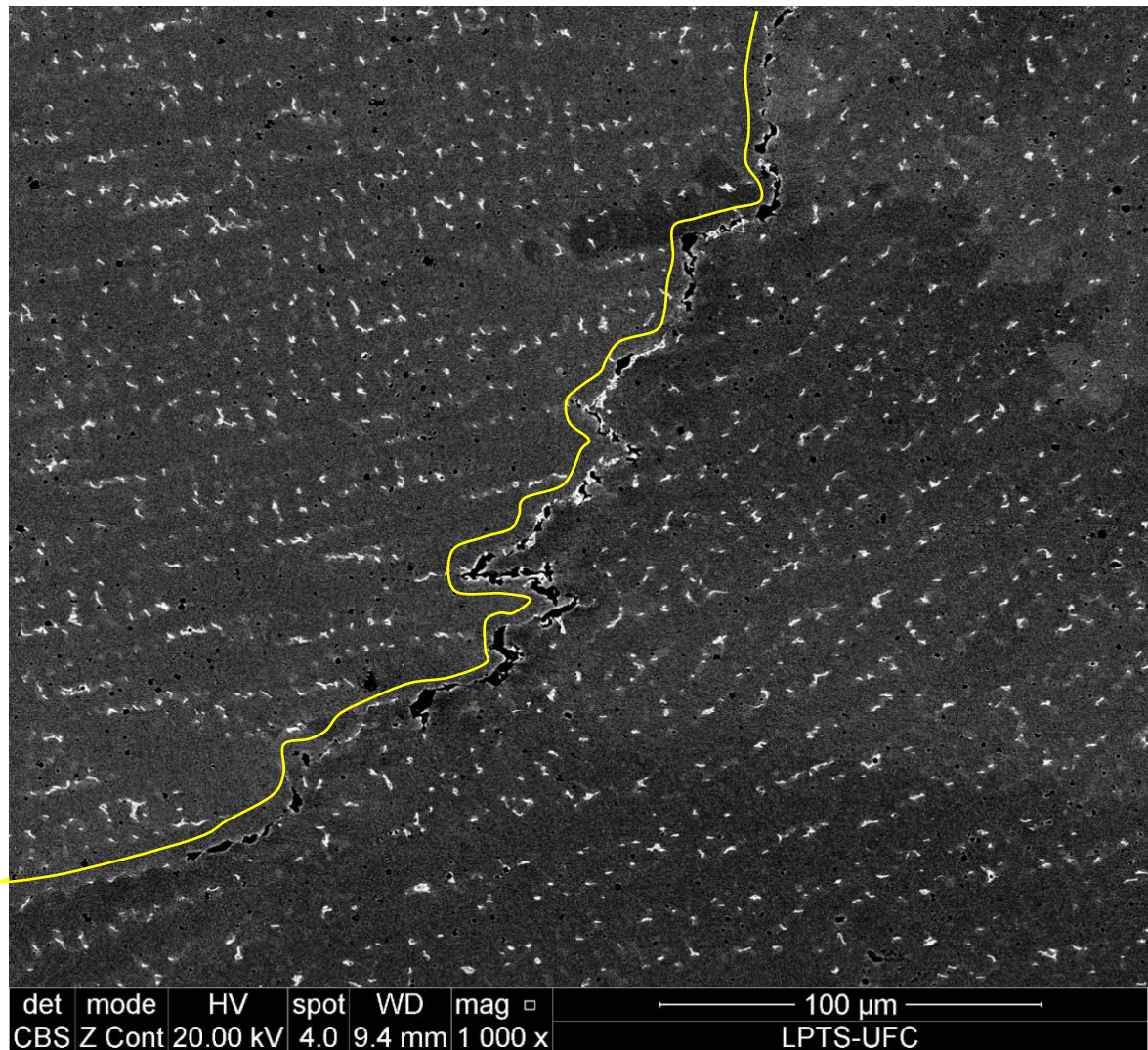
Fonte: Própria do autor

Como relatado na caracterização macroestrutural da zona fundida na solda de união, ou solda circumferencial, foi observada uma trinca no centro do segundo passe de soldagem, com aproximadamente 1 mm de extensão, caracterizada como trinca de solidificação por

ocorrer na zona fundida, entre contorno de grãos e em uma região interdendrítica, como ilustra a Figura 57.

Provavelmente este resultado é fruto da combinação de alguns fatores como composição química rica em elementos de liga, que podem formar eutéticos de baixo ponto de fusão, molhando a superfície do contorno de grão com um filme líquido entre os sólidos, que por sua vez não suportam os esforços de tração devido à contração da poça no momento do resfriamento. Além disso, o nível de restrição da junta, tende a ser maior, pois o segundo passe é o que apresenta maior volume de metal depositado na parte mais estreita do chanfro, contribuindo para que o filme líquido entre sólido não resista às tensões.

Figura 57 – Trinca de solidificação na região do segundo passe



Fonte: Própria do autor

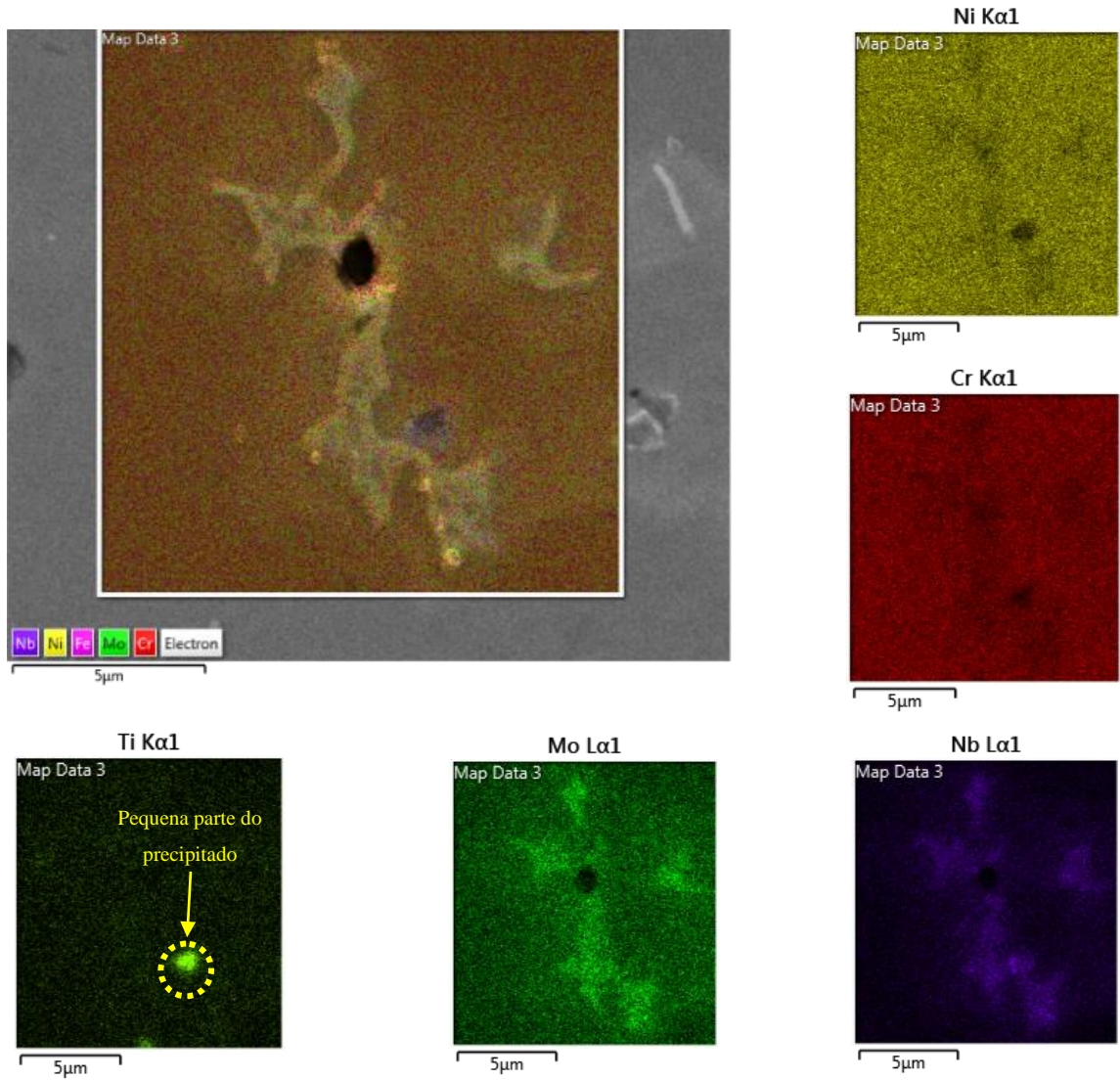
Acredita-se que trincas de solidificação nesta região possa ser evitada com ajuste dos

parâmetros de soldagem, tais como velocidade de soldagem e de alimentação, tornando o passe com menor volume de metal depositado.

5.3.4.2 Mapas de composição química em regiões da união da junta 1

Foi realizado um mapa de composição química por EDS, em um dos precipitados encontrados na região do passe de raiz e outro na região da trinca observada no segundo passe, para investigar as alterações microquímicas na composição dessas fases. A Figura 58 ilustra o mapa de um precipitado na região do passe de raiz. Os resultados mostraram que houve uma redução nos teores de Ni e Cr, enquanto houve um enriquecimento de Nb, Mo e Ti, elementos formadores de eutéticos de baixo ponto de fusão, sendo este último em uma pequena parte da morfologia do precipitado, que está identificado na figura.

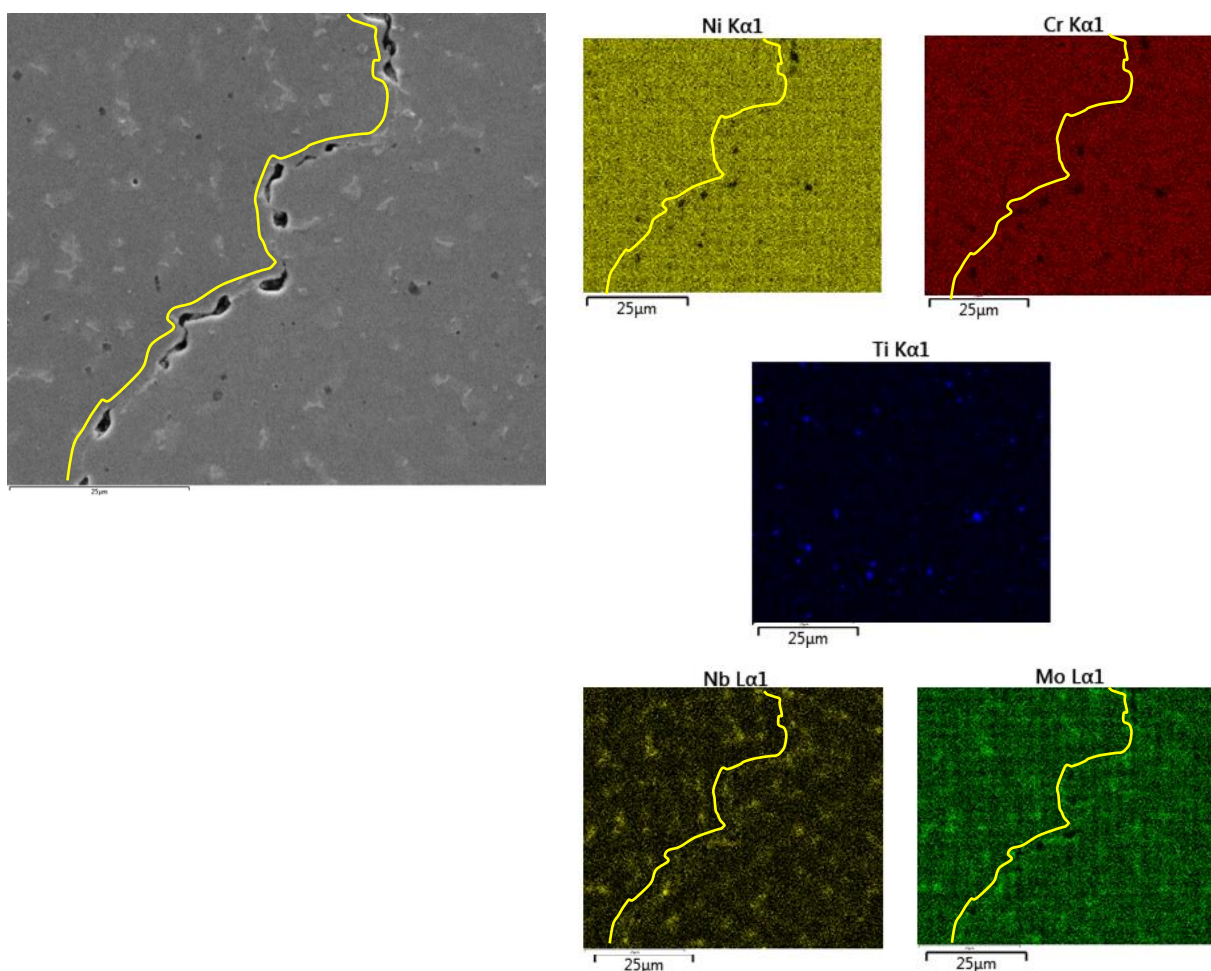
Figura 58 – Mapa de composição química por EDS em precipitado da região do passe de raiz



Fonte: Própria do autor

O mapa de composição realizado na trinca observada na zona fundida do segundo passe (ilustrado na Figura 59) mostra o mesmo comportamento de alteração microquímica do mapa realizado no precipitado do passe de raiz. Os resultados indicam que há uma redução nos teores de Ni e Cr nas regiões vizinhas à trinca, porém, nas mesmas regiões houve enriquecimento dos elementos Nb e Mo, além de mostrar enriquecimento desses elementos em outras fases do passe 2 longe da trinca. Para o elemento Ti notou-se enriquecimento somente em regiões de precipitados longe da trinca. Este resultado vai ao encontro do que cita a literatura para formação de trincas de solidificação, pois os elementos Nb e Mo são formadores de fases de baixos pontos de fusão em contorno de grãos, favorecendo o aparecimento desse tipo de trinca, confirmando ainda os resultados obtidos na parte de simulação, em que a liga Inconel 680 possui altas faixas de temperatura de solidificação, que podem ser determinadas pela mudança microquímica causada pela microsegregação dos elementos formadores de fases do tipo TCP.

