CLEBER DO PRADO FERREIRA JUNIOR

Estudo do revestimento por soldagem de Inconel 625® sobre aço
com 9% Ni

São Paulo
2020

CLEBER DO PRADO FERREIRA JUNIOR
(Engenheiro Metalurgista pela Universidade Federal Fluminense em 2010)

Estudo do revestimento por soldagem de Inconel 625® sobre aço
com 9% Ni

Versão Corrigida

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo para obtenção do título de
Mestre em Ciências.

São Paulo
2020

CLEBER DO PRADO FERREIRA JUNIOR

(Engenheiro Metalurgista pela Universidade Federal Fluminense em 2010)

Estudo do revestimento por soldagem de Inconel 625® sobre aço
com 9% Ni

Versão Corrigida

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo para obtenção do título de
Mestre em Ciências.

Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica e de
Materiais

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte
Brandi

São Paulo
2020

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catálogo-na-publicação

Ferreira Junior, Cleber do Prado

Estudo do revestimento por soldagem de Inconel 625® sobre aço com 9% Ni / C. P. Ferreira Junior -- versão corr. -- São Paulo, 2020.
109 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Revestimento por Soldagem 2.Inconel 625® 3.Aço com 9% Ni
I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

“O Senhor Deus é a minha força. Ele torna o meu andar firme como o
de uma corça, e me leva para as montanhas onde estarei seguro.”

Habacuque 3, 19.

A Deus que sempre me deu forças, e colocou
as pessoas certas no meu caminho.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente ao criador do céu e da terra e de tudo que nela há. Todos os momentos difíceis que me deu força para continuar, e as vitórias que me mostraram que eu estava no caminho certo.

Agradeço a minha esposa Marta Goi de Oliveira do Prado, pela força e motivação diária que me dedica nesse caminho, e por ter acreditado nesse sonho que sonhamos juntos desde o dia em que pisei pela primeira vez no PMT.

Ao meu Orientador, Professor Doutor Sérgio Duarte Brandi, que me mostrou e me ensinou o que é a pesquisa e a metalurgia de verdade. Em suas aulas e ensinamentos, vivenciei que a Soldagem é um mundo, e que sem dedicação e esforço não se alcança os melhores resultados.

Agradeço a CAPES pelo auxílio financeiro na forma de bolsa de mestrado.

Agradeço à minha mãe, Georgina Conde, por uma vida inteira dedicada a nós seus filhos, e que foi a primeira a me mostrar a importância de estudar e acreditar que tudo é possível nesse mundo, só basta acreditar e correr atrás.

Às minhas irmãs, Patrícia Daniele do Prado Ferreira e Bruna Fernanda do Prado Ferreira, que mesmo com a distância que nos separa, sempre acreditaram, torceram e me incentivaram a continuar nesse caminho, mesmo com os percalços encontrados no caminho.

Às minhas enteadas, Laís e Bruna, que sempre incentivaram nessa caminhada, incluindo as várias e várias caronas que a Laís me deu, sendo na ida à Poli, sejam na volta para casa!

Aos meus avós, Rosária Maria da Glória Conde e Mário Conde, que apesar da distância, sempre torceram por mim e se dispuseram a ajudar à sua maneira.

Agradeço aos meus tios, José Conde, João Maurício Conde, Eliane Conde, Maria Lúcia Conde, Cléa do Prado Ferreira e Dalva do Prado Boulhosa, que sempre torcerem por mim e sempre estarem presentes em palavras de motivação.

À minha sogra, dona Ruth, minhas cunhadas Marisa e Maristela, que sempre me tiveram em suas orações.

A todos meus irmãos da Igreja Adventista da Promessa, e aos pastores José de Oliveira Neto, Geraldo e Rivaldo, que sempre oraram por mim nessa trajetória.

Aos meus amigos e irmãos, que foram fundamentais nas discussões, incentivos, cafés e costelas: Antonio do Nascimento Silva Alves, David Alexander Urbina Leal, Jaime Casanova Soeiro Jr. e Jeferson José de Carvalho. Amo vocês como se tivéssemos saído no mesmo ventre!

Aos colegas e amigos de pós-graduação, e mais precisamente a comissão organizadora do Simpósio MetMat, por toda força que me deram ao longo desse caminho.

Aos professores e funcionários do PMT em especial, os técnicos Lívio, Rubens e Rafael Maia, assim como o Dr. Daniel que me auxiliou demais em todos os MEVs que fiz. Dona Vera e Suellen da secretária do PMT, que sempre se dispuseram em auxiliar em tudo que estivesse ao alcance delas.

Aos estagiários e hoje tecnólogos Iago e Ícaro que me auxiliaram muito neste trabalho.

A GMW que forneceu o consumível e a White Martins Praxair Arc pela doação do metal de base e os gases utilizados para execução deste trabalho.

Ao laboratório de nanoindentação no departamento de Engenharia Mecânica da Escola Politécnica, em especial aos doutorandos Cassiano e Arnaldo que sempre foram solícitos nos meus ensaios de nanoindentações.

Ao Eng. Dr. Alexandre Farina da Villares Metals que ensaiou minhas amostras e sempre se mostrou disposto a tirar minhas dúvidas quanto ao ensaio.

À técnica Alzira Vicente de Oliveira Corrêa do IPT, que não mediu esforços em me ajudar a cortar minhas amostras, em um momento em que todos os lugares que são usualmente utilizados estavam impossibilitados.

Ao Insper, na forma de seu corpo técnico laboratorial que possibilitaram analisar amostras deste trabalho e colher resultados que auxiliaram na finalização deste trabalho.

RESUMO

Aços ligados ao níquel são muito utilizados em aplicações criogênicas e, de maneira especial, no campo de exploração de petróleo. Devido ao ambiente agressivo em que o petróleo é explorado no pré-sal, a necessidade de se proteger os equipamentos, válvulas e outros itens se faz necessária, primeiramente pela questão da segurança das pessoas e possíveis desastres ambientais, e em segundo lugar pela busca em prolongar ao máximo a vida útil destes itens. O revestimento por soldagem com Inconel 625® consegue promover a resistência à corrosão necessária às superfícies expostas nestes ambientes. Este trabalho tem como objetivo analisar diferentes sobreposições em soldagens de revestimento pelo processo TIG em chapas de aço 9% Ni utilizando Inconel 625®, verificando sua influência sobre a diluição e a ZAC do primeiro cordão. O resfriamento foi ao ar, e para todos os cordões foram utilizados os o gás de proteção utilizado foi o gás inerte 100% argônio, com vazão de 18 l/min. A distância do eletrodo de tungstênio e a chapa foi de 7,0 mm. O ângulo de entrada de alimentação do arame foi de 18º, e a velocidade de alimentação do arame para as sobreposições de 0 e 1 mm variaram entre 185 e 187 mm/min e para a sobreposição de 2 mm, a taxa de alimentação foi entre 194 e 196 mm/min. A corrente variou entre 221 e 225 ampères nas soldagens, com tensão variando entre 18,9 e 22,2 volts. Nestas soldagens foram obtidos ciclos térmicos durante o revestimento, os quais foram correlacionados com a zona parcialmente fundida, em particular com a zona não misturada. Foram feitas medições por macrografia, onde foi possível verificar o percentual de sobreposição e diluição de cada cordão de revestimento. Os resultados mostraram que o excesso de diluições de ferro no metal de solda tiveram influência direta nas formações das zonas parcialmente fundidas e algumas zonas não misturadas, e os revestimentos apresentaram arrancamentos dúcteis em todos os ensaios, superando em todos os casos o valor mínimo de 140 MPa, exigido pela norma ASTM A265.

Palavra-chave: Aço 9% Ni; sobreposição; revestimento; TIG; Inconel 625®.

ABSTRACT

Nickel based steels are widely used in cryogenic applications and especially in the oil exploration field. Due to the aggressive environment in which oil is exploited in the Brazilian pre-sal, the need to protect equipment, valves and other items is necessary, firstly due to the safety of people and possible environmental disasters, and secondly to the search for maximize the life of these items. Welding coating with Inconel 625® can provide the corrosion resistance required on exposed surfaces in these environments. The objective of this work is to analyze different overlays in GTAW coating weld beads on 9% Ni steel sheets using Inconel 625®, verifying their influence on the dilution and HAZ of the first bead. The cooling was in the air, and for all weld beads the protection gas used was argon inert gas 100%, with gas flow of 18 l/min. The distance between the tungsten electrode and the plate was 7 mm. The wire feed input angle was 18°, and the wire feed speed for 0 and 1 mm overlays varied between 185 e 187 mm/min, and for 2 mm overlay, the rate feed was between 194 e 196 mm/min. The range of amperage was between 221 and 225 amperes in the welds, with the range of voltage between 18.9 and 22.2 volts. Thermal cycles were obtained during the coating, which were correlated with the partially fused zone, in particular, with the unmixed zone. Measurements were made by macrography, where it was possible to verify the percentage of overlap and dilution of each coating bead. The results showed that excess iron dilution in the weld metal had a direct influence on the formations of the partially melted zones and some unmixed zones, and the coatings showed ductile scratches in all tests, exceeding in all cases the minimum value of 140 MPa, required by ASTM A265.

Key word: Ni 9% steel; overlap; coating; GTAW; Inconel 625®.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Produção Nacional de Petróleo nos últimos 19 anos [1].	18
Figura 2.1 – Diagrama Fe-Ni [13].	26
Figura 2.2 – Desenho esquemático das subzonas da ZAC. Fonte: Adaptado de [23].	27
Figura 2.3 – Estruturas tipo praias evidenciadas por Doody [24].	28
Figura 2.4 – Estruturas tipo baías evidenciadas por Doody [24].	29
Figura 2.5 – Estruturas tipo ilhas evidenciadas por Doody [24].	29
Figura 2.6 – Representação microestrutural da interface dissimilar de um 8630M amanteigado com liga 625. Um vórtice do metal de solda é mostrado no lado direito, enquanto o lado esquerdo é comparável a uma posição intermediária. [26].	30
Figura 2.7 – Micrografias de interações entre minerais abrasivos e superfícies de aços: (a) microsulcamento, (b) microcorte e (c) microtrintamento [33].	34
Figura 2.8 – Transferência de material em uma superfície de aço endurecido devido à adesão durante o deslizamento contra um aço mais macio [33].	35
Figura 2.9 – Visão do interior de uma tubulação de 3 polegadas de diâmetro utilizada para passagem de água de resfriamento, que sofreu corrosão profunda [34].	35
Figura 2.10 – Pites na superfície de um aço cementado, endurecido à 60 HRC [33].	36
Figura 2.11 – Partículas de alumina erodida (a) 200µm, (b) usada para desgaste por erosão com pouca viscosidade e (c) usada para erosão a seco [35].	36
Figura 2.12 – Desenho esquemático do processo MIG / MAG [29].	41
Figura 2.13 – Desenho esquemático do processo Arco Submerso [29].	43
Figura 2.14 – Desenho esquemático do processo Eletrodo Revestido [53].	44
Figura 2.15 – Desenho esquemático do processo TIG [29].	46
Figura 2.16 – Classificação das ligas de níquel e a base de níquel [4].	47
Figura 2.17 – (a) Macrografia da seção transversal de um revestimento depositado com a superliga Inconel 625®; (b) Micrografia da zona fundida de Inconel 625®; (c) Interface Inconel 625®/Aço ASTM A516 Gr. 60; (d) Micrografia da ZAC do aço ASTM A516 Gr. 60 [60].	48
Figura 2.18 – Perfil de composição química ao longo do aço ASTM 516 Gr. 60, ZPF e Inconel 615® [60].	49
Figura 4.1 – Sequência da soldagem do corpo de prova. a) cordão longitudinal com 460mm. b) Dois cordões com 0mm de sobreposição. c) Três cordões com 0mm de sobreposição.	54
Figura 4.2 – Posicionamento dos termopares em relação aos cordões na primeira soldagem com sobreposição de 0mm.	56
Figura 4.3 – Posicionamento dos termopares em relação aos cordões na segunda soldagem com sobreposição de 1 mm.	56
Figura 4.4 – Posicionamento dos termopares em relação aos cordões na segunda soldagem com sobreposição de 2 mm.	56
Figura 4.5 – Amostra posicionada no dispositivo após o ensaio. Seta indica o cordão de solda após ensaio.	60
Figura 4.6 – Amostra A1 - Localização de indentações indicadas com as setas vermelhas.	62

Figura 4.7 – Amostra A2 – Localização do início das indentações com seta azul, e setas brancas indicam outras indentações.	62
Figura 4.8 – Amostra A3-1 início das indentações indicada com a seta azul... ..	63
Figura 4.9 – Amostra A3-2 Seta azul indica o início das indentações. Setas brancas mostram outras indentações.	63
Figura 4.10 – Amostra A3-3 Seta azul indica o início das indentações. Seta branca mostra outra indentação.	64
Figura 4.11 – Esquema do carregamento da primeira nanoindentação realizada na primeira amostra.	64
Figura 4.12 – Montagem do primeiro cordão, que teve a sobreposição do segundo cordão.	66
Figura 4.13 – Montagem de micrografias do primeiro cordão, que teve o efeito do reaquecimento do segundo cordão e do terceiro cordão.	67
Figura 5.1 – Perfil de composição química ao longo da interface da amostra A1	69
Figura 5.2 – Regiões realizadas microanálise química por EDS na amostra A1.	70
Figura 5.3 – Perfil de composição química ao longo da interface da amostra A2	70
Figura 5.4 – Regiões realizadas microanálise química por EDS na amostra A2.	71
Figura 5.5 – Perfil de composição química ao longo da interface da amostra A3-1 (% atômico).	71
Figura 5.6 – Perfil de composição química ao longo da interface da amostra A3-2 (% atômico).	72
Figura 5.7 – Perfil de composição química ao longo da interface da amostra A3-3 (% atômico).	72
Figura 5.8 – Regiões realizadas microanálise química por EDS na amostra A3.	73
Figura 5.9 – Localização e mapa de nanoindentação da amostra A1	74
Figura 5.10 – Localização e mapa de nanoindentação da amostra A2	75
Figura 5.11 – Localização e mapa de nanoindentação da amostra A3	75
Figura 5.12 – Imagem da área da fratura da amostra CP2, realizada após o ensaio de cisalhamento.	76
Figura 5.13 – Imagem da área da fratura da amostra CP1, realizada após o ensaio de cisalhamento.	79
Figura 5.14 – Imagem da área da fratura da amostra CP6, realizada após o ensaio de cisalhamento.	80
Figura 5.15 – Imagem da área da fratura da amostra CP6, do metal arrancado, realizada após o ensaio de cisalhamento.	81
Figura 5.16 – Imagem da área da fratura da amostra CP1, do metal arrancado, realizada após o ensaio de cisalhamento.	82
Figura 5.17 – Imagem da área da fratura da amostra CP1, na parte do metal que ficou junto ao metal de base, realizada após o ensaio de cisalhamento. ...	83
Figura 5.18 – Imagem da primeira região da fratura da amostra CP6, do metal arrancado, realizada após o ensaio de cisalhamento.	84
Figura 5.19 – Imagem da segunda região da fratura da amostra CP6, na parte do metal que ficou junto ao metal de base, realizada após o ensaio de cisalhamento.	85

Figura 5.20 – Imagem da primeira região da fratura da amostra CP6, na parte do metal que ficou junto ao metal de base, realizada após o ensaio de cisalhamento.	86
Figura 5.21 – Imagem da segunda região da fratura da amostra CP6, na parte do metal que ficou junto ao metal de base, realizada após o ensaio de cisalhamento.	87
Figura 5.22 – Imagem da fratura da amostra CP6, na parte do metal que ficou junto ao metal de base, realizada após o ensaio de cisalhamento.	88
Figura 5.23 – Imagem da região final fratura da amostra CP6, na parte do metal que ficou junto ao metal de base, realizada após o ensaio de cisalhamento. ...	89
Figura 5.24 – Imagem da região final fratura da amostra CP6, na parte do metal que ficou junto ao metal de base, com o aumento na parte inferior primeira imagem deste conjunto de figuras, realizada após o ensaio de cisalhamento.	90
Figura 5.25 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes a soldagem do primeiro cordão com 0mm de sobreposição.	92
Figura 5.26 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes a soldagem do segundo cordão com 0mm de sobreposição.	92
Figura 5.27 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes à soldagem do primeiro cordão com 1mm de sobreposição.	93
Figura 5.28 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes a soldagem do segundo cordão com 1mm de sobreposição.	93
Figura 5.29 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes a soldagem do terceiro cordão com 1mm de sobreposição.	94
Figura 5.30 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes à soldagem do primeiro cordão com 2mm de sobreposição.	94
Figura 5.31 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes à soldagem do segundo cordão com 2mm de sobreposição.	95
Figura 5.32 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes à soldagem do terceiro cordão com 2mm de sobreposição.	95
Figura 5.33 – Representação Esquemática de uma soldagem de revestimento para o cálculo da diluição [63]	96
Figura 5.34 – Representação Esquemática do CP 2 de um revestimento por soldagem para o cálculo da diluição [64]	97
Figura 5.35 – Representação gráfica das diluições referentes a cada CP, de acordo com a Tabela 5.2.....	98
Figura 5.36 – Microestrutura do primeiro cordão da soldagem com sobreposição de 2mms. Reagente: Nital 2%. Aumento: 500X.....	99
Figura 5.37 – Microestrutura do segundo cordão da soldagem com sobreposição de 2mm. Reagente: Nital 2%. Aumento: 500X.....	100
Figura 5.38 – Representação gráfica das ZPFs encontradas nos CPs revestidos por soldagem apresentados na Tabela 5.7.....	102

