

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CENTRO TECNOLÓGICO DE JOINVILLE
CURSO DE ENGENHARIA NAVAL

TALYTA CASTRO ABICHABKI

**ANÁLISE CORROSIVA EM ÁGUA DO MAR E NÉVOA SALINA DE AÇO AISI 1020
REVESTIDO POR SOLDAGEM TIG COM INCONEL 625**

Joinville

2016

TALYTA CASTRO ABICHABKI

**ANÁLISE CORROSIVA EM ÁGUA DO MAR E NÉVOA SALINA DE AÇO AISI 1020
REVESTIDO POR SOLDAGEM TIG COM INCONEL 625**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia Naval no Centro de Joinville da Universidade Federal de Santa Catarina.

Orientadora: Dra. Viviane Lilian Soethe Parucker

Joinville

2016

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus.

Agradeço meus pais Alexandra e Washington pela confiança, apoio e todo amor e suporte dado durante toda a vida e principalmente durante o período o qual eu estava longe cursando a universidade. Agradeço aos meus avós Claudete, Geraldo, Joana e Roberto pelas orações feitas, pela expectativa em eu me tornar Engenheira Naval e por sempre acreditarem no meu potencial e se orgulharem do que eu faço.

Agradeço a minha tia Mônica e meus primos Nicolas e Vitória, pela estadia e recepção durante o primeiro ano sozinha em Joinville, e por alegrarem minhas tardes.

Agradeço ao meu companheiro Fabio, por todo carinho, compreensão e sabedoria que dividiu comigo ao longo desses anos que estamos juntos.

Agradeço a Universidade Federal de Santa Catarina e todos os meus professores, que colaboraram e me deram todo o apoio necessário para que eu me torne engenheira.

Agradeço a minha querida orientadora Viviane Soethe Parucker, pelas palavras de conforto, disposição em me auxiliar, elogios, incentivo e por ter compartilhado comigo seu conhecimento.

Agradeço ao meu coorientador e professor Tiago Vieira da Cunha por ter me guiado, me auxiliado nesse trabalho e por ter sido um ótimo professor em uma das melhores disciplinas do curso de Engenharia Naval.

Agradeço ao meu coordenador de curso Thiago Pontin, por todos os conselhos, puxões de orelha e por dividir comigo sua imensa sabedoria. Obrigado pelo seu carisma, seu otimismo é o que nos faz seguir em frente.

Agradeço aos colaboradores dessa pesquisa, Eder, Augusto, Moisés e Murilo, por toda a paciência, dedicação e disposição em me ajudar. Agradeço também a Marina Cubatão e a UniSociesc.

E por fim agradeço meus amigos Amanda, Ghislaine, Janaina, Letícia, Bruna, Bianca, Ana Paula, Thayara, Thalita, Claudia e Mateus e meus amigos navais Diogo, Ana, Wendel e Franciele por toda alegria proporcionada durante esses anos de faculdade, por todo ombro amigo cedido e por tudo que já passamos juntos.

Obrigado.

RESUMO

Um dos maiores problemas enfrentados pela indústria naval é a corrosão. Neste sentido, o estudo de alternativas viáveis que objetivam amenizar e retardar os danos causados por este fenômeno é fundamental. Neste trabalho realizou-se a análise da corrosão em amostras de aço AISI 1020 revestidas com Inconel 625. O Inconel 625 é uma superliga composta de níquel, cromo e molibdênio que juntos oferecem uma grande resistência mecânica e excelente proteção corrosiva, sendo aplicado em grande escala no setor naval, principalmente em plataformas de petróleo e risers. O revestimento foi aplicado nas amostras através do processo de soldagem TIG devido a estabilidade do arco com relação a outros processos de soldagem a arco. As amostras estudadas apresentaram diferentes níveis de diluição (10%, 20% e 31%), e foram avaliadas quanto a sua capacidade de proteção contra corrosão em função desta diluição. As amostras foram submetidas ao ambiente marítimo e ao ensaio de névoa salina, os quais têm por finalidade acelerar o processo corrosivo e simular a real aplicação do material. Após a realização dos ensaios de corrosão, as amostras foram analisadas microestruturalmente nas diferentes regiões da peça: no cordão de solda, na zona termicamente afetada e no material de base. As análises tinham como objetivo relacionar as características metalográficas, microdureza e composição química das regiões com a proteção a corrosão oferecida pelo Inconel 625. Os resultados encontrados revelaram a relação entre a microestrutura da zona afetada pelo calor, o perfil de microdurezas e a composição química com a proteção corrosiva oferecida pelo revestimento, porém não foi possível afirmar a eficácia da proteção corrosiva nas amostras com diferentes níveis de diluição.

Palavras-chave: Corrosão. TIG. Inconel 625. Névoa salina. Indústria Naval.

ABSTRACT

One of the biggest problems that affects the shipbuilding industry is corrosion. Following this thought, the study of viable alternatives that aim to soften and delay the damages caused by this phenomenon is fundamental. In this thesis, it was analyzed the corrosion in samples of steel AISI 1020 coated with Inconel 625. Inconel 625 is a superalloy composed of nickel, chromium and molybdenum which together offer a high mechanical resistance and an excellent corrosive protection; for this reason, it is applied in a large scale in the naval and offshore industry, mainly in oil platforms and risers. The coating was applied in the samples through the TIG welding process due to arc stability compared to other arc welding processes. The studied samples presented different levels of dilution (10%, 20% and 31%), so they were evaluated for their corrosion protection capacity as a function of its dilution. The samples were submitted to the marine environment and to the salt fog test, which aim to accelerate the corrosive process and simulate the truly application of the material. After the corrosion tests, the samples were microstructurally analyzed in different regions of the piece: in the weld bead, in the thermally affected area, and in the base material. The analysis were done in order to obtain the metallographic properties, microhardness and chemical composition of the regions, so these properties can be related to the corrosion protection offered by Inconel 625. The results showed the relationship between the microstructure of the heat affected zone, the microhardness profile and the chemical composition with the corrosive protection offered by the coating, but it was not possible to establish the effectiveness of the corrosive protection in the samples with different levels of dilution.

Key-words: Corrosion, TIG, Inconel 625, Salt Spray, Shipbuilding.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1- PERDA DE ESPESSURA EM FUNÇÃO DO TEMPO DA AMOSTRA ESTUDADO POR MA ET AL.(2010)	11
FIGURA 2- TAXA DE CORROSÃO EM FUNÇÃO DO TEMPO DE EXPOSIÇÃO ESTUDADO POR MA ET AL. (2010).	11
FIGURA 3- PERFIL GEOMÉTRICO DA SOLDAGEM PARA UNIÃO (A) E PERFIL DA SOLDAGEM PARA REVESTIMENTO.....	15
FIGURA 4- MACROGRAFIA DO CORDÃO DE SOLDA DO REVESTIMENTO INCONEL 625 APLICADO COM SOLDAGEM TIG	16
FIGURA 5 - APRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA ZONA FUNDIDA/METAL DE SOLDA (A+B) E DE BASE (C). A REGIÃO (A) COMPREENDE A PARCELA ORIUNDA DO METAL DE ADIÇÃO E A REGIÃO (B) COMPREENDE A PARCELA DE METAL DE BASE FUNDIDA	17
FIGURA 6- (A) MACROGRAFIA DA SEÇÃO TRANSVERSAL DE UM REVESTIMENTO DEPOSITADO POR SOLDAGEM TIG COM A LIGA INCONEL 625 (B) MICROGRAFIA DA ZONA FUNDIDA DE INCONEL 625 (C) INTERFACE INCONEL 625 E AÇO (D) MICROGRAFIA DA ZAC.	19
FIGURA 7- MICROESTRUTURA CARACTERÍSTICA DE UMA LIGA DE INCONEL 625 DEPOSITADA ATRAVÉS DE HVOF EM AÇO BAIXA LIGA.	20
FIGURA 8- ESQUEMA DE NUCLEAÇÃO EPITAXIAL E CRESCIMENTO DE GRÃOS NA ZONA DE FUSÃO DE SOLDAGEM DE UM AÇO CARBONO.....	21
FIGURA 9- IMAGEM ILUSTRATIVA DA AMOSTRA COM 31% DE DILUIÇÃO EVIDENCIANDO O CORDÃO DE SOLDA	24
FIGURA 10- FRAGMENTOS DA AMOSTRA 1 APÓS O CORTE	25
FIGURA 11- CUT-OFF UTILIZADA PARA O CORTE DAS AMOSTRAS 1, 2 E 3.	25
FIGURA 12- MÁQUINA DE EMBUTIMENTO A QUENTE.....	26
FIGURA 13- PEÇAS EMBUTIDAS APÓS PROCESSO DE PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA: A) AMOSTRA 1; B) AMOSTRA 2 E C) AMOSTRA 3.	27
FIGURA 14 - PERFIL MACROGRÁFICO DAS AMOSTRAS (A) 1, (B) 2 E (C) 3...27	
FIGURA 15-ESTEREOSCÓPIO UTILIZADO NAS ANÁLISES DAS AMOSTRAS PARA SE OBTER DILUIÇÃO E ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES CORROÍDAS.	28

FIGURA 16- MICROSCÓPIO ÓPTICO UTILIZADO NO DETALHAMENTO DA ZAC	29
FIGURA 17- MICRODURÔMETRO VICKERS UTILIZADO PARA IDENTIFICAR O PERFIL DE MICRODUREZA NAS AMOSTRAS	30
FIGURA 18- (A) PREPARAÇÃO DA SOLUÇÃO DE CLORETO DE SÓDIO (B) CÂMARA DE NÉVOA SALINA.....	31
FIGURA 19- AMOSTRAS ALOCADAS DENTRO DA CÂMARA DE NÉVOA SALINA	32
FIGURA 20- MARINA CUBATÃO (A) E SUA LOCALIZAÇÃO GEOGRÁFICA NA BAIÁ DO BABITONGA (B).....	32
FIGURA 21- ESQUEMA COM AS AMOSTRAS EXPOSTAS AO AMBIENTE SALINO, COM O APARATO E O POSICIONAMENTO DO MESMO NO PÍER.....	33
FIGURA 22- MACROGRAFIA DA AMOSTRA 1 EVIDENCIANDO (A) ÁREA TOTAL DO CORDÃO E (B) ÁREA DE PENETRAÇÃO	34
FIGURA 23- (A) AMOSTRA 1 COM DILUIÇÃO DE 10% E COM (B) IMAGEM AMPLIADA NO MICROSCÓPIO ÓTICO EM 50 VEZES.....	36
FIGURA 24- AMOSTRA 1 OBSERVADA NO MICROSCÓPIO ÓTICO NAS REGIÕES 1, 2 E 3.....	37
FIGURA 25- REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA RELAÇÃO ENTRE A DISTRIBUIÇÃO DA TEMPERATURA DE SOLDAGEM (À ESQUERDA) E DO DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO DE FASES FE- FE ₃ C NA MICROESTRUTURA DE AÇO BAIXO CARBONO	38
FIGURA 26- SEÇÃO TRANSVERSAL DE UM AÇO AISI 1020 APÓS PROCESSOS DE SOLDAGEM.....	38
FIGURA 27- ANÁLISE MACROGRÁFICA DO PERFIL DE IDENTIFICAÇÕES OBTIDO NO ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS NAS AMOSTRAS 1, 2 E 3.....	34
FIGURA 28- REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA MICRODUREZA OBTIDA NAS AMOSTRAS 1, 2 E 3.....	42
FIGURA 29- CARACTERIZAÇÃO DAS REGIÕES ANALISADAS NO ENSAIO EDS.....	42
FIGURA 30- REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS AMOSTRAS 1, 2 E 3 OBTIDAS ATRAVÉS DO ENSAIO EDS, COM DADOS DAS REGIÕES 1, 2, 3 E INCONEL 625.	44

FIGURA 31- ANÁLISE TEMPORAL DO PROCESSO DE CORROSÃO DAS AMOSTRAS EXPOSTAS AO AMBIENTE MARINHO.....	45
FIGURA 32- AMOSTRA RESULTANTE DA EXPOSIÇÃO NO AMBIENTE MARINHO DURANTE 4 SEMANAS.....	46
FIGURA 33- ANÁLISE TEMPORAL DAS AMOSTRAS 1, 2 E 3 EM 4 E 8 SEMANAS DE EXPOSIÇÃO AO AMBIENTE MARINHO.....	47
FIGURA 34- RESULTADO DAS AMOSTRAS SUBMETIDAS A ENSAIO DE NÉVOA SALINA (SALT SPRAY).....	48
FIGURA 35- RESULTADO DAS AMOSTRAS 1, 2 E 3 APÓS O ENSAIO DE NÉVOA SALINA (SALT SPRAY).....	49

LISTA DE TABELAS

TABELA 1- POTENCIAIS DE ELETRODOS PADRÃO.....	9
TABELA 2- COMPOSIÇÃO DO AÇO UTILIZADO NO ESTUDO POR MA ET AT.....	10
TABELA 3- CONDIÇÕES AMBIENTAIS DO ENSAIO CORROSIVO FEITO POR MA ET AL.....	10
TABELA 4- TIPOS DE CORROSÃO EM DIFERENTES AMBIENTES DE EXPOSIÇÃO	13
TABELA 5- NORMA ABS PARA PORCENTAGENS PERMITIDAS DE PERDA DE ESPESSURA DAS CHAPAS DE NAVIOS JÁ CONSTRUÍDOS OCACIONADAS POR CORROSÃO	13
TABELA 6- COMPARAÇÃO DOS NÍVEIS DE DILUIÇÃO ENCONTRADOS NOS DIFERENTES PROCESSOS DE SOLDAGEM	16
TABELA 7- PARÂMETROS DE SOLDAGEM DAS AMOSTRAS UTILIZADAS NO TRABALHO	23
TABELA 8- CARACTERÍSTICAS DO CORDÃO DE SOLDA	24
TABELA 9- COMPARATIVO ENTRE AS DILUIÇÕES ENCONTRADAS POR MENEZES (2016) E A DIFERENÇA PERCENTUAL	35
TABELA 10- VALORES DE MICRODUREZA VICKERS OBTIDOS PARA AS AMOSTRAS 1, 2 E 3.....	40
TABELA 11- COMPOSIÇÃO QUÍMICAS DAS AMOSTRAS 1, 2 E 3 OBTIDAS ATRAVÉS DO ENSAIO EDS.....	43
TABELA 12- CARACTERÍSTICAS DA ÁGUA PRESENTE NA MARINA CUBATÃO ..	45