Figura 59 – Mapa de composição química na região da trinca de solidificação



Fonte: Própria do autor

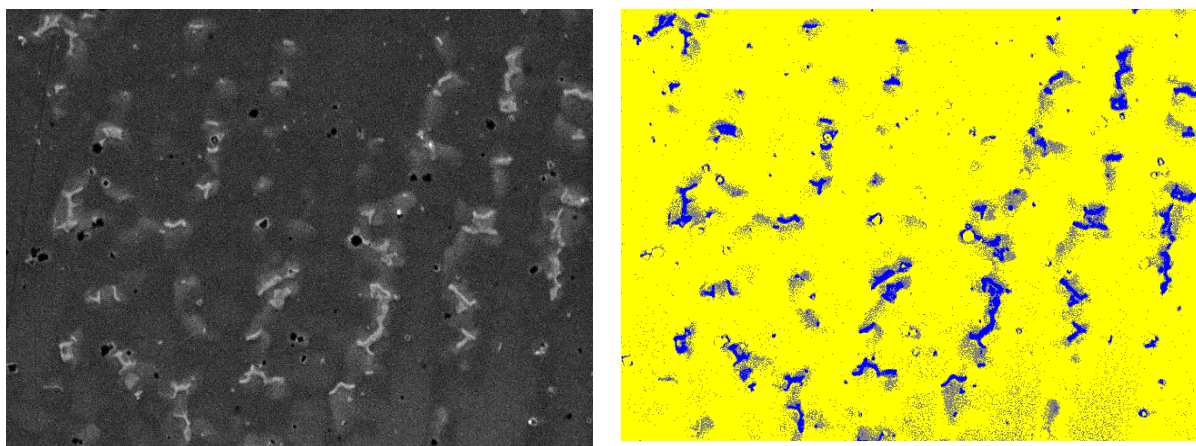
Apesar das fases não terem sido identificadas, por não ser o foco principal deste trabalho e, principalmente, por demandarem técnicas mais elaboradas, os resultados demonstram que os precipitados são ricos em Nb e Mo, elementos químicos que possuem comportamento característico em segregar para o filme líquido, podendo formar fases topologicamente compactas com baixos pontos de fusão.

5.3.4.3 *Quantificação de fases no segundo e sexto passe de soldagem da junta 1*

Para a precipitação de fases secundárias nos volumes interdendríticos as análises anteriores mostraram que o metal de solda da união possui ao longo da região central entre dendritas, vários precipitados, além de apresentar diferença significativa entre o teor de Fe do segundo e sexto passe de soldagem.

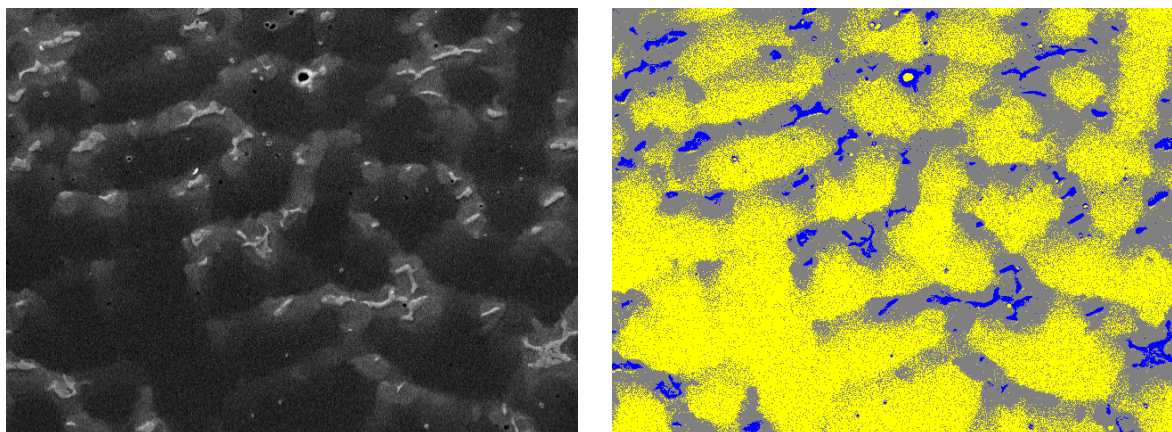
Logo, com o intuito de verificar se os teores de Fe influenciaram na precipitação de fases desses passes, foi realizada a quantificação por meio da aquisição, tratamento e análise de imagem com o programa SVRNA em 20 imagens de cada passe, obtidas em MEV no modo BSE (Z-contrast). A Figura 60 e a Figura 61 mostram exemplos de micrografias obtidas em MEV, com magnificação de 1000x e a respectiva imagem segmentada, para o segundo e o sexto passe de solda.

Figura 60 – Exemplos de micrografias obtidas por MEV e sua respectiva imagem tratada, na região do passe 2



Fonte: Própria do autor

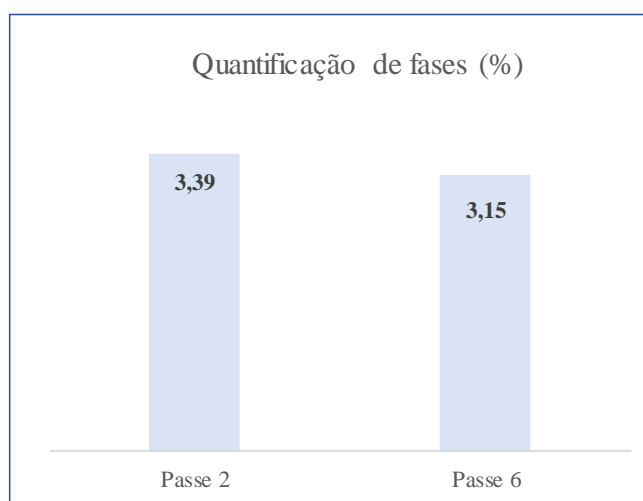
Figura 61 – Exemplos de micrografias obtidas por MEV e sua respectiva imagem tratada, na região do passe 6



Fonte: Própria do autor

As quantificações realizadas após a segmentação das imagens apresentaram valores próximos para as duas regiões analisadas, a Figura 62 mostra como gráfico de barras que o passe 2 que possui maior teor de ferro (11,76%), possui aproximadamente 3,4% de precipitados, enquanto que o passe 6 que possui menor teor de Fe (4,53%), possui aproximadamente 3,1% de precipitados e que apesar de haver alguma diferença, podendo esta ser resultado da quantidade de sobreposição de ciclos térmicos, visto que o segundo passe sofre mais sobreposições que o sexto passe, essa diferença torna-se praticamente irrelevante, quando se considera 0,3% de precipitados em regiões de grandes tamanhos, como as dos referidos passes.

Figura 62 – Quantificação de fases precipitadas no segundo e sexto passe de soldagem



Fonte: Própria do autor

Desta forma o resultado sugere que o aumento do teor de ferro do passe em relação ao passe 6 não foi relevante para a formação de precipitados.

5.3.4.4 Coeficiente de partição k – Passe 2 e Passe 6 da junta 1

Para verificar as participações e as alterações nas concentrações dos elementos químicos presentes na zona fundida dos passes 2 e passe 6 da junta 1, por meio do coeficiente de segregação k , foram obtidas as composições do centro das dendritas (considerada como a composição do 1° sólido a se formar – C_S) e a composição global de cada passe (considerada como a composição do líquido no instante inicial da solidificação – C_L). Foram obtidas 4 medidas em cada região (centro da dendrita e interdendrítica).

A motivação para escolha desses dois passes continua sendo a variação entre maior e menor teores de Fe da junta. Os resultados obtidos são apresentados na Tabela 13 e mostraram que na região do passe 2, os elementos Cr, Fe e Ni apresentaram $k > 1$ e que apesar de serem valores ainda próximos de 1, apresentam uma leve tendência a serem absorvidos pelo sólido. Já para o elemento W, nesse o valor de K demonstra uma forte absorção pelo sólido, neste passe.

Vale ressaltar que o elemento W é naturalmente um elemento endurecedor por solução sólida e é importante para fortalecer o centro da dendrita e que indiretamente compensa as perdas dos elementos tais como Mo, Nb e Ti cujo K é menor que 1, que irão segregar para líquido (região interdendrítica).

Os elementos Ti, Nb e Mo apresentaram $k < 1$, ou seja, segregaram para o líquido, ratificando as análises anteriores em que os precipitados apresentavam enriquecimento Nb, Mo e Ti, confirmando ainda alguns dos resultados de simulação que mostrou que os elementos Nb e Mo, apresentaram alta fração em peso na fase líquida, no final da solidificação.

Para a região do passe 6, os resultados apresentaram o mesmo comportamento para os elementos, exceto para o elemento Fe, que diferentemente do passe 2, apresentou $k < 1$, este último resultado não foi o esperado e será analisado posteriormente em outros trabalhos.

Tabela 13 – Coeficiente de partição k dos principais elementos nos passes 2 e 6.

ELEMENTO	PASSE 2			PASSE 6		
	C _s	C _L	K	C _s	C _L	K
Nb	1,36 ± 0,35	2,82 ± 0,11	0,48	1,86 ± 0,23	3,42 ± 0,12	0,54
Ti	0,81 ± 0,13	1,31 ± 0,04	0,62	1,2 ± 0,07	1,5 ± 0,04	0,77
Mo	5,32 ± 0,13	5,53 ± 0,13	0,96	5,72 ± 0,13	6,48 ± 0,15	0,88
Cr	18,8 ± 0,38	17,43 ± 0,11	1,08	20,5 ± 0,37	20,09 ± 0,12	1,02
Ni	53,9 ± 0,65	49,27 ± 0,24	1,09	58 ± 1,19	56,35 ± 0,24	1,03
W	7,205 ± 0,6	5,63 ± 0,28	1,28	8,27 ± 0,29	7,38 ± 0,29	1,12
Fe	12,5 ± 0,19	11,76 ± 0,1	1,06	3,31 ± 0,19	4,53 ± 0,07	0,73

Fonte: Própria do autor

5.4 Propriedades mecânicas

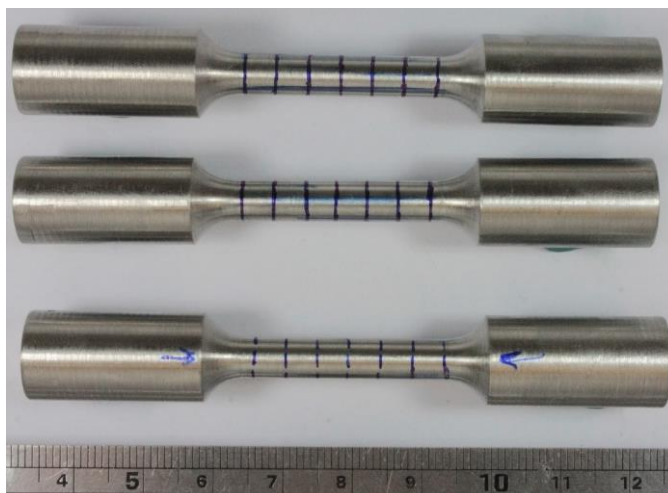
As propriedades mecânicas escolhidas e baseadas na norma DNVGL – ST – F101 (2017) para análise das juntas produzidas por soldagem, forneceram os dados essenciais para verificar se a união atende inicialmente aos requisitos necessários para aplicação em *risers* rígidos e que possam posteriormente ser lançados em alto mar pelo método *Reel Lay*. A seguir serão apresentados os resultados da liga Inconel 680 com baixo teor de ferro, na condição como soldada e na condição de união por soldagem em tubos de aço API 5L X65.