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Composição química de aços 9% Ni, segundo as normas ASTM A-553 Tipo 1, ASTM A-353 e ASTM A-522 Tipo 1 [7].	23
Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas de aços 9% Ni, segundo as normas ASTM A-553 Tipo 1, ASTM A-353 e ASTM A-522 Tipo 1 [7].	23
Tabela 4.1 – Parâmetros do tratamento térmico executado na chapa de aço ASTM A553 Tipo I utilizado no trabalho [7].	51
Tabela 4.2 – Composição química do aço ASTM A553 Tipo I utilizado comparado com o descrito no certificado e o exigido pela norma de classificação do mesmo [7].	52
Tabela 4.3 – Propriedades mecânicas do aço ASTM A553 Tipo I utilizado [7].	52
Tabela 4.4 – Principais temperaturas de transformação identificadas por dilatométrica [7].	53
Tabela 4.5 – Parâmetros de soldagem médios utilizados na soldagem do experimento e monitorados com o sistema de aquisição de dados de soldagem.	55
Tabela 4.6 – Composição química do arame sólido utilizado como metal de adição AWS A5.14 (ER NiCrMo-3) no revestimento por soldagem do corpo de prova.	58
Tabela 4.7 – Propriedade mecânica do arame sólido utilizado como metal de adição (ER NiCrMo-3) no revestimento por soldagem do corpo de prova, segundo Soeiro Junior [7].	58
Tabela 4.8 – Identificação de cada corpo de prova em função das variáveis de soldagem utilizadas.	59
Tabela 5.1 – Tensões de cisalhamentos encontradas para cada cordão e sobreposições.	77
Tabela 5.2 – Tensões de cisalhamentos encontradas para amostras com um cordão e suas chapas.	78
Tabela 5.3 – Composição química dos pontos analisados na Figura 5.15.	80
Tabela 5.4 – Composição química dos pontos analisados na Figura 5.16.	80
Tabela 5.5 – Composição química dos pontos analisados na Figura 5.17.	81
Tabela 5.6 – Identificação de cada corpo de prova em função das diluições encontradas no metal de base.	98
Tabela 5.7 – Identificação das zonas parcialmente fundidas encontradas, em relação a cada cordão e sobreposição.	101

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

ARBL – Aços de Alta Resistência e Baixa Liga.

FPSO – Floating Production Store and Offloading.

ZAC – Zona Afetada pelo Calor

ZPF – Zona Parcialmente Fundida

ZNM – Zona Não Misturada

TIG – Tungsten Inert Gas

MIG – Metal Inert Gas

MAG – Metal Active Gas

EDS – Espectroscopia de raios X por dispersão de energia

WDS - Espectroscopia de raios X por comprimento de onda

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	7
RESUMO	9
ABSTRACT	10
LISTA DE FIGURAS	11
LISTA DE TABELAS	14
LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS	15
SUMÁRIO	16
1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA	18
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
2.1. AÇOS LIGADOS AO NÍQUEL	21
2.2. AÇOS CARBONO COM NOVE PORCENTO DE NÍQUEL	22
2.3. SOLDABILIDADE DO AÇO NOVE PORCENTO DE NÍQUEL	24
2.4. METALURGIA DA SOLDAGEM	25
2.4.1. AUSTENITA RETIDA NA ZAC	25
2.4.2. ZONA FUNDIDA E PARCIALMENTE FUNDIDA	27
2.4.3. CICLOS TÉRMICOS DE SOLDAGEM	31
2.5. REVESTIMENTO POR SOLDAGEM	32
2.5.1. TIPOS DE DESGASTES	33
2.5.2. MECANISMOS DE DESGASTE POR CORROSÃO	37
2.5.3. FATORES QUE AFETAM O DESGASTE POR CORROSÃO	38
2.6. INCONEL 625®	39
2.7. PRINCIPAIS PROCESSOS DE SOLDAGEM UTILIZADOS PARA REVESTIMENTO	40
2.7.1. MIG / MAG	40
2.7.2. ARCO SUBMERSO	41
2.7.3. ELETRODO REVESTIDO	43
2.7.4. TIG	44
2.8. CONSUMÍVEIS	46
2.9. SOLDABILIDADE LIGADA À CORROSÃO DO INCONEL 625®	47
3. OBJETIVOS	50
4. MATERIAIS E MÉTODOS	51
4.1. METAL DE BASE	51
4.2. DILATOMETRIA	53
4.3. REVESTIMENTO POR SOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA	53
4.3.1. PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM	53
4.3.2. PARÂMETROS DE SOLDAGEM UTILIZADOS	54
4.3.3. CICLOS TÉRMICOS EXPERIMENTAIS	56
4.3.4. CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM UTILIZADOS	57
4.3.5. IDENTIFICAÇÃO DOS EXPERIMENTOS	58
4.4. ENSAIOS MECÂNICOS	60
4.4.1. ENSAIO DE CISALHAMENTO	60
4.5. CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS POR SOLDAGEM	65
4.5.1. CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA POR MACROGRAFIA	65
4.5.2. CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA POR MICROSCOPIA ÓPTICA	65
4.5.3. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	65
4.5.4. MARCAÇÃO DAS INDENTAÇÕES PARA ANÁLISES DE ZONAS NÃO MISTURADAS E ZONAS PARCIALMENTE FUNDIDAS	66
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	68
5.1. ENSAIOS REALIZADOS	68
5.1.1. MICROANÁLISE QUÍMICA POR EDS DA ZONA NÃO MISTURADA	68
5.1.2. MAPEAMENTO DE NANOINDENTAÇÃO	73

5.1.3.	TESTE DE ARRANCAMENTO	76
5.1.4.	MICROANÁLISES QUÍMICAS DOS TESTES DE ARRANCAMENTO	78
5.1.5.	ANÁLISE DOS CORPOS DE PROVA ROMPIDOS NO ENSAIO DE ARRANCAMENTO 81	
5.2.	CICLOS TÉRMICOS OBTIDOS	91
5.3.	CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA	96
5.3.1.	DILUIÇÃO	96
5.3.2.	ZONA PARCIALMENTE FUNDIDA	99
6.	CONCLUSÕES	103
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	104

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

A indústria do petróleo e gás, apesar do momento conturbado em que se encontra a economia nacional e mundial, continua sendo de suma importância econômica para muitos países, incluindo o Brasil, tendo ainda como principal empresa nacional, a Petrobras, que responde por boa parte da produção industrial nacional de petróleo, gás e derivados.

Conforme pode ser verificado na Figura 1.1, a produção nacional de petróleo e gás, no que tange a sua produção, não teve impacto da conjuntura até 2018, havendo aumentado nos números de metros cúbicos de petróleo produzido anualmente.

Figura 1.1 – Produção Nacional de Petróleo nos últimos 19 anos [1].

Em 2015 a produção nacional apresentou mais que o dobro do que o produzido no início deste século e, em 2007, a produção nacional de petróleo atingiu os 100 milhões de metros cúbicos. O crescimento da produção continuou desde então, e com o fechamento de 2017, foi batido mais um recorde na produção nacional, e a produção de janeiro à novembro de 2019 já apresenta uma variação acumulada de 7% a mais que 2018, tudo indicando um novo recorde de produção [1].

Com essa crescente produção, cresce também os desafios diários enfrentados em plataformas offshore e navios FPSO (em inglês, Floating Production Storage and Offloading). Devido à severidade das condições em que as reservas de petróleo do pré-sal se encontram, a sua profundidade, o tipo de material e os processos de soldagem são de suma importância para que não haja imprevisto na extração do mesmo. Perfuração e produção de petróleo em plataformas offshore, tanto em águas profundas como em águas ultra profundas em condições adversas, necessitam de desenvolvimento de tecnologia e estudos buscando o desenvolvimento de novos materiais ou realizando novas avaliações para diferentes situações, dos materiais já existentes. O Inconel 625® vem sendo utilizado como material para revestimento interno da tubulação “riser” (que é uma tubulação utilizada no campo offshore, para diversas finalidades como extração de óleo e gás de poços de petróleo), pois sofreria ação de esforços estáticos como seu peso próprio, e esforços cíclicos como movimento de correntes e marés que, quando associados ao meio corrosivo, podem conduzir, entre outras formas de corrosão, a corrosão sob fadiga [2] e a corrosão sob tensão [3].

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) são largamente utilizados para atender a essas demandas, pois possuem elevado limite de resistência mecânica e elevada tenacidade se comparados aos aços carbonos convencionais. No entanto, o aço com 9% Ni se mostra como uma alternativa a esses aços [4], por sua aplicação em criogenia.

Entre os diversos tipos de materiais utilizados para revestimento por soldagem de tubulações, destacam-se as ligas de níquel. Elas são uma das classes mais importantes de materiais de engenharia, pois podem ser usadas em uma ampla gama de temperaturas, ambientes e aplicações. Estas ligas são selecionadas para resistência à corrosão e aplicações em temperaturas extremas, altas e baixas temperaturas. Esse tipo de material apresenta alta resistência mecânica, tanto a temperaturas ambiente quanto temperaturas elevadas; ductilidade e tenacidade a baixas temperaturas e propriedades elétricas específicas. Muitas aplicações dependem das propriedades físicas das ligas de níquel. No caso de dutos e tubulações, seja onshore ou offshore, elas são amplamente utilizadas. Devido ao seu elevado custo, estes materiais geralmente entram como revestimentos para os materiais dos dutos. Para

fabricação desses tipos de equipamentos, ou manutenções, que são comumente executados, os processos de revestimento por soldagem mais utilizados para esses fins são o TIG, o Eletrodo Revestido, o MIG/MAG e o Arco Submerso.

No Brasil, a aplicação do aço com 9 % Ni para tubulações de prospecção de petróleo não tinha grande demanda nessa indústria. No entanto, a exploração de petróleo na região do pré-sal, abriu portas para aplicação deste aço, em utilizações diferentes dos sistemas de injeção de CO₂. Projetos de plataformas que vão operar na camada de pré-sal da costa brasileira são alguns exemplos de utilizações deste material. Sistemas de produção que operarão em elevadas pressões (550 bar = 543 atm) e projetados para trabalhar em temperaturas criogênicas, devido ao efeito de resfriamento gerado pelo eventual vazamento de gás CO₂ dos dutos [5].

Como este trabalho tem foco no revestimento por soldagem, será analisado o percentual de ferro próximo a superfície do cordão, visto que esse percentual de diluição de ferro no metal de solda não pode ultrapassar 5%, para atender a norma API 6A, que é uma especificação para os equipamentos Árvore de Natal e Cabeça de Poço, equipamentos estes utilizados na exploração de petróleo [6]. Toda essa necessidade de desenvolvimento de novas técnicas está atrelada ao desafio de um requisito de projeto para tubulações de transporte de produtos derivados de petróleo resistentes à corrosão nos módulos das plataformas FPSO. Além disso, os valores de dureza na junta soldada (metal de base, zona afetada pelo calor e metal de solda) não podem ultrapassar 250 HV¹⁰. Assim, um grande desafio se apresenta para utilização deste material, pois este aço possui uma microestrutura martensítica com dureza média entre 200 e 220 HV¹⁰. Após soldado, pode atingir valores de durezas acima de 400 HV¹⁰ [7].

A principal motivação desta dissertação é o estudo do revestimento do aço com 9 % Ni com a liga de níquel Inconel 625® pelo processo de soldagem TIG, analisando-se o efeito de um cordão sobre o outro, com sobreposições de 0, 1 e 2 mm de distância a partir da margem do primeiro cordão. A ideia é variar a diluição do metal de base tentando-se, desta forma, obter a menor diluição de ferro no metal de solda, a fim de maximizar a resistência à corrosão.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. AÇOS LIGADOS AO NÍQUEL

O níquel tem uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), e pode formar ligas com certo número de outros elementos, sem formar fases deletérias ao seu desempenho. Em alguns aspectos, tem muita semelhança com o Ferro, seu vizinho próximo na tabela periódica. Ele é apenas um pouco mais denso que o ferro e possui propriedades magnéticas e mecânicas semelhantes. O níquel tem ampla solubilidade para vários outros metais, sendo que tem 100% de solubilidade sólida com o cobre [8].

Devido ao alto teor de níquel, a microestrutura esperada para o aço 9% Ni é , geralmente, martensítica, com a presença de austenita retida e austenita formadas por reversão durante os tratamentos térmicos [9].

O níquel é um estabilizador da austenita e, FULTZ et al. [10] detalha em seu trabalho a estabilidade da austenita precipitada, e como esta estabilidade está relacionada com a transição dúctil frágil do aço 9% Ni [10].

O níquel aumenta o potencial de grafitização para a transformação eutética, mas o diminui durante a transformação eutetóide aumentando desta forma a relação perlita/ferrita. O segundo efeito é devido ao atraso da difusão do carbono. Este elemento forma solução sólida na matriz [11].

Os aços ligados ao Ni podem ser usados em uma grande gama de aplicações e ambientes. [4] Aços com 9% Ni são, muitas vezes, o material mais econômico para construção de vasos de pressão em fábricas de grande porte, para serviço com temperaturas abaixo de -196°C , onde alta tenacidade é necessária. Uma grande aplicação do aço 9% Ni é para grandes tanques de armazenamento de GNL e para vasos de armazenamento de GNL em navios. A maioria dos vasos criogênicos fabricados em aço com 9% Ni são fabricados de acordo com o Código ASME, seção VIII vasos de pressão, ou Códigos/Normas Internacionais equivalentes, com requisitos semelhantes [12].

O níquel melhora as propriedades de baixa temperatura dos aços com baixo teor de carbono, o que tem sido associada a vários efeitos observados. Estes efeitos são ligados ao tamanho do grão da ferrita, distribuição de carbonetos,

formação de discordâncias e, com teor de níquel mais alto, a austenita retida [13].

Aos aços ligados ao níquel são designados estudos sobre propriedades em baixas temperaturas, que se iniciou com os aços com 2, 3 ½ e 5% de Ni. O aço 2¼ % Ni foi normatizado pela ASTM como A203 Grau A em 1936, para utilização em construções para aplicações até -50° F (-45° C). O aço 3½ % Ni foi adotado mais tarde como A203 Grau D para temperaturas até -150° F (-100° C) e o 5% Ni normatizado como ASTM 645 Grau A para temperaturas abaixo de -220° F (-140° C) [13].

2.2. AÇOS CARBONO COM NOVE PORCENTO DE NÍQUEL.

Em 1944, foi desenvolvido o aço 9% Ni, no laboratório da The International Nickel Company Inc., na subsidiária dos EUA da The International Nickel Company of Canada Ltd. Em 1960, vários vasos de pressão, foram construídos para o armazenamento de gases líquidos [5].

O aço 9% Ni contém uma grande quantidade de elementos de liga, e não pode ser classificado como aço carbono de baixa liga, mas também não é uma liga resistente à corrosão, pois o níquel não é capaz de promover a passivação da superfície, como o cromo acima de 12% nos aços inoxidáveis [9]. Uma das melhores propriedades dos aços ligados ao níquel é referente ao seu comportamento a temperaturas criogênicas. O que diferencia temperaturas criogênicas de temperaturas baixas é basicamente que a primeira é considerada para valores abaixo de -153° C (120 K). A razão para a definição do termo “temperaturas criogênicas” está no exame das temperaturas características de fluidos criogênicos: a temperatura limite de -153° C inclui, os pontos de ebulição normais dos principais gases atmosféricos [14]. Uma outra aplicação para os aços 9% Ni está na sua utilização em tubulações de injeção de CO₂ em poços de petróleo, visto que tubos de aço ARBL, devido a requisitos de projeto no pré-sal, e sua baixa tenacidade, no caso de vazamento de gás, pode criar uma catástrofe [7]. No entanto, segundo a Norma Internacional DNV-RP-J202/2010 – Projeto e Operação de Tubulações de CO₂, o CO₂ à alta pressão quando liberado na atmosfera sofre um resfriamento significativo devido à expansão e possível

inclusão de partículas de CO₂ sólido à temperatura de -79°C. Os aços 9% de níquel apresentam uma gama de vantagens, dentre elas a tenacidade elevada em temperaturas criogênicas (-196°C), junto com a elevada resistência mecânica. Eles têm uma relação tenacidade e resistência mecânica que tem de ser observada, assim como uma boa resistência ao início da fratura frágil, em temperaturas baixas têm um comportamento dúctil e boa resistência à propagação de trincas em temperaturas subzero [15]. Quando se fala sobre a empregabilidade dos aços ligados ao níquel, de forma mais específica na indústria de óleo e gás, pode-se citar alguns aços utilizados para vasos de pressão, como os ASTM A-553, na condição temperado e revenido e os ASTM A-353, com dupla normalização e revenido. Já para flanges, válvulas e outras partes de equipamentos que trabalham em baixas temperaturas são utilizados os aços classificados na norma ASTM A-522. A Tabela 2.2 apresenta as suas composições químicas e Tabela 2.2 mostra as propriedades mecânicas [15].