LISTA DE SÍMBOLOS

MAG	Metal Active Gas
MIG	Metal Inert Gas
TIG	Tungsten Inert Gas
ZAC	Zona Afetada pelo Calor

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	4
1.1 Objetivos.....	7
1.1.1 Objetivo Geral	7
1.1.2 Objetivos Específicos	7
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	8
2.1 Corrosão.....	8
2.2 Revestimento por soldagem a Arco	14
2.3 Efeito da Diluição na proteção corrosiva.....	17
2.4 Inconel 625	18
2.5 Metalografia e zonas afetadas.....	20
3 METODOLOGIA	23
3.1 Seleção dos Materiais	23
3.2 Preparação das amostras	24
3.3 Caracterização das amostras	28
3.3.1 Macroscopia.....	28
3.3.2 Microscópico Ótico	28
3.3.3 Microdureza Vickers	29
3.3.4 Ensaio de Névoa Salina	30
3.3.5 Análise de corrosão em ambiente marinho.....	32
3.3.6 Microscopia Óptica de Varredura (MEV)	33
4 RESULTADOS	34
4.1 Análise da Diluição.....	34
4.2 Análise Metalográfica.....	35
4.3 Ensaio de Dureza	39

4.4 Análise de MEV e EDS	42
4.5 Avaliação da corrosão em amostras expostas a ambiente marinho	44
4.6 Avaliação da corrosão em amostras expostas a névoa salina (Salt Spray).....	48
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS	50
6 SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTUROS	51
REFERÊNCIAS	52

1 INTRODUÇÃO

The Royal Institutional of Naval Architects (RINA, 1968) afirma que o aço começou a ser utilizado na indústria naval em 1875. Em 1900 já haviam aços com maior teor de C e Mn com o objetivo de aumentar sua resistência a falhas. Sua utilização era designada para navios com regiões de altas solicitações estruturais.

O período entre guerras caracterizou um grande avanço da construção naval, principalmente pela Marinha Britânica. Em 1923 a frota inglesa de navios de guerra utilizava aços com até 0,3 % C e 1,4% Mn, na época esse era um aço classificado como tipo D.

Com o surgimento do aço na indústria naval estendeu-se a utilização da soldagem como processo de união de materiais, devido a agilidade e a confiabilidade no processo. Assim 1938 o Instituto de Soldagem Britânico analisava a soldabilidade nos aços, devido a sua extensiva utilização na construção naval, procurando melhores composições químicas que resultassem em um aço com maior soldabilidade. O Instituto classificou o novo aço como D.W, o qual era restrito ao máximo de 0,23% C e atendida as especificações de resistência estrutural e soldabilidade na época. (RINA, 1968). O aço D.W hoje é o aço baixo carbono, principal material utilizado na indústria naval desde 1938 até hoje.

Considerando que um quinto da produção mundial de aço é utilizado para repor peças danificadas pela corrosão, o estudo de métodos protetivos é de enorme importância. Gastos energéticos para produção deste material em siderúrgicas compreendem um dos fatores de dispêndio.

Kermani e Harr (1995) afirmam que 33% das falhas ocorridas em estruturas presentes no setor de óleo e gás são ocasionadas pela corrosão, principalmente em juntas soldadas.

A corrosão é um processo espontâneo que ocorre na maioria dos materiais utilizados na indústria e no cotidiano. Dentre os materiais mais utilizados está o aço, que vem sendo modificado a fim de atender as necessidades da sociedade e da indústria, visando uma melhor conformação e resistência mecânica. As ligas ferrosas em geral apresentam a tendência de

voltarem ao seu estado de menor energia, promovendo a formação do óxido de ferro (GENTIL, 2007).

Os processos de corrosão geram transtornos e custos enormes, que podem ser indiretos, como a perda de eficiência e contaminação de produtos ou diretos, como em custos de manutenção e substituição de equipamentos. Questões ainda como a poluição ambiental e segurança do trabalho são consequências de possíveis danos causados pela corrosão (GENTIL, 2007).

Além disso, os processos de corrosão apresentam grande impacto financeiro. Estima-se que 3,1% do Produto Interno Bruto (PIB) dos Estados Unidos é destinado a custear as despesas diretas da corrosão, representando 276 bilhões de dólares. Por outro lado, estima-se que haja um gasto de 552 bilhões de dólares para suprir as despesas indiretas visando o desenvolvimento de novas tecnologias, ligas resistentes e revestimentos orgânicos. Estes custos são dirigidos aos setores mais suscetíveis à corrosão como de utilidades, suprimentos de gás e telecomunicação e setor de transportes como navios, automóveis, trens e aviões. No Brasil estima-se que 10 bilhões de reais são gastos no combate e proteção contra corrosão, sendo grande parte deste montante na indústria naval, mais especificamente na indústria petrolífera (GENTIL, 2007).

Na indústria naval os processos de corrosão são frequentemente observados em tanques de petróleo, tubulações de óleo e gás, dutos de perfuração (KEJELIN, 2012), cascos de embarcações, plataformas de petróleo e equipamentos embarcados (PRESERVATION OF IRON SHIPS IN THE MARINE ENVIRONMENT, 1997). Assim, o impacto financeiro, ambiental e econômico ocasionado pelos processos de corrosão incentivam os estudos do combate à mesma com o objetivo de prevenir sua incidência, principalmente em ambientes agressivos e, no caso de o material já ter sido danificado, estabelecer o método mais adequado para correção e restauro dos danos causados, se possível.

Nunes (2007) afirma que a proteção a corrosão em estruturas é uma questão mais do que econômica, é um imperativo para garantir a proteção do meio ambiente, segurança e a saúde das pessoas.

De acordo com Gentil (2007), o desenvolvimento de alternativas viáveis para a prevenção da corrosão vem da necessidade de contornar as perdas e manter o bom funcionamento do material em sua aplicação. Podemos exemplificar a utilização de tintas na indústria naval, com o objetivo da proteção corrosiva, impermeabilização e impedimento de incrustações de microrganismos marinhos. Além de tintas, a utilização de camadas protetoras de revestimentos através de processos de soldagem garante uma maior aderência do material

depositado e consequente eficiência de proteção corrosiva. Estudos abordam a utilização de alguns processos de soldagem como arco submerso (PARDAL et al, 2011), Metal Inert Gas/ Metal Active Gas (MIG/MAG) e Tungsten Inert Gas (TIG) (ZAHRANI, 2013) para a deposição de materiais resistentes a corrosão.

O material a ser depositado para a proteção corrosiva deve ser um metal mais reativo com relação ao ferro. Neste sentido, ligas de níquel e cromo têm sido utilizadas por apresentarem elevada resistência ao impacto, além de alta resistência mecânica e à corrosão (SPECIAL METALS). Uma das ligas utilizadas em larga escala para este fim é o Inconel 625, composto por pelo menos 58% níquel, favorecendo proteção anticorrosiva à peça uma vez que impede que o substrato, a base de ligas ferrosas, entre em o contato com o oxigênio.

A análise das amostras antes e após o ensaio de corrosão, deve-se a necessidade de conhecer, inicialmente, a característica da região próxima a solda com relação a penetração de ferro e, após os ensaios de corrosão, avaliar o comportamento do material quando exposto a um ambiente corrosivo.

As aplicabilidades dos resultados obtidos neste trabalho recaem a proteção contra corrosão em função das taxas de diluição obtidas e frequentemente empregadas no setor petrolífero. É importante enfatizar que na aplicação prática da liga Inconel 625 em risers e umbilicais, o metal de base não fica exposto ao oxigênio, o que resultaria na oxidação e possível dano. Assim esse trabalho se baseia na ocorrência de falha na uniformidade e continuidade na superfície do Inconel 625, que resulta o contado do perfil do Inconel soldado com metal de base exposto ao ambiente propenso a corrosão. Pflingstag (2009) estudou a ocorrência de falha por fadiga e corrosão na liga Inconel 625 depositada por soldagem por eletrodo revestido. O autor afirma que por mais que a liga Inconel 625 possua alta resistência a falha por fadiga pode haver uma fragilização dessa região soldada ocasionada por fatores mecânicos como as tensões geradas durante o processo de soldagem.

Os resultados obtidos nesse trabalho indicam a funcionalidade e a aplicabilidade do Inconel 625 em qualquer ramo da indústria que necessite de proteção corrosiva.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo Geral

Analisar a proteção corrosiva em todo o perfil revestido de Inconel 625 com diferentes graus de diluição, em aços baixo carbono.

1.1.2 Objetivos Específicos

- Analisar a microestrutura da ZAC;
- Avaliar a corrosão desenvolvida no metal de base, na ZAC e no revestimento utilizando Ensaio de Névoa Salina e Exposição das amostras em ambiente marinho;
- Comparar a proteção corrosiva com as taxas de diluição;
- Comparar a proteção corrosiva com a agressividade do meio à qual as amostras foram ensaiadas;
- Correlacionar a proteção corrosiva do Inconel 625 com a microestrutura da ZAC, perfil de microdureza e composição química do revestimento, da zona fundida, da ZAC e do metal de base.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

O presente trabalho visa estudar a ação protetora da liga Inconel 625 em meio corrosivo e a influência da diluição na proteção corrosiva junto a Norma Petrobrás 1707. As amostras utilizadas neste estudo foram produzidas com diferentes perfis de diluição (10%, 20% e 31%). A literatura apresenta que menores valores de diluição geram melhores proteções corrosivas (SILVA FILHO, 2007). As amostras foram produzidas em trabalho anterior por Menezes (2016) no Laboratório de Tecnologia da Soldagem (LTS), e foram analisadas quanto as suas características químicas e microscópicas. Além disso, o comportamento corrosivo das amostras foi avaliado após serem submetidas aos ensaios de corrosão em névoa salina e em água do mar, por meio de análises microscópicas e morfológicas.

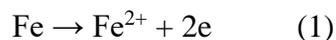
Segundo Itman Filho (2010) existem duas vias básicas de prevenção de corrosão em metais, a primeira é caracterizada pela separação física entre a metal base e o meio eletroquímico, no caso de tintas e revestimentos, os quais impedem o contato entre o oxigênio e o ferro. A segunda é através da utilização de um eletrodo de sacrifício, no qual o mesmo possui potencial de oxidação maior do que o do ferro, assim sofreria os danos ao invés do metal, oferecendo proteção para o mesmo. O metal mais utilizado como eletrodo de sacrifício em embarcações é o zinco (SOETHE, 2015)

2.1 Corrosão

A corrosão caracteriza-se pela deterioração de um material, mais comumente em metais, podendo ocorrer também em polímeros, madeira e concreto. Todo material está sujeito a processos corrosivos, mesmo os materiais mais estáveis, como ouro, platina, titânio e aço inoxidável que são suscetíveis a corrosão em diferentes meios como ácido clorídrico, HCl, ácido clorídrico, HNO₃, ácido nítrico e íons cloreto (GENTIL, 2007).

A corrosão em metais é uma reação química, na qual ocorre transferência de elétrons, sendo que a transferência se dá em ambiente favorável à corrosão, entre o agente oxidante e o

agente redutor. A reação de oxidação ocorre no ânodo, sendo caracterizada pela perda de elétrons enquanto que a reação de redução se dá no cátodo, sendo caracterizada pelo ganho de elétrons (FREEMAN,1986). A Equação 1 apresenta a equação de oxidação do Ferro: (GENTIL, 2007)

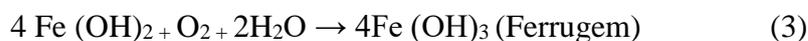


A reação de maior importância para indústria naval é a oxidação do ferro em água contendo íons cloreto. Navios que navegam em água salgada tem maior tendência a sofrerem por processos de corrosão uma vez que os íons presentes na água salgada estimulam a transferência de íons do material para o eletrólito. A oxidação do ferro ocorre em duas etapas FREEMAN (1986):

Na primeira etapa o Fe é oxidado como demonstra a equação 2:



Na segunda etapa o composto formado sofre oxidação como na equação 3



Existem ainda fatores quantitativos para a ocorrência das reações de oxidação e redução. O potencial de eletrodos padrões possibilita avaliar quantitativamente os diferentes potenciais de oxidação e redução, apresentando, através de uma tabela, os valores do potencial de oxidação e de redução de alguns elementos em determinados meios (GENTIL, 2007). A partir da Tabela 1 é possível justificar a utilização de elementos como níquel e cromo para proteção corrosiva. Analisando a Tabela 1 pode-se verificar que estes elementos apresentam um potencial de oxidação maior do que o ferro e um potencial de redução menor, protegendo o ferro da oxidação, através da formação de uma camada passivadora

Tabela 1- Potenciais de Eletrodos Padrão

Potencial de Oxidação (V)	Reação do Eletrodo	Potencial de Redução (V)
+0,036	$\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{2+} + 2\text{e}^-$	-0,036
+0,24	$\text{Ni} \rightarrow \text{Ni}^{2+} + 2\text{e}^-$	-0,24

+0,74	$\text{Cr} \rightarrow \text{Cr}^{3+} + 3\text{e}^-$	-0,74
-------	--	-------

Fonte: A Autora (2016).

Além dos potenciais de eletrodos padrão, que ilustram e possibilitam a comparação da tendência de oxidação e redução dos elementos, outros requisitos são cruciais para a ocorrência do processo de corrosão como o meio onde o material está inserido (GENTIL, 2007).