5.4.1 Limite de escoamento e de resistência à tração da liga Inconel 680 como soldada

Os corpos de prova retirados longitudinalmente ao centro da junta soldada, somente com a liga Inconel 680 mostrados na Figura 63, tiveram suas propriedades mecânicas como Limite de Escoamento (LE), Limite de Resistência à Tração (LRT) e Alongamento da liga Inconel 680 obtidas na condição como soldada e apresentaram médias de 643,4 MPa, 932,7 MPa e 28,4% respectivamente (Tabela 14).

Essa análise, obtida por soldagem de enchimento somente com o material de adição, foi primordial para caracterizá-lo inicialmente e garantir que os valores de LE e LRT não estariam sendo influenciados por linhas de fusão, características da soldagem de união dissimilar e que conseqüentemente, poderiam tornar o material menos resistente.

Figura 63 – Corpos de prova da liga Inconel 680 na condição como soldada



Fonte: Própria do autor

Tabela 14 – Propriedades mecânicas da liga Inconel 680 na condição como soldada.

Amostra	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)
CP1	629,62	921,59	28,4
CP2	607,21	900,78	30,8
CP3	693,46	975,72	26
Média	643,4	932,7	28,4

Fonte: Própria do autor

Por ter apresentado um LE de 643,34 MPa, bem superior ao exigido (550 MPa) a liga Inconel 680 possui um alto potencial para aplicações mais críticas. Tais como o lançamento de dutos (risers rígidos) por meio da técnica *Reel Lay*. Contudo, é importante destacar que somente esse critério não é válido para aprovação, devendo ainda, a liga, passar por outras análises e principalmente a realização de estudo de avaliação crítica de engenharia (ECA – *Engineering Critical Assessment*), que aplica premissas das normas DNVGL – ST – F101 e DNVGL – RP – F108 (2017) em conjunto, para aceitação da aplicação do material no projeto de fabricação.

5.4.2 Mapa de microdureza da união da Liga Inconel 680 com o aço API 5L X65 – Junta 1

O mapa de microdureza realizado em amostra retirada do final de uma das juntas (Figura 64), apresenta regiões de zona fundida, ZAC e MB com indentações indicadas por diferentes cores.

A escala definida pelo software delimitou os valores extremos de microdureza Vickers (menor e maior), passando por uma escala de cores, em que o menor valor delimitado pela cor rosa é 121 HV_{0,1} e o maior valor definido pela cor vermelha é de 403 HV_{0,1}, estando a cor verde no centro da escala, com valor médio de 262 HV_{0,1}.

O mapa que foi realizado a partir do centro da amostra (metal de solda), passando pela ZAC até o metal de base, mostrou que a zona fundida possui os mais altos valores de microdureza, quando comparada as demais regiões.

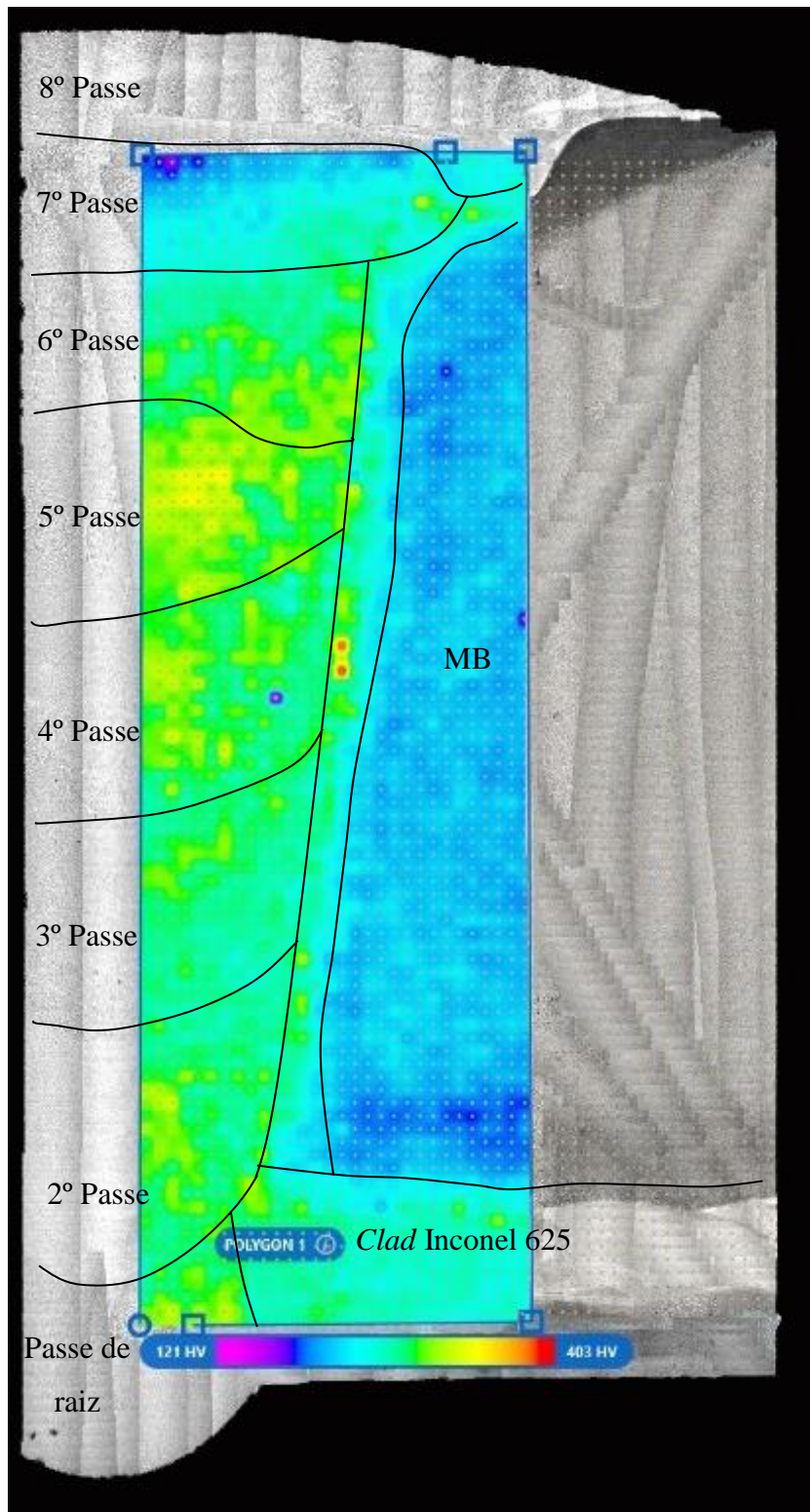
As impressões de microdureza mostraram que a zona fundida da maioria dos passes de soldagem exibiu pontos de cor verde, ou seja, dureza média. Porém, o sétimo e oitavo passe também apresentaram pontos de cor turquesa e azul, que na escala de cores, são pontos de menor valor de microdureza, mostrando a influência dos ciclos térmicos de soldagem na microdureza dos passes de solda.

O último passe de solda mostra que por não ter sofrido efeito de reaquecimento, este apresenta menores valores de microdureza. Os outros passes de solda mostraram que a sobreposição de ciclos térmicos alterou os valores de microdureza e que em algumas regiões (próximo ao centro da solda), estes podem ainda ser maiores, como por exemplo, as regiões próximas ao centro do segundo, quarto e quinto passes. Provavelmente essas regiões possuem precipitados, com dureza mais elevada.

O efeito térmico da sobreposição dos passes também pode ser observado quando se compara a região do *clad* de Inconel 625 e a região vizinha (passe de raiz). Por não apresentar ciclo térmico de soldagem sobreposto na região do *clad* de Inconel 625, este apresenta visualmente valores de microdureza menores, quando comparado à região do passe de raiz, onde há sobreposição de ciclo térmico imposto pela soldagem do segundo passe.

Percebe-se ainda a presença de pontos com cor vermelha, próximos à linha de fusão do quarto passe de soldagem, que provavelmente está associada à uma microestrutura de dureza mais elevada nessa região.

Figura 64 – Mapa de microdureza realizado em amostra retirada do final da soldagem



Fonte: Própria do autor

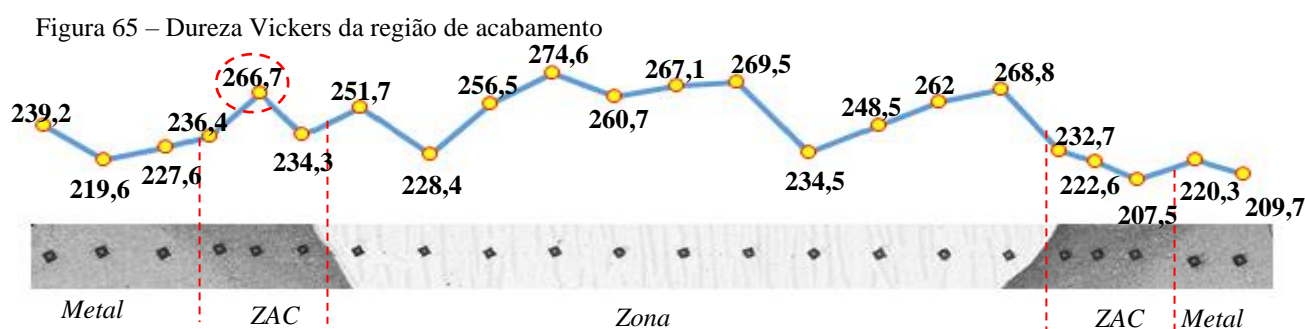
5.4.3 Dureza Vickers da união da Liga Inconel 680 com o aço API 5L X65 – Junta 1

A dureza Vickers foi realizada em uma amostra retirada do início da primeira junta e avaliação dos valores obtidos no Metal de Solda (MS) e Zona Afetada pelo Calor (ZAC) foi baseada na norma DNVGL – ST – F101 (2017) que cita os valores para a região do MS, devendo estes serem menores que 345 HV10 e para a região da ZAC, em que os valores devem ser menores que 250 HV10.

As Figura 65, Figura 66 e Figura 67 mostram os perfis de dureza obtido nas regiões de acabamento, enchimento e raiz, respectivamente, com o valor de cada dureza no perfil correspondente à impressão mostrada na foto.

Na região de acabamento (Figura 65), o perfil realizado no sétimo passe de soldagem mostrou que há um ponto fora do estabelecido em norma para a ZAC (ponto em destaque). Esse ponto com valor de 266,7 HV10 ultrapassa o valor de 250 HV10. É importante destacar que a dureza da ZAC pode ser readequada por meio de ajuste de parâmetros de soldagem e pelo controle de comprimento de onda aplicado.

A impressão de dureza também pode estar associada à uma região com microestrutura mais dura, visto que os valores obtidos para a ZAC da mesma região, porém próxima à outra linha de fusão possui todos os pontos dentro do estabelecido em norma. Para o MS da região do acabamento, todos os valores estão abaixo de 345 HV10, com o maior valor apresentado de 274,6 HV10, sendo valores esperados para ligas de níquel.