Tabela 2.1 – Composição química de aços 9% Ni, segundo as normas ASTM A-553 Tipo 1, ASTM A-353 e ASTM A-522 Tipo 1 [7].

Elemento (%)	ASTM A-553 Tipo 1	ASTM A-353	ASTM A-522 Tipo 1
C	0,13 máx.	0,13 máx.	0,13 máx.
Mn	0,90 máx.	0,90 máx.	0,90 máx.
P	0,015 máx.	0,015 máx.	0,025 máx.
S	0,015 máx.	0,015 máx.	0,025 máx.
Si	0,15 – 0,40	0,15 – 0,40	0,15 – 0,30
Ni	8,5 – 9,5	8,5 – 9,5	8,5 – 9,5

Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas de aços 9% Ni, segundo as normas ASTM A-553 Tipo 1, ASTM A-353 e ASTM A-522 Tipo 1 [7].

Propriedades Mecânicas	ASTM A-553 Tipo 1	ASTM A-353	ASTM A-522 Tipo 1
Limite de Resistência (MPa)	690 – 825	690 – 825	690 (mín.)
Limite de Escoamento (MPa)	585 (mín.)	515 (mín.)	515 (mín.)
Alongamento (%)	20 (mín.)	20 (mín.)	22 (mín.)
Redução de área (%)	-	-	45 (mín.)

2.3. SOLDABILIDADE DO AÇO NOVE PORCENTO DE NÍQUEL.

Soldabilidade é a capacidade de um material de ser soldado em boas condições para serem fabricadas peças ou equipamentos através de um projeto adequado específica e que deve operar de maneira satisfatória em sua aplicação final. A soldabilidade de alguns materiais pode ser fraca sob algumas condições, mas satisfatória sob outras condições. A soldabilidade é afetada principalmente pela composição química, mas também pelas condições de resfriamento e pela forma e espessura da seção, pela limpeza das superfícies a serem unidas ou revestidas e pelas propriedades mecânicas dos materiais envolvidos [16].

Para soldagens de aços 9% Ni, quase todos os processos a arco elétrico são utilizados: eletrodo revestido, MIG/MAG, arco submerso, TIG, arame tubular e até mesmo soldagem por feixe de elétrons [17].

Para utilização destes aços em temperaturas criogênicas, e que sejam mantidas as propriedades mecânicas, não há um metal de solda com composição similar, e por isso é comum a utilização de consumíveis à base de níquel, pois desta forma garantem a tenacidade e reduzem a possibilidade de ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio, quando a temperatura estiver acima de -60°C até 150°C [18].

As propriedades mecânicas e metalúrgicas do metal base na região da ZAC e no metal de solda são modificadas pela soldagem. Essas modificações, em especial na ZAC, devem ser muito bem compreendidas na soldagem do aço 9Ni, pois caso não o seja, as condições de tratamento térmicos que conferem suas propriedades criogênicas podem ser alteradas de maneira permanente. Elementos, como o carbono, enxofre e fósforo que são extremamente controlados e seus percentuais são mantidos muito baixos, pois danificam as propriedades dos aços [15].

2.4. METALURGIA DA SOLDAGEM

2.4.1. AUSTENITA RETIDA NA ZAC

A transformação da martensita é dependente da temperatura e isso só ocorre dentro de uma faixa de temperatura definida como temperatura de começo da transformação martensítica (M_s) e temperatura de término da martensita (M_f). As temperaturas M_s e M_f dependem da temperabilidade do aço (carbono equivalente). Acima da temperatura M_s , a martensita não se forma, mesmo em altas taxas de resfriamento. A transformação ocorre quando o aço, resfriado rapidamente, está em temperaturas entre M_s e M_f . A transformação cessa quando a temperatura do aço cai abaixo da temperatura M_f . Alguma austenita remanescente pode ainda estar presente quando a transformação parar. Esta austenita restante é conhecida como austenita retida [19].

Pense e Stout [13], em seu trabalho citam a tendência do aço 9% Ni em reter austenita à temperatura ambiente após o resfriamento ao ar a partir de temperaturas de tratamento térmico de seções de chapas grossas. Os aços 9% Ni desenvolvem martensita sobre todas as taxas de resfriamento com pelo menos traços de austenita retida e com volumes de bainita, aumentando à medida que a taxa de resfriamento é reduzida. No que diz respeito ao efeito da soldagem, a ZAC torna-se essencialmente martensítica, “revenida” na soldagem multipasse, pelos aquecimentos posteriores. Como é característica destes aços uma concentração de carbono mais baixa, a martensita possui uma tenacidade maior e o tratamento térmico pós-soldagem pode não se fazer necessário.

Os efeitos do níquel como um elemento de liga em aços baixo carbono são melhor compreendidos através da análise do diagrama de fases binário Fe-Ni. O diagrama Fe-Ni mostra que a adição de Ni ao Fe diminui progressivamente a temperatura de transformação da austenita para ferrita, até ela seja suprimida totalmente. A temperatura A_3 amplia para um intervalo de temperaturas à medida que o níquel é aumentado. Assim, acima de 7% Ni, as ligas não se tornam completamente ferríticas em nenhuma temperatura, como pode ser observado no diagrama Fe-Ni na Figura 2.1, pela linha vermelha que marca o percentual de 7%. A presença de 0,10-0,15% de carbono altera as relações de fases, devido a

formação de carbonetos, nos domínios de temperatura e composição onde a ferrita é uma fase componente [13].

Figura 2.1 – Diagrama Fe-Ni [13].

Pesquisa nos anos 70, enfatizou, particularmente, a importância da estabilidade mecânica da austenita retida para a resistência às temperaturas criogênicas dos aços Fe-Ni [20].

2.4.2. ZONA FUNDIDA E PARCIALMENTE FUNDIDA

A ZAC é a parte do metal de base que não foi fundida, mas cujas propriedades mecânicas ou microestruturas foram alteradas pelo aquecimento durante a soldagem, brasagem ou corte [21]. O metal de base sofre uma transformação de fase durante o processo de soldagem, que poderá resultar em uma ZAC que terá microestrutura e propriedades mecânicas radicalmente diferentes do metal base ou da zona de fusão. A microestrutura e as propriedades da ZAC são controladas exclusivamente pela composição química e pelas condições térmicas utilizadas durante a soldagem [22].

A zona fundida e a ZAC podem ser subdivididas, conforme descrito na Figura 2.2.

Figura 2.2 – Desenho esquemático das subzonas da ZAC. Fonte: Adaptado de [23].

Em 1976, Savage, Nipes e Szekeres [23] propuseram as terminologias presentes na Figura 2.2, para descrever as diferentes regiões da ZAC. A zona fundida foi considerada constituída por duas regiões: uma região que representava a zona parcialmente fundida do metal base e o metal de adição, os quais fundiram e solidificaram, e a zona não misturada, que consiste em metal de base fundido e solidificado, sem que haja mistura significativa com o metal depositado. Em alguns sistemas de ligas, a zona não misturada pode apresentar microestruturas e propriedades muito diferentes das da região composta,

particularmente quando metais de adição dissimilares são usados [22]. Doody [24] em seu trabalho denominou as regiões parcialmente fundidas como zonas misturadas intermediárias, e apresentou uma variedade de formas e tamanhos e informando a ocorrência com frequência diferente e irregular. Ele também classificou as estruturas encontradas como: estruturas de “praias”, que são faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão; estruturas de “baías”, que são áreas parcialmente circundadas pelo metal de base; e, estruturas de “ilhas”, que são regiões totalmente envoltas pelo metal de solda, desprendidas ou parcialmente desprendidas, grandes e arredondadas.

As estruturas tipo praias não são contínuas, compreendendo em muitos casos partes internas ou externas da linha de fusão. Suas dimensões normalmente estão entre 10-60 μm de espessura e 500-1000 μm de comprimento. A dureza deste tipo de estrutura varia o que dificulta a sua medição devido a espessura muito fina. A largura das estruturas tipo praias pode ser comparada ao indentador Vickers, correspondente à microdureza de 400 HV (0,5 kg), ou seja, com uma diagonal da ordem de 50 μm , como é possível observar na Figura 2.3 [25].

Figura 2.3 – Estruturas tipo praias evidenciadas por Doody [24].

Nas estruturas do tipo baías, Figura 2.4. há uma tendência destas de serem ligeiramente mais largas que as do tipo praias. Normalmente, as baías são acompanhadas de praias e prolongam-se para um ou ambos os lados. Ainda que os valores de dureza possam também variar, são frequentemente encontradas maiores valores de dureza nas baías em relação as praias, graças também ao seu maior tamanho que simplifica as medições de microdureza [25].

Figura 2.4 – Estruturas tipo baías evidenciadas por Doody [24].

As estruturas do tipo ilhas, Figura 2.5, são consideravelmente maiores e menos comuns que os outros dois tipos de estruturas, e acontecem principalmente nos passes de raiz [25].

Figura 2.5 – Estruturas tipo ilhas evidenciadas por Doody [24].

Beaugrand et. al. [26] propuseram quatro zonas dentro da ZPF, de acordo com a Figura 2.6. A “Zona Δ ” é a região descarbonetada fina, localizada na ZAC imediatamente abaixo da linha de fusão; a “Zona M” é uma região com microestrutura martensítica e rica em ferro, localizada acima da linha de fusão e estende-se do metal de solda para a ZPF; a “Zona Φ ” é chamada de região planar (featureless zone), localizada logo acima da linha de fusão e demonstrando uma microestrutura aparentemente monofásica e homogênea, em escala microscópica; e a “Zona π ” é a região da ZPF, localizada após a Zona Φ , contendo incontáveis partículas precipitadas com distribuição interdendrítica.

Figura 2.6 – Representação microestrutural da interface dissimilar de um 8630M amanteigado com liga 625. Um vórtice do metal de solda é mostrado no lado direito, enquanto o lado esquerdo é comparável a uma posição intermediária. [26]

A ZAC de uma soldagem de aço 9% Ni apresenta dureza maior que o metal de base e o metal de solda. A dureza da ZAC aumenta devido a transformação de fase, gerada no resfriamento, e relacionada com a energia de soldagem. Por outro lado, o metal de solda tem dureza inferior que o metal de base e a ZAC [27].

O tamanho de grão é um parâmetro de material muito importante que influencia as propriedades mecânicas e de fadiga, processos de transformação de fase ou propriedades físicas do material [28].

2.4.3. CICLOS TÉRMICOS DE SOLDAGEM

É de amplo conhecimento a importância dos ciclos térmicos aos quais os materiais são submetidos durante a soldagem, pois eles influenciarão diretamente a microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades finais dos materiais. O ciclo térmico consiste basicamente em três fases: aquecimento vigoroso do material no início do processo de soldagem; a fase em que se é atingida a temperatura máxima do ciclo; e a etapa de resfriamento gradual, até que a temperatura chegue ao valor inicial da chapa. Durante o processo de soldagem, cada ponto do material soldado passa por um ciclo térmico, onde sua intensidade dependerá de sua distância em relação à fonte de calor [29].

O objetivo do conhecimento dos ciclos térmicos no processo de soldagem, é, em primeiro lugar, permitir o melhor entendimento possível dos fenômenos metalúrgicos gerados no processo, e então, através dos fenômenos ocorridos, considerá-los para uma posterior escolha de processo e procedimentos de soldagem. Os dados obtidos permitem uma simulação física eficaz do processo (ou seja, reproduzir em corpos de prova os efeitos ocorridos no processo), ou mesmo utilizá-lo em simulação numérica – por meio de programas adequados, baseados em uma quantidade suficiente de resultados experimentais, ou em expressão matemática de fluxo de calor. Por fim, o desenvolvimento da automação e da robótica aplicada a soldagem mostrou um outro ponto de interesse no estudo térmico da soldagem. Tornou-se, então, possível “controlar” uma operação de soldagem, em relação a valores fixos dos parâmetros, monitorando a evolução da temperatura em um dado ponto durante o processo, ou a diferença de temperatura entre dois pontos, utilizando-se de meios apropriados [30].

Nos aços ligados ao níquel, as mudanças causadas pelo ciclo térmico (aquecimento a temperaturas de pico causando o crescimento de grãos e resfriamento rápido ou lento, dependendo da energia de soldagem e espessura do material) induzem à transformações de fase que podem diferir da condição inicial do metal base. Geralmente nestes aços não há grandes mudanças, desde que os procedimentos de soldagem recomendados sejam seguidos. Em energias de soldagem moderadas, o tempo de patamar em temperaturas de pico é curto, de modo que o crescimento de grãos é restrito tanto em grau quanto no

volume de metal afetado. A taxa de resfriamento é rápida o suficiente para produzir estruturas finas de carboneto na ferrita ou martensita, dependendo da composição do aço. Os ciclos de reaquecimento que acompanham os depósitos de multipasses refinam parcialmente a estrutura grosseira e reduzem a dureza de regiões reaquecidas. Assim, as propriedades da ZAC não podem ser alteradas de maneira significativa pela soldagem. Nos aços com 5% e 9% de Ni, a ZAC se tornará essencialmente martensítica, “revenida” em algumas partes pelo multipasse. Com baixo teor de carbono, característica desses aços, a martensita possui uma alta tenacidade, e o tratamento térmico pós-soldagem pode não ser necessário [13].

Para os aços ligados ao níquel, especificamente os com 9% Ni, o ciclo térmico para uma temperatura de pico de 1000°C tem um efeito severo na microestrutura do material. A estrutura é refinada pela transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ que ocorre quando a temperatura fica acima da 666 °C. A transformação resulta em uma redução do tamanho de grão [31].

2.5. REVESTIMENTO POR SOLDAGEM

Para se falar de revestimento, é preciso falar sobre desgaste, que segundo a norma ASTM G40:2017, é parte da Tribologia, que é a ciência e a tecnologia relacionadas à interação de superfícies em movimento relativo, incluindo fricção, lubrificação, desgaste e erosão. Desgaste, segundo a ASM Vol. 5, ‘é o dando à superfície, geralmente envolvendo perda progressiva de material, devido a uma movimentação relativa entre a superfície e a superfície de contato ou material’.

A partir desta definição, pode-se verificar três pontos importantes: a alteração de uma superfície ocorre porque o desgaste é um fenômeno superficial; a movimentação relativa tem sua importância na ajuda da identificação dos tipos de desgastes e o que podem acelerá-los; e os materiais de contato auxiliam na identificação do tipo de desgaste e na severidade do tipo de desgaste para diferentes materiais [29].

2.5.1. TIPOS DE DESGASTES

Burwell [32] em seu trabalho em 1957, citou cinco tipos de desgastes: por adesão, por abrasão, por corrosão (que é o principal para este trabalho), por fadiga da superfície e o que ele chamou de tipos menores (erosão e impacto). Segundo a Norma Internacional ASTM G40/2017, que é uma norma sobre terminologias relacionadas a desgaste e erosão, alguns outros desgastes são possíveis de mencionar, como desgaste catastrófico, por cavitação e por rolamento [32].