No caso dos metais, os meios mais corrosivos são aqueles que apresentam grandes quantidades de oxigênio, umidade e presença de água poluída e salgada. Ainda, em navios, podemos considerar a influência dos ventos que possibilitam o transporte de possíveis poluentes como amônia, que ataca o cobre e suas ligas, além do dióxido, (SO_2) e trióxido de enxofre, (SO_3), provenientes da chuva ácida, responsável pela corrosão em estruturas metálicas. Além disso, fatores como pH da água e temperatura influenciam na velocidade da corrosão (GENTIL, 2007).

Ma et al. (2010) estuda a diferença nos processos de corrosão em aço carbono quando colocados em ambiente marítimo e industrial, o qual corresponde à uma área com uma atmosfera industrial e urbana, a composição do aço utilizado é apresentada na Tabela 2.

Tabela 2- Composição do aço utilizado no estudo por Ma et al.

Aço	C	S	P	Mn	Si	Cu
Q235	0,176	0,023	0,019	0,57	0,233	0,033

Fonte: Adaptado de Ma et al. (2010).

Além disso, o autor demonstra que características do meio corrosivo são baseadas na concentração de cloro e dióxido de enxofre, como ilustrado na Tabela 3.

Tabela 3- Condições ambientais do ensaio corrosivo feito por Ma et al.

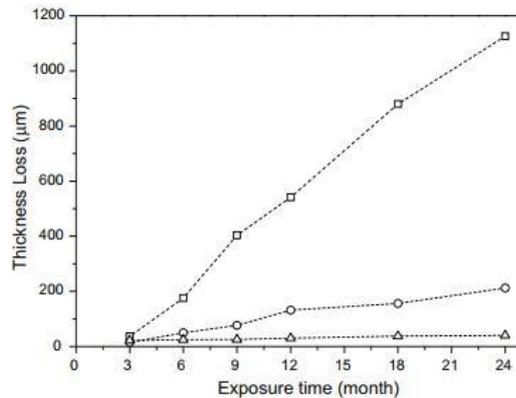
Ambiente	Temperatura Média (°C)	Umidade relativa média (%)	Cl(mg100cm ² /dia)	SO ₂ (mg100cm ² /dia)
Marítimo	24,7	87	0,387	0,06
Industrial	9,2	66	0,0248	0,7651

Fonte: Adaptado de Ma et al. (2010).

No trabalho desenvolvido por Ma et al. (2010), foi apresentada uma análise da corrosão em um aço baixo carbono após um estudo por um período de 24 meses em corpos de prova com dimensões de 45x10x5 mm. No estudo foi avaliado a perda de espessura e as

características metalográficas do material após a corrosão. Os resultados da perda de espessura e da taxa de corrosão ao longo do tempo são apresentados nas Figuras 1 e 2 respectivamente, na qual \square representa a amostra exposta a uma distância de 95 m da linha do mar, Δ amostra a 375 m da linha do mar e O em um ambiente industrial. Através da Figura 1 é possível observar que a maior perda de espessura se dá nas amostras mais próximas ao mar, sendo a mesma obtida em μm . Fonte: Ma et al. (2010).

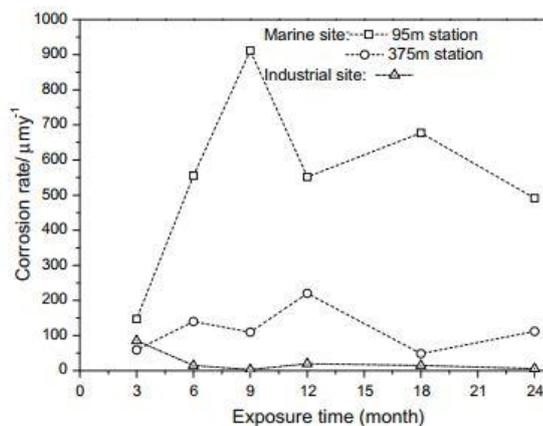
Figura 1- Perda de espessura em função do tempo da amostra estudado por Ma et al.(2010)



Fonte: Ma et al (2010).

A Figura 2 representa a taxa de corrosão em $\mu\text{m} \cdot (\text{tempo de exposição})^{-1}$ é apresentada a taxa de corrosão em função do tempo, e nela é possível observar que a maior taxa de corrosão ocorreu no ambiente marítimo, principalmente nos primeiros nove meses.

Figura 2- Taxa de corrosão em função do tempo de exposição estudado por Ma et al. (2010).



Fonte: Ma et al. (2010).

De acordo com Ma et al. (2010) a agressividade do meio o qual as amostras estão inseridas é proporcional ao dano corrosivo que se manifesta na mesma. Assim é possível classificar o ambiente marítimo como um ambiente agressivo no qual as estruturas presentes em embarcações e plataformas de petróleo podem se tornar vulneráveis e ter suas estruturas comprometidas.

Tal criticidade se apresenta na forma de risco, que está relacionado com a corrosão na indústria naval, sendo assim, se faz necessário atentar com relação a corrosão destes materiais, para a questão da preservação ambiental, uma vez que evitando danos nas embarcações pode-se minimizar possíveis vazamentos, como no caso de petroleiros, ou até mesmo prevenir um dano fatal no navio. Além disso, é muito importante a segurança da carga, pois a mesma não pode ser danificada ou contaminada pela corrosão. Ainda, deve-se controlar a corrosão da estrutura da embarcação, reduzindo o risco de falha estrutural. Freeman (1986) estudou as falhas causadas por corrosão em metais, observando que são mais críticas que as falhas estruturais gerais, sendo necessária a classificação do tipo de corrosão de forma a garantir a segurança e a integridade da estrutura metálica.

Existem vários tipos de corrosão que podem danificar os materiais metálicos, sendo que Freeman (1986) afirma que o tipo de corrosão mais comum em aços inoxidáveis é a corrosão uniforme, e seu mecanismo eletroquímico é identificado como uma perda consistente de material sobre a superfície exposta. Dentre outros tipos de corrosão, a mais frequente no meio naval é a corrosão eletroquímica, processo que ocorre na presença de um eletrólito, sob temperatura ambiente e meio aquoso.

Os principais tipos de corrosão eletroquímica são: corrosão uniforme, a qual estende-se por toda superfície do material; corrosão por pite, que promove a formação de pontos, buracos e até cavidades da superfície para o interior do material que cresce verticalmente devido a ação da gravidade; corrosão intergranular, que ocorre entre os grãos do material; corrosão intragranular que ocorre nos grãos e corrosão por placas, que ocasiona a formação de placas com escavações (MAAB (2003)). Os tipos de corrosão mais frequentes no aço carbono são apresentados na Tabela 4.

Tabela 4- Tipos de corrosão em diferentes ambientes de exposição

Material	Água Doce	Alternado água do mar e ambiente seco	Molhado constantemente com água do mar
Aço Carbono	Uniforme	Pite	Pite

Fonte: Adaptado de Cramer (2003).

Ainda que o material esteja danificado e em operação, a realização de vistorias e a imposição de limites permitidos para o contínuo funcionamento do mesmo recai nas sociedades classificadoras. As sociedades classificadoras são empresas não governamentais destinadas a estabelecer padrões, realizar vistorias e aderir licenças de operação e funcionamento de qualquer item correspondente ao transporte aquaviário. Por exemplo, a American Bureau of Shipping (ABS) estabelece um padrão de corrosão referente a porcentagem de perda de espessura máxima permitida para cada elemento individual da estrutura da embarcação, assim como apresentado na Tabela 5, por exemplo se a embarcação possuir até 20% de perda de espessura na chapa do convés, não há necessidade de reparo ou troca dessa chapa.

Tabela 5- Norma ABS para porcentagens permitidas de perda de espessura das chapas de navios já construídos ocasionadas por corrosão

Aço Comum ou Aço Estrutural	Construído em 1962 ou depois	
	Petroleiros com duplo fundo	Cargueiros, Graneleiros, Contêineres de duplo fundo
Convés	20%	20%
Superestrutura	30%	30%
Escotilha	30%	30%
Anteparas	30%	30%

Fonte: ABS (2012).

Por outro lado, as normas apresentadas pela sociedade classificadora Det Norske Veritas (DNV) são mais detalhadas com relação a corrosão. A DNV indica a viabilidade de utilização do componente em função da sua espessura e do tipo de corrosão sofrida, sendo essa uma Norma mais específica, minuciosa e opera com maior cautela com relação a norma da ABS.

A partir da identificação do tipo de corrosão ocorrida no material é realizado o reparo, para que seja possível viabilizar a continuidade de utilização da estrutura. Esse reparo é iniciado com a limpeza da superfície, com escovas e jateamento com o objetivo de retirar a camada de oxido para que haja aderência e eficiência de proteção corrosiva. Após a limpeza a superfície recebe uma camada de revestimento, o qual pode ser feito através de tintas anticorrosivas ou revestimentos aplicados através de processos de soldagem (GALVINFO CENTER, 2011).

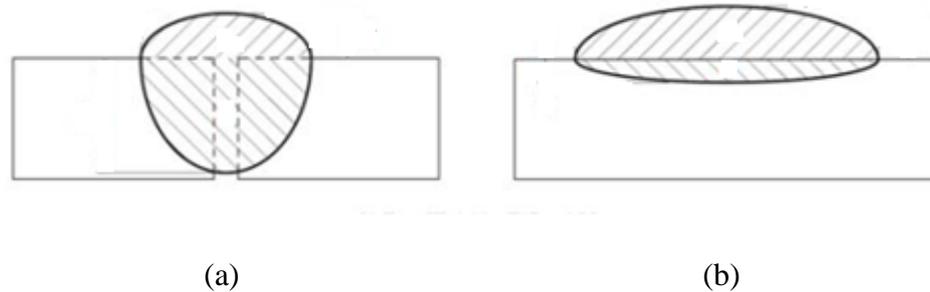
A utilização do revestimento por solda com objetivo de auxiliar e prevenir a corrosão, se destaca pela possibilidade de favorecer a união de dois materiais diferentes com grande eficiência. A ideia de deposição de materiais por solda, com o objetivo de proteger o metal, cresce na indústria devido as propriedades do material depositado, sendo realizada de uma forma rápida, econômica e viável (GOMES, 2010).

2.2 Revestimento por soldagem a Arco

Segundo Linnert (1995) o revestimento provido por soldagem é resultado da adição de material dissimilar com o propósito de se obter um material com propriedades distintas do metal de base.

Vários processos de soldagens podem ser empregados com o objetivo de revestir uma superfície. Gomes (2010) analisa o processo de revestimento do aço 1020 com aço inoxidável utilizando soldagem por arame tubular. O autor enfatiza as características do cordão de solda obtido através da soldagem de revestimento, quando as mesmas são definidas a partir de um perfil geométrico desejado que é caracterizado por grandes larguras do cordão, altos reforços (altura do topo do metal de base até o topo do revestimento), baixas penetrações e baixos percentuais de diluição, o qual relaciona a área da penetração da solda, com a área total do cordão. Esse perfil geométrico é de extrema importância quando o objetivo do procedimento é cobrir a maior área da peça com menor desperdício de material e no menor tempo. A Figura 3 ilustra a diferença física entre a soldagem com objetivo de união de materiais (a) e a soldagem com objetivo de revestimento (b).

Figura 3- Perfil geométrico da soldagem para união (a) e perfil da soldagem para revestimento



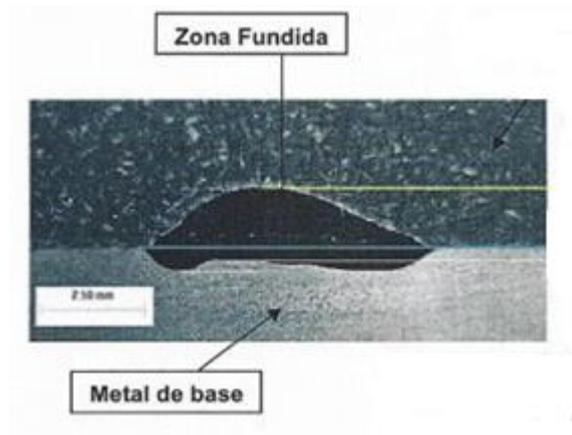
Fonte: Adaptado de GOMES (2010).

Silva Filho (2007) aborda a utilização de deposição por soldagem TIG, processo mais estável com relação a outros processos de soldagem a arco. Este tipo de processo pode ser realizado utilizando-se corrente contínua ou pulsada, que influenciam diretamente no aspecto do cordão de solda. A utilização de corrente pulsada permite um melhor controle da poça de fusão na soldagem de peças de pequenas espessuras e fora da posição plana.

Neste mesmo trabalho o autor avalia o processo de corrosão quando utilizado revestimento obtido por soldagem TIG. Verifica-se que nas juntas de revestimento, onde um metal de adição com resistência a corrosão é depositado sobre um material base que apresenta piores propriedades quanto à resistência à corrosão, baixos valores de diluição são sempre desejados. Além disso, é citada a necessidade de uma diluição mínima para que haja uma efetiva união entre o metal base e o revestimento.

Em processos cujo objetivo é a obtenção de um revestimento que ofereça resistência à corrosão, verifica-se, como no trabalho de Silva Filho (2007), que amostras de aço 1020 revestidas com uma liga de níquel, cromo e molibdênio (Inconel 625) apresentaram grande eficiência no controle a corrosão do aço carbono, sendo que Inconel 625 ocupa posição de destaque dentre os materiais utilizados para este fim. A Figura 4 representa o resultado do perfil macrográfico do revestimento aplicado por Silva Filho (2007).

Figura 4– Macrografia do cordão de solda do revestimento Inconel 625 aplicado com soldagem TIG



Fonte: Silva Filho (2007).

No trabalho de Menezes (2016) é apresentada a vantagem financeira da soldagem com objetivo de obter-se um revestimento anticorrosivo, uma vez que este método apresenta baixo custo se comparado a outros métodos de prevenção à corrosão.