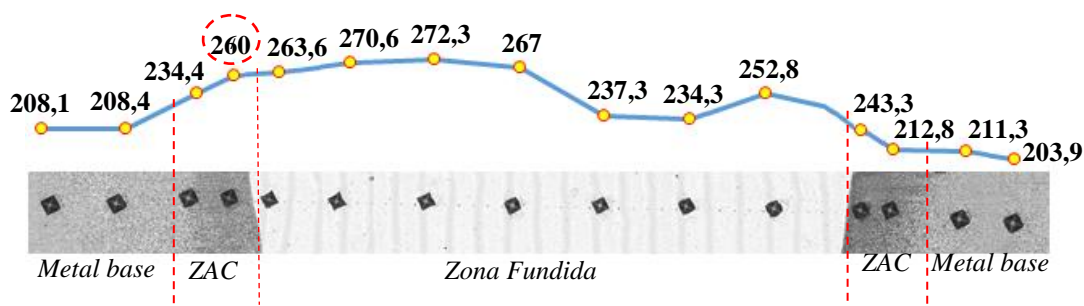


Fonte: Própria do autor

Na região de enchimento (Figura 66), o perfil realizado no quarto passe de solda mostrou que também há um ponto fora do estabelecido em norma para a ZAC (ponto em destaque), esse ponto com valor de 260 HV10 ultrapassa o valor de 250 HV10, podendo estar associado também à uma região com microestrutura mais dura, pois apresenta o mesmo

comportamento observado na região de acabamento, onde os valores obtidos para a ZAC da mesma região, porém próxima à outra linha de fusão, possui todos os pontos dentro do estabelecido em norma. Para o MS da região do enchimento, todos os valores estão abaixo de 345 HV10, com maior valor apresentado de 272,3 HV10

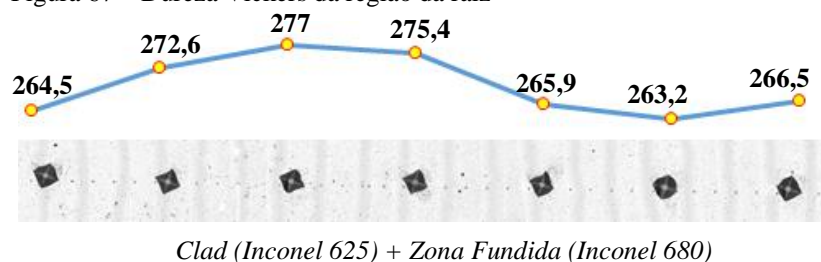
Figura 66 – Dureza Vickers da região de enchimento



Fonte: Própria do autor

Na região da raiz (Figura 67), o perfil realizado no segundo passe de soldagem, que se encontra com parte do volume do passe no *clad* mostrou que por ser uma soldagem similar, não há diferenças expressivas visuais e de valores apresentados entre MS e ZAC. Todos os valores obtidos são correspondentes para ligas de níquel e não ultrapassam o valor de 345 HV10, sendo o esperado para esta região.

Figura 67 – Dureza Vickers da região da raiz

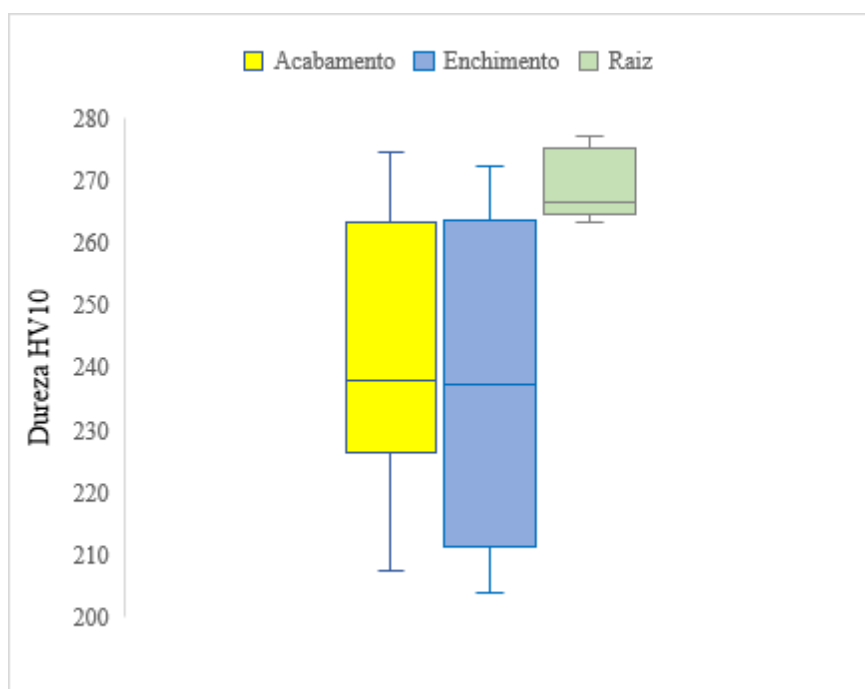


Fonte: Própria do autor

Para verificar estatisticamente os valores obtidos por regiões de acabamento, enchimento e raiz, o gráfico da Figura 68 mostra que não houve diferença expressiva para os valores de dureza obtidos nas regiões de acabamento e enchimento, os menores valores são correspondentes as impressões de dureza realizadas no metal base e os maiores valores correspondentes as impressões de dureza no metal de solda, de ambas as regiões. As médias dos valores de dureza para as regiões do acabamento e de enchimento, que estão marcadas no

gráfico estão bastante próximas, mostrando que não houve diferença expressiva de dureza entre as regiões. Para a região da raiz, nota-se que conforme comentando anteriormente, por ser uma região somente de liga de níquel (*clad* de Inconel 625 e MS de Inconel 680), a média dos valores são mais altos e o desvio padrão menor, sendo um resultado esperado para ligas de níquel.

Figura 68 – Gráfico com médias de valores de dureza HV10, obtidos para as regiões de acabamento, enchimento e raiz



Fonte: Própria do autor

Portanto, conclui-se que os valores de dureza Vickers apresentados se mostraram aceitáveis segundo a norma, para região da zona fundida dos passes de acabamento, enchimento e raiz, sendo importante a investigação dos valores obtidos em pontos na ZAC das regiões de acabamento e enchimento, que apresentaram um ponto com valor fora do aceitável, em cada região.

É possível concluir também que os dados obtidos estão em coerência com os dados do mapa de microdureza, que mostra que a zona fundida dos passes de soldagem da junta apresenta regiões com as mesmas cores de referência de microdureza, ou seja, com valores médios próximos.

5.4.4 Avaliação de tenacidade da união da Liga Inconel 680 com o aço API 5X65 - Ensaios Charpy – Junta 2

Com o objetivo de caracterizar a união em relação à tenacidade, foram realizados ensaios de impacto Charpy no metal de solda e na linha de fusão em amostras retiradas de uma das juntas soldadas.

Os indicadores de aceitação dos valores de energia absorvida foram retirados da DNVGL – ST - F101 (2017), que toma como base soldagens realizadas com aços C-Mn e cita o valor mínimo de 38 J para uma amostra e o valor médio do resultado de 3 amostras de 45 J, para ambas as regiões.

A Tabela 15 mostra os valores de energia absorvida obtidos no ensaio Charpy para as regiões do metal de solda e linha de fusão, em que foram descartados os valores mínimo e máximo, para que fosse feita a média das energias obtidas no restante das amostras.

O ensaio que foi realizado à -15°C mostrou que tanto a região da solda quanto a região da linha de fusão possuem uma boa tenacidade, pois para o metal de solda o valor da média das energias foi de 75,6 J e o valor mínimo para uma amostra foi de 70,9 J. Já para a linha de fusão o valor da média das energias foi de 86,4 J e o valor mínimo para uma amostra foi de 63,8 J.

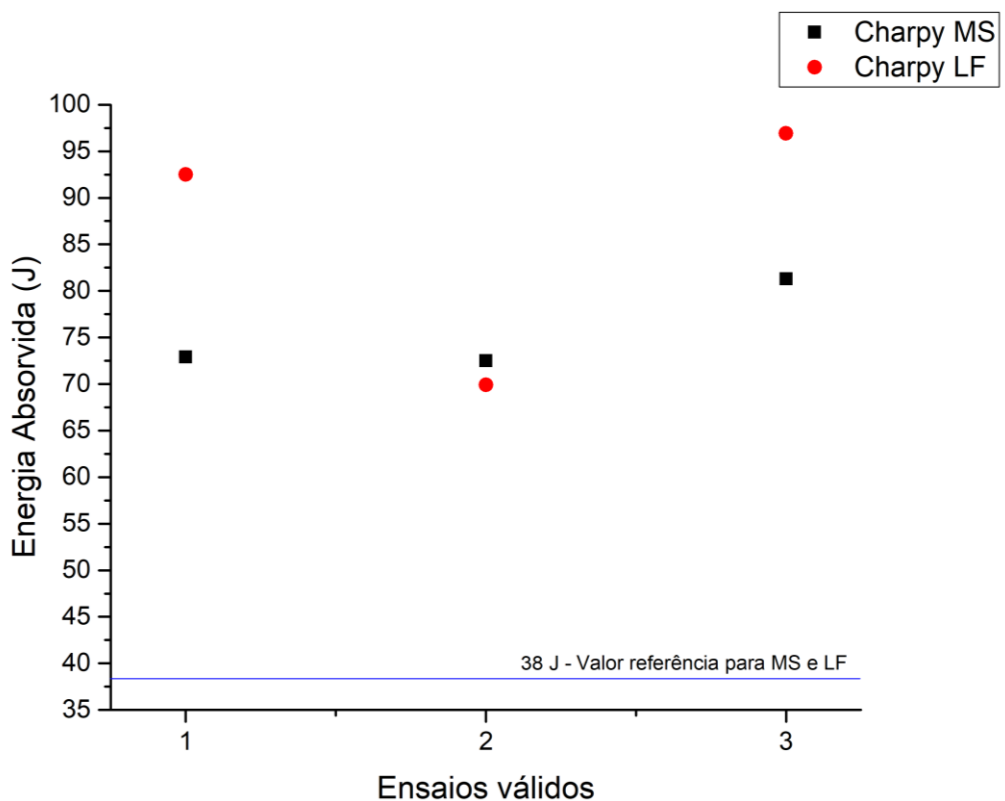
Tabela 15 – Energias absorvidas no ensaio de impacto Charpy nas regiões da solda

Amostra	Energia Absorvida (J)	
	Metal de Solda	Linha de Fusão
CP1	81,6 (descartado)	92,5
CP2	72,9	69,9
CP3	72,5	105,2 (descartado)
CP4	70,9 (descartado)	63,8 (descartado)
CP5	81,3	96,9
Menor valor	70,9	63,8
Média	75,6	86,4

Fonte: Própria do autor

A Figura 69 mostra o gráfico de pontos com os resultados obtidos nos ensaios para avaliação da tenacidade, considerados válidos. Graficamente é possível perceber que os valores obtidos, tanto para o metal de solda (destacados na cor preta), como para a linha de fusão (destacados na cor vermelha), são bem maiores que o valor de referência, marcado no gráfico como 38 Joules.

Figura 69 – Gráfico comparativo entre medidas de ensaios Charpy válidos e valor de referência



Fonte: Própria do autor

Todos os valores obtidos foram bem superiores ao estabelecido em norma, indicando que a soldagem de união de tubos API 5L X65 realizada com a liga de níquel Inconel 680 apresenta boa tenacidade.

Logo, pode se concluir que os ensaios de impacto Charpy realizados, podem ser considerados aprovados, de acordo com o estabelecido em norma e as premissas utilizadas para realização dos ensaios, neste trabalho.

5.4.5 Tração transversal retangular da união da Liga Inconel 680 com o aço API 5X65

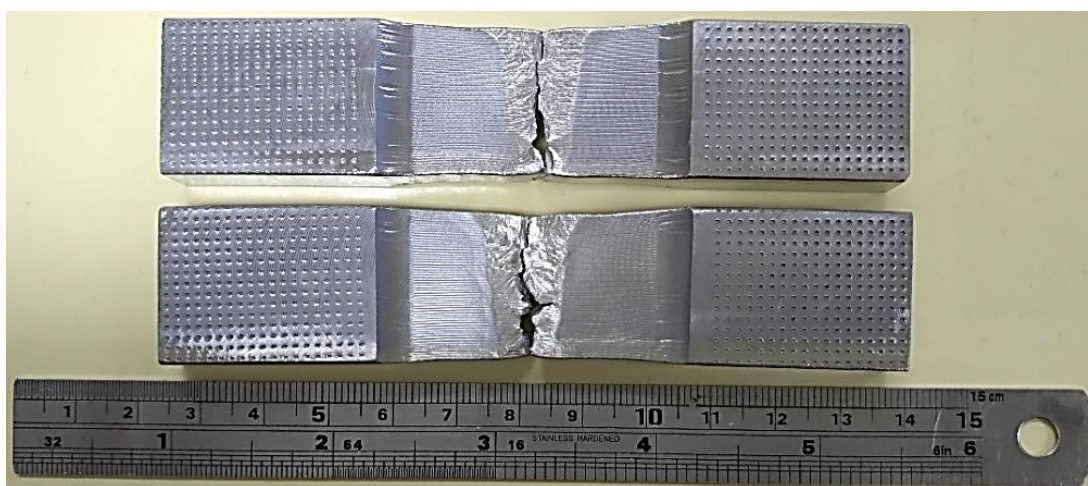
Os ensaios de tração retangular tiveram como objetivo mostrar a resistência da união, por meio dos valores de limite de resistência à tração e o local do rompimento no corpo de prova. Para que o ensaio seja considerado aprovado, os resultados dos testes devem apresentar valores mínimos de limite de resistência à tração de 535 MPa, cujo valor está definido na norma DNVGL – ST - F101 (2017), tomando como referência o material API X65. A referida norma cita ainda que o rompimento do corpo de prova não pode ocorrer no metal de solda.