A abrasão, que é um desgaste devido às partículas ou protuberâncias forçadas contra uma superfície e se movimentando ao longo dela, segundo a ASTM G40. Neste tipo de desgaste, na Figura 2.7, Gahr [33] apresenta micrografias de interações entre minerais abrasivos e superfícies de aços. O desgaste por adesão, ocorre devido à ligação localizada entre o contato de duas superfícies sólidas, levando à transferência de material entre as duas superfícies ou perda de material qualquer das superfícies, segundo a ASTM G40. A Figura 2.8 mostra um exemplo de uma superfície de aço desgastada por contato metálico durante o desgaste por deslizamento, onde a transferência de material em uma superfície de aço endurecido devido a adesão durante o deslizamento contra um aço mais macio [33]. Por corrosão é o desgaste no qual a reação química ou eletroquímica com o meio em que se encontra a superfície é significativa, segundo ASTM G40. A Figura 2.9 mostra a visão do interior de uma tubulação de 3 polegadas de diâmetro utilizada para passagem de água de resfriamento em navio plataforma, que sofreu corrosão profunda [34]. Por fadiga da superfície é o desgaste de uma superfície sólida causada por fratura decorrente de fadiga do material, de acordo com a ASTM G40. Na Figura 2.10 apresenta superfícies danificadas pela formação de pites com pouca profundidade pelo contato com rolos de laminação [33]. Por erosão, em tribologia, é a perda progressiva de material de uma superfície sólida devido ao mecanismo de interação entre essa superfície e um fluido, podendo ser multicomponente ou líquido ou partículas sólidas incidindo sobre a superfície, de acordo com a ASTM G40. Na Figura 2.11 são apresentadas micrografias eletrônicas de partículas de alumina erodida, usada para desgaste por erosão com pouca viscosidade e usada para erosão a seco [35]. Por impacto, é o

desgaste devido a colisões entre dois corpos sólidos onde algum dos corpos em movimentação é perpendicular ao plano tangencial do outro corpo. Desgaste Catastrófico ocorre rapidamente ou acelera os danos à superfície, a deterioração ou a mudança de forma causada pelo desgaste a um grau tal que a vida útil de uma peça é consideravelmente reduzida ou sua função é destruída. Desgaste por cavitação é a formação e subsequente colapso, dentro de um líquido, de cavidades ou bolhas que contêm vapor ou uma mistura de vapor e gás. Desgaste por rolamento é devido à movimentação relativa entre dois corpos sólidos não conformados, cujas velocidades superficiais na localização de contato nominal são idênticas em magnitude, direção e sentido, segundo a ASTM G40.

Figura 2.7 – Micrografias de interações entre minerais abrasivos e superfícies de aços: (a) microcissulcamento, (b) microcorte e (c) microtrintamento [33].

Figura 2.8 – Transferência de material em uma superfície de aço endurecido devido à adesão durante o deslizamento contra um aço mais macio [33].

Figura 2.9 – Visão do interior de uma tubulação de 3 polegadas de diâmetro utilizada para passagem de água de resfriamento, que sofreu corrosão profunda [34].

Figura 2.10 – Pites na superfície de um aço cementado, endurecido à 60 HRC [33].

Figura 2.11 – Partículas de alumina erodida (a) 200μm, (b) usada para desgaste por erosão com pouca viscosidade e (c) usada para erosão a seco [35].

2.5.2. MECANISMOS DE DESGASTE POR CORROSÃO

Rothbart e Brown [36] citam que há três formas de identificar mecanismos de desgastes em uma peça: análise dos resíduos de desgastes, análise da superfície desgastada e análise metalográfica da estrutura superficial e subsuperficial.

Segundo Burwell [32], em seu trabalho cita adesão, abrasão, corrosão e fadiga de superfície como mecanismos de desgaste. O mecanismo de desgaste por corrosão, como o próprio nome indica, ocorre quando um ambiente corrosivo produz um produto de reação em uma ou ambas as superfícies de atrito e este produto de reação é removido pelo atrito. Para ambientes comuns, como ao ar em temperatura ambiente, onde há umidade e outros vapores industriais, o desgaste corrosivo ocorre principalmente para superfícies metálicas. Óxidos e hidróxidos dos metais são formados pela exposição a esta umidade e vapores, no entanto, esses compostos são relativamente pouco aderentes à superfície metálica, sendo removido pelo mais leve atrito.

Da definição acima, portanto, a ocorrência de desgaste corrosivo requer a presença de corrosão e atrito. Estes são os elementos essenciais do processo de desgaste corrosivo. Considerando a natureza do ambiente, por exemplo, no ar seco à temperatura ambiente e particularmente a temperaturas elevadas, o produto de corrosão do metal será o óxido. No ar úmido, será um hidrato desse óxido ou um hidróxido. No caso de alguns metais, no entanto, pode ser o carbonato resultante do CO normal contido na atmosfera. Em ambientes industriais, fumos e gases podem produzir os compostos metálicos químicos correspondentes, por exemplo, cloretos ou oxicletores são muito comuns. Superfícies próximas à costa marítima, o cloreto ou o oxicleto devem ser levados em consideração. No entanto, embora os ambientes ao ar sejam os mais comuns, os ambientes líquidos também podem ser encontrados. Os mais usuais são aquosos e aqui novamente os materiais dissolvidos, embora presentes em quantidades extremamente pequenas, geralmente determinam o tipo de composto de película formado [32]. Chen et al. em seu estudo analisou o comportamento de desgaste e corrosão da superfície de uma liga de Inconel 625® deslizando contra um aço inoxidável 316 em água destilada e água salina

marítima artificial. E como resultados ele identificou que, os coeficientes de atrito são mais elevados em água destilada em comparação com a água marítima artificial. No entanto, o desgaste foi sempre maior na água do mar que a da água destilada, para ambas superfícies. A corrosão da água do mar artificial acelerou o desgaste, como já era de se esperar, pois o desgaste nesse ambiente foi induzido principalmente pela abrasão mecânica e o efeito entre corrosão e desgaste. Efeito esse responsável pela perda de 86% do desgaste. Contudo, os pesquisadores concluíram que a liga de Inconel 625® tem uma taxa máxima de corrosão em 3% de água do mar [37].

2.5.3. FATORES QUE AFETAM O DESGASTE POR CORROSÃO

Uma grande preocupação em um revestimento por soldagem a arco é a diluição, ou seja, a mudança na composição química do metal depositado pela mistura com o metal base fundido durante o revestimento por soldagem. Algumas informações estão disponíveis quanta a diluição associada à processos de soldagem por arco elétrico, sendo que essa diluição pode ter grande variação com um determinado processo, baseado nos parâmetros de soldagem empregados. Na maioria dos casos de revestimento por soldagem, é necessário controlar a diluição dentro dos limites aceitáveis, pois caso contrário pode-se reduzir a vida útil da superfície que está sendo revestida [38].

Diversos trabalhos citam que, em revestimento por soldagem utilizando Inconel 625® como metal de adição UNS N06625 do código ASME IX, do grupo de materiais número 43, segundo a norma ISO/TR 15608, o percentual de diluição de ferro no metal de solda não deve ultrapassar 5%, o que atende a norma API 6A, que é uma especificação para os equipamentos Árvore de Natal e Cabeça de Poço, equipamentos estes utilizados na produção de petróleo. Isso se deve porque, qualquer concentração adicional de ferro acima do especificado, pode afetar a resistência à corrosão da água do mar. Dentre os tipos de corrosão, que o Inconel 625® possui excelente resistência, pode-se citar: corrosão por pites, trinca de corrosão sob tensão, oxidações e resistência a ambientes contendo H₂O e CO₂, fizeram desta liga um excelente opção para componentes críticos na indústria petroquímica [6,39].

No trabalho de Sandes et al., foi avaliado o revestimento por soldagem utilizando Inconel 625®, depositado pelo processo eletroescória, sobre um aço carbono ASTM A516 Gr. 70. A deposição foi com camada única e o revestimento apresentou boas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. O tratamento térmico de alívio de tensões não promoveu grandes mudanças nas propriedades do revestimento e o teor de Fe foi inferior aos 5% [40].

Koshy [6] em seu estudo, através da deposição de Inconel 625® em um aço 4130 por diversos processos de soldagem (Arco Submerso, TIG, MIG/MAG, Eletrodo Revestido, Plasma), concluiu que através da seleção adequada do processo e da técnica de soldagem, é possível controlar a diluição do revestimento por soldagem para menos de 4% de Fe, em uma camada, evitando desta forma a necessidade de outras camadas. Também verificou que utilizando um arame de Inconel 625® com menos de 1% de teor de ferro, o metal de solda obtido contém menos de 5% de ferro após o revestimento de camada única [6].

2.6. INCONEL 625®

Ligas à base de níquel são usadas para revestir aços carbono em aplicações nas quais o revestimento de aço inoxidável não fornece proteção suficiente contra corrosão. Uma de suas aplicações são nas válvulas utilizados na área do petróleo revestidas com a liga de Inconel 625® para resistência ao sulfeto de hidrogênio (H₂S), presente na composição do óleo. Há inúmeras aplicações na indústria aeroespacial e na indústria química. O gradiente de composição é mais acentuado para uma soldagem que contenha como metal de adição o Inconel 625® quando comparado a alguns aços inoxidáveis, devido ao maior teor nominal de Ni e a diminuição no teor nominal de Fe [4,41].

A liga de Inconel 625® não é endurecível por tratamento térmico, e a sua melhora de resistência só pode ser alcançada por trabalho a frio [42].

Na soldagem do Inconel 625®, todos os processos de soldagem por revestimentos citados neste trabalho podem ser utilizados, (TIG, MIG/MAG, Eletrodo Revestido, Arco Submerso) e em diversos metais de base, como constatado no experimento de Vandervoort [43], o qual obteve alta qualidade de cordões de soldas realizados com uma variedade de processos e suas respectivas normas técnicas de soldagem, onde também conseguiu alta

resistência, boa ductilidade e boa tenacidade à fratura à temperatura de -269°C [43]. Suas principais limitações têm relação com o uso de elevada energia de soldagem, o que pode produzir a precipitação de carbonetos em excesso, ou fases intermetálicas, como a fase sigma, que podem levar a formação de trincas ou perda de resistência à corrosão [44].

2.7. PRINCIPAIS PROCESSOS DE SOLDAGEM UTILIZADOS PARA REVESTIMENTO

2.7.1. MIG / MAG

Os processos MIG (metal inert gas) e MAG (metal active gas) utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre o eletrodo maciço consumível, alimentado continuamente, e o metal base. A proteção da região de soldagem é feita por um fluxo de gás inerte (MIG) ou ativo (MAG). A soldagem pode ser automática ou semiautomática [29].

Em um estudo de revestimento por MIG / MAG sobre uma chapa de aço, várias propriedades do Inconel 625® foram estudados. Foi revelado que um bom revestimento foi obtido com concentração abaixo de 5% de Fe, e com valores apropriados das variáveis dos processos que incluem: corrente, tensão, velocidade de soldagem, fluxo do gás de proteção e distância do arco. Foi demonstrado que as propriedades de corrosão não foram afetadas e lhe foram conferidas resistência à corrosão. Valores de dureza do cordão da solda foram melhores que o do metal de base. Foi indicada também pela macrografia da soldagem, uma boa fusão entre o metal de base e o revestimento, sem apontar nenhuma irregularidade [45]. A Figura 2.12 ilustra esquematicamente o processo.

Figura 2.12 – Desenho esquemático do processo MIG / MAG [29].

Este processo apresenta gama de vantagens, como a possibilidade de ser executadas em todas as posições, não ter necessidade de remoção de escória, ter alta taxa de deposição do metal de solda, ser realizada com altas velocidade de soldagem, ter alimentação contínua, a penetração da raiz ser mais uniforme, criar poucos problemas de distorção e tensão residual e a soldagem ser de fácil execução [46].

Como principais limitações há maior velocidade de resfriamento aumentando, assim, a ocorrência de trincas, a necessidade da soldagem ser protegida de correntes de ar, a soldagem não é fácil em locais de difícil acesso, pois o bocal da pistola precisa ficar próximo do metal base a ser soldado, há uma grande emissão de raios ultravioleta, se comparado ao processo de soldagem por eletrodo revestido, o equipamento MIG/MAG é mais caro e complexo [46].

2.7.2. ARCO SUBMERSO

Na década de 1930, novos métodos de soldagem foram desenvolvidos. Até então, todas as soldagens a arco eram executadas de forma manual. Algumas tentativas foram realizadas para automatizar o processo, usando arame

contínuo, no entanto, o arco submerso foi o processo que melhor obteve sucesso [47].

Este processo consiste na fusão de metais aquecendo-os com um arco ou arcos entre um ou mais eletrodos de metal nu e as peças a serem soldadas. O arco e o metal fundido são submersos por fluxo fusível granular que cobre a área que está sendo soldada. Não é utilizado pressão, e o metal de solda é obtido do eletrodo e, às vezes, de uma fonte suplementar, como uma vareta de soldagem, fluxo ou grânulos de metal [48].

Richard, Avery e Parsons [12] em seu trabalho, utilizaram alguns processos e metais de base, e dentre eles estavam o arco submerso e o aço com 9% de Ni. Segundo os pontos chaves levantados para fabricação com este aço, ou seja, as elevadas propriedades mecânicas do aço com 9% de Ni, fazem com que ele seja mais rentável para fabricação de vasos de pressão de médio a grande porte. As temperaturas de serviço são limitadas a -196°C ou acima. Dentre os procedimentos de soldagem, o arco submerso foi um dos processos desenvolvidos, e amplamente utilizados, para fabricação de equipamentos [12]. Dan Capitanescu [49], reafirma a dificuldade em executar revestimento por arco submerso com ligas de níquel, devido ao alto teor de níquel no metal de adição [49].

A principal vantagem de utilizar o processo de soldagem por arco submerso é a alta qualidade e produtividade. O processo pode ser realizado de três formas: semiautomático, mecanizado e automático. Já a principal desvantagem é que ele só pode ser usado em soldagens nas posições horizontal e plana (1G e 2 G) para soldagem de chapa e tubo [48].

O esquema do processo de soldagem com arco submerso é ilustrado na Figura 2.13.

Figura 2.13 – Desenho esquemático do processo Arco Submerso [29].

2.7.3. ELETRODO REVESTIDO

A soldagem com eletrodo revestido, que é um processo normalmente manual e que, graças à possibilidade de se variar a formulação do revestimento, tem como maior benefício a facilidade em se controlar a microestrutura e a composição química do cordão de solda [18].

No estudo de Eroglu [50], foram soldadas camadas de revestimento por eletrodo revestido em um aço SAE 1020, onde os consumíveis foram desenvolvidos contendo boro como o principal elemento de liga em sua composição. Três eletrodos diferentes foram produzidos alterando as quantidades de ferro-boro no revestimento do consumível. Foi verificado que a microestrutura do revestimento era alterada de acordo com a mudança no teor de boro, bem como sua microdureza, aumentando à medida que foi aumentado o teor de boro. Com isso verificou-se a viabilidade de comercialização desses eletrodos, e a empregabilidade dos mesmos, já que os revestimentos produzidos pelos eletrodos desenvolvidos possuem altos valores de dureza. Esses eletrodos podem ser potencialmente úteis para revestimentos rígidos para melhorar as propriedades de superfície de ferramentas agrícolas, componentes para a indústria de mineração e outros equipamentos para preparação do solo. [50]. Uma das vantagens deste processo em relação a outros processos de soldagem a arco elétrico, é ser mais resistente a correntes de ar e ser mais adequado para a maior parte dos metais e ligas utilizados com frequência [51]. Levando em

conta as vantagens e desvantagens dos diferentes processos de soldagem, a soldagem molhada por eletrodo revestido é considerada o processo mais confiável para soldagem subaquática devido ao seu baixo custo, equipamentos simples, fácil aplicabilidade e fácil implantação [52]. No entanto, um dos problemas encontrado neste processo é a qualidade do cordão de solda, quanto à homogeneidade. Esta homogeneidade, entretanto, já não é tão ruim graças a mecanização do processo já existente, porém há restrições quanto à geometria do cordão. A robotização do processo é uma solução viável, porém além da necessidade de movimentar a ferramenta ao longo da junta a ser soldada ou superfície a ser revestida, o robô deve realizar o movimento de mergulho do eletrodo à medida que esse é fundido. Outro problema é que, dependendo do diâmetro do eletrodo e da corrente de soldagem, a taxa de deposição do eletrodo revestido não é constante durante toda a extensão do cordão, pois a corrente de soldagem percorre todo o comprimento ainda não fundido do eletrodo, causando aquecimento do mesmo por efeito Joule [51]. A figura 2.14 ilustra esquematicamente o processo.

Figura 2.14 – Desenho esquemático do processo Eletrodo Revestido [53].

2.7.4. TIG

O processo TIG é um processo no qual o arco elétrico é aberto, através de um eletrodo de tungstênio não consumível, para o metal base, em que se está executando a soldagem. O eletrodo, o arco elétrico e a poça de fusão são

protegidos por um fluxo de gás inerte, normalmente argônio ou misturas gasosas [54].

Em resposta às demandas do mercado por espessuras maiores de chapas de aço de 9% Ni para aplicação em tanques de GNL, a Nippon Steel desenvolveu placas de aço super-9% Ni através da redução do teor de silício no aço, adicionando molibdênio em uma pequena quantidade e empregando um novo método de fundição e tratamento térmico intermediário, foram obtidos excelentes resultados referentes à resistência e à tenacidade, em temperaturas criogênicas, no metal de base e nas juntas soldadas pelo processo TIG [55].