Com relação ao processo TIG, Weiner (1992) cita as vantagens deste método com relação a outros, uma vez que o processo TIG apresenta maior qualidade do cordão de solda, possibilidade de soldagem entre a maioria dos materiais e ligas metálicas e possuir uma fonte de calor concentrada, diminuindo a Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e distorções. O autor ainda afirma que o processo TIG é o processo de soldagem o qual resulta em menores taxas de diluição se comparado aos processos MIG, Eletrodo revestido, Plasma, Arco Submerso e Eletrodo Continuo Tubular. Uma comparação entre os percentuais de diluição com relação aos diferentes métodos de soldagem pode ser observada na Tabela 6.

Tabela 6- Comparação dos níveis de diluição encontrados nos diferentes processos de soldagem

	E. Revestido	TIG	MIG	E.C. Tubular	Arco submerso	Plasma
Diluição (%)	10-30	2-20	10-50	20-40	30-80	20

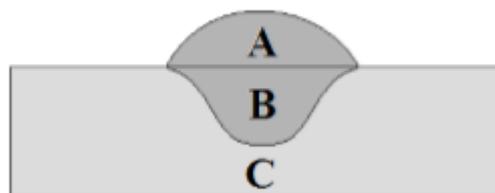
Fonte: Adaptado de Wainer (1995)

2.3 Efeito da Diluição na proteção corrosiva

A diluição é a porcentagem do metal de base fundido, que estará presente no cordão de solda formado após a solidificação (SILVA FILHO, 2007). Segundo Wainer (1992) as propriedades do cordão de solda estão associadas a composição química do metal de base juntamente ao metal de adição, ao processo de soldagem e principalmente a diluição. O autor enfatiza que quanto menor a diluição, menor é a alteração na composição química resultante no cordão de solda, sendo menor a mistura do metal de base com o material de adição, mantendo assim melhores características mecânicas e proteção corrosiva.

Kejelin (2012) afirma que a principal diferença entre uma soldagem com objetivo de união e uma para revestimento anticorrosivo recai na geometria do cordão de solda gerado. Em uma soldagem para revestimento objetiva-se cordões largos, pequena profundidade e, diferentemente de Gomes (2010), baixos reforços, uma vez que a finalidade é revestir a maior área possível utilizando a menor quantidade de material. Contudo, tanto Kejelin (2012) quanto Gomes (2010) afirmam que a diluição é um fator de grande relevância no estudo de proteção à corrosão. A Figura 5 apresenta de forma esquemática de um processo de diluição.

Figura 5 - Apresentação esquemática da zona fundida/metal de solda (A+B) e de base (C). A região (A) compreende a parcela oriunda do metal de adição e a região (B) compreende a parcela de metal de base fundida



Fonte: Kejelin (2012, p. 41).

A diluição pode ser determinada por uma relação entre as áreas apresentada na Figura 5 como apresentado na Equação 4: (KEJELIN, 2012)

$$D = \frac{B}{A+B} \cdot 100\% \quad (4)$$

Do ponto de vista metalúrgico, as propriedades anticorrosivas dos revestimentos advêm da diluição obtida e que essa varia de acordo com cada processo e procedimento de soldagem e com o material a ser depositado (SILVA FILHO, 2007).

Além disso, o estudo da variação dos parâmetros de soldagem TIG e sua influência na deposição do revestimento demonstra que a corrente de soldagem e a velocidade de alimentação do arame influenciam diretamente na diluição do revestimento. Variando-se esses parâmetros obtém-se menor diluição fazendo uso de uma corrente de soldagem pulsada de 200A, velocidade de alimentação de arame de 2,54 m/min, obtendo-se uma diluição de 24,89 % (SILVA FILHO, 2007).

A melhor proteção corrosiva observada em amostras com menores diluições deve-se aos menores teores de ferro na mistura, sendo este elemento responsável por acelerar o processo de corrosão (SANTOS, 2014).

Além disso, ao avaliar a influência da energia de soldagem na diluição, verifica-se que processos com menor energia de soldagem apresentam menores taxas de diluição, e conseqüentemente melhor proteção corrosiva. Estas condições energéticas são obtidas frequentemente pelo processo TIG (SANTOS, 2014).

2.4 Inconel 625

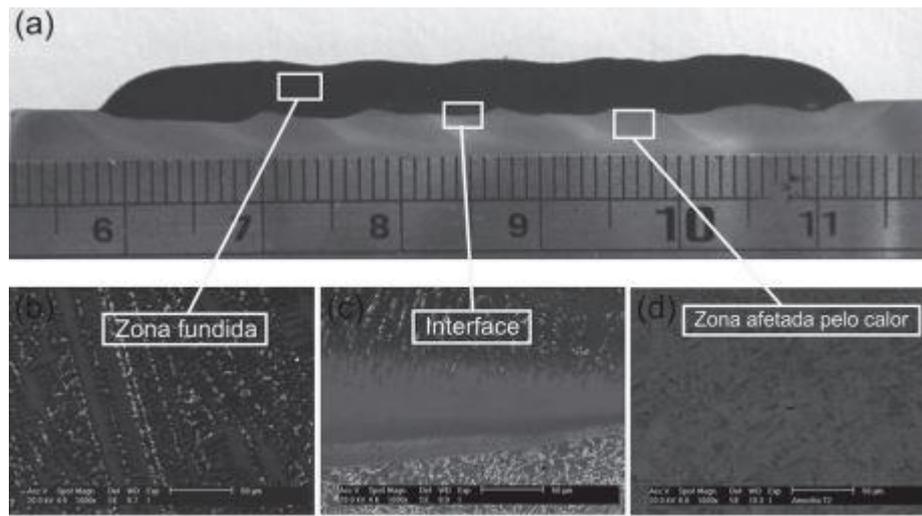
O Inconel é uma superliga composta de níquel, cromo e molibdênio. Foi desenvolvido em 1950 e sua primeira solda comercial foi feita em 1962 (EISELSTEIN E TILLACK, 1991). Apresenta características de excelente resistência mecânica, resistência a corrosão e boa soldabilidade, sendo utilizado em aplicações de ambientes agressivos com altas tensões, fadiga e principalmente em ambientes marinhos (SPECIAL MATERIALS, 2013).

Hodge (2006) afirma que a proteção corrosiva oferecida por revestimentos a base de níquel é devido a formação de uma camada passivadora de óxido sobre esta superfície que tem por finalidade proteger o metal base contra a oxidação.

Silva et al (2012) exalta que as excelentes características presentes no Inconel 625 se deve principalmente ao alto teor de Ni (60%), Cr (20%) e adição de Mo (9%) e baixos teores de ferro e carbono que propiciam ao Inconel propriedades de resistência à corrosão localizada, especialmente em componentes soldados uma vez que minimizam precipitação de ferro nos contornos de grão. A Figura 6 mostra os perfis estruturais macrográfico e micrográfico de um cordão de solda revestido com Inconel 625, na qual é possível observar em (a) a macrografia

da seção transversal da interface entre o metal de base e o cordão de solda, em (b) a micrografia do Inconel 625, em (c) a Interface da zona fundida do Inconel 625 e o metal de base e em (d) a Zona Termicamente Afetada pelo Calor (ZAC).

Figura 6– (a) Macrografia da seção transversal de um revestimento depositado por soldagem TIG com a liga Inconel 625 (b) Micrografia da zona fundida de Inconel 625 (c) Interface Inconel 625 e aço (d) Micrografia da ZAC.



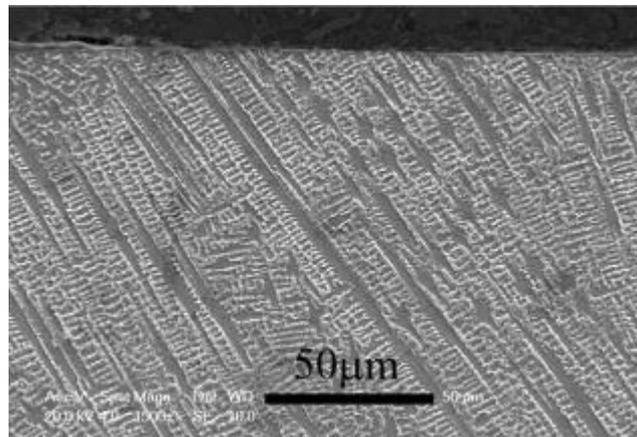
Fonte: Silva et al (2012, p.4).

De acordo com Ahmed (2010) a proteção corrosiva proporcionada pelo Inconel 625 é devido a formação de uma camada passivadora composta por oxido misto de ferro e cromo.

A micrografia da liga Inconel 625 contém uma estrutura cristalina cúbica de face centrada sendo composta por contornos de grãos fortes e visíveis após o ataque químico em uma solução de água régia (HCl e HNO₃), podendo ser apresentada nas formas de pó e forjada (AHMED, 2010).

O autor estuda a eficiência da proteção corrosiva em uma folha de Inconel 625 e compara com o mesmo pulverizado através de High Velocity Oxygen Fuel (HVOF) em aço baixo carbono. A Figura 7 ilustra a microestrutura do Inconel 625 obtida no estudo de Ahmed (2010).

Figura 7- Microestrutura característica de uma liga de Inconel 625 depositada através de HVOF em aço baixa liga.



Fonte: Ahmed (2010).

A eficiência do Inconel 625 para proteção corrosiva relaciona-se, principalmente, com sua estrutura não homogênea formada durante a aplicação do revestimento. Ahmed (2010) afirma que a proteção oferecida por revestimentos se relaciona ao arranjo microestrutural formado. Entretanto, não existem dados que comprovem esse maior desempenho com relação a outras técnicas de combate à corrosão. O autor também enfatiza que a presença de porosidade é outro fator relevante, tendo em vista que porosidades acima de 12% favorecem a formação de regiões propensas a oxidação.

A proteção corrosiva oferecida pelo Inconel 625 abrange diversos tipos de corrosão em diferentes ambientes. Em meio aquoso, devido às altas concentrações de molibdênio, o Inconel 625 promove efetividade quanto a corrosão localizada, intersticial e por pites. Este material é vastamente aplicado em proteção corrosiva de materiais expostos a ambiente marítimo e agressivos, como indústrias de processamentos e produtos químicos (GANESAN, 1991).

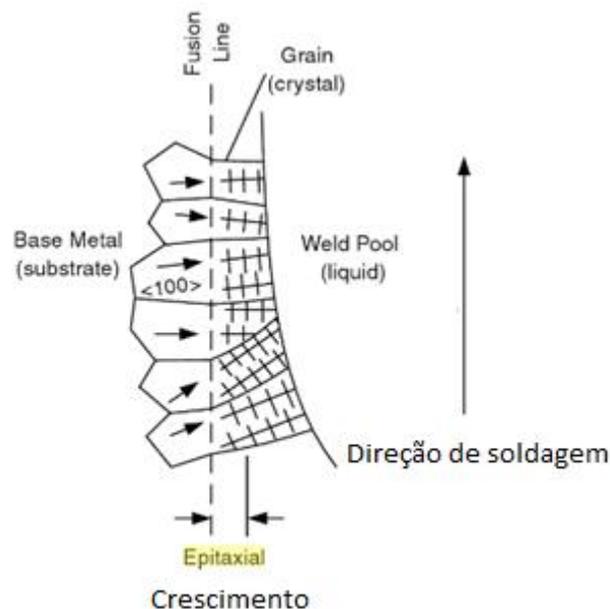
2.5 Metalografia e zonas afetadas

A solidificação do metal de solda é uma fase determinante no processo de soldagem, uma vez que nela é iniciada a formação de uma nova fase do material, através da interface sólido-líquido. A direção do crescimento dos grãos nessa fase de união e resfriamento do cordão é um arranjo do aporte de calor imposto e a composição do material a ser estudado (KEJELIN, 2006).

A morfologia apresentada em revestimentos aplicados por soldagem é distinta nas regiões que caracterizam o entorno do cordão de solda. Deve-se assegurar que a deposição do revestimento seja uniforme, a fim de evitar a formação de trincas e nucleações, ainda que existam níveis aceitáveis de inclusões e porosidades (KEJELIN, 2006).

O calor imposto ao metal pelo arco voltaico tem o efeito de alterar rapidamente as características metalúrgicas do material de base e também o de adição. O efeito do calor é apresentado na ZAC. A ZAC apresenta significativas modificações em termos de crescimento de grãos devido ao fluxo de calor. Kou (2003) afirma que os grãos crescem sentido perpendicular a poça de fusão, pois essa direção apresenta o maior gradiente de temperatura. Esse tipo de crescimento de grão é favorecido e definido pela estrutura cristalina de face centrada (CFC), presente também no Inconel 625. Um esquema da nucleação epitaxial próxima a linha de fusão em um material revestido com Inconel 625 pode ser observada na Figura 8.

Figura 8- Esquema de nucleação epitaxial e crescimento de grãos na zona de fusão de soldagem de um aço carbono



Fonte: Adaptado de Kou (2003, p.171)

Kejelin (2006) afirma que em amostras com diluições inferiores a 70% é esperado um cordão de solda sem grandes problemas com relação ao endurecimento da microestrutura durante a fase do resfriamento, porém esse endurecimento pode ser monitorado através do

controle de resfriamento da peça, e, se for o caso, submeter a peça revestida a um tratamento térmico após a soldagem.

3 METODOLOGIA

Neste capítulo é apresentado um detalhamento dos processos e técnicas de caracterização empregados para investigar a eficiência de três diferentes condições de diluição aplicadas no estudo anticorrosivo do aço AISI1020 revestido com Inconel 625. A metodologia tem por objetivo descrever como foram feitas as análises, condições, local e decisões que foram tomadas com a finalidade de seguir padrões estipulados em normas e posteriormente comparar os resultados obtidos com os encontrados na literatura.

3.1 Seleção dos Materiais

Inicialmente, para a realização deste trabalho, selecionaram-se três amostras, com diferentes porcentagens de diluição (10%, 20% e 31%), nas quais o Inconel 625 foi depositado sobre amostras de aço American Iron and Steel Institute (AISI) 1020 através do processo de soldagem TIG. Estas amostras foram produzidas em trabalho anterior, no qual foi realizado um estudo da influência das técnicas de alimentação de arame nas características do cordão de solda formado e a diluição (MENEZES, 2016).