5.4.5.1 Tração transversal retangular da junta 3

Como pode ser observado na Figura 70, o rompimento dos corpos de prova que foram retirados da junta 1 ocorreu na região do metal de solda, mostrando que essa região se encontrava menos resistente que o metal de base e a interface de soldagem.

Durante a realização dos ensaios observou-se que um defeito na região superior do segundo passe de soldagem promoveu o início de propagação do rompimento, esse defeito já relatado nos resultados anteriores, trata-se da trinca de solidificação observada no segundo passe e que se tornou totalmente relevante nos ensaios em que os corpos de prova possuíam espessura total do tubo, pois acabou funcionando como um concentrador de tensão.

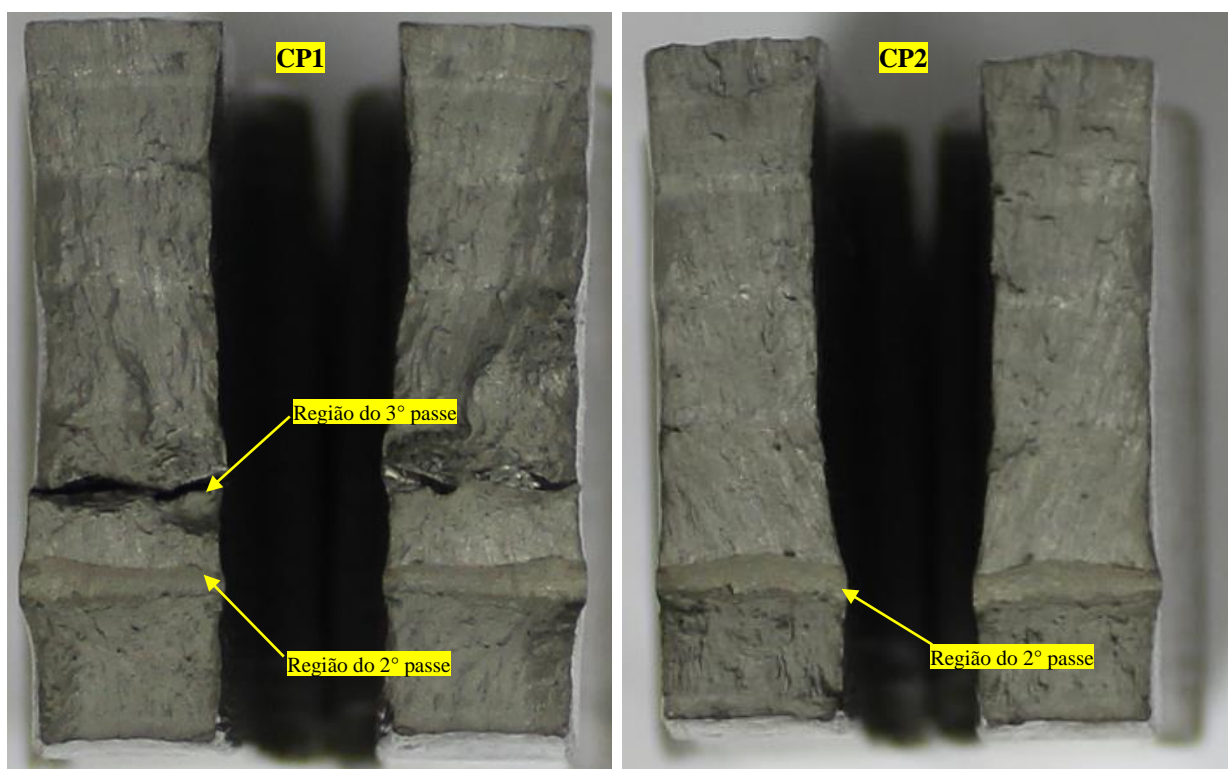
Figura 70 – Corpo de prova rompido após ensaio de tração transversal retangular da junta 3



Fonte: Própria do autor

A Figura 71 mostra bem os defeitos aparentes na superfície dos corpos de prova (CP1 e C2). Nota-se que nos dois corpos de prova existe um defeito semelhante na região do segundo passe e no CP1 ainda existe outro defeito na região do 3º passe. Vale ressaltar que essa região, além de ter sido observada trinca de solidificação, foi a de maior teor de ferro no centro do passe, em relação a todos os passes, com 11,76% de Fe, podendo ter colaborado para os resultados obtidos.

Figura 71 – Aspecto da fratura dos corpos de prova após ensaio de tração retangular



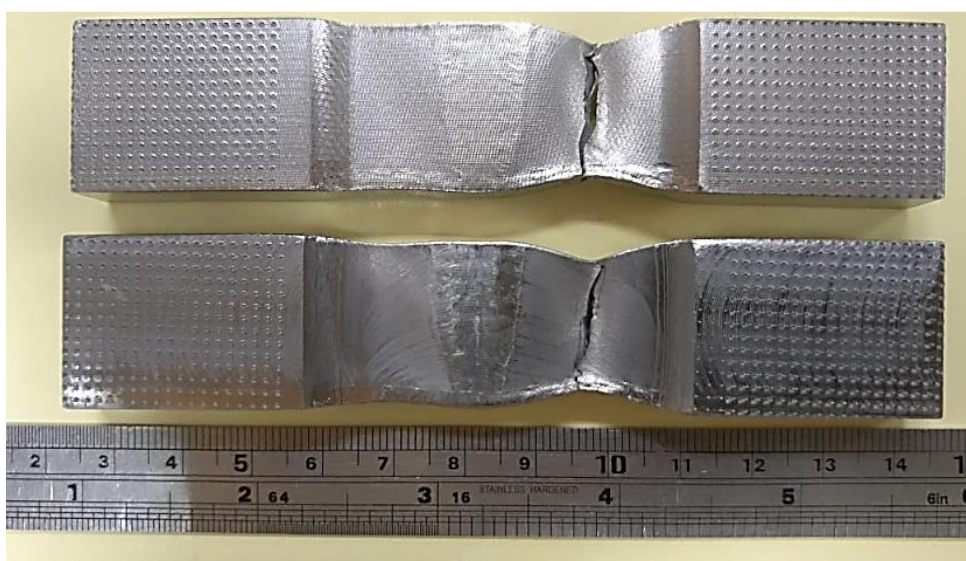
Fonte: Própria do autor

Os resultados mostraram um ensaio com valor de 640,1 MPa de limite de resistência e o outro com valor de 647,1 MPa, apresentando valor médio de LRT de 643,6 MPa, ou seja, um valor maior que o valor mínimo exigido de referência, que é de 535 MPa. Porém, devido ao fato da trinca de solidificação ter comprometido o ensaio, com rompimento na região da solda, o mesmo ensaio foi repetido na junta 4, que foi soldada em outra condição (configuração de chanfro 2). Os resultados serão apresentados a seguir.

5.4.5.2 Tração transversal retangular da junta 4

Como pode ser observado na Figura 72, o rompimento dos corpos de prova que foram retirados da junta 4 ocorreu na região do metal base, mostrando que a região da solda dessa junta encontrava-se mais resistente que o próprio metal de base e a interface de soldagem. O fato de não terem sido encontrados nenhum defeito/descontinuidade no metal de solda dessa junta foi primordial para o sucesso desse resultado.

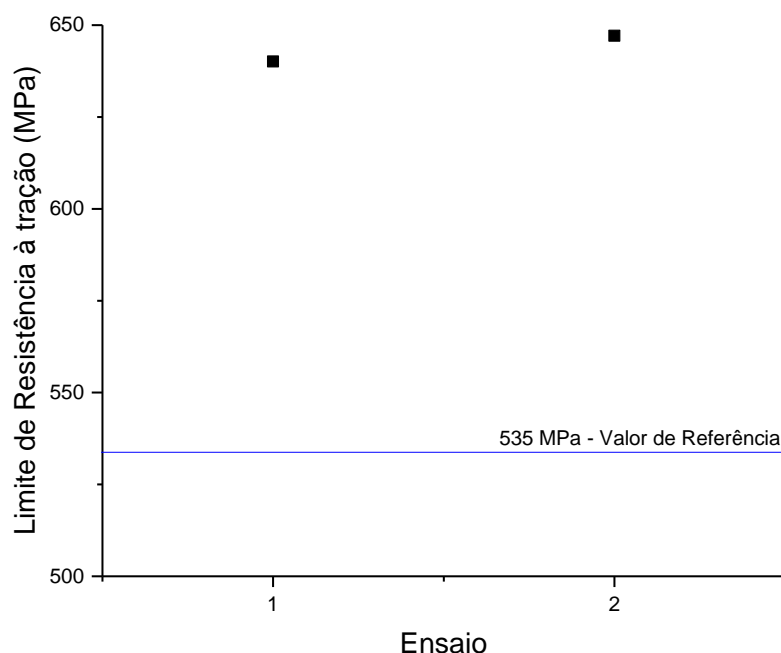
Figura 72 - Corpo de prova rompido após ensaio de tração transversal retangular da junta 4



Fonte: Própria do autor

Os ensaios realizados mostraram valores de LRT de 638,5 MPa e 642,5 MPa, para os corpos de prova 1 e 2, respectivamente, com média de 640,5 MPa. Portanto, o ensaio realizado na junta 4 foi considerado aprovado, segundo os requisitos da norma citada, com valores de LRT acima de 535 MPa e com rompimento no metal base. A Figura 73 mostra um gráfico com os resultados obtidos e a linha de referência citada pela norma.

Figura 73 – Gráfico comparativo entre resultados de LRT de corpos de prova da junta 4



Fonte: Própria do autor

5.4.6 Tração transversal cilíndrico *all weld* da união da Liga Inconel 680 com o aço API 5L X65

Os resultados dos ensaios de tração transversal do tipo *all weld* são considerados os resultados mais importantes deste trabalho, visto que o principal propósito da liga de níquel experimental Inconel 680 é apresentar *overmatching* nas soldagens de união realizadas em tubo de aço API 5L X65, com menor espessura e que possam ser lançados em alto mar pelo método *Reel Lay*.

Todos os outros resultados são igualmente importantes para qualificar e estudar a nova liga, porém, o resultado relevante para confirmar se a liga pode ser utilizada para finalidade a qual foi proposta é o limite de escoamento do metal de solda, verificado neste ensaio.

Conforme recomendação da norma DNVGL – ST - F101 (2017), o corpo de prova ensaiado, continha seção reduzida no centro apenas com metal de solda, para obtenção dos dados de limite de escoamento.

Para que o material aplicado da união seja aceito para aplicação na qual foi proposto, ou seja, sofrendo altas deformação e esforços mecânicos, adota-se $\epsilon > 0,4\%$ e o valor de limite de escoamento deve ser de no mínimo 20 MPa abaixo do limite de escoamento máximo do

metal de base.

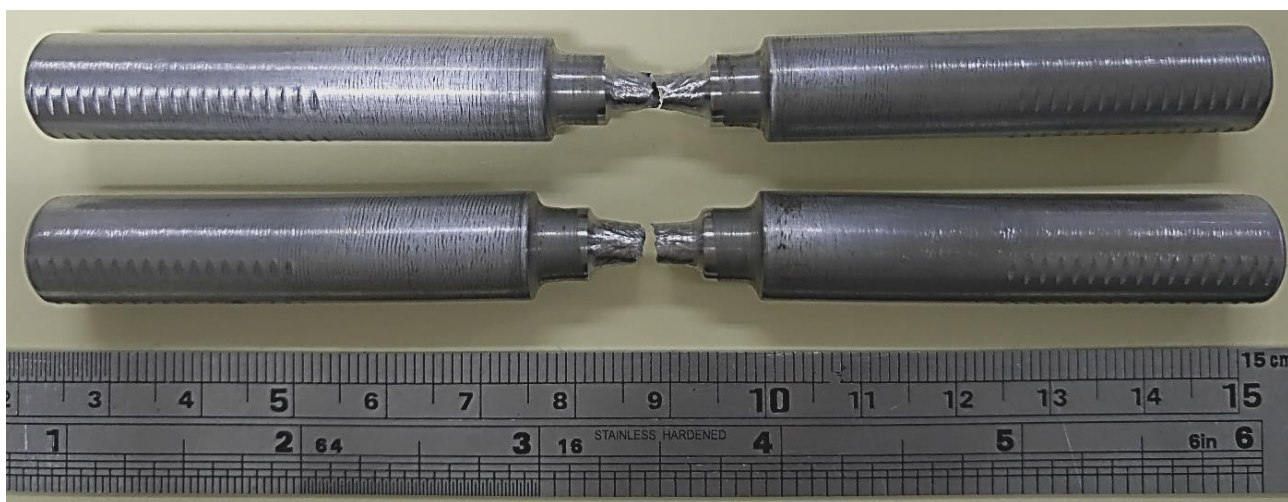
Para o aço API X65 (metal base aplicado neste trabalho), a norma cita o valor mínimo de 450 MPa e máximo de 570 MPa, ou seja, para que a liga seja considerada aprovada nos testes, a mesma deve apresentar valores de limite de escoamento de no mínimo 550 MPa.