Entre as vantagens exclusivas deste processo estão que, as soldas produzidas são de alta qualidade exigidas nas indústrias aeroespacial e nuclear, bem como soldas autógenas de alta velocidade necessárias na fabricação de tubos e chapas e até soldas típicas de oficinas de fabricação e reparo, onde a facilidade de operação e flexibilidade do processo tem grande valia. O processo pode ser automatizado, assim como programável, o que fornece controle preciso dos parâmetros de soldagens através do controle de soldagem remoto. O processo também permite que a fonte de calor e o metal de adição sejam controlados independentemente um do outro. As soldagens podem ser executadas em todas as posições e em quase todos os metais, incluindo juntas dissimilares [48].

Já entre suas limitações, as taxas de deposição são geralmente mais baixas que as taxas obtidas com outros processos de soldagem. Quando a soldagem é realizada de maneira manual, é necessária uma maior habilidade do soldador, se comparado as soldagens realizadas por MIG / MAG e Eletrodo Revestido. A baixa tolerância para contaminantes em metais de base e de solda é outro limitador. Para soldagens em materiais de espessura abaixo de 10mm, o processo TIG produz uma qualidade de solda melhor que outros processos a arco, no entanto seu custo é mais elevado. Os campos magnéticos que levam ao arco elétrico ou à deflexão do arco, como ocorre em outros processos a arco, podem dificultar o controle da soldagem neste processo. Outro agravante é que se a soldagem ocorrer em ambientes com grande incidência de ventos ou com correntes de ar, pode ser difícil a proteção do local onde está sendo soldado [48]. A Figura 2.15 ilustra esquematicamente este processo.

Figura 2.15 – Desenho esquemático do processo TIG [29].

2.8. CONSUMÍVEIS

O níquel é um elemento de liga de grande importância em ferros fundidos, aços (principalmente aços inoxidáveis austeníticos contendo 8 a 35% Ni) e ligas não ferrosas. Ligas à base de níquel são usadas em aplicações que exigem a resistência à corrosão e à oxidação. Revestimentos de níquel feitos por eletrodeposição também são tecnologicamente importantes [56].

As superligas à base de níquel são consideradas as mais complexas, e as mais usadas para as peças/partes mais. Elas constituem mais de 50% do peso dos motores de aeronaves de última geração. Seu uso na forma fundida se estende até a mais alta temperatura homóloga de qualquer sistema de liga [11].

Não existe um sistema de classificação sistemática para as ligas a base de níquel, como existe para aços, por exemplo. Por isso, a maioria das ligas a base de níquel são conhecidas por seus nomes comerciais ou pelo número de ligas que foi inicialmente atribuído pelo fabricante da liga. Exemplos disso, é a liga de INCONEL 600 e a liga HASTELLOY C-22 que são referenciadas como liga 600 e liga C-22. Na Figura 2.16, está a classificação das ligas a base de níquel [4].

Algumas das aplicações das ligas de Inconel são para altas temperaturas em indústria de energia nuclear, que são frequentemente processo de soldagem por fusão [57]. Ligas como o Inconel 617, é uma liga de solução sólida com excelente resistência a altas temperaturas e resistência à oxidação, e tem ampla utilização em usinas de energia, indústrias químicas, aeronaves, reatores

resfriados a gás. Sua excelente resistência à fluência é atribuída ao endurecimento da solução sólida pela adição de Co e Mo e a precipitação de carbonetos, como o $M_{23}C_6$ [58].

Os consumíveis de ligas de níquel oferecem algumas propriedades na condição de soldagem, que nenhuma outra família de produtos de soldagem consegue oferecer, como a capacidade de ser diluída por diversos elementos de liga, mantendo a resistência e ductilidade a partir de temperaturas criogênicas a temperaturas até próximas da linha solidus. Eles também são bastante versáteis. Por exemplo, a família Ni-Cr-Mo é usada para soldar aço 9% Ni para se conseguir excelente resistência na solda, bem como resistência ao impacto em temperaturas de nitrogênio líquido (-196°C) [4].

Figura 2.16 – Classificação das ligas de níquel e a base de níquel [4].

2.9. SOLDABILIDADE LIGADA À CORROSÃO DO INCONEL 625®

Ban et al. [59] em seu trabalho, estudaram os efeitos das temperaturas de tratamento térmico na resistência à corrosão e na precipitação de fases intermetálicas em revestimento por soldagem, utilizando Inconel 625® como metal de adição e aço ASTM A333 Gr. 6 (aço com 9% de Ni). As propriedades de corrosão foram determinadas através de caracterizações microestruturais e

ensaios eletroquímicos em amostras tratadas termicamente a 625°C, 750°C, 850°C e 950°C por 24 horas. Foi possível concluir que não existe relação entre corrosão por pites e os precipitados observados a diferentes temperaturas de tratamento térmico e o comportamento corrosivo para as mesmas amostras e condições ensaiadas [59].

Quando se cita as zonas e subzonas da ZAC, no trabalho de Silva et al. [60], onde foi realizado revestimento por soldagem com um ASTM 516 Gr. 60 (aço com 9% de Ni) como metal de base e o Inconel 625® como metal de adição, os autores identificaram três regiões: zona fundida, a interface revestimento/metal de base e ZAC. Essas regiões como outras que compõe o experimento, podem ser identificadas e correlacionadas na Figura 2.1 [60].

Na figura 2.17 é possível identificar a macrografia da seção transversal da deposição do Inconel 625® sobre o ASTM 516 Gr. 60 (Figura 2.16a), zona fundida do Inconel 625® (Figura 2.16b), interface (Figura 2.16c) Inconel 625®/aço ASTM A516 Gr. 60 e a ZAC (Figura 2.16d) do aço ASTM 516 Gr. 60 [60].

Figura 2.17 – (a) Macrografia da seção transversal de um revestimento depositado com a superliga Inconel 625®; (b) Micrografia da zona fundida de Inconel 625®; (c) Interface Inconel 625®/Aço ASTM A516 Gr. 60; (d) Micrografia da ZAC do aço ASTM A516 Gr. 60 [60].

Através de análise química por EDS, Silva et al. [60] mediram a composição química da ZPF. Como pode ser observado na Figura 2.18, a região clara mostra a transição em termos de composição química entre o aço e o Inconel 625®.

Analisando apenas a parte da ZPF do gráfico, levando em consideração para esta análise o sentido no gráfico do aço para o Inconel 625®, verificamos uma queda ao longo da extensão da ZPF de, quase 95% de Fe no início (exatamente pela proximidade com o metal de base) para aproximadamente 10% após deixar a ZPF. O níquel por outro lado cresce, chegando a um teor de aproximadamente 56% e estabilizando nesse valor. Os demais valores de Cr, Mo e Nb crescem numa taxa menor e estabilizam ao sair da ZPF. Com isso, os autores puderam afirmar a existência de uma zona constituída por uma estrutura austenítica cúbica de face centrada (CFC) rica em Fe, que foi estabilizada à temperatura ambiente graças à incorporação do níquel proveniente do Inconel 625®. Com o aumento da concentração do níquel ao longo da ZPF, constituiu-se uma matriz γ , também com estrutura cristalina CFC.

Figura 2.18 – Perfil de composição química ao longo do aço ASTM 516 Gr. 60, ZPF e Inconel 615® [60].

3. OBJETIVOS.

Os objetivos deste trabalho são:

1. Analisar a influência das sobreposições dos cordões de revestimento por soldagem na concentração de Fe.
2. Avaliar a tensão de cisalhamento em função da diluição do Fe.
3. Analisar o surgimento das zonas parcialmente fundidas e não misturadas nos revestimentos por soldagem.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. METAL DE BASE

Foram utilizadas duas chapas de aço carbono ligado ao níquel classificada, como ASTM A553 Tipo I com dimensões de 10,5 mm de espessura, 300,0 mm de largura e 500,0 mm de comprimento. A partir deste material, foram feitas 4 chapas de 150,0 mm de largura por 500,0 de comprimento, sendo utilizadas 3 chapas nessa primeira etapa do trabalho. O aço com 9,0 % Ni utilizado foi tratado termicamente via tratamento QLT.

O tratamento de têmpera identificado pela letra “Q”, teve temperatura máxima de 800 °C, tempo de patamar de 10 minutos e resfriado em água; o tratamento térmico de têmpera na faixa de temperatura subcrítica identificado pela letra “L” teve como temperatura máxima 660 °C, tempo de patamar de 10 minutos e resfriado em água; o tratamento térmico de revenimento identificado pela letra “T” teve temperatura máxima de 580 °C, tempo de patamar de 38 minutos e resfriado ao ar. Toda sequência de tratamento térmico que foi executado pelo fabricante da chapa está simplificado na Tabela 4.1. Na Tabela 4.2 e na Tabela 4.3 estão apresentadas, respectivamente, a composição química e as propriedades mecânicas do metal de base utilizado neste trabalho.

Tabela 4.1 – Parâmetros do tratamento térmico executado na chapa de aço ASTM A553 Tipo I utilizado no trabalho [7].

Tipo de Tratamento Térmico	Temperatura Máxima (°C)	Tempo de Patamar (minutos)	Meio de Resfriamento
Têmpera “Q”	800	10	Água
Têmpera Subcrítica “L”	660	10	Água
Revenimento “T”	580	38	Ao ar

Tabela 4.2 – Composição química do aço ASTM A553 Tipo I utilizado comparado com o descrito no certificado e o exigido pela norma de classificação do mesmo [7].

Análise Química (%)			
Elemento Químico	Resultado da Análise	Certificado da Chapa do fabricante	Norma ASTM A553 Tipo I
C	0,080	0,049	0,13 (máx.)
Mn	0,728	0,730	0,90 (máx.)
Si	0,351	0,330	0,15 – 0,40
P	0,006	0,002	0,015 (máx.)
S	0,003	0,001	0,015 (máx.)
Cr	0,016	0,016	-
Ni	9,398	8,720	8,5 – 9,5
Mo	0,002	0,003	-
Al	0,034	0,031	-
Cu	0,015	0,017	-
Ti	0,001	0,002	-
V	0,004	0,003	-
Nb	0,004	0,002	-
O*	0,002	-	-
N*	0,0033	0,004	-
B	-	0,0003	-

Tabela 4.3 – Propriedades mecânicas do aço ASTM A553 Tipo I utilizado [7].

Propriedade Mecânica	Longitudinal	Transversal
Limite de Resistência (MPa)	665	750
Limite de Escoamento (MPa)	737	681
Alongamento (%)	28,7	26,9
Charpy (J) -196°C (10x7,5)	174	181

4.2. DILATOMETRIA

Foi utilizado um dilatômetro da marca BÄHR-Thermoanalyse®, modelo DIL805®, para identificação das temperaturas de transformação A_{c1} , A_{c3} , transformação inicial da martensita (M_s) e da transformação final da martensita (M_f). Os ensaios foram realizados por Soeiro Junior [7] em sua tese de doutoramento, e como o material utilizado para este trabalho é da mesma corrida utilizada no tese supracitada, os resultados apresentados na Tabela 4.4 foram retirados da referência [7]. Os ensaios foram realizados para medir as temperaturas de interesse, utilizando o mesmo metal de base dos demais experimentos, cada corpo de prova possuía 4,0 mm de diâmetro e 10,0 mm de comprimento. A taxa de aquecimento e resfriamento utilizada foi de 20 °C/s.

Tabela 4.4 – Principais temperaturas de transformação identificadas por dilatometria [7].

Ponto de Interesse	Temperatura (°C)
A_{c3}	723
A_{c1}	590
M_s	394
M_f	166

4.3. REVESTIMENTO POR SOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA

4.3.1. PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

A soldagem do corpo de prova teve como objetivo analisar a influência dos passes de sobreposição, com distâncias de 0, 1 e 2mm a partir da margem do primeiro cordão, sobre a zona afetada pelo calor do primeiro e segundo cordão (no caso de três cordões). Para tal, os cordões de solda tiveram diferentes comprimentos e foram escalonados por camadas. Como a chapa foi preenchida por três camadas, o corpo de prova foi dividido em três partes de aproximadamente 150,0 mm, descartando 25,0 mm no início e 25,0 mm no fim da soldagem, sendo analisado apenas o regime pseudoestacionário.

O primeiro cordão, teve o comprimento quase que total da chapa utilizada (470,0 mm), sendo iniciado há 15mm da borda no sentido de laminação. O segundo cordão, começou no mesmo ponto do primeiro cordão e teve comprimento de 325,0 mm. O terceiro cordão também teve início no mesmo pontos que os dois primeiros e teve comprimento de 160mm. A Figura 4.1 apresenta o corte dos cordões e as sobreposições.

O processo de soldagem adotado foi o TIG, com polaridade direta, corrente contínua e a alimentação do arame de Inconel 625® foi realizada de maneira automática com velocidades variando entre 185 e 187 cm/min nas duas primeiras sobreposições (0 mm e 1 mm) e para a sobreposição de 2 mm a variação de velocidade foi de 194 à 196 cm/min. A soldagem foi mecanizada, utilizando-se uma tocha reta. O corpo de prova foi soldado na posição plana.

Figura 4.1 – Sequência da soldagem do corpo de prova. a) cordão longitudinal com 460mm. b) Dois cordões com 0mm de sobreposição. c) Três cordões com 0mm de sobreposição.

4.3.2. PARÂMETROS DE SOLDAGEM UTILIZADOS

Em cada chapa foi depositado três cordões de solda. Os parâmetros de soldagem utilizados são descritos na Tabela 4.5.

A soldagem teve os parâmetros de corrente e tensão monitorados pelo sistema de aquisição de dados de soldagem.

O gás de proteção utilizado foi o gás inerte 100% argônio. A vazão do gás de proteção foi medida por meio de um fluxômetro direta no bocal da tocha e foi

utilizado 18 l/min. A distância do eletrodo de tungstênio e a chapa foi de 7,0 mm. O ângulo de entrada de alimentação do arame foi de 18° em relação a horizontal.

Para energia de soldagem líquida, onde entra a eficiência do processo de soldagem, foi utilizada a equação (1): [16]

$$H_{net} = \frac{V \cdot I}{v} \times \eta \quad (1)$$

Onde:

H_{net} = Energia de soldagem líquida

V = tensão

I = corrente

v = velocidade de soldagem

η = fator de eficiência do arco

Para o fator de eficiência do arco, foi levada em consideração o valor recomendado por Grong [61] para o processo TIG, que tem uma faixa de 0,25 à 0,75, sendo que foi utilizado o valor de 0,40.

Tabela 4.5 – Parâmetros de soldagem médios utilizados na soldagem do experimento e monitorados com o sistema de aquisição de dados de soldagem.

Sobreposição	Cordão de Solda	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade de Soldagem (mm/s)	Eficiência (η)	Energia de Soldagem (kJ/mm)
0 mm	1°	22,16	221,37	2,5	0,4	0,78
0 mm	2°	20,36	221,63	2,5		0,72
0 mm	3°	-	-	-		-
1 mm	1°	19,83	223,08	2,5		0,71
1 mm	2°	19,50	223,28	2,5		0,70
1 mm	3°	18,86	223,38	2,5		0,67
2 mm	1°	20,22	225,15	2,5		0,73
2 mm	2°	19,96	223,57	2,5		0,71
2 mm	3°	19,956	223,57	2,5		0,71

Nota: Para a soldagem do terceiro cordão com 0 mm de sobreposição, não foi possível obter os parâmetros por motivos técnicos.

4.3.3. CICLOS TÉRMICOS EXPERIMENTAIS

Foram instalados termopares nas faces opostas à superfície de soldagem das chapas que foram revestidas, nas posições indicadas nas Figura 4.2, 4.3 e 4.4.

Figura 4.2 – Posicionamento dos termopares em relação aos cordões na primeira soldagem com sobreposição de 0mm.

Figura 4.3 – Posicionamento dos termopares em relação aos cordões na segunda soldagem com sobreposição de 1 mm.

Figura 4.4 – Posicionamento dos termopares em relação aos cordões na segunda soldagem com sobreposição de 2 mm.

Os termopares foram instalados de modo que quando a fonte de calor passar no lado oposto da chapa registrem temperaturas máximas próximas a 1100°C. Os demais registrariam temperaturas inferiores, à medida que se posicionavam mais afastados da fonte de calor. Foram instalados no início e final de cada cordão de modo que fosse descartado 25mm iniciais e finais dos cordões referentes ao regime quase-estacionário. Outro ponto importante é referente ao posicionamento em fila, de modo que as diferentes temperaturas máximas registradas fossem em função de suas respectivas posições, e não em função da oscilação da tocha de soldagem. Nas Figuras 4.2, 4.3 e 4.4 estão identificados seis termopares cujas posições reais foram medidas pelo software Axion Vision®. Os termopares utilizados foram do tipo K (alumel e chromel) com diâmetro de 0,25 mm cada fio. Este tipo de termopar funde-se a 1260 °C, e seu erro de leitura é de ± 2.2 °C.