Os parâmetros utilizados para fabricação das amostras, bem como as características dos cordões de solda obtidos podem ser observados nas Tabelas 7 e 8.

Tabela 7- Parâmetros de soldagem das amostras utilizadas no trabalho

	Parâmetros de Soldagem					
	Energia de Soldagem (J/mm)	Corrente de Soldagem (A)	Velocidade de arame (mm/s)	Velocidade de Soldagem (mm/s)	Taxa de deposição de material	Diluição (%)
Amostra 1	840	70	0.6	6	0.1	10
Amostra 2	680	170	1.8	18	0.1	20
Amostra 3	800	100	1.8	18	0.1	31

Fonte: A Autora (2016).

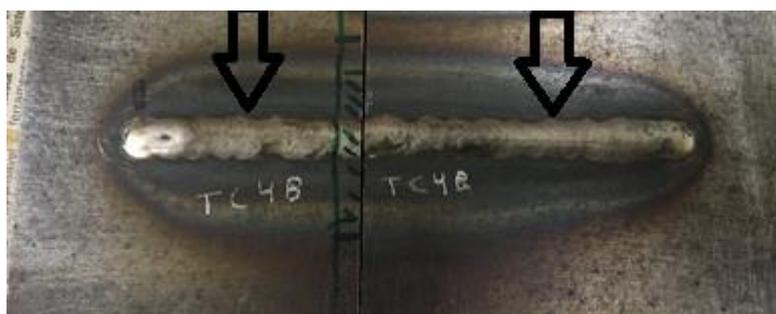
Tabela 8- Características do cordão de solda

	Características do Cordão de Solda		
	10	20	31
Diluição (%)	10	20	31
Largura (mm)	3,8	4,5	7
Reforço (mm)	2,5	2	1,6
Penetração (mm)	0,29	0,48	0,67

Fonte: A Autora (2016).

Conhecendo-se os parâmetros de processo, fez-se a seleção das amostras baseando-se no trabalho de Menezes (2016) e na literatura estudada. De forma a ilustrar uma das amostras utilizadas, é apresentada na Figura 9 uma imagem da amostra com diluição de 31%.

Figura 9- Imagem ilustrativa da amostra com 31% de diluição evidenciando o cordão de solda



Fonte: A Autora (2016).

3.2 Preparação das amostras

Após a seleção das amostras realizou-se a preparação das mesmas para as análises de Macroscópica, Microscopia Ótica, ensaio de Microdureza Vickers e Microscopia Eletrônica de Varredura. A primeira etapa consistiu do corte de cada um dos corpos de prova em cinco fragmentos, como pode ser observado na Figura 10. Com isso obteve-se um conjunto de amostras suficientes, da mesma condição, para realização de todas as análises previstas no trabalho a saber: ensaio de névoa salina e ensaio em mar. Tais análises foram selecionadas pois permitem avaliar as características metalúrgicas do revestimento quando exposto em ambiente corrosivo.

Figura 10- Fragmentos da Amostra 1 após o corte



Fonte: A Autora (2016).

O corte foi efetuado na Sociedade Educacional de Santa Catarina (UniSociesc), Laboratório de preparação de amostras, utilizando uma cortadeira do tipo *cut-off*, a qual possui comando e controle no corte de peças de aço, bronze entre outras. O mecanismo utilizado pode ser observado na Figura 11.

Figura 11- Cut-off utilizada para o corte das amostras 1, 2 e 3.



Fonte: A Autora (2016).

Após o corte iniciou-se o processo de embutimento a quente das amostras. Para tal, fez-se uso do equipamento da marca Arotec, com modelo Pre 30, utilizando pressão de 150 kgf/cm².

Para proceder o embutimento é necessário adicionar a resina baliquete e a peça no reservatório e, ao longo do processo, observar e controlar a pressão do equipamento para que a peça saia isenta de trincas ou deficiente fusão da resina. O modelo da máquina de embutimento a quente é ilustrado na Figura 12.

Figura 12- Máquina de embutimento a quente

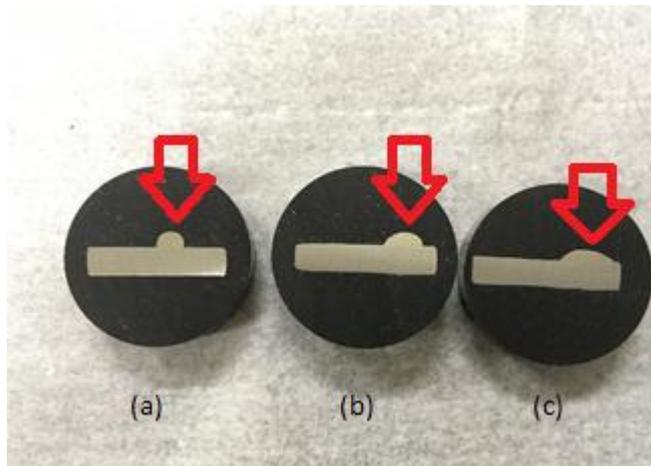


Fonte: A Autora (2016).

Após o embutimento, as peças passaram pelo processo de limpeza da superfície seguido do processo de preparação metalográfica. Inicialmente, fez-se o lixamento das amostras por meio de uma lixadeira elétrica, sequencialmente com as lixas 80, 120, 300, 600 e 1200 de granulometria.

Após o lixamento as amostras foram polidas utilizando-se uma politriz e pasta de diamante com alta e baixa granulometria a fim de minimizar os riscos e imperfeições da superfície. Na Figura 13 é apresentada uma imagem das três amostras embutidas, com diferentes porcentagens de diluição. As setas indicam os cordões de solda.

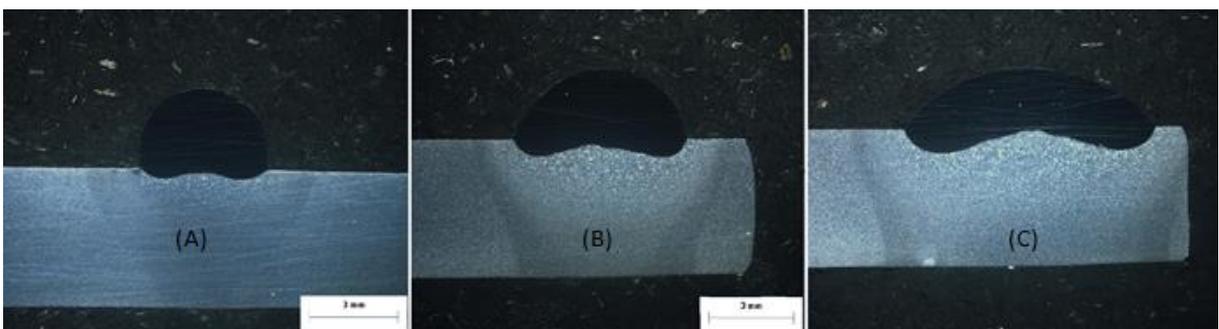
Figura 13- Peças embutidas após processo de preparação metalográfica: a) Amostra 1; b) Amostra 2 e c) Amostra 3.



Fonte: A Autora (2016).

Por meio do processo de embutimento, pode-se confirmar os valores de diluição apresentados na Tabela 8, por meio da análise da seção transversal do revestimento em um Estereoscópio da marca Olympus e modelo SZ61. Para tal, as peças sofreram um ataque químico utilizando Nital 4% (Ácido Nítrico e Álcool), sendo que a região de solda pode ser vista em detalhes na Figura 14 A, B C demonstrando respectivamente os perfis das amostras 1, 2 e 3.

Figura 14 - Perfil macrográfico das amostras (A) 1, (B) 2 e (C) 3



Fonte: A Autora (2016).

3.3 Caracterização das amostras

Nesse tópico será detalhado as técnicas empregadas para a análise com a identificação dos equipamentos, o método utilizado e processo.

3.3.1 Macroscopia

Para a análise de macroscopia foi utilizado o Estereoscópio de fabricante Olympus, modelo SZ61. A análise de macroscopia foi de grande importância, pois através dela foi possível obter a diluição e também a análise corrosiva nas amostras.

As amostras observadas no Estereoscópio foram analisadas no Laboratório de Microscopia Ótica na UniSociesc. A Figura 15 ilustra o Estereoscópio que foi utilizado nas análises.

Figura 15-Estereoscópio utilizado nas análises das amostras para se obter diluição e análise das superfícies corroídas.



Fonte: A Autora (2016).

3.3.2 Microscópio Ótico

As análises observadas no microscópio ótico foram feitas no Laboratório de Microscopia ótica da UniSociesc. Foi utilizado Olympus, modelo BX51. A utilização do microscópio teve como objetivo analisar a microestrutura da ZAC e do metal de base. Em

cada uma das amostras foram feitas dez imagens com aumentos de 100x, 200x, 500x e 1000x, com o intuito de identificar na região da ZAC a microestrutura encontrada na literatura.

Figura 16- Microscópio óptico utilizado no detalhamento da ZAC



Fonte: A Autora (2016).

3.3.3 Microdureza Vickers

O ensaio de Microdureza Vickers foi realizado com o objetivo de analisar o perfil de dureza desde o cordão de solda até o material de base permitindo correlacionar a mesma com a microestrutura encontrada. O perfil de microdureza foi realizado na UniSociesc em um Microdurômetro Vickers da marca Leitz, modelo SET 12617, como pode ser observado na Figura 17.

Figura 17- Microdurômetro Vickers utilizado para identificar o perfil de microdureza nas amostras



Fonte: A Autora (2016).

Para a realização das medidas utilizou-se um espaçamento entre identificações da ordem de 0,4 mm, aplicando-se uma carga de 1 kg durante 15 segundos. Simões (2014) estuda o comportamento mecânico da liga Inconel 625 soldadas em tubos de aço carbono e sua dureza utilizando uma carga de 5 kg. Já Araujo et al (2010) estudou um perfil de microdureza na interface da junta utilizando uma carga de 0,1 kg durante 15 segundos. Assim considerando que o objetivo de Simões (2014) era analisar falhas e o de Araujo et al (2010) era ter um detalhamento de Zonas que não serão abordadas nesse trabalho, juntamente com a disposição das cargas dispostas no Laboratório de Microdureza da UniSociesc utilizou-se uma carga de 1 kg durante 15 segundos.

As identificações foram feitas desde o metal de base até o início do revestimento. O ensaio seguiu a norma ABNT NBR ISSO 6507-1:2008 sobre ensaio de dureza Vickers, o qual enfatiza que há um valor de distância mínimo entre as identificações, de 2,5 a 3 vezes o tamanho da identificação, para assim assegurar a confiabilidade do ensaio.

3.3.4 Ensaio de Névoa Salina

O ensaio de névoa salina foi realizado no Laboratório de Química da UniSociesc. Foi utilizado 25 litros de solução de Cloreto de Sódio 5% com o objetivo de introduzir as amostras em um ambiente que representasse, em laboratório, as condições marítimas severas

de salinidade. A Figura 18 apresenta o equipamento de névoa salina utilizada no presente trabalho, bem como os materiais utilizados para preparação da solução.

Figura 18- (a) Preparação da Solução de Cloreto de Sódio (b) Câmara de Névoa Salina



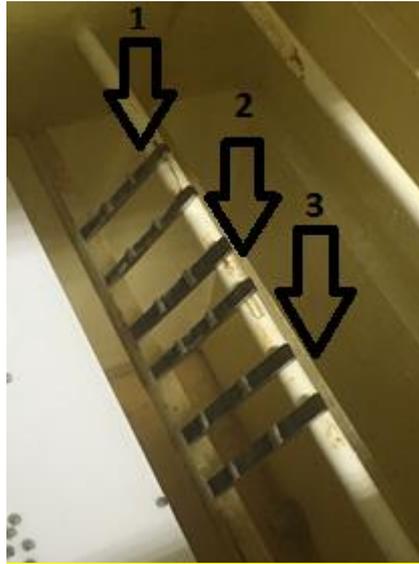
(a)

(b)

Fonte: A Autora (2016).

Após a produção da solução de cloreto posicionou-se as amostras no interior da câmara como apresentado na Figura 19. Foram utilizadas duas amostras de cada diluição para a realização da análise com o objetivo de aumentar a confiabilidade do ensaio. O ensaio de névoa salina seguiu a Norma ABNT NBR 8094 de 1983. Para o ensaio foi utilizado um tempo de exposição 96 horas. Na literatura, o tempo de exposição em câmara de névoa salina varia de 24 a 5000 horas. Lorenzi (2015) utilizou um tempo de 336 horas em câmara de névoa salina para análise de corrosão do Inconel 625 depositado em aço ABNT 4140 por HVOF, porém neste trabalho 96 horas já foi suficiente para alcançar os resultados.

Figura 19- Amostras alocadas dentro da câmara de névoa salina



Fonte: A Autora (2016).

3.3.5 Análise de corrosão em ambiente marinho

Com o objetivo de avaliar os processos de corrosão em ambiente marinho, alocou-se as amostras em um píer da Marina Cubatão, em Joinville. A Marina se localiza na Baía do Babitonga, sendo a maior Baía alagável do estado de Santa Catarina. Essa Baía está localizada na foz do rio Palmital junto às cidades de Joinville e São Francisco do Sul. Na Figura 20 é possível observar uma imagem da Marina Cubatão, bem como sua localização geográfica

Figura 20- Marina Cubatão (a) e sua localização geográfica na Baía do Babitonga (b).



(a)

(b)

Fonte: A Autora (2016) e Marina Cubatão

A fixação das amostras no suporte, desenvolvido para alocação das amostras na Baía, contou com uma furação na extremidade das amostras e, por meio de abraçadeiras poliméricas, posicionamento e fixação das amostras no suporte. Uma imagem ilustrativa das amostras antes e após a fixação, bem como o suporte utilizado para este fim, pode ser observada na Figura 21.

Figura 21- Esquema com as amostras expostas ao ambiente salino, com o aparato e o posicionamento do mesmo no píer



Fonte: A Autora (2016).