Neste trabalho foram realizados 4 ensaios deste tipo, 2 corpos de prova foram retirados da junta soldada 3 e 2 corpos de prova foram retirados da junta soldada 4.

5.4.6.1 Tração transversal cilíndrico *all weld* da junta 3

A Figura 74 mostra os corpos de prova após ensaio de tração e indicam que a ruptura ocorreu no centro do corpo de prova, confirmando que os valores obtidos no ensaio são somente do metal de solda.

Figura 74 – Corpos de prova *all weld* da junta 3, após ensaio de tração

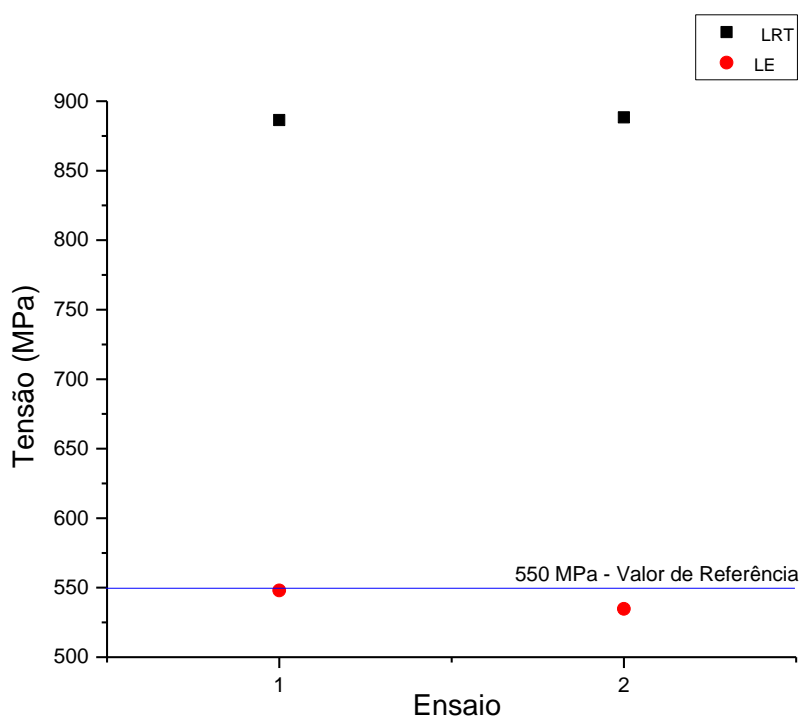


Fonte: Própria do autor

Os resultados obtidos nestes testes mostraram que o metal de solda não obteve os resultados esperados propostos pela liga, pois os resultados mostraram que o corpo de prova 1 teve 548 MPa e o corpo de prova 2 teve 534,87 MPa, apresentando média de limite de escoamento de 528,16 MPa.

No gráfico mostrado na Figura 75, o Limite de Resistência à Tração (LRT) representado por símbolos de cor preta, apresentam valores de 885,45 MPa e 888,34 MPa, com média de 886,9 MPa, valor muito próximo do obtido para a propriedade da liga obtida na em corpos de prova retirados longitudinalmente do metal de solda.

Figura 75 – Limites de escoamento, de resistência à tração do metal de solda da união e valor de referência, de corpos de prova da junta 3.



Fonte: Própria do autor

Os corpos de prova utilizados para realização destes ensaios, foram retirados da parte superior de amostras retiradas de uma das juntas, estando o metal de solda analisado, entre o 7º e o 6º passe de soldagem, apresentando teores de Fe de 4,53% e 4,87%, respectivamente, minimizando a possibilidade de altos teores de ferro terem efeitos relevantes no comportamento mecânico do material.

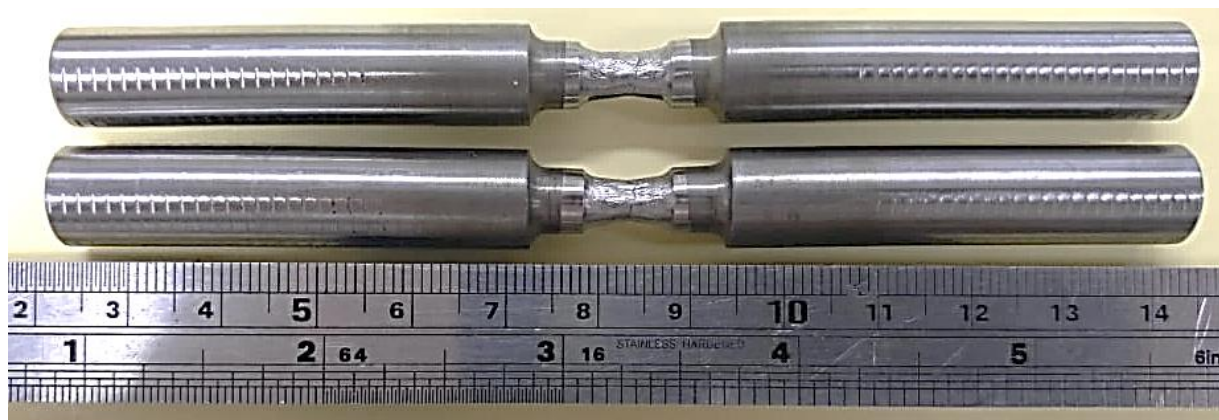
Segundo o que foi demonstrado anteriormente, o maior nível de teor desse elemento, foi de aproximadamente 12%, encontrado no segundo passe de soldagem, que está situado na parte inferior da junta.

Apesar destes resultados não terem alcançados os valores estabelecidos em norma, acredita-se que na região em foram retirados os corpos de prova dessa junta, poderia haver alguma descontinuidade que deixou a união menos resistente neste local, pois os próximos resultados que serão apresentados, demonstram que a liga atinge os requisitos exigidos para a propriedade de limite de escoamento.

5.4.6.2 Tração transversal cilíndrico all weld da junta 4

A Figura 76 mostra os corpos de prova após ensaio de tração e indicam que a ruptura ocorreu no centro do corpo de prova, confirmando que os valores obtidos no ensaio também são somente do metal de solda.

Figura 76 - Corpos de prova *all weld* da junta 3, após ensaio de tração

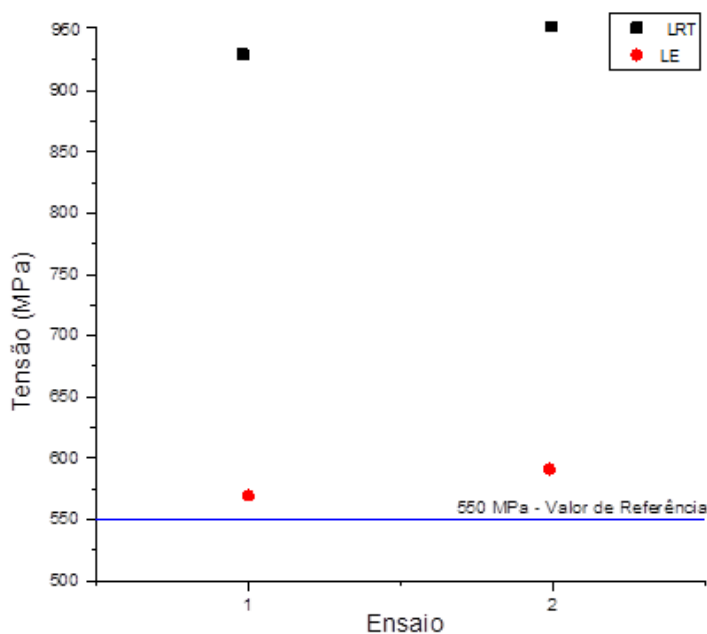


Fonte: Própria do autor

Os resultados obtidos nestes testes mostraram que o metal de solda atingiu os objetivos propostos pela liga, pois os limites de escoamento exibiram valores de 571,5 MPa e 591,2 MPa, para os corpos de prova 1 e 2, respectivamente, com média de 581 MPa, atingindo a propriedade de *overmatching* e aprovando o ensaio pela DNVGL – ST - F101 (2017). O valor que ficou acima do valor de referência pode ser visto no gráfico da Figura 77.

No gráfico mostrado na Figura 78, o Limite de Resistência à Tração (LRT) é representado por símbolos de cor preta, que apresentam valores de 933,8 MPa e 953,6 MPa, com média de 943,7 MPa, valor acima do obtido para a propriedade da liga obtida em corpos de prova retirados longitudinalmente do metal de solda, que mostrou uma média de valores de 932,7 MPa.

Figura 77 – Limites de escoamento, de resistência à tração do metal de solda da união e valor de referência, de corpos de prova da junta 4.



Fonte: Própria do autor

5.4.7 Curva J-R da Zona Fundida e Linha de Fusão da Liga Inconel 680

A curva J-R da liga Inconel 680 foi construída a partir da realização dos ensaios de tenacidade à fratura utilizando a metodologia de múltiplos corpos de prova descrita no capítulo anterior. Os resultados obtidos de integral J com unidade em MJ/m^2 e Δa com unidade em milímetro (mm) servem para verificar a resistência que o material oferece à propagação subcrítica de trincas (rasgamento dúctil, ou *tearing*). Ou seja, na medida que a trinca propaga por rasgamento dúctil (Δa), maior será a força motriz (integral J) necessária para continuar esse crescimento de trinca.

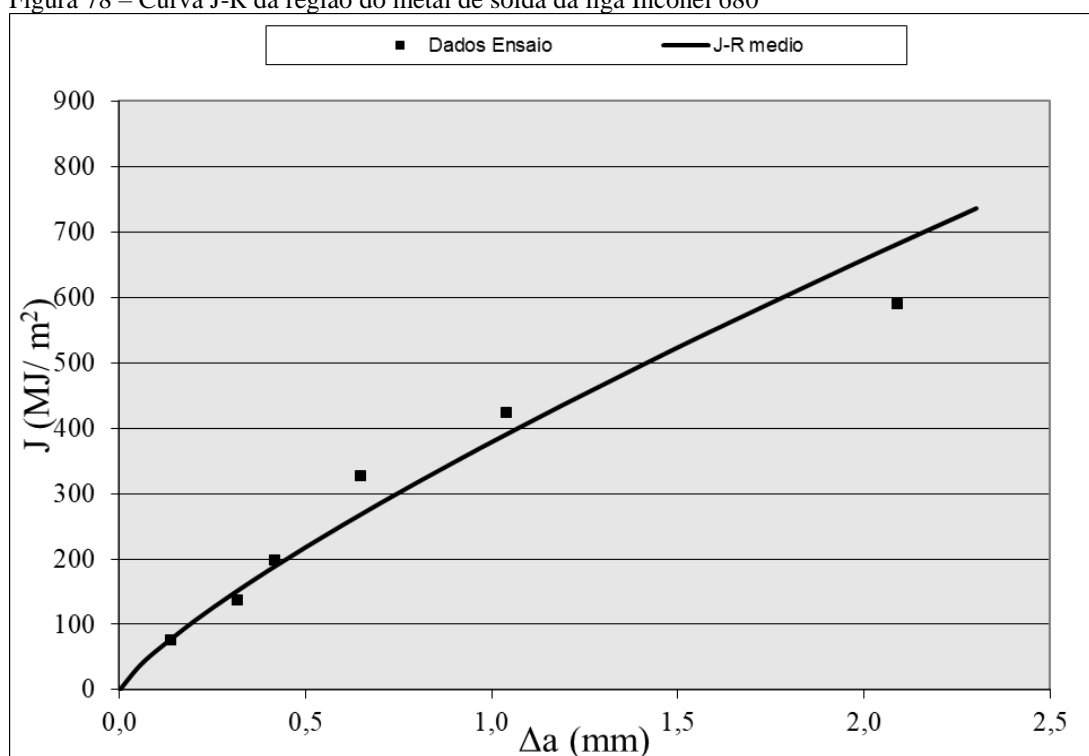
A referida curva é utilizada, em conjunto com outros dados (e.g. curva tensão x deformação do tubo a ser soldado, carregamentos de instalação e de operação, resistência à fadiga, corrosão, entre outros), para realizar uma Análise Crítica de Engenharia (ECA, do inglês *Engineering Critical Assessment*). Resumidamente, o ECA determina, baseado nos conceitos da mecânica da fratura, o critério de aceitação de descontinuidades de fabricação, inerentes ao processo de soldagem. Esse critério de aceitação é então utilizado para avaliar, após inspeção por ultrassom automatizado, se determinada descontinuidade é aceitável ou não. Em caso negativo, é necessário realizar procedimento de reparo na região para remover a

essa descontinuidade, de forma a garantir a integridade do duto ao longo de sua vida operacional prevista. Essa metodologia de avaliação segue a norma DNGL-RP-F108 que é utilizada, juntamente com a norma DNVGL-ST-F101, para projeto, fabricação e instalação de dutos submarinos para a indústria do óleo e gás.