4.3.4. CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM UTILIZADOS

A soldagem do corpo de prova seguiu a especificação da norma Petrobras N133 Revisão K, que indica o consumível ER NiCrMo-3, comercialmente conhecido como Inconel 625®, classificado pela norma AWS 5.14 para a soldagem dos aços com 9% Ni. O consumível possuía diâmetro de 1,14 mm e era um arame sólido. Observam-se na Tabela 4.6 e na Tabela 4.7, a composição química e as propriedades mecânicas do arame sólido utilizado na soldagem do corpo de prova.

Tabela 4.6 – Composição química do arame sólido utilizado como metal de adição AWS A5.14 (ER NiCrMo-3) no revestimento por soldagem do corpo de prova.

Elemento Químico (%)	Certificado do Consumível (Corrida C1217015)	Especificação AWS A5.14
C	0,014	<0,10
Si	0,04	<0,50
Mn	0,03	0,2
S	0,001	<0,015
Cr	21,57	20 a 23
Ni	65,30	>58
Mo	8,62	8 a 10
Fe	0,16	<5,0
P	0,005	<0,02
Al	0,295	<0,40
Nb + Ta	3,68	3,15 a 4,15
Cu	0,01	<0,50
Ti	0,15	<0,40
Outros elementos	0,027	<0,50

Tabela 4.7 – Propriedade mecânica do arame sólido utilizado como metal de adição (ER NiCrMo-3) no revestimento por soldagem do corpo de prova, segundo Soeiro Junior [7].

Temperatura (°C)	20	-196
Limite de Escoamento (MPa)	430	-
Limite de Resistência (MPa)	670	-
Alongamento (%)	42	-
Dureza Vickers (HV10)	220	-
Energia Absorvida no Ensaio Charpy V (J)	150	70

4.3.5. IDENTIFICAÇÃO DOS EXPERIMENTOS

Os experimentos foram divididos em função das distâncias de sobreposição e quantidade de cordões. O corpo de prova identificado como CP 1 possui apenas um cordão, o CP 2 possui o primeiro cordão com sobreposição de 0mm a partir da margem do cordão e, o CP 3 e os dois primeiros cordões com sobreposição no segundo cordão com 0mm da margem do segundo cordão. Observa-se na Tabela 4.8 a identificação de cada corpo de prova em função das camadas e cordões de solda utilizados. Nota-se na Figura 4.1, a identificação de

cada corpo de prova em função da quantidade de cordões de solda executado e distância de sobreposição.

Tabela 4.8 – Identificação de cada corpo de prova em função das variáveis de soldagem utilizadas.

Identificação	Chapa / sobreposição	Cordão de Solda	Tensão Média (V)	Corrente Média (A)	Velocidade de Soldagem (mm/s)	Energia de Soldagem (kJ/mm)
CP 1	1º / 0 mm	1º	22,16	221,37	2,5	0,78
CP 2	1º / 0 mm	2º	20,36	221,63	2,5	0,72
CP 3	1º / 0 mm	3º	-	-	-	-
CP 4	2º / 1 mm	1º	19,83	223,08	2,5	0,71
CP 5	2º / 1 mm	2º	19,50	223,28	2,5	0,70
CP 6	2º / 1 mm	3º	18,86	223,38	2,5	0,67
CP 7	3º / 2 mm	1º	20,22	225,15	2,5	0,73
CP 8	3º / 2 mm	2º	19,96	223,57	2,5	0,71
CP 9	3º / 2 mm	3º	19,96	223,57	2,5	0,71

4.4. ENSAIOS MECÂNICOS

4.4.1. ENSAIO DE CISALHAMENTO

Para o ensaio de cisalhamento foi desenvolvido um dispositivo seguindo os critérios da norma ASTM A263, conforme Figura 4.5, com as dimensões adaptadas para o ensaio das amostras revestidas por soldagem. O cisalhamento foi realizado por meio de ensaio de compressão com uso de uma máquina de ensaios de tração universal, adotando-se velocidade de avanço de 7,0 mm/min. As amostras foram preparadas por meio de corte de precisão, lixamento das regiões que ficam em contato com as paredes do dispositivo, visando diminuir ao máximo a dispersão de energia em função do atrito do corpo-de-prova contra o dispositivo.

Figura 4.5 – Amostra posicionada no dispositivo após o ensaio. Seta indica o cordão de solda após ensaio.

Com base nos resultados do ensaio de cisalhamento, seguindo os critérios da norma ASTM A263, é possível determinar a tensão máxima aplicada para o

arrancamento da região revestida por soldagem. Ela está relacionada à energia de coesão ou de adesão na região de arrancamento do revestimento. Para saber se foi coesão ou adesão é preciso analisar a região fraturada, por meio de análise macroestrutural e microscopia óptica.

Foram realizados dois lotes de testes de arrancamento. No primeiro, as amostras foram preparadas e analisadas para determinação das microanálises químicas por EDS. No segundo lote foram realizados os arrancamentos e nas amostras foram realizadas fractografias com imagens no MEV.

4.4.2. ENSAIO DE INDENTAÇÃO INSTRUMENTADA

Os ensaios de indentação instrumentada foram realizados num triboindentador Hysitron TI-950 com cargas de 2 mN, usando indentador de diamante tipo Berkovich. Foram realizadas indentações em três amostras, com um cordão, dois cordões e 0mm de sobreposição e três cordões e 0mm de sobreposição, as mesmas em que foram realizadas as microanálises com EDS. Nas três amostras foram realizados mapas de nanodurezas em regiões que vão da ZAC até o metal de solda, visando diferenciar as durezas onde há ZPF. Foi realizada na amostra com um cordão, onde não é possível identificar a ZPF. Nesta foi realizado um mapeamento de uma malha com 90 indentações, separadas por 3 micrometros no eixo x e 10 micrometros no eixo y, gerando uma malha de 290 x 60 micrometros, com origem localizada conforme Figura 4.6; na amostra com dois cordões e 0mm de sobreposição foi realizado um mapeamento de uma malha com 90 indentações, separadas por 3 micros no eixo x e 6,28 micros no eixo y, gerando uma malha de 188,5 x 60 microns com origem localizada conforme Figura 4.7; na amostra com três cordões e 0mm de sobreposição, foram realizadas três mapas com as localizações de início conforme Figuras 4.8, 4.9 e 4.10. Nos três mapeamentos as distâncias entre as indentações no eixo x foram de 6 micros, e no eixo y foi de 11,6 microns, gerando malhas de 348 x 60 microns. Os espaçamentos entre os pontos indentados variaram, visando compreender o maior espaço nas áreas de interesse.

Na Figura 4.11, é possível verificar um ciclo de carregamento de uma indentação, a qual se constitui de: carregamento até a carga máxima (a qual durou em média 5 segundos), permanência por 2 segundos e então

descarregamento por mais 5 segundos. Estes tempos são tempos padrões, utilizado no laboratório onde foi realizado o ensaio.

Figura 4.6 – Amostra A1 - Localização de indentações indicadas com as setas vermelhas.

Figura 4.7 – Amostra A2 – Localização do início das indentações com seta azul, e setas brancas indicam outras indentações.

Figura 4.8 – Amostra A3-1 início das indentações indicada com a seta azul.

Figura 4.9 – Amostra A3-2 Seta azul indica o início das indentações. Setas brancas mostram outras indentações.

Figura 4.10 – Amostra A3-3 Seta azul indica o início das indentações. Seta branca mostra outra indentação.

Figura 4.11 – Esquema do carregamento da primeira nanoindentação realizada na primeira amostra.

4.5. CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS POR SOLDAGEM

4.5.1. CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA POR MACROGRAFIA

Foram realizadas macrografias nas chapas soldadas. O objetivo do ensaio era medir a extensão da zona afetada pelo calor utilizando o reagente Nital com concentração de 2%. O equipamento utilizado para obter as imagens foi uma lupa estereoscópica da marca Carl Zeiss® e o software Axio Vision®.

4.5.2. CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA POR MICROSCOPIA ÓPTICA

A realização da análise microestrutural dos diferentes corpos de prova, foi realizada em seções embutidas em baquelite, preparação nas faces das amostras com sistema automatizado.

Para a revelação dessas microestruturas foi utilizado o reagente Nital com concentração de 2%. As aquisições das imagens foram feitas utilizando a câmera digital Opticam® OPT 10000® acoplada no microscópio de marca Olympus® BX60M®.

4.5.3. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

A caracterização via microscopia eletrônica de varredura utilizou um equipamento (FEG-MEV) FEI Inspect F50®, com sistema EDS da Marca EDAX® e sensor EBSD acoplados, disponível no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP.

A utilização deste equipamento foi na análise das fractografias dos corpos de prova de ensaio de arrancamento, de análises químicas por espectroscopia de raio-X por dispersão de energia (EDS) para identificação dos elementos químicos presentes nas zonas não misturadas, parcialmente fundida e afetada pelo calor nas amostras A1 (um cordão), A2 (dois cordões e 0mm de sobreposição) e A3 (três cordões e 0mm de sobreposição).

Também foi realizada o ensaio de WDS (Wavelength Dispersive Spectroscopy) por microsonda na empresa Villares Metals, com resultado qualitativo para efeito comparativo com o encontrado no EDS.

4.5.4. MARCAÇÃO DAS INDENTAÇÕES PARA ANÁLISES DE ZONAS NÃO MISTURADAS E ZONAS PARCIALMENTE FUNDIDAS

Foram realizadas diversas micrografias com aumento de 50 vezes da amostra com dois cordões e 0mm de sobreposição, onde foi realizada duas indentações, conforme Figura 4.12, onde a região indentada possui ZAC, ZPF e zona misturada. O cordão sobreposto, é onde surgiu a ZPF. Com o auxílio do software Autodesk Autocad 2015®, foi realizada a montagem do cordão, e desenhado uma linha sobre a linha de fusão, que foi utilizada para a amostra com três cordões e 0mm de sobreposição, para que fosse localizada o exato local da indentação realizada na amostra anterior, conforme Figura 4.13. Então, foi realizada a mesma montagem de micrografias do primeiro cordão soldado da amostra com três cordões e 0mm de sobreposição, e colocado a linha de fusão da amostra com dois cordões e o local onde foi indentada. Próximo ao local, na amostra com três cordões, foi possível identificar, aparentemente zonas não misturadas e zonas parcialmente fundidas, e por isso, foram realizadas outras indentações no local para verificação. No local apontado na Figura 4.13, foram realizadas as indentações as quais geraram as análises das amostras A3-1, A3-2 e A3-3.

Figura 4.12 – Montagem do primeiro cordão, que teve a sobreposição do segundo cordão.

Figura 4.13 – Montagem de micrografias do primeiro cordão, que teve o efeito do reaquecimento do segundo cordão e do terceiro cordão.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. ENSAIOS REALIZADOS

5.1.1. MICROANÁLISE QUÍMICA POR EDS DA ZONA NÃO MISTURADA

Como as amostras com 0mm de sobreposição nos cordões, apresentaram as maiores larguras das zonas não misturadas e zonas parcialmente fundidas, as microanálises foram realizadas em suas amostras. A Figura 5.1, representando o segundo cordão soldado, no entanto, sem influência dos demais cordões. No gráfico, observando-se na linha branca onde foram feitas as análises químicas por EDS na amostra A1, é possível verificar claramente a separação do metal de solda e do metal de base. Os percentuais do elemento níquel começam com aproximadamente 45%, e o ferro com aproximadamente 37%, e à medida que as medições das análises químicas vão se afastando da indentação de marcação realizada no metal de solda, é possível verificar o quanto o níquel cai em percentual atômico e o ferro se eleva. A medição realizada em cima da linha de fusão já apresenta valores de ferro e níquel próximos do esperado no metal de base. O fato da região mais afastada da ZAC, apresentar valores de ferro que chegam a 37% (atômico), ocorre devido a este primeiro passe apresentar a maior diluição. Foram também realizadas medições de microanálises químicas em regiões descritas na Figura 5.2, que se localizam mais próximas a superfície do cordão, e foi verificado percentuais de níquel sempre superiores a 46,5%, no entanto também foi encontrado valores altos de ferro (sempre todos acima de 27,5% em peso e atômico), comprovando mais uma vez o efeito do diluição do metal de base no metal de solda.

Na Figura 5.3, é possível verificar o aparecimento da ZPF, e devido ao seu cordão e o efeito do reaquecimento, a diluição aumenta e os percentuais de ferro chegam a aproximadamente 55% na medição mais distantes da linha de fusão, enquanto os valores para o níquel não passaram de 33% na região analisada. No entanto, foi verificado a partir de microanálises químicas nas regiões do metal de solda mais próximos da superfície, nas regiões descritas na Figura 5.4,

percentuais de níquel sempre acima de 48% e o ferro com no máximo 27,5% atômico. Todas essas medições sendo realizadas no primeiro cordão, que foi sobreposto, indicando desta forma uma elevada diluição pelo segundo cordão.

A Figura 5.5 descreve as microanálises químicas realizadas na amostra com três cordões, sendo que as indentações de marcação foram realizadas no mesmo local da amostra A2 (com dois cordões). É possível verificar o efeito do reaquecimento do cordão, com o desaparecimento da ZPF, e a diminuição do percentual de níquel no metal de solda, e o percentual de ferro é acima de 77% no ponto medido ainda no metal de solda.

As Figuras 5.6 e 5.7, apresentam os gráficos de microanálises químicas realizadas próximas ao gráfico anterior, mas que nas regiões analisadas foram verificadas a presença de ZNMs, e que pode ser comprovadas com os percentuais de níquel entre 9 e 11%, e o ferro com percentuais próximos à 90%, caracterizando desta forma ZNMs. A Figura 5.8, apresenta as regiões onde foram realizadas microanálises químicas no primeiro cordão e as indentações de marcação e o segundo cordão. Os percentuais de níquel se mantêm elevados de acordo com as medições que são realizadas mais próximas da superfície. No entanto, o ferro continua com percentuais acima de 19% em peso atômico.

Figura 5.1 – Perfil de composição química ao longo da interface da amostra A1 (% atômico).

Figura 5.2 – Regiões realizadas microanálise química por EDS na amostra A1.

Figura 5.3 – Perfil de composição química ao longo da interface da amostra A2 (% atômico).

Figura 5.4 – Regiões realizadas microanálise química por EDS na amostra A2.

Figura 5.5 – Perfil de composição química ao longo da interface da amostra A3-1 (% atômico).

Figura 5.6 – Perfil de composição química ao longo da interface da amostra A3-2 (% atômico).

Figura 5.7 – Perfil de composição química ao longo da interface da amostra A3-3 (% atômico).

Figura 5.8 – Regiões realizadas microanálise química por EDS na amostra A3.

5.1.2. MAPEAMENTO DE NANOINDENTAÇÃO

Com os valores obtidos no ensaio de nanodureza Berkovich, foram gerados mapas onde é possível identificar os pontos de maior dureza no material e como o reaquecimento pelos cordões subsequentes influenciam no material.

Na Figura 5.9, é possível verificar uma maior dureza na ZAC, e ela vai aumentando em direção à indentação realizada na ZAC. A região imediatamente acima da linha de fusão apresenta uma dureza muito menor que a ZAC, e vai variando em direção ao metal de solda, aumento os valores de dureza à medida que se aproxima da indentação de marcação no metal de solda.

Na Figura 5.10, é possível verificar uma maior dureza na ZPF, bem como é possível verificar que o metal de solda tem uma dureza bem menor que a ZPF até a ZAC. Na ZAC é possível verificar maiores durezas próximas a indentação de marcação. Neste mapa de nanodureza, é possível verificar claramente o efeito do reaquecimento do local, e a região da ZPF sendo formada e a apresentando a dureza elevada.

Na Figura 5.11, no mapa de nanodureza “A”, que corresponde ao mesmo local onde foi realizada as indentações na Figura 5.10, só que agora na amostra com três cordões, é possível verificar novamente que uma dureza quase homogênea no metal de solda, enquanto a região da ZPF novamente apresenta

dureza elevada, assim como a ZAC, onde estão os maiores valores. Novamente é possível verificar claramente o efeito do reaquecimento. No mapa de nanodureza “B”, nota-se uma menor dureza novamente no metal de solda. Nesta micrografia é possível verificar duas zonas não misturadas, sendo uma como ilha apresentando uma dureza menor e mais próxima à indentação de marcação no metal de solda, enquanto a região de zona não misturada próxima à linha de fusão apresenta altos valores de dureza, que seguem altos em direção à ZAC. E por fim, no mapa de nanodureza “C”, verifica-se uma menor dureza no metal de solda, com uma pequena faixa de maior dureza localizada na zona não misturada próxima a indentação de marcação realizada no metal de solda. Novamente é possível verificar uma maior dureza na região próxima à zona de fusão, dentro da ZPF, e esta maior dureza continua em direção a ZAC, apresentando os maiores valores nessa região.

Figura 5.9 – Localização e mapa de nanoindentação da amostra A1.

Figura 5.10 – Localização e mapa de nanoindentação da amostra A2.