Como é possível observar na Figura 21, utilizou-se um par de amostras depositadas na mesma condição para a análise da corrosão em ambiente marinho. Desta forma, após 4 semanas foi feita a primeira avaliação e após 8 semanas a segunda. Esta metodologia teve o objetivo de investigar a progressão do processo de corrosão entre os intervalos de tempo de exposição.

3.3.6 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As análises feitas com MEV nesse trabalho tinham o objetivo de identificar a composição química do revestimento após aplicado no metal de base e da ZAC. O Microscópio ótico de varredura que foi utilizado é do fabricante Tescan e possui o modelo EasyProbe. Os ensaios foram feitos na Universidade Federal de Itajubá, Campus Itabira.

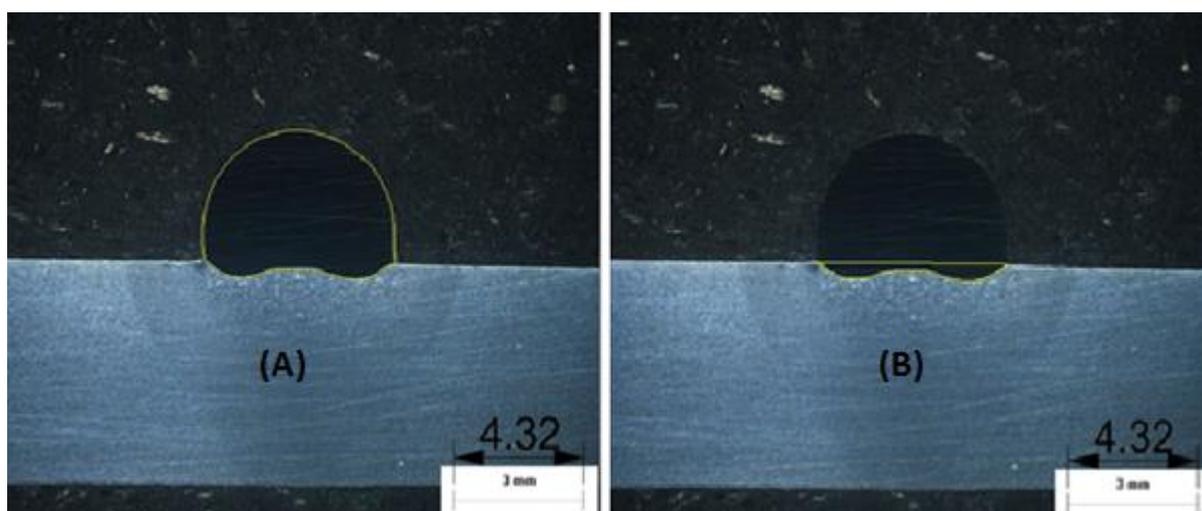
4 RESULTADOS

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos com a caracterização das amostras, bem como uma comparação dos mesmos com a literatura e as discussões a respeito dos dados encontrados.

4.1 Análise da Diluição

Puhl et al. (2010) afirma que devem haver requisitos mínimos com relação a diluição para se obter características pertinentes ao que se pretende em um revestimento. Assim fez-se necessário calcular o valor da diluição em cada uma das amostras. Para tal, por meio da Equação 4, calculou-se a razão entre a área total do cordão (A+B) de solda e a penetração (B). Essas áreas foram obtidas por meio de uma análise macrográfica com o auxílio do Software Rhinoceros 4.0. A Figura 22 ilustra a imagem obtida para a amostra, com indicativo da área demarcada.

Figura 22- Macrografia da Amostra 1 evidenciando (A) Área total do cordão e (B) Área de penetração



Fonte: A Autora (2016).

As diluições das Amostras 2 e 3 foram obtidas da mesma forma sendo o resultado apresentado na Tabela 9. Além disso, nesta tabela são apresentados os valores de diluição

previamente indicados para as amostras, obtidos por Menezes (2016) utilizando Software SolidWorks.

Tabela 9- Comparativo entre as diluições encontradas por Menezes (2016) e a diferença percentual

	Menezes (2016) (%)	Diluição A Autora (2016) (%)	Diferença (%)
Amostra1	10	9,44	5,6
Amostra2	20	18,68	6,6
Amostra3	31	30,42	1,9

Fonte: A Autora (2016).

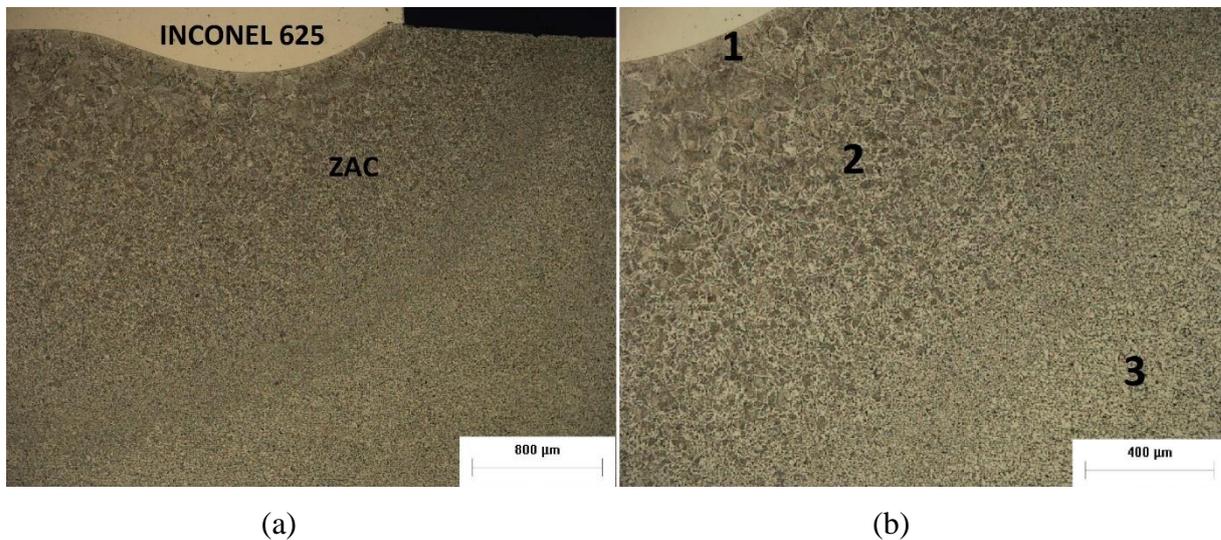
A diferença percentual encontrada entre o valor inicialmente fornecido e o encontrado neste trabalho é pequena e pode ser relacionada ao processo de medida. Verificou-se ainda uma diferença mais significativa para a Amostra 2, da ordem de 6,6%.

4.2 Análise Metalográfica

O objetivo de caracterizar as amostras metalurgicamente recai na necessidade de justificar a proteção corrosiva que o revestimento de Inconel promove em função do grau de diluição e estudar a formação de diferentes estruturas presentes no Aço AISI 1020 após a incidência de calor durante a soldagem na ZAC.

Na Figura 23 pode-se verificar uma imagem da região entre o revestimento no canto superior esquerdo e a ZAC para a Amostra 1, com 10% de diluição. É possível observar a alteração na microestrutura próxima ao cordão de solda. Essa modificação deve-se ao aporte de calor durante a aplicação do revestimento. Segundo Modenesi (2006), devido a influência da alta temperatura, é esperado uma faixa com grãos maiores próximo a região de fusão do metal de base com o revestimento, sendo que a medida que se distância dessa região de fusão sentido a ZAC, a região apresenta-se com uma granulação mais fina.

Figura 23- (a) Amostra 1 com diluição de 10% e com (b) imagem ampliada no microscópio ótico em 50 vezes



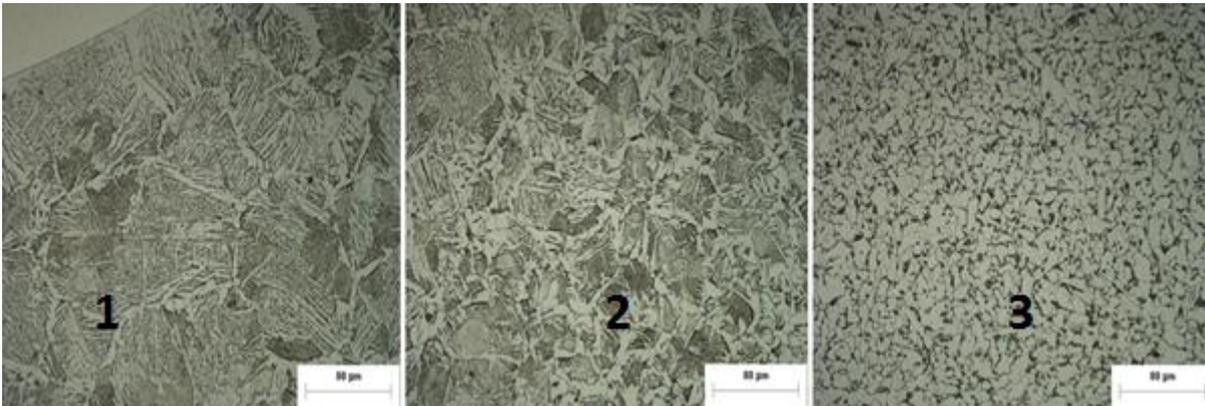
Fonte: A Autora (2016).

Na Figura 23 pode-se observar as regiões em torno do cordão de solda e a diferença entre a microestrutura formada e aquela presente no aço 1020, sendo que as numerações correspondem as fases 1, 2 e 3

Na Figura 24 podemos identificar a região 1 como sendo a região mais próxima da região de fusão entre o Inconel 625 e o aço 1020. Devido à grande quantidade de calor e energia concentradas durante a soldagem obteve-se uma região com crescimento de grãos e a formação de perlita grosseira e ferrita. A região 2 também apresenta microestrutura afetada pelo calor, correspondendo a ZAC. Essa região é caracterizada por grãos grandes, porém menores do que aqueles apresentados na região 1, com microestrutura característica de perlita grossa, perlita fina e ferrita, como encontrado por Weiner (2011) e Ribeiro (2014).

Na região 3 é possível observar a formação de grãos bem definidos, com microestrutura típica de um aço 1020, contendo perlita e ferrita. Cabe ressaltar que todas as imagens da Figura 24 foram obtidas ampliando-se a região entre o cordão de solda e o material de base com amplificação de 500X para a Amostra 1.

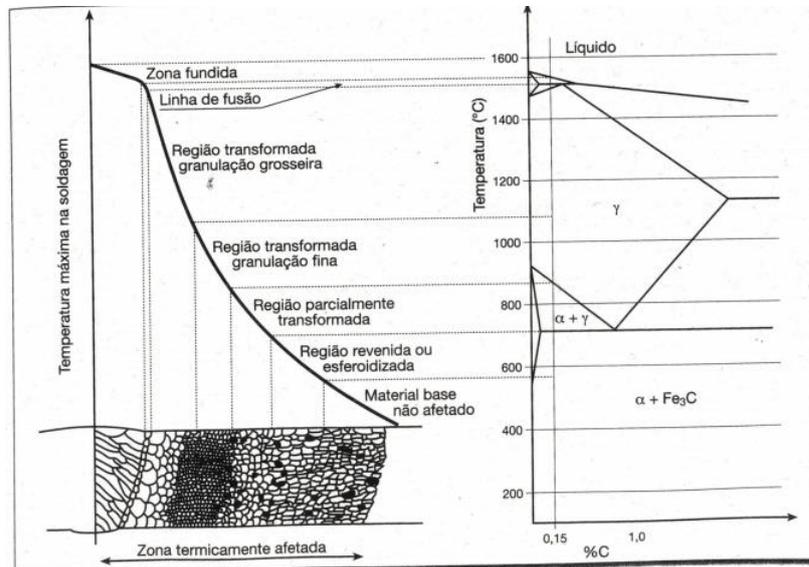
Figura 24- Amostra 1 observada no microscópio ótico nas regiões 1, 2 e 3.



Fonte: A Autora (2016).

A microestrutura encontrada no presente trabalho é relatada por Colpaert (2008). O autor ilustra as alterações nas características dos grãos de aço AISI 1020 após a incidência de calor proveniente de processos de soldagem. Na Figura 25 é apresentada uma imagem comparativa entre o diagrama de fases usual para aços baixo carbono (Diagrama Fe-Fe₃C) e a distribuição da temperatura utilizada em processos de soldagem evidenciando as alterações na microestrutura. De acordo com a Figura 26 pode-se observar que na região mais próxima ao cordão de solda há um crescimento acentuado de grãos com formação de perlita grosseira e ferrita. Por outro lado, quanto mais afastado da região com maior incidência de calor, é verificado um refino do grão e menor modificação microestrutural no aço 1020, metal de base que não é afetado pelo calor.

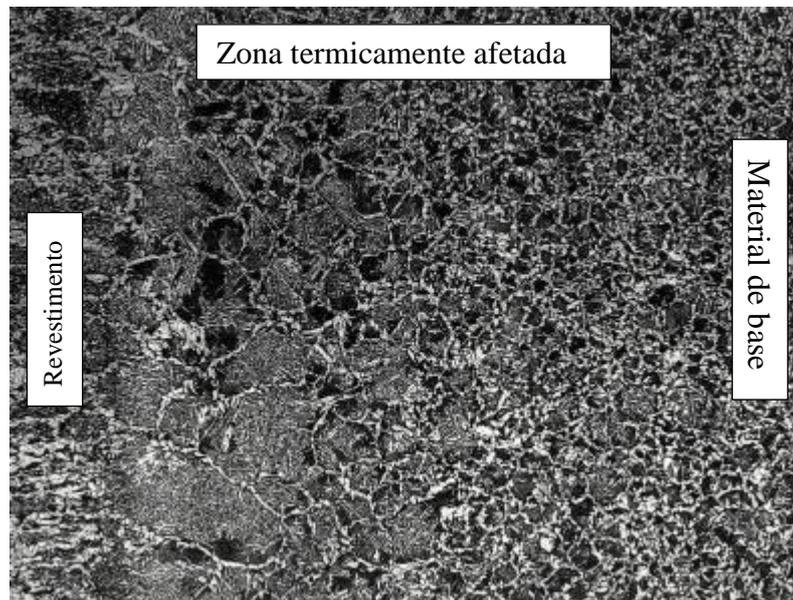
Figura 25- Representação esquemática da relação entre a distribuição da temperatura de soldagem (à esquerda) e do diagrama de equilíbrio de fases Fe- Fe₃C na microestrutura de aço baixo carbono



Fonte: Colpaert (2008, pg.475)

A Figura 26 apresenta a microestrutura da seção transversal de um aço AISI 1020 após ser revestido por um cordão de solda (COLPAERT, 2008)

Figura 26- Seção transversal de um aço AISI 1020 após processos de soldagem



Fonte: Colpaert (2008,).