Como o foco deste trabalho é estudar a liga experimental Inconel 680, os dados apresentados nesta seção serão somente para caracterizar a liga em relação ao comportamento exibido entre os valores de integral J de acordo com abertura da trinca e não validar o material para aplicação a qual se destina ou determinar um critério de soldagem.

A Figura 78 mostra a curva J-R construída e os parâmetros obtidos nos ensaios realizados para o metal de solda. O maior valor de abertura de trinca foi de 2,09 mm e a energia correspondente absorvida foi de 589,81 MJ/m², já o menor valor de abertura de trinca foi de 0,14 mm e a energia correspondente absorvida foi de 76,09 MJ/m².

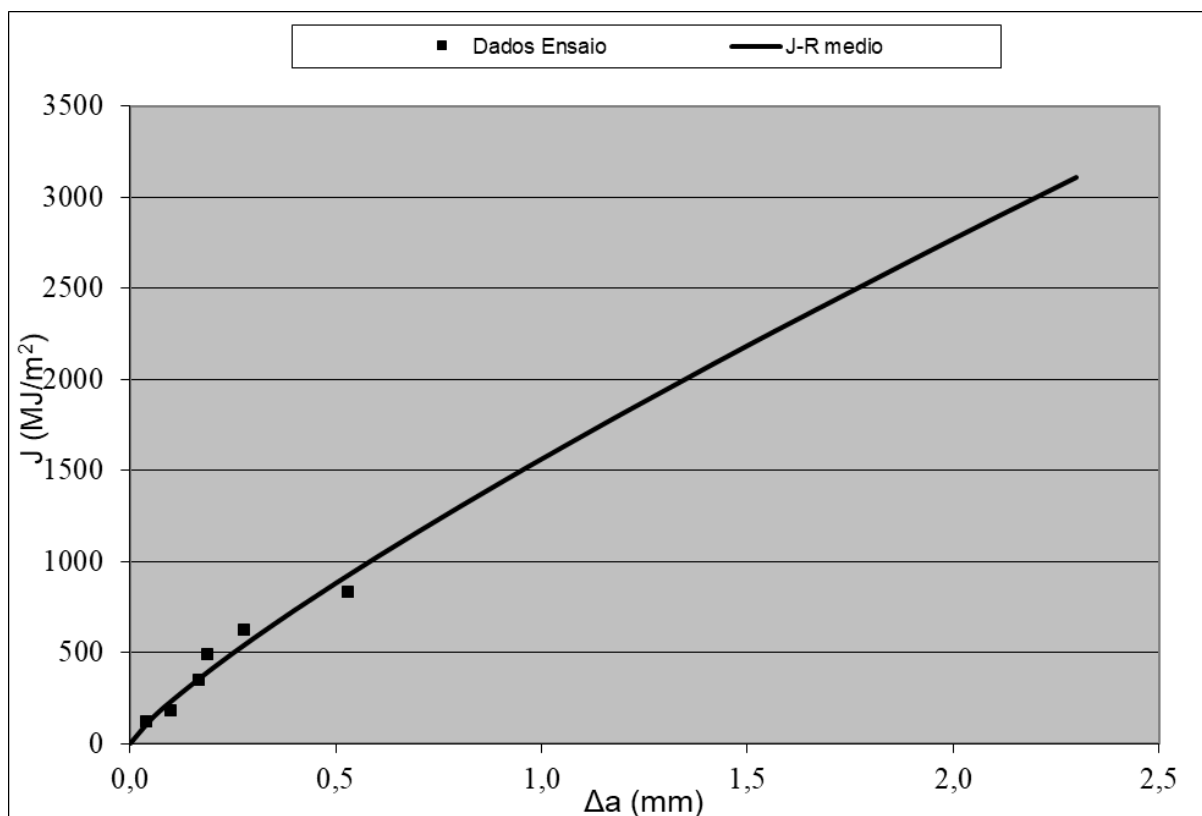
Figura 78 – Curva J-R da região do metal de solda da liga Inconel 680



Fonte: Própria do autor

A Figura 79 mostra a curva J-R construída e os parâmetros obtidos nos ensaios realizados para a linha de fusão. O maior valor de abertura de trinca foi de 0,53 mm e a energia correspondente absorvida foi de 829,66 MJ/m², já o menor valor de abertura de trinca foi de 0,04 mm e a energia correspondente absorvida foi de 117,18 MJ/m².

Figura 79 – Curva J-R da região da linha de fusão da liga Inconel 680



Fonte: Própria do autor

As curvas J-R construídas para o metal de solda da liga Inconel 680 mostram valores de J mais baixos que os valores obtidos para a região da linha de fusão quando se compara comprimentos aproximados de trinca (Δa em mm). Por exemplo, para um rasgamento dúctil de aproximadamente 0,5 mm, o valor de J para a região do metal de solda foi de 218 MJ/m² e para a região da linha de fusão, o valor de J foi de 880 MJ/m². Ou seja, a força motriz para propagação de trinca por mecanismos dúcteis é menor para o metal de solda.

6 Considerações finais

As discussões e os resultados obtidos neste trabalho possibilitam as seguintes considerações:

- ✓ As simulações computacionais realizadas indicaram que:
 - Quando simulado os níveis de diluição do aço API 5L na zona fundida da liga Inconel 680, a medida que se aumenta o nível de diluição, a faixa de temperatura de solidificação também aumenta. Para os níveis de diluição 5% e 10% que são os níveis mais próximos da realidade, as faixas são 263°C e 275°C, respectivamente;
 - A faixa de solidificação média da liga Inconel 680, apresenta o maior valor, sendo este de 250°C, quando simulada em comparação com outras ligas de níquel, como Inconel 625, Inconel 686, Hastelloy 22 e Nicrofer 59. Sendo considerada uma alta faixa, quando comparada com a da liga Inconel 686 que apresentou valor de 91°C, o menor entre todas as ligas simuladas;
 - Os Elementos químicos Nb e Mo, apresentaram alta fração em peso na fase líquida, na temperatura final de solidificação, indicando uma forte segregação para o líquido. Para o elemento W, a simulação mostrou que há uma segregação deste elemento para o sólido, pois a fração em peso do elemento na fase líquida é menor, no final da solidificação.
 - O comportamento da solidificação da liga Inconel 680 mostrou ser intensa a segregação de elementos de liga, resultando na precipitação de fases deletérias, pois abaixo da temperatura de 1149,4°C inicia-se a precipitações das fases δ , fase η , fase Laves e fase P, até a última fração de sólido;
- ✓ Os resultados das soldagens realizadas mostraram que:
 - Inicialmente, a liga apresentou dificuldade de soldabilidade, visto que as soldas produzidas na etapa de exploração apresentavam faltas de fusão ao longo do comprimento do cordão, mesmo com aplicação de tecimento. Somente após técnica de alteração dos parâmetros de pulsação é que foi possível realizar soldagens sem defeitos, com bom aspecto superficial, sem muitos respingos.
- ✓ A análise macro e microestrutural da união mostrou que:
 - Na análise macroestrutural obtida por meio de câmera fotográfica, os passes de

soldagem mostraram-se contínuos, sem a presença de defeitos aparentes. A análise macrográfica realizada por meio de montagem de fotos no microscópio ótico, com aumento de 25x, mostrou bem a região de todos os passes, com linhas de fusão bem definidas e uma trinca de solidificação na região superior, no centro do segundo passe de soldagem;

- As principais alterações metalúrgicas relevantes observadas durante a breve análise microestrutural da amostra do final da soldagem da primeira junta soldada 1, foi que o teor de ferro variou para cada passe de soldagem, sendo o maior teor de 11,76% observado no passe 2 e o menor teor de 4,53% no passe 6. Foi realizado mapa de composição química na região da trinca de solidificação no centro do passe 2, cujo resultado mostrou que as regiões vizinhas estavam ricas em elementos como Nb e Mo (elementos formadores de eutéticos de baixo ponto de fusão). O metal de solda dissimilar da união da liga Inconel 680 com o aço API 5L X65 apresentou uma grande precipitação de fases e as análises de quantificação por imagem, dos passes 2 e 6 mostrou que a precipitação foi de 3,39% e 3,15%, respectivamente. A análise do coeficiente de segregação mostrou que os elementos Nb, Mo e Ti segregaram para o líquido, nos quais houve a participação na formação de precipitados, confirmando os resultados de simulação computacional;

✓ A análise de propriedades mecânicas, que foram baseadas nos requisitos da norma DNVGL – ST – F101 (2017), mostrou que:

- O mapa de microdureza Vickers realizado em amostra da junta 1, apresentou regiões da zona fundida com praticamente a mesma média de 262 HV_{0,1}, com apenas dois pontos de alto valor, na região da interface do quarto passe de soldagem, provavelmente por apresentar uma microestrutura mais dura, neste local. O sétimo e o oitavo passe apresentaram valores mais baixos de microdureza, provavelmente decorrente da menor exposição à sobreposição de ciclos térmicos;

- Os valores de dureza Vickers realizado em amostra da junta 1, para a zona fundida das regiões de acabamento e enchimento apresentaram valores abaixo do exigido pela norma, que é de 345 HV₁₀. Para a região da ZAC, um ponto na região do acabamento e outro na região do enchimento, apresentam valores acima do exigido por norma, que é de 250 HV₁₀, podendo estes valores estarem associados a microestruturas mais duras nos locais da impressão, sendo necessário uma melhor investigação;

- A tenacidade ao impacto da região do metal de solda, obtido por ensaios Charpy em

amostras retiradas da junta 2, apresentou resultados de valor médio de 75,6 J e da linha de fusão apresentou resultados de valor médio de 86,4 J, valores acima do estabelecido em norma, que é de 38 J para ambas as regiões, aprovando o referido ensaio.

- Os ensaios de tração transversal retangular que foram realizados em amostras retiradas da junta 3 e 4, apresentaram resultados médios de Limite de Resistência à Tração com valores de 643,6 MPa e 640,5 MPa, respectivamente. Os resultados apresentaram-se acima do estabelecido citado em norma, cujo valor mínimo resultante deste ensaio deve ser 535 MPa, que é o valor mínimo de Limite de Resistência à Tração do metal de base aplicado neste trabalho e com rompimento fora da região da solda. Porém, os corpos de prova retirados da junta 3 romperam no metal de solda, em consequência da trinca de solidificação encontrada na região do segundo passe de solda e os corpos de prova retirados da junta 4 romperam no metal base. Os ensaios realizados com os corpos de provas da junta 4 foram aprovados pelos critérios da norma.

- Os ensaios de tração transversal *all weld* que foram realizados em amostras retiradas da junta 3 e 4, apresentaram resultados médios de limite de escoamento de 541,4 MPa e 581,4 MPa, respectivamente. Somente os ensaios realizados em corpos de prova da junta 4 foram aprovados por apresentar um limite de escoamento médio de 581,4 MPa, e fornecer *overmatch*, pois o valor é maior que o exigido, que é de no mínimo 550 MPa, ou seja, 20 MPa a menos que o limite de escoamento do metal de base (570MPa), como cita a regra da norma para metais de solda que for aplicado em altos níveis de deformação (aplicação no método *Reel Lay*).