Figura 5.11 – Localização e mapa de nanoindentação da amostra A3.

5.1.3. TESTE DE ARRANCAMENTO

Os resultados para o ensaio cisalhamento foram obtidos através do ensaio compressão aplicando uma carga na região do revestimento até sua fratura, de posse desse valor analisamos a área de contato da região revestida por soldagem, conforme Figura 5.12. Tendo como base o valor que permita desconsiderar falhas provenientes da soldagem, como regiões onde não ocorreram molhamento, determinando a tensão de cisalhamento, equação (2).

$$\tau = \frac{F}{A} \quad (2)$$

Onde:

σ = Tensão de cisalhamento

F = força máxima

A = área

Figura 5.12 – Imagem da área da fratura da amostra CP2, realizada após o ensaio de cisalhamento.

A partir das imagens coletadas após o ensaio foram determinadas as áreas das regiões que foram fundidas durante a soldagem. A linha ao redor da fratura determina a área considerada para determinar a tensão de cisalhamento,

possibilitando obter o resultado que não seja determinado pelo aspecto superficial, conforme mostrado na tabela 5.1. Todos os corpos de prova romperam no primeiro cordão.

Tabela 5.1 – Tensões de cisalhamentos encontradas para cada cordão e sobreposições.

Identificação	Chapa / sobreposição	Cordão de Solda	Área (mm²)	Força Máxima (kN)	Tensão de Cisalhamento (MPa)
CP 1	1º / 0 mm	1º	72,43	11,99	165,58
CP 2	1º / 0 mm	2º	84,15	22,00	261,45
CP 3	1º / 0 mm	3º	83,96	19,93	237,42
CP 5	2º / 1 mm	2º	85,70	23,11	269,72
CP 6	2º / 1 mm	3º	113,52	31,93	281,25
CP 8	3º / 2 mm	2º	116,44	29,27	251,41
CP 9	3º / 2 mm	3º	197,28	45,21	229,15

Devido ao valor muito baixo encontrado no CP1, foi realizada outra bateria de teste de arrancamento, focado desta vez em amostras com apenas um cordão de solda. Na Tabela 5.2 está descrito os 6 ensaios realizados (duas amostras com um cordão para cada chapa). Nestes ensaios, é possível verificar que há uma variação grande nas tensões encontradas (a menor foi de 213,45 kN e a maior de 287,44 kN). Ous seja, já é possível concluir que realmente ocorreu algo incorreto no ensaio do CP1. No entanto, se levarmos em consideração a média de todos corpos de prova com um cordão ensaiados, verificamos que 242,49 kN, é um valor que corresponde aos demais valores encontrados nos corpos de prova ensaios com dois ou três cordões, sendo que o maior valor encontrado para nessa segunda bateria de ensaios (287,44 kN), supera o valor do CP6 (281,25 kN).

E de acordo com o requisito da ASTM A265, que para este tipo de material requer tensão mínima de cisalhamento de 140 MPa, todos os CPs atenderam e obtiveram valores acima 213 kN.

Tabela 5.2 – Tensões de cisalhamentos encontradas para amostras com um cordão e suas chapas.

Chapa / sobreposição	Cordão de Solda	Área (mm ²)	Força Máxima (kN)	Tensão de Cisalhamento (MPa)
1º / 0 mm	1º	45,46	9,74	214,34
1º / 0 mm	1º	40,59	9,32	229,72
2º / 1 mm	1º	28,76	6,65	231,26
2º / 1 mm	1º	77,07	16,45	213,45
3º / 2 mm	1º	84,16	24,19	287,44
3º / 2 mm	1º	69,61	19,40	278,75
Média das tensões				242,49

5.1.4. MICROANÁLISES QUÍMICAS DOS TESTES DE ARRANCAMENTO

Os corpos de prova que foram cisalhados e levados para análise no MEV e no ensaio por EDS, para analisar as composições químicas dos locais onde houve início e propagações de trincas. Na Figura 5.13, apresenta o local de propagação da trinca onde ocorreu o arrancamento na zona diluída do CP1, que corresponde ao primeiro cordão com 0mm de sobreposição. Neste cordão, de acordo com a Figura 5.14 referente aos ciclos térmicos do segundo cordão, podemos observar que o termopar T2 atingiu temperatura próxima de 950 °C, e de acordo com a análise química por EDS é possível verificar que em todos os pontos analisados o percentual mínimo de níquel encontrado foi de 46,8% e de máximo de 27,5% de ferro, em peso e atômico em ambos elementos, isso devido à alta energia de soldagem empregada nas soldagens. O ferro elevado teve influência nas propagações de trincas, mas não fizeram das fraturas frágeis, como pode ser comprovado nas fractografias. Os percentuais encontrados de cromo ficaram entre 16 e 20%, apresentando pouca diluição deste elemento, visto que certificado do metal de adição informa na composição 21,57%.

No CP6 foram realizadas microanálises em duas regiões, sendo uma na zona diluição, e uma no metal arrancado. A Figura 5.15 apresenta os locais onde

foram realizadas as microanálises, e a Tabela 5.3 apresenta os valores encontrados, e é possível verificar que, nos Spot 1, 2 e 3 foram realizadas medidas de composição químicas as medidas foram realizadas dentro de uma região de ZPF, visto a diluição elevada de Fe e Ni, com aproximadamente 40% em massa e atômica. Já os Spots 4 e 5, pelas medidas tão altas de Fe e tão baixas de Ni, é possível afirmar esses locais analisados estão no metal de base. No mesmo CP6, mas analisando agora o metal de solda arrancando e suas propagações de trincas, de acordo com a Figura 5.17 e a Tabela 5.4, é possível verificar pelos teores apresentados nos Spots 1 e 2 são parecidos em percentuais atômicos e em peso, exceto pelo elemento Nb, que apresenta um valor acima de 10% em peso no Spot 2, o qual foi medido em cima de uma trinca. O Spot 3, que se localiza próximo à linha de fusão apresenta valores de Fe acima de 33% em peso e atômico, caracterizando a diluição elevado ocorrida durante o revestimento por soldagem. O Spot 4 apresenta valores baixos de Ni e altos de Fe, caracterizando uma ZPM. Os Spots 5 e 6 estão localizados em uma trinca e na sua propagação, e apresentam baixa diluição do Ni e os teores mais altos encontrados nessa amostra para o Cr.

Figura 5.13 – Imagem da área da fratura da amostra CP1, realizada após o ensaio de cisalhamento.

Tabela 5.3 – Composição química dos pontos analisados na Figura 5.15.

Elementos	Peso					Atômico				
	Spot 1	Spot 2	Spot 3	Spot 4	Spot 5	Spot 1	Spot 2	Spot 3	Spot 4	Spot 5
Cr	16.66	17.44	17.56	16.27	17.79	19.15	19.54	19.57	18.54	19.93
Mo	7.57	5.54	4.93	6.11	5.68	4.72	3.37	2.98	3.77	3.45
Fe	21.39	25.90	26.56	25.00	24.70	22.90	27.01	27.56	26.52	25.76
Ni	47.85	48.76	49.29	46.83	49.31	48.72	48.38	48.66	47.26	48.91

Figura 5.14 – Imagem da área da fratura da amostra CP6, realizada após o ensaio de cisalhamento.

Tabela 5.4 – Composição química dos pontos analisados na Figura 5.16.

Elementos	Peso					Atômico				
	Spot 1	Spot 2	Spot 3	Spot 4	Spot 5	Spot 1	Spot 2	Spot 3	Spot 4	Spot 5
Nb	1,70	1,53	0,94	-	-	1,06	0,95	0,58	-	-
Cr	13,24	13,45	12,97	-	-	14,72	14,90	14,33	-	-
Mo	4,49	3,98	3,58	-	-	2,71	2,39	2,15	-	-
Fe	40,25	40,84	42,88	90,38	89,84	41,66	42,13	44,10	90,46	89,95
Ni	40,00	39,70	38,99	7,60	8,40	39,38	38,95	38,15	7,23	8,00

Figura 5.15 – Imagem da área da fratura da amostra CP6, do metal arrancado, realizada após o ensaio de cisalhamento.

Tabela 5.5 – Composição química dos pontos analisados na Figura 5.17.

Ele men tos	Peso						Atômico					
	Spot 1	Spot 2	Spot 3	Spot 4	Spot 5	Spot 6	Spot 1	Spot 2	Spot 3	Spot 4	Spot 5	Spot 6
Nb	4,89	10,06	0,34	-	2,34	1,94	3,14	6,59	0,21	-	1,48	1,21
Cr	18,71	17,75	15,29	0,51	19,42	19,05	21,44	20,77	16,86	0,43	21,89	21,35
Mo	7,48	7,52	3,57	-	6,12	5,59	4,65	4,77	2,14	-	3,74	3,39
Fe	15,67	15,45	33,43	82,86	17,67	18,06	16,71	16,83	34,33	64,88	18,54	18,85
Ni	52,89	48,72	46,69	7,41	54,45	54,94	53,68	50,49	45,61	5,52	54,35	54,53

5.1.5. ANÁLISE DOS CORPOS DE PROVA ROMPIDOS NO ENSAIO DE ARRANCAMENTO

As fractografias dos corpos de provas rompidos no ensaio de arrancamento para a amostra com um cordão na parte do revestimento arrancado, são apresentadas na Figura 5.16. É possível verificar que os dimples ou microcavidades que caracterizam a fratura dúctil, estão claramente de forma alongadas, como já esperado para ensaios de cisalhamento [62]. O mesmo tipo de deformação dos dimples é apresentado na Figura 5.17, onde está sendo mostrado a superfície da região arrancado no metal de base.

As Figuras 5.18 a 5.24 apresentam as fraturas do CP6, o qual teve a maior tensão de cisalhamento. Também devido a característica de escorregamento, não é possível fazer uma análise para as dimensões da microcavidades, tanto no metal arrancado (Figura 5.18), quanto na imagens do metal remanescente junto ao metal de base (Figura 5.19 à Figura 5.24).

Figura 5.16 – Imagem da área da fratura da amostra CP1, do metal arrancado, realizada após o ensaio de cisalhamento.

Figura 5.17 – Imagem da área da fratura da amostra CP1, na parte do metal que ficou junto ao metal de base, realizada após o ensaio de cisalhamento.

Figura 5.18 – Imagem da primeira região da fratura da amostra CP6, do metal arrancado, realizada após o ensaio de cisalhamento.

Figura 5.19 – Imagem da segunda região da fratura da amostra CP6, na parte do metal que ficou junto ao metal de base, realizada após o ensaio de cisalhamento.

Figura 5.20 – Imagem da primeira região da fratura da amostra CP6, na parte do metal que ficou junto ao metal de base, realizada após o ensaio de cisalhamento.

Figura 5.21 – Imagem da segunda região da fratura da amostra CP6, na parte do metal que ficou junto ao metal de base, realizada após o ensaio de cisalhamento.

Figura 5.22 – Imagem da fratura da amostra CP6, na parte do metal que ficou junto ao metal de base, realizada após o ensaio de cisalhamento.

Figura 5.23 – Imagem da região final fratura da amostra CP6, na parte do metal que ficou junto ao metal de base, realizada após o ensaio de cisalhamento.

Figura 5.24 – Imagem da região final fratura da amostra CP6, na parte do metal que ficou junto ao metal de base, com o aumento na parte inferior primeira imagem deste conjunto de figuras, realizada após o ensaio de cisalhamento.

5.2. CICLOS TÉRMICOS OBTIDOS

Durante a realização das soldagens foram obtidos os ciclos térmicos, cujos termopares estão mostrados na Figura 4.2, para a superposição entre os cordões de 0 mm. A Figura 5.25 e a Figura 5.26 representam os ciclos térmicos da soldagem do primeiro e do segundo cordão, com sobreposição de 0 mm.

Neste primeiro revestimento por soldagem, o primeiro cordão acabou sendo interrompido antes da hora, mais precisamente no meio da chapa, e por este motivo, como pode ser observado na Figura 4.2, o segundo cordão acabou sendo o maior, e o terceiro sendo o menor e realizado por último. Infelizmente, não foi possível colher os ciclos térmicos para o terceiro cordão com sobreposição de 0mm, pois o equipamento simplesmente não o fez, pelo posicionamento dos termopares. No entanto, é possível observar, que pela posição do termopar, nos cordões 1 e 2, a temperatura atingiu valores acima das curvas Ac_1 e Ac_3 , apresentando transformações de fases.

A Figura 5.27 representa os ciclos térmicos da soldagem do primeiro cordão com sobreposição 1mm; Figura 5.28 representa os ciclos térmicos da soldagem do segundo com sobreposição 1mm, e a Figura 5.29, representa os ciclos térmicos colhidos para o terceiro cordão com sobreposição de 1mm. O posicionamento dos termopares que obtiveram os ciclos térmicos para este revestimento pode ser observado na Figura 4.3.

A Figura 5.30, Figura 5.31 e Figura 5.32 representam os ciclos térmicos dos revestimentos por soldagem do primeiro, segundo e terceiro cordão com sobreposição de 2mm, respectivamente. O posicionamento de cada termopar deste revestimento pode ser verificado na Figura 4.4.

Figura 5.25 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes a soldagem do primeiro cordão com 0mm de sobreposição.

Figura 5.26 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes a soldagem do segundo cordão com 0mm de sobreposição.

Figura 5.27 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes à soldagem do primeiro cordão com 1mm de sobreposição.

Figura 5.28 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes a soldagem do segundo cordão com 1mm de sobreposição.

Figura 5.29 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes a soldagem do terceiro cordão com 1mm de sobreposição.

Figura 5.30 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes à soldagem do primeiro cordão com 2mm de sobreposição.

Figura 5.31 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes à soldagem do segundo cordão com 2mm de sobreposição.

Figura 5.32 – Gráfico dos ciclos térmicos referentes à soldagem do terceiro cordão com 2mm de sobreposição.

5.3. CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA

Os resultados dos ensaios mecânicos preliminares realizados na soldagem de revestimento das amostras CP1, CP2 e CP3 com respectivos um, dois e três cordões a partir da margem do primeiro cordão com 0mm de sobreposição, CP4, CP5 e CP6 com respectivos um, dois e três cordões a partir da margem do primeiro cordão com 1mm de sobreposição e, CP7, CP8 e CP9 com respectivos um, dois e três cordões a partir da margem do primeiro cordão com 2mm de sobreposição, são descritos a seguir.

5.3.1. DILUIÇÃO

A diluição que, em revestimentos por soldagem, especificamente neste caso, em que o metal de adição (Inconel 625), tem como função principal a proteção contra o desgaste por corrosão, e a diluição do mesmo no metal de base, promove a diminuição dos teores de níquel, e o aumento do teor de ferro no metal de solda, o que torna o revestimento muito menos resistente à corrosão.

O cálculo da diluição (D) foi realizado de acordo com a equação (2), e para tal cálculo foi necessário levar em consideração a penetração (P), o reforço e a largura do cordão conforme Figura 5.33, de acordo com as sobreposições em cada experimento.

Figura 5.33 – Representação Esquemática de uma soldagem de revestimento para o cálculo da diluição [63]

$$D = \frac{B}{(A+B)} \times 100 \quad (3)$$

Onde:

D = Diluição

A = Metal depositado

B = Metal de base fundido

Na Figura 5.34, é possível verificar a macrografia da amostra CP1, para dois cordões e sobreposição de 0mm. Sendo que $40,48 \text{ mm}^2$ corresponde ao metal adicionado mais o metal de base fundido (A+B), 15 mm^2 corresponde apenas ao metal de base fundido (B), e para essa diluição a porcentagem encontrada foi de 37,05%.

As demais diluições estão discriminadas na Tabela 5.7, onde também podem ser observadas as diluições de Ni, Fe, Cr, Mo e C de acordo com os percentuais presentes no metal de base descritos na Tabela 4.2. A Figura 5.35 representa graficamente os valores descritos na Tabela 5.2, onde é possível verificar que o CP6, obteve a menor diluição e tanto no total, quanto para níquel e para ferro. E no outro extremo o CP2 é o que teve a maior diluição no total, e para os elementos químicos analisados. Ao compararmos os microanálises por EDS, é possível verificar que as diluições calculadas na Tabela 5.2 estão próximas das encontradas, mesmo nas amostras com reaquecimentos dos cordões.

Figura 5.34 – Representação Esquemática do CP 2 de um revestimento por soldagem para o cálculo da diluição [64]

Tabela 5.6 – Identificação de cada corpo de prova em função das diluições encontradas no metal de base.