Ao comparar a microestrutura obtida próxima a região do cordão de solda no presente trabalho com a imagem apresentada na Figura 26 de Colpaert (2008), pode-se

observar que as fases formadas e o tamanho do grão ao redor do cordão de solda, na ZAC e no metal de base, são similares ao previstos na literatura.

Cobos (2003) descreve a origem da microestrutura final em aços hipoeutetóides (% C <0,77). Nestes materiais ocorre a transformação da austenita em duas etapas: na primeira há a precipitação de ferrita sob os contornos de grão da austenita e na segunda há a transformação da austenita restante em ferrita. A austenita, ao ser resfriada lentamente, transforma-se em perlita, fazendo com que aços com teores de carbono menores que 0,77% C, ao serem resfriados a uma temperatura inferior a 723°C apresentem microestrutura perlítica e ferrítica, como a apresentada pelas amostras em estudo.

Modenesi (2012) alega ainda que em um aço hipoeutetóide à 600° C a austenita começa a se transformar em ferrita após 2 segundos e após 4 segundos a formação da ferrita é interrompida dando início a formação de perlita. Após 15 segundos a microestrutura formada é composta de 15 % de ferrita e 85 % de perlita. Neste estudo o autor utiliza uma taxa de resfriamento contínuo.

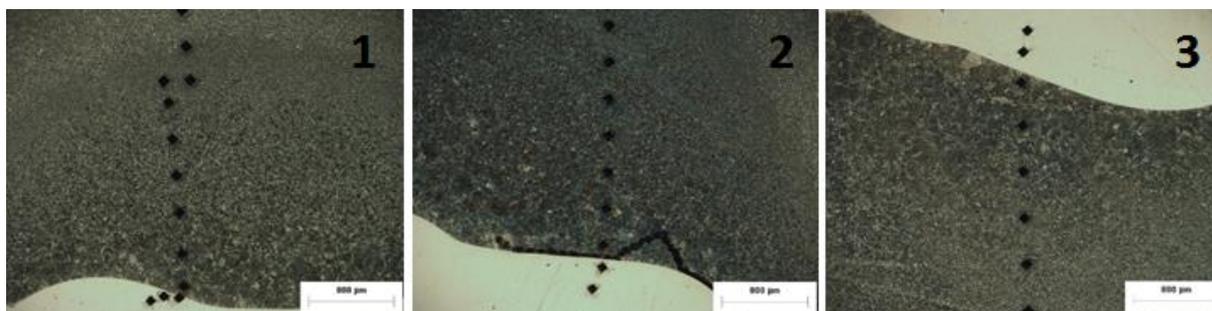
As características metalográficas apresentadas nesse tópico relacionam-se à Amostra 1. Como apresentado na Tabela 7, a energia térmica fornecida ao aço AISI 1020 durante o revestimento de cada amostra foi equivalente de forma a poder-se considerar que para todas as amostras estudadas a alteração microscópica foi similar.

4.3 Ensaio de Dureza

O ensaio de dureza é uma etapa importante o qual avalia-se a dureza do material impondo cargas que ocorrem na presença de tensões na região elástica de operação do material. Modenesi (2012) afirma que a região da ZAC é uma zona delicada, devido as alterações ocasionadas pelo ciclo térmico da soldagem. Ainda que na ZAC tem-se a região de crescimento de grãos e esse crescimento pode ser fragilizante para vários materiais, inclusive o aço baixo carbono. Assim o ensaio de dureza foi realizado do início do revestimento até o metal de base, com a intenção de analisar a variação da dureza proveniente do aporte de calor imposto pela soldagem.

Na Figura 27 são apresentadas imagens de análises macrográficas do perfil das amostras 1, 2 e 3, respectivamente, após a medida de microdureza Vickers em toda a extensão do material estudado. Foram realizadas 12 identificações em cada uma das amostras.

Figura 27- Análise macrográfica do perfil de identações obtido no ensaio de microdureza Vickers nas amostras 1, 2 e 3



Fonte: A Autora (2016).

As medidas de dureza obtidas em cada ponto estão apresentadas na Tabela 10 para as Amostras 1, 2 e 3.

Tabela 10- Valores de microdureza Vickers obtidos para as amostras 1, 2 e 3.

Microdureza Vickers		Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
Identações	Profundidade (mm)	Dureza Vickers (VH1)	Dureza Vickers (VH1)	Dureza Vickers (VH1)
1	0,4	186	196	174
2	0,8	204	194	172
3	1,2	181	204	185
4	1,6	213	185	179
5	2	174	186	166
6	2,4	160	171	169
7	2,8	163	167	160
8	3,2	155	161	161
9	3,6	142	157	154
10	4	143	154	155
11	4,4	143	151	154
12	4,8	142	155	155
Média (VH1)		167	173	165

Fonte: A Autora (2016).

Avaliando-se o perfil de dureza das amostras apresentado na Tabela 10, pode-se verificar que os mesmos seguem uma mesma tendência, Kejelin (2006) encontrou em seu trabalho dureza na faixa de 400 HV na região próxima ao cordão de solda e 196 HV na ZAC, porém utilizou de tratamento térmico pós soldagem, esfriando as amostras em refrigeração forçada em ar comprimido. Entretanto, os resultados do presente estudo forneceram dureza média de 167 HV na amostra 1, 173 HV na amostra 2 e 165 HV na amostra 3. Pflingstag (2009) obteve uma dureza média de 220 HV em suas amostras revestidas com Inconel 625. Enquanto Simões (2014) encontrou uma dureza média de 258 HV.

Com relação a microdureza nas zonas específicas as identações 1 e 2 representam a microdureza da liga Inconel 625 revestida por soldagem TIG, a dureza média encontrada

nessa região foi de 195 HV na amostra 1 e 2, e 173 HV na amostra 3. Special Material (2013) afirma que a dureza do Inconel 625 soldados deve estar entre 180 e 250 HV. Na profundidade 1 tem-se a posição da linha de fusão, então a partir dela tem-se a ZAC e antes dela tem-se o revestimento.

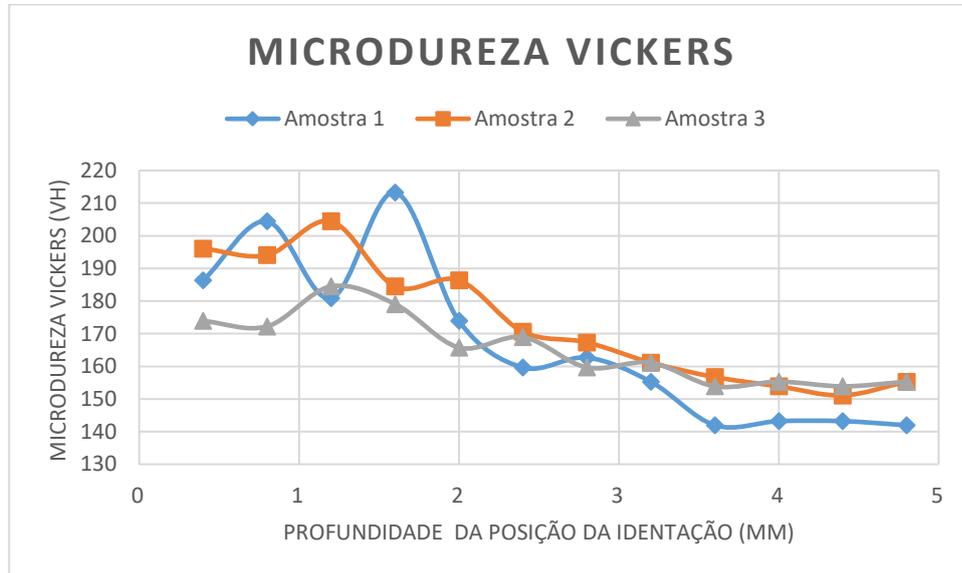
A microdureza encontrada na ZAC foi obtida pelas identificações 3 até a 8. Os valores médios obtidos da microdureza na região da ZAC foi de 175 HV na amostra 1, 179 HV na amostra 2 e 170 HV na amostra 3. Araujo et al (2010) encontrou valores médios de 149 a 155 HV na ZAC de suas amostras revestidas com Inconel 625 por soldagem TIG.

E por fim a microdureza obtida nas identificações 9, 10,11 e 12 correspondem a região de refino de grão, que possuem as características do aço AISI 1020. A amostra 1 obteve uma dureza média de 143 HV, a amostra 2 de 154 HV e a amostra 3 de 155 HV. Gerdau (2002) informa que para aço 1020 possui uma dureza que pode variar de 130 a 200 HV.

A Figura 28 apresenta um gráfico através do qual é possível observar a diminuição da microdureza encontrada no sentido do início do revestimento, através da ZAC e alcançando o metal de base, como ilustra a Figura 27. O eixo x do gráfico representa o sentido da profundidade do ensaio, o qual iniciou-se no revestimento e foi se deslocando para a região da ZAC chegando no metal de base. E o Eixo y demonstra a microdureza Vickers em HV.

Através do estudo metalográficos feito no item 4.2, é possível observar que a amostra 1 destaca-se variando sua dureza com relação a profundidade de forma sinuosa nas primeiras identificações. Essa variação pode ser resultante da criticidade na região mais próxima ao cordão de solda, como afirmado por Kejelin (2006). Na Amostra 1 é a que possui 10% de diluição, assim possui maior reforço e ocasionalmente menor alteração da composição química com relação a mistura do revestimento e o metal de base. A Amostra 2 obteve-se a maior média de dureza e a partir da 3 identificação pode-se verificar uma linearidade na diminuição dos valores de microdureza. Já a amostra 3 resultou na menor média de dureza, principalmente no início do revestimento. Essa menor microdureza pode ser resultante da maior mistura do Inconel 625 com o metal de base, devido a taxa de diluição ser maior nessa amostra, resultando em maior alteração na composição química resultante, como mencionado por Weiner (2011).

Figura 28- Representação gráfica da microdureza obtida nas amostras 1, 2 e 3.

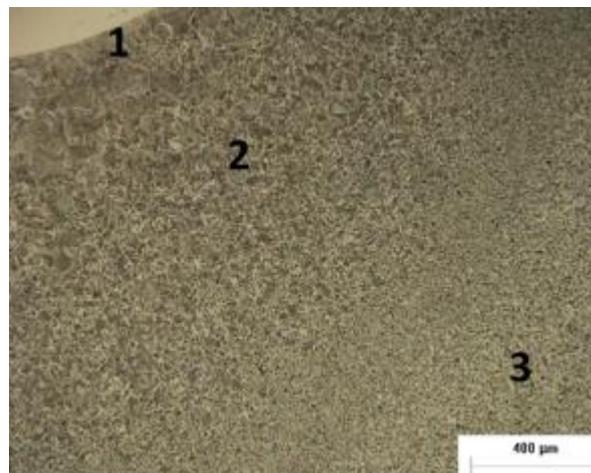


Fonte: A Autora (2016).

4.4 Análise de MEV e EDS

A análise de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e a análise de Espectrometria de energia dispersiva (EDS) foi executada a fim de se obter um detalhamento microestrutural das amostras, permitindo avaliar a composição química das regiões detalhadas nesse trabalho. As referências das zonas analisadas no MEV e EDS podem ser observadas na Figura 29.

Figura 29- Caracterização das regiões analisadas no ensaio EDS



Fonte: A Autora (2016).

A Tabela 11 representa em % a composição química obtida nas diferentes regiões da amostra. Nesta tabela é possível verificar os teores de níquel cromo, carbono, ferro e molibdênio nas regiões 1, 2 e 3 e no Inconel 625.