- As curvas J-R construídas para o metal de solda da liga Inconel 680 mostra valores de J entre 76,09 MJ/m² e 348,2 MJ/m², para comprimentos de Δa entre 0,14 mm e 2,09 mm, respectivamente. Fazendo a mesma análise para a curva J-R construída para a região da linha de fusão, os valores de J variaram entre 117,18 MJ/m² e 829,66 MJ/m² para comprimentos de Δa entre 0,04 mm e 0,53 mm, respectivamente.

7 Conclusões

Os resultados obtidos indicaram que, a liga Inconel 680 pode ser uma alternativa viável para união de tubos de aço API 5L X65 revestidos internamente com Inconel 625 e que possam ser lançados em alto mar pelo método *Reel Lay*, para utilização na indústria do petróleo e gás.

- A liga atende ao critério de *overmatching* indicado pela DNV F101 (2017);
- Foram obtidos parâmetros de soldagem específicos para a liga, porém, a soldabilidade da mesma é prejudicada pela baixa molhabilidade em relação a outras ligas de níquel, tais como as ligas Inconel 625 e Inconel 686;
- As simulações indicaram que a liga Inconel 680 apresentou ampla faixa de temperatura de solidificação, com precipitação de fases deletérias do tipo: δ , η , Laves e P, no final da solidificação, se mostrando ser uma liga susceptível à trinca de solidificação.
- A análise metalúrgica mostrou que houve a precipitação de várias fases secundárias, na região interdendrítica de todos os passes de soldagem. Provavelmente estas fases são as indicadas pela etapa de simulação, pois os mapas de composições químicas realizados, juntamente com os valores de coeficientes de segregação k, permitem avaliar que as fases são ricas em Nb e Mo, elementos formadores de eutéticos de baixo ponto de fusão, como por exemplo, fase Laves.
- Considerando uma possível aplicação em dutos rígidos (risers) para lançamentos do tipo *Reel Lay*, a liga Inconel 680 foi aprovada pelos critérios de aceitação, apresentando ótimos resultados nas seguintes propriedades mecânicas:
 - Limites de escoamento e de resistência à tração na condição como soldada e na união com o aço X65;
 - Dureza para as regiões do acabamento, enchimento e raiz
 - Tenacidade nas regiões do metal de solda e linha de fusão;
- As curvas J-R para a região do metal de solda e da linha de fusão servem como parâmetro inicial de uma investigação muito mais ampla, por meio de premissas adotadas em normas para execução do estudo crítico de engenharia e verificar a total viabilidade de aplicação da liga na união de tubos que possam ser lançados pelo método *Reel Lay*.

Sugestões para trabalhos futuros

- a) Identificação de fases precipitadas em todos os passes das juntas;
- b) Maior investigação metalúrgica, permitindo avaliar se o nível de precipitação foi relevante para influenciar na redução de propriedades mecânicas;
- c) Relacionar os microconstituintes com as impressões de dureza;
- d) Verificar as microestruturas alvo, dos ensaios de tenacidade (Charpy) e tenacidade à fratura;
- e) Realizar o ECA (*Engineering Critical Assessment*), relacionando as curvas J-R com as propriedades mecânicas, para melhor aproveitando da curva, comparação com outras ligas e principalmente verificar se a liga atende a todos os requisitos para aplicação de união de tubos da família API;
- f) Verificar a resistência à corrosão da liga em diferentes meios;
- g) Verificar susceptibilidade à trinca por hidrogênio;
- h) Aplicar os mesmos parâmetros de soldagem em tubos API X70, para verificar o critério de *overmatching*.

REFERÊNCIAS

- AGUIAR, W. M. **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural**. 2010. 255 f. Tese (Doutorado em Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.
- ALBUQUERQUE, V. D., CORTEZ, P. C., ALEXANDRIA, A. R., AGUIAR, W. M., & SILVA, E. M. Sistema de segmentação de imagens para quantificação de microestruturas em metais utilizando redes neurais artificiais. **Revista Matéria**, v. 12, n. 2, p. 394-407, 2007.
- AWS A5. 28/A5. 28M. **Specification for Low Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding**. 2005.
- BÖLLINGHAUS, T., HEROLD, H., CROSS, C. E., & LIPPOLD, J. C. (Eds.). Hot cracking phenomena in welds II. **Springer Science & Business Media**, 2008.
- BROOKS, C. R. Heat Treatment, Structure, and Properties of Nonferrous Alloys. Metals Park, Ohio: **American Society for Metals**, 1982. 95,96,97,106 e 139 p.
- CAVALCANTE, N. E. **Avaliação de técnicas de soldagem MIG/MAG para deposição com arames AWS ERNiCrMo-3 e ER80S-B2 em aço estrutural ASTM A387 Gr.11**. 2016. 110 f. Dissertação (Mestrado em Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2016.
- CIESLAK, M. J., HEADLEY, T. J., ROMIG, A. D., & KOLLIE, T. A melting and solidification study of alloy 625. **Metallurgical Transactions A**, v. 19, n. 9, 2319-2331, 1988.
- CIESLAK, M. J. The welding and solidification metallurgy of alloy 625. **Welding Journal**, v. 70, n. 2, p. 49-56, fev. 1991.
- CIESLAK, M. J., The solidification behavior of an alloy 625/718 Variant*. **The minerals, metals & materials Society**, p. 71-80. 1991.
- CIESLAK, M. J.; HEADLEY, T.J.; ROMIG, A. D. The welding metallurgy of HASTELLOY alloys C-4, C-22, and C-276. **Metallurgical Transactions A**, v. 17, n. 11, p. 2035-2047, 1986.
- DNV, Offshore Standard. F101. **Offshore Standard Submarine Pipeline Design**, Det Norske, Veritas, Norway, 2017.
- DNV, R. P. F108: **Fracture Control for Pipeline Installation Methods Introducing Cyclic Plastic Strain**. Det Norske Veritas, 2017.

DUPONT, J. N. Solidification of an alloy 625 weld overlay. **Metalurgical and Materials Transactions A**, v.27A, p. 3612 - 3620, 1996.

DUPONT, J. N.; ROBINO, C. V.; MARDER, A. R. Solidification and weldability superalloys. **Welding Journal**, 1998.

DURAND-CHARRE, M. The Microstructure of Superalloys. **Taylor & Francis**, v. 1, p. 21-24 e p. 47-50, 1998.

GALLAGHER, M. L.; LIPPOLD, John. **Weld Cracking Susceptibility of Alloy C-22 Weld-Metal**. Hot Cracking Phenomena in Welds III. Springer, Berlin, Heidelberg, 2011. p. 367-391.

HÄNNINEN, H.; BREDERHOLM, A.; SAUKKONEN, T. **Hot cracking susceptibility of Ni-base alloy dissimilar metal welds**. Hot Cracking Phenomena in Welds II. Springer, Berlin, Heidelberg, 2008. p. 171-191.

HEUBNER, U. **Nickel alloys**. CRC Press, 1998.

KISER, S. D.; GOLLIHUE, R. D.; MANNAN, S. K. **High strength Ni—Cr—Mo—W—Nb—Ti welding product and method of welding and weld deposit using the same**. U.S. Patent n. 9,815,147, 2017.

KORRAPATI, P. K., AVASARALA, V. K., BHUSHAN, M., RAMKUMAR, K. D., ARIVAZHAGAN, N. N., NARAYANAN, S. Assessment of Mechanical properties of PCGTA weldments of Inconel 625. **Procedia Engineering**, v. 75, p. 9 – 13, 2014.

KOU, Sindo. **Welding metallurgy**. New Jersey, USA, p. 153-166, 2003.

LIPPOLD, John C. **Welding metallurgy and weldability**. New Jersey And Canada: John Wiley & Sons, 2014. 421 p.

LIPPOLD, J. C., KISER, S. D., DUPONT J. N. **Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys**. United States of America. John Wiley & Sons, 2009. 422p.

LIPPOLD, John C. Recent developments in weldability testing for advanced materials. **ASM International-Joining of Advanced and Specialty Materials**. V. 2, 2005.

LUKIN, V. I., SEMENOV, V. N., STAROVA, L. L, SOROKIN, L. I., ZHEGINA, I. P., GOLEV, E. V. Formation of Hot Cracks in Welding of Refractory Alloys. **Metal Science and Heat Treatment**. V.43, n 11-12, p 476-480, 2001.

MARTINS, I. P. **Curvas Jr e Ctod-R de Aços Estruturais Segundo Normas ASTM e BSI**. Projeto de Graduação, Programa de Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFRJ/Escola Politécnica, 2012.

MASSA, André Luiz Lupinacci. **Contribuição ao estudo de flambagem em dutos rígidos submarinos conduzindo fluidos aquecidos**. 2003. 96 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Civil, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2003.

MATTOS, D. H., **Estudo do Comportamento de Dutos Rígidos Durante a Instalação em Águas Profundas**, Dissertação (Mestrado).2012. COPPE/UFRJ – Programa de Engenharia Civil, Rio de Janeiro, 2012.

MINÁ, E. M. **Efeito da diluição sobre a microestrutura e resistência à corrosão de revestimentos da liga AWS ER NiCrMo-14 depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio**. 2015. 117 f. Dissertação (Mestrado em Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2015.

MINÁ, E. M, MIRANDA, H. C, SILVA, C. C, SILVA, R. S. **Avaliação de Ligas de Níquel sem adição de Nióbio para Aplicação em Revestimentos e Soldagem Dissimilar**. 2017. Relatório Técnico Parcial I – LPTS, Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2017.

MOURA FILHO, A. J. S. **Avaliação de juntas soldadas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 amanteadas pelo processo PTA com a liga de níquel UNS N06625**. 2014. 111 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências de Materiais) - Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.

NYSTROM, J. D., POLLOCK, T. M., MURPHY, W. H., GARG, A. Discontinuous cellular precipitation in a High Refractory Nickel-Base Superalloy. **Metalurgical and Materials Transactions**, v.28A, p.2443-2452, 1997.

O'BRIEN, E. D. **Welding with Low Alloy Steel Filler Metal of X65 Pipes Internally Clad with Alloy 625 Application in Pre-Salt Oil Extraction**. 2016. Tese de Doutorado. The Ohio State University. 2016

PENSO, G. C. **Welding of X65 Internally Clad with Precipitation Strengthened Ni-Based Superalloy Filler Metal: Application in Pre-Salt Oil Extraction**. 2016. Tese de Doutorado. The Ohio State University. 2016

PINHEIRO, P. H. M. **Efeitos da temperatura de interpasse sobre as alterações metalúrgicas e propriedades mecânicas de juntas dissimilares do aço ASTM A182-F22 soldadas com ligas de níquel**. 2014. 137 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências de Materiais) - Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.

PINHEIRO, P. H. M. **Estudo da soldagem MIG/MAG aplicada a reparo dos aços Cr-Mo e Cr-Mo-V utilizando a técnica de deposição controlada com dupla camada**. 2017. 302 f. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais) Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2017.

PIZARRO, J. O. D. S., BRANCO, C. C. M. **Challenges in implementing an EOR project in the pre-salt province in deep offshore Brasil.** In SPE EOR Conference at Oil and Gas West Asia. Society of Petroleum Engineers. Abr, 2012.

REED, R. C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications.* **Cambridge: Cambridge University Press**, v. 1, p. 33 - 35, p. 51 - 53. 2006

ROBINSON, J. L., SCOTT, M. H. Liquation cracking during the welding of austenitic stainless steels and nickel alloys. **Phil. Trans. R. Soc. Lond. A**, v. 1413, p. 105-117, 1980.

SILVA, C. C. **Revestimentos de liga de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio: aspectos operacionais e metalúrgicos.** 2010. 326 f. Tese (Doutorado em Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

SILVA, C. C., AFONSO, C. R. M., RAMIREZ, A. J., MOTTA, M. F., MIRANDA, H. C., FARIAS, J. P. Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga à base de níquel Inconel 625. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, n. 3, p. 251-263, 2012.

SILVA, C. C., MIRANDA, H. C., MOTTA, M. F., FARIAS, J. P., AFONSO, C. R. M., RAMIREZ, A. J. New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 2, n. 3, p. 228-237, 2013.

SOUZA, D. M. B. P. **Análise dos métodos de lançamento de dutos rígidos para diferentes profundidades.** 2006. 48 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Naval, Escola Politécnica da Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2006.

SPECIFICATION, A. P. I. 5L, **Specification for Line Pipe.** Edition March, 2012.

STANDARD, ASTM. A36/A36M– 14, 2014, **Standard Specification for Carbon Structural Steel**, 2014.

STANDARD, ASTM. A370. **Standard Test Methods for Mechanical Testing of Steel Product**, 2000.

STANDARD, ASTM. E23-09: **Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**, 2009.