Identificação	Cordão / Sobreposição	Diluição (%)	Diluições				
			Ni (%)	Fe (%)	Cr (%)	Mo (%)	C (%)
CP 1	1º / 0 mm	29,03	49,07	26,05	15,31	6,12	0,03
CP 2	2º / 0 mm	37,05	44,59	33,21	13,58	5,43	0,04
CP 3	3º / 0 mm	29,59	48,76	26,55	15,19	6,07	0,03
CP 4	1º / 1 mm	33,22	46,73	29,79	14,41	5,76	0,04
CP 5	2º / 1 mm	26,26	50,62	23,58	15,91	6,36	0,03
CP 6	3º / 1 mm	21,36	53,36	19,21	16,97	6,78	0,03
CP 7	1º / 2 mm	30,22	48,41	27,11	15,06	6,02	0,03
CP 8	2º / 2 mm	26,87	50,28	24,13	15,78	6,30	0,03
CP 9	3º / 2 mm	25,20	51,21	22,64	16,14	6,45	0,03

Figura 5.35 – Representação gráfica das diluições referentes a cada CP, de acordo com a Tabela 5.2.

5.3.2. ZONA PARCIALMENTE FUNDIDA

Nas soldagens com um cordão, só foi possível visualizar a ZPF com aumento de mil vezes, conforme Figura 5.36, onde realmente comprova a formação da ZPF, mesmo com largura muito inferior às encontradas nas zonas fundidas de cordões onde houve sobreposição. A medição do comprimento foi realizada ao longo da ZPF, e a largura de cada cordão foi medido a partir de uma linha perpendicular à outra linha feita de forma tangencial à linha de fusão, conforme Figura 5.37. Na Tabela 5.3, é apresentada as larguras e comprimentos das ZPFs encontradas nas soldagens com dois e três cordões, nas três sobreposições (0, 1 e 2mm), e que são representada graficamente na Figura 5.38.

Figura 5.36 – Microestrutura do primeiro cordão da soldagem com sobreposição de 2mms. Reagente: Nital 2%. Aumento: 500X.

Figura 5.37 – Microestrutura do segundo cordão da soldagem com sobreposição de 2mm. Reagente: Nital 2%. Aumento: 500X.

Tabela 5.7 – Identificação das zonas parcialmente fundidas encontradas, em relação a cada cordão e sobreposição.

Identificação	Chapa / sobreposição	Quantos cordões soldados	Cordão de Solda analisado	Maior Largura (µm)	Comprimento (µm)
CP2	1ª / 0 mm	2	1º	19,82	582,28
CP2	1ª / 0 mm	2	1º	18,25	738,07
CP2	1ª / 0 mm	2	1º	18,27	890,98
CP2	1ª / 0 mm	2	1º	28,01	634,97
CP2	1ª / 0 mm	2	1º	48,65	329,89
CP2	1ª / 0 mm	2	1º	8,07	181,29
CP2	1ª / 0 mm	2	2º	40,57	569,31
CP3	1ª / 0 mm	3	1º	134,08	1520,66
CP3	1ª / 0 mm	3	1º	99,52	553,87
CP3	1ª / 0 mm	3	3º	124,69	1297,39
CP5	2ª / 1 mm	2	2º	9,20	326,58
CP7	3ª / 2 mm	2	1º	87,01	497,46
CP7	3ª / 2 mm	2	1º	8,75	407,80
CP7	3ª / 2 mm	2	2º	10,5	446,03
CP7	3ª / 2 mm	2	2º	30,31	479,05
CP7	3ª / 2 mm	2	2º	4,17	556,27

Figura 5.38 – Representação gráfica das ZPFs encontradas nos CPs revestidos por soldagem apresentados na Tabela 5.7.

6. CONCLUSÕES

Baseado nos materiais e métodos utilizados pode-se concluir que:

1 – As diluições calculadas para cada sobreposição tiveram influência direta na quantidade de ferro no metal de solda. As diluições de Fe no CP1 foi de 26,05%, no CP2 foi de 33,21%, no CP3 foi de 26,55%, no CP4 foi de 29,79%, no CP5 foi de 23,58%, no CP6 foi de 19,21%, no CP7 foi de 27,11%, no CP8 foi de 24,13% e no CP9 foi de 22,64%;

2 – Os maiores valores encontrados no ensaio de arrancamento tiveram uma relação direta com a diluição. Todas as tensões encontradas foram acima do valor mínimo requerido pela norma ASTM A265, que é de 140 MPa para as ligas de Ni. O CP6, com diluição de 21,36%, apresentou o maior valor para tensão de cisalhamento;

3 – Foi verificado também que, a partir de passes de sobreposições, zonas parcialmente fundidas, tiveram suas larguras aumentadas, assim como zonas não misturadas foram formadas. E por conta deste fato, constatou-se a ausências destas zonas nas amostras analisadas com apenas um cordão de solda;

4 – Foi verificado que, a energia de soldagem necessária para se obter uma boa morfologia dos cordões, teve um impacto direto na concentração de Fe no revestimento, apresentando elevado valor, e não conseguindo atender o máximo permitido pela norma API 6A, no entanto, a norma Petrobras N-1707 recomenda o mínimo de duas camadas para garantir o baixo percentual de Fe.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ANP Produção Nacional de Petróleo e LGN (metros cúbicos), 2019. .
- [2] PFINGSTAG, M.E.; MULLER, I.L.; et al. Avaliação em relação à corrosão-fadiga de juntas soldadas da liga Inconel 625. **Ciência & Tecnologia dos Materiais**. vol. 22, no. 3/4. pp. 65–70. 2010.
- [3] GOMES, L.M.F. Estudo da Susceptibilidade à Corrosão sob Tensão e à Corrosão - Fadiga do aço API X65 Aspergido Termicamente Utilizado em Componentes Offshore, 2003.
- [4] LIPPOLD, J.C.; DUPONT, J.N.; et al. *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*. John Wiley & Sons, Inc., 2009.
- [5] THARBY, R.H.; HEALTH, D.J.; et al. Welding 9% Nickel Steel - A Review of the Current Practices, in *Proceedings of the Conference on Welding Low Temperature Containment Plant*, 1973, p. 15.
- [6] KOSHY, P. OTC 4973 Alloy 625 Weld Cladding of Wellheads and Valves : Review of Dilution-Control Techniques and Weld Process Development, in *17th Annual Offshore Technology Conference*, 1985, pp. 145–154.
- [7] SOEIRO JUNIOR, J.C. Soldabilidade metalúrgica do aço ASTM A553 Tipo I com 9 % de níquel, Universidade de São Paulo, 2017.
- [8] AWS HANDBOOK *Welding Handbook*. American Welding Society, 1996.
- [9] ZEEMANN, A.; EMYGDIO, G. 9% Ni Alloy Steel for H₂S Service, in *Corrosion*, 2014, no. 4361, pp. 1–15.
- [10] FULTZ, B.; KIM, J.I.; et al. The stability of precipitated austenite and the toughness of 9Ni steel. **Metallurgical Transactions A**. vol. 16, no. 12. pp. 2237–2249. 1985.
- [11] ASM HANDBOOK *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, 10th ed., vol. 1. The Materials Information Company, 2001.
- [12] AVERY, R.E.; PARSONS, D. Welding Stainless and 9% Nickel Steel Cryogenic Vessels. **Welding journal**. pp. 45–50. 1995.
- [13] PENSE, A.W.; STOUT, R.D. Fracture Toughness And Related Characteristics Of The Cryogenic Nickel Steels, *Welding Research*

- Council Bulletin 205*. p. 43, 1975.
- [14] LEBRUN, P. An Introduction To Cryogenics. **European Organization for Nuclear Research Cern/At.** no. January. 2007.
  - [15] RODRIGUES, C.R. Avaliação das transformações de fase do aço com 9% de níquel e das zonas termicamente afetadas simuladas in situ com difração de raios-X síncroton, Universidade Federal Fluminense, 2016.
  - [16] AWS WELDING HANDBOOK *Welding science and technology*, Ninth., vol. 1. Miami: American Welding Society, 2001.
  - [17] KIM, S.H.; KANG, C.Y.; et al. Weld metal impact toughness of electron beam welded 9% Ni steel. **Journal of Materials Science**. vol. 36, no. 5. pp. 1197–1200. 2001.
  - [18] HICKMANN, K.; KERN, A.; et al. Production and Properties of 9% Nickel Steel for LNG Applications, in *Proceedings of the Sixteenth (2006) International Offshore and Polar Engineering Conference*, 2006, pp. 248–252.
  - [19] ADAMS, B.L.; ALIYA, D.; et al. *ASM HANDBOOK - Metallography and Microstructures*, vol. 9. ASM INTERNATIONAL®, 2004.
  - [20] SYN, C.K.; FULTZ, B.; et al. Mechanical stability of retained austenite in tempered 9Ni steel. **Metallurgical Transactions A**. vol. 9, no. 11. pp. 1635–1640. 1978.
  - [21] NUNES, R.M. et al. *ASM HANDBOOK - Welding brazing and soldering*, vol. 6. ASM INTERNATIONAL®, 1993.
  - [22] LIPPOLD, J.C. (Ohio S.U. *Welding Metallurgy and Weldability*. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2015.
  - [23] SAVAGE, W.F.; NIPPES, E.F.; et al. A Study of Weld Interface Phenomena In A Low Alloy Steel. **Welding Journal**. vol. 55, no. 9. pp. 260–268. 1976.
  - [24] DOODY, T. Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. **Welding journal**. vol. 71, no. 3. pp. 55–60. 1992.
  - [25] KEJELIN, N.Z. Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares, Universidade Federal de Santa Catarina, 2006.
  - [26] BEAUGRAND, V.C.M.; SMITH, L.S.; et al. Hydrogen Embrittlement of 8630M/625 Subsea Dissimilar Joints: Factors That Influence the

- Performance, in *ASME 28th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering*, 2009, pp. 1–10.
- [27] YOON, Y.-K.; KIM, J.-H.; et al. Mechanical Characteristics of 9% Ni Steel welded joint for LNG storage tank at cryogenic. **Advanced Materials Development and Performance International Journal of Modern Physics: Conference Series**. vol. 6. pp. 355–360. 2012.
- [28] POLCAR, J.; HOREJSI, P. Determination of the grain growth kinetics as a base parameter for numerical simulation demand. **MM Science Journal**. no. 2. pp. 665–669. 2015.
- [29] WAINER, E.; BRANDI, S.D.; et al. Soldagem: processos e metalurgia. pp. 317–323, 1992.
- [30] GRANJON, H. *Fundamentals of Welding metallurgy*, 1st ed. Milton Keynes, England: Abington Publishing, 2002.
- [31] NIPPES, E.F.; BALAGUER, J.P. A Study of the Weld Heat-Affected Zone Toughness of 9% Nickel Steel. **Welding Research Supplement**. vol. 57, no. Vi. pp. 237–243. 1986.
- [32] BURWELL, J.T. Survey of possible wear mechanisms. **Wear**. vol. 1, no. 2. pp. 119–141. 1957.
- [33] ZUM GAHR, K.H. *MICROSTRUCTURE AND WEAR OF MATERIALS*. Elsevier Science Publishers B. V., 1987.
- [34] METALS, T.I.O. *Illustrated Case Histories of Marine Corrosion*, no. 5. European Federation of Corrosion, 1990.
- [35] HAWTHORNE, H.M.; ARSENAULT, B.; et al. Comparison of slurry and dry erosion behaviour of some HVOF thermal sprayed coatings.pdf. **Wear**. vol. 225–229, no. Part 2. pp. 825–834. 1999.
- [36] ROTHBART, H.; BROWN, T.H. *MECHANICAL DESIGN HANDBOOK*. The McGraw-Hill Companies, Inc., 2006.
- [37] CHEN, J.; WANG, J.; et al. Tribocorrosion behaviors of inconel 625 alloy sliding against 316 steel in seawater. **Tribology Transactions**. vol. 54, no. 4. pp. 514–522. 2011.
- [38] KUMAR, V.; LEE, C.; et al. CRA Weld Overlay - Influence of Welding Process and Parameters on Dilution and Corrosion Resistance, in *Stainless Steel World America 2010*, 2010, pp. 1–9.
- [39] HASSON, D.F.; ZANIS, C.; et al. Corrosion and Corrosion-Fatigue

- Behavior of. **Journal of Materials for Energy Systems**. vol. 7, no. 3. pp. 256–264. 1985.
- [40] SANDES, S.S.; ALVARÃES, C.P.; et al. Avaliação de revestimentos de liga de níquel 625 depositados pelo processo eletroescória. **Soldagem & Inspeção**. vol. 21, no. 4. pp. 417–427. 2016.
- [41] BATTELLE MEMORIAL, I. Mechanical- Property Data Inconel 625, 1971.
- [42] EVERHART, J.L. *Engineering Properties of Nickel and Nickel Alloys*. New York: Plenum Press, 1971.
- [43] VANDERVOORT, R.R. Mechanical properties of inconel 625 welds in 21-6-9 stainless steel at 4K. **Cryogenics**. vol. 19, no. 8. pp. 448–452. 1979.
- [44] PÉREZ, G.J.A. Caracterização das fases presentes em depósito de níquel ER-NiCrMo-3 em tubos de aço de 9Cr 1Mo usados em fornos de refinaria de petróleo, Universidade Federal do Ceará, 2005.
- [45] ELANGO, P.; BALAGURU, S. Welding Parameters for Inconel 625 Overlay on Carbon Steel using GMAW. **Indian Journal of Science and Technology**. vol. 8, no. November. pp. 1–5. 2015.
- [46] BARBEDO, N.D.D. Avaliação comparativa dos processos de soldagem GMAW e FCAW utilizando aço ASTM a-36 para verificar a soldabilidade, propriedades metalúrgicas e geométricas, e resistência mecânica. **Universidade Federal de Itajuba**. p. 82. 2011.
- [47] WEMAN, K. *Welding processes handbook*. Cambridge, England: Woodhead Publishing Ltd, 2003.
- [48] AWS WELDING HANDBOOK *Welding handbook*, 9th ed., vol. 2. Miami: American Welding Society, 2004.
- [49] CAPITANESCU, D. Alloy 625 Weld Overlays for Offshore and Onshore Projects. **The Minerals, Metals & Materials Society**. pp. 821–835. 1991.
- [50] EROGLU, M.; AKSOY, M. Effect of nickel on microstructure and mechanical properties of heat affected zone of low carbon steel. **Materials Science and Technology**. vol. 18, no. 1. pp. 35–40. 2002.
- [51] LIMA II, E.J.; BRACARENSE, A.Q. Soldagem Robotizada Com Eletrodo Revestido Utilizando Controle De Comprimento Do Arco Elétrico Com Compensação Da Temperatura Do Eletrodo. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**. vol. 4, no. 2. pp. 33–38. 2007.
- [52] AL-ABBAS, F.M.; AL-GHAMBI, T.A.; et al. Comparison of Solidification

- Behavior Between Underwater Wet Welding and Dry Welding, in *International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering*, 2011, pp. 285–296.
- [53] ESAB Processo de Soldagem: Eletrodo Revestido (MMA/SMAW), 2018. .
- [54] HOULDCROFT, P. *Which process? An introduction to welding and related processes and a guide to their selection*. Ahington Publishing, 1990.
- [55] SAITOH, N.; MURAOKA, H.; et al. Development of Super-9%Ni Steel Plates with Superior Low-Temperature Toughness for LNG Storage Tanks, 2004.
- [56] ASM, I. *ASM Specialty Handbook Nickel, Cobalt, and Their Alloys*. 2000.
- [57] NAFFAKH, H.; SHAMANIAN, M.; et al. Dissimilar welding of AISI 310 austenitic stainless steel to nickel-based alloy Inconel 657. **Journal of Materials Processing Technology**. vol. 209, no. 7. pp. 3628–3639. 2009.
- [58] HOSSEINI, H.S.; SHAMANIAN, M.; et al. Microstructural and weldability analysis of Inconel617/AISI 310 stainless steel dissimilar welds. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. vol. 144. pp. 18–24. 2016.
- [59] BAN, S.D.; SHIN, Y.T.; et al. Corrosion Resistance of Inconel 625 Overlay Welded Inside Pipes as a Function of Heat Treatment Temperature. **INTERNATIONAL JOURNAL OF ELECTROCHEMICAL SCIENCE**. vol. 11, no. 9. pp. 7764–7774. 2016.
- [60] SILVA, C.C.; AFONSO, C.R.M.; et al. Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga a base de níquel Inconel 625. **Soldagem e Inspeção**. vol. 17, no. 3. pp. 251–263. 2012.
- [61] GRONG, O. *Metallurgical modelling of welding*, Second Edi. The University Press, Cambridge, 1997.
- [62] LAMET ET AL. *ASM Handbook Volume 12: Fractography*. 1992.
- [63] PALANI, P.K.; MURUGAN, N. Development of mathematical models for prediction of weld bead geometry in cladding by flux cored arc welding. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. vol. 30, no. 7–8. pp. 669–676. 2006.
- [64] PALANI, P.K.; MURUGAN, N. Optimization of weld bead geometry for

stainless steel claddings deposited by FCAW. **Journal of Materials Processing Technology**. vol. 190, no. 1–3. pp. 291–299. 2007.