Tabela 11- Composição químicas das amostras 1, 2 e 3 obtidas através do ensaio EDS

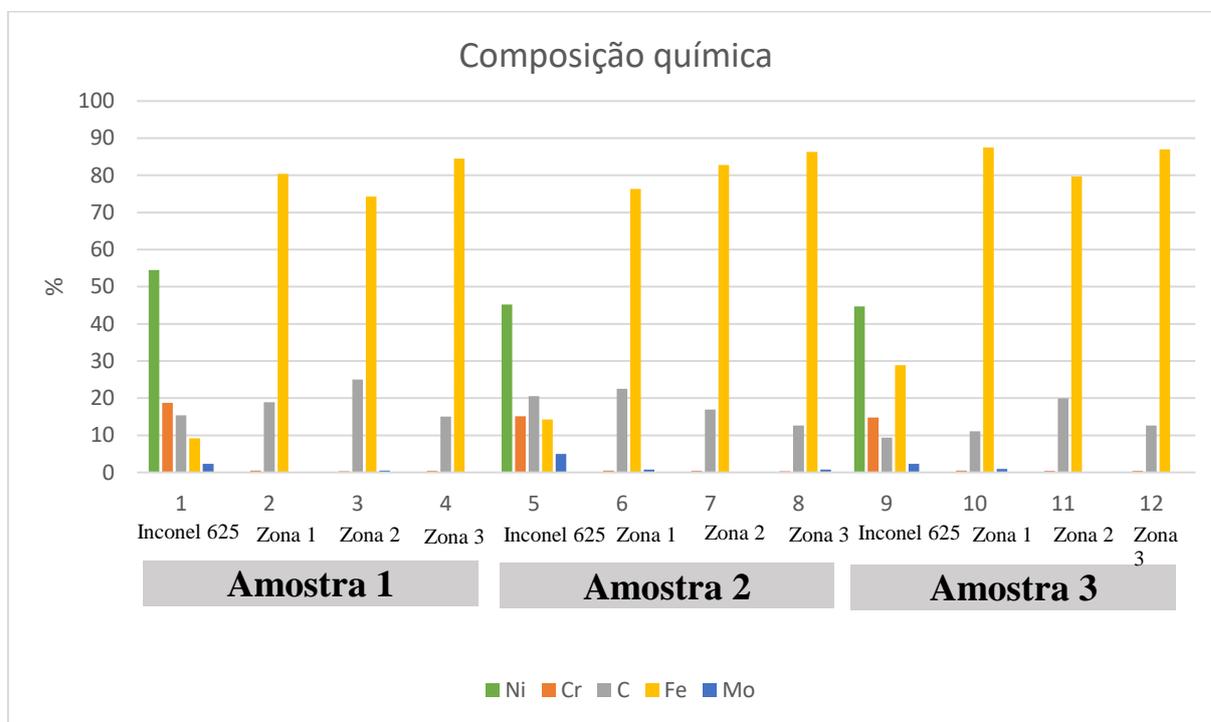
MEV - EDS	AMOSTRA 1				AMOSTRA 2				AMOSTRA 3			
	Inconel 625	Zona 1	Zona 2	Zona 3	Inconel 625	Zona 1	Zona 2	Zona 3	Inconel 625	Zona 1	Zona 2	Zona 3
Ni	54,5	0,1	0	0	45,2	0	0	0	44,7	0	0	0
Cr	18,7	0,5	0,3	0,4	15,1	0,5	0,4	0,3	14,8	0,5	0,4	0,4
C	15,4	18,9	25	15	20,5	22,5	16,9	12,6	9,4	11,1	19,9	12,6
Fe	9,2	80,4	74,3	84,5	14,3	76,3	82,8	86,3	28,9	87,5	79,7	87
Mo	2,3	0,1	0,5	0	5	0,8	0	0,8	2,3	0,9	0	0

Fonte: A Autora (2016).

A partir da Tabela 11 é possível observar que as maiores concentrações de níquel estão presentes no Inconel 625, e nas zonas subsequentes sua incidência é praticamente nula. Esse resultado é abordado por Ribeiro (2014), o autor afirma que a medida que se analisa a composição de um revestimento de Inconel 625 revestido por soldagem TIG em amostras de aço carbono, o distanciamento do revestimento é proporcional ao aumento das concentrações de ferro e carbono e a diminuição das concentrações de níquel e molibdênio. Ribeiro (2014) encontrou maiores teores de Mo na região mais próxima a linha de fusão, assim como encontrado na zona 1, comparado com as zonas 2 e 3.

Com o MEV foi possível analisar a composição do metal de base, correspondente a zona 3, o qual possui em média a composição de 13 %C de carbono, característico de um aço baixo carbono. A Figura 30 representa graficamente a composição química das amostras.

Figura 30- Representação gráfica da composição química das amostras 1, 2 e 3 obtidas através do ensaio EDS, com dados das regiões 1, 2, 3 e Inconel 625.



Fonte: A Autora (2016).

A partir desses resultados é possível relacioná-los à dureza encontrada nas amostras. Os valores de microdureza encontrados no início do revestimento são superiores, pois caracterizam uma região com maiores concentrações de níquel e cromo. A região de crescimento de grãos, correspondendo a ZAC, encontra-se uma microestrutura perlitica e ferritica, o qual sua dureza vai diminuindo ao longo da ZAC até o metal de base, ao passo que a concentração de ferro vai aumentando.

4.5 Avaliação da corrosão em amostras expostas a ambiente marinho

A avaliação das amostras expostas ao ambiente marinho teve por objetivo analisar a corrosão em condições reais de operação práticas do revestimento Inconel 625.

As amostras foram fixadas no aparato que foi instalado na parte inferior do píer da Marina Cubatão de forma a facilitar o processo de manipulação e controle.

Para relacionar os resultados de corrosão com a qualidade da água, foi feita a avaliação da salinidade, teor de oxigênio dissolvido, temperatura e pH da água durante os meses de junho a agosto. O resultado destas análises pode ser observado na Tabela 12.

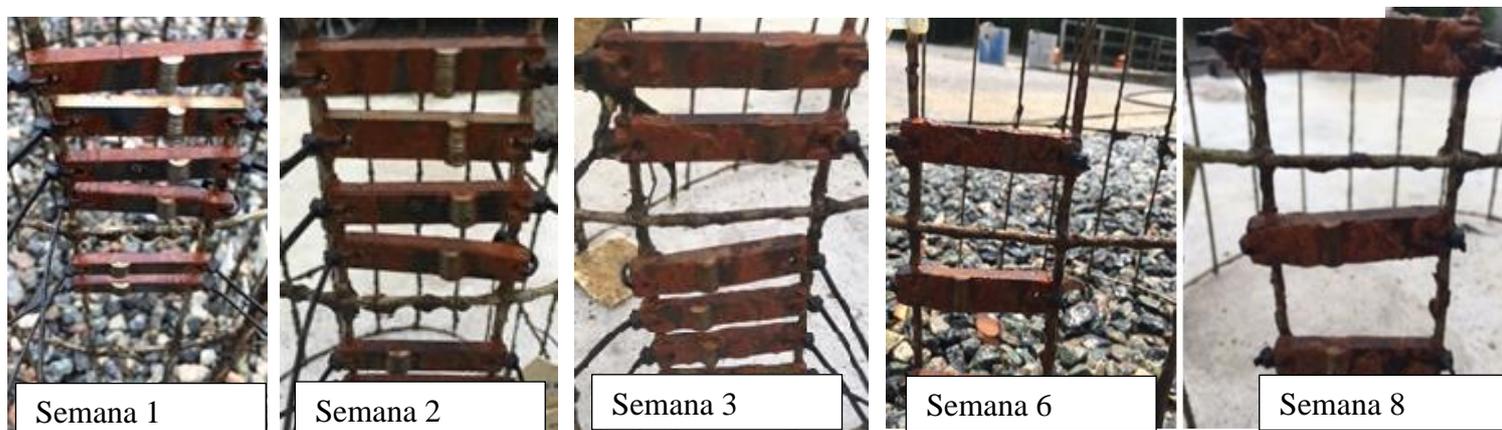
Tabela 12- Características da água presente na Marina Cubatão

Dados Analisados	Média
Oxigênio dissolvido (mg/L)	6,96
Temperatura	16° C
Salinidade (mg/L)	4 - 0,1
Ph	6,6
Número de medições	11

Fonte: A Autora (2016).

Para a análise do processo corrosivo ocorrido nas amostras expostas ao ambiente marinho, foi feita uma avaliação em um período de 8 semanas. A cada semana foram retiradas imagens para avaliar a evolução do processo corrosivo nas amostras. Na Figura 31 é possível observar a evolução cronológica do processo de corrosão nas amostras.

Figura 31- Análise temporal do processo de corrosão das amostras expostas ao ambiente marinho



Fonte: A Autora (2016).

De acordo com a Figura 31 pode-se observar que na primeira semana houve apenas um processo de corrosão uniforme por toda a superfície da amostra sendo que na região do revestimento, este processo foi menos acentuado. Entretanto, ao decorrer do período de exposição ao ambiente marinho, o processo de corrosão foi se tornando mais acentuado devido principalmente a característica reativa do aço baixo carbono em atmosfera salina. Além disso, verifica-se que o revestimento também apresentou processo de corrosão. A

Figura 32 apresenta a imagem das três amostras após um período de 4 semanas ficando evidente o processo corrosivo por toda extensão do corpo de prova.

Figura 32- Amostra resultante da exposição no ambiente marinho durante 4 semanas

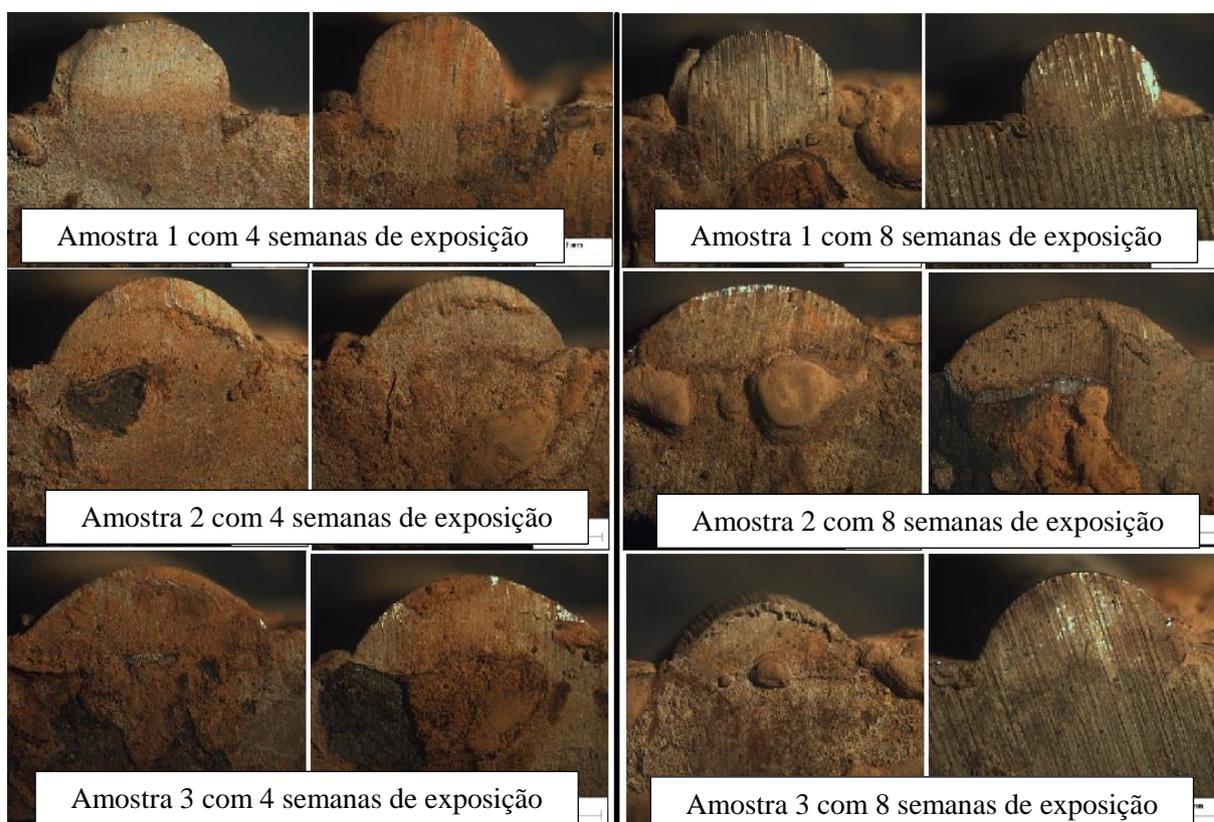


Fonte: A Autora (2016).

Observando a Figura 32 pode-se verificar que há diferenças em termos da corrosão em função da diluição utilizada. É possível observar que existe uma tendência da amostra com menor diluição (Amostra 1) em apresentar reduzido processo corrosivo.

De forma a investigar mais detalhadamente o perfil de corrosão das amostras expostas ao ambiente marinho, realizou-se análises de macrografia das amostras após a retirada do mar. Na Figura 33 é apresentado o perfil de corrosão das amostras presentes no ensaio de ambiente marítimo.

Figura 33- Análise temporal das amostras 1, 2 e 3 em 4 e 8 semanas de exposição ao ambiente marinho



Fonte: A Autora (2016).

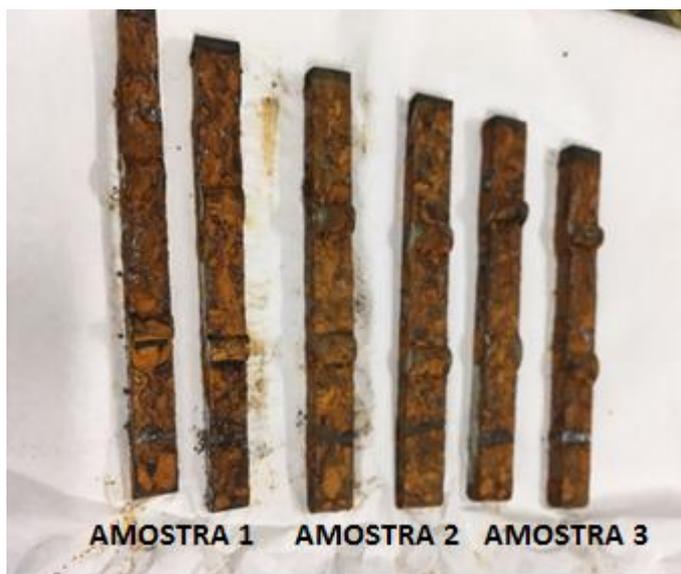
De acordo com a Figura 33 pode-se verificar que todas as amostras após o período de 4 semanas apresentaram corrosão significativa em toda a extensão da região da amostra. Em vários pontos das amostras é possível observar corrosão por placas e pite. Simões (2014) afirma que a corrosão em Inconel 625 dificilmente é devido a CO_2 , que resultaria em corrosão uniforme e localizada, mas a corrosão por pite no revestimento pode ser severa em ambientes que possuam enxofre e Cl^- .

A fim de se comparar a resistência a corrosão com a taxa de diluição e composição do material, através da Figura 33 observa-se que as amostras com maiores diluições sofreram maior oxidação, comparadas a amostra 1, que possui menor diluição.

4.6 Avaliação da corrosão em amostras expostas a névoa salina (Salt Spray)

Após 96 horas de ensaio, as amostras foram retiradas da câmara de névoa salina, podendo-se perceber que o processo de corrosão foi acentuado em todas as amostras, como é possível observa na Figura 34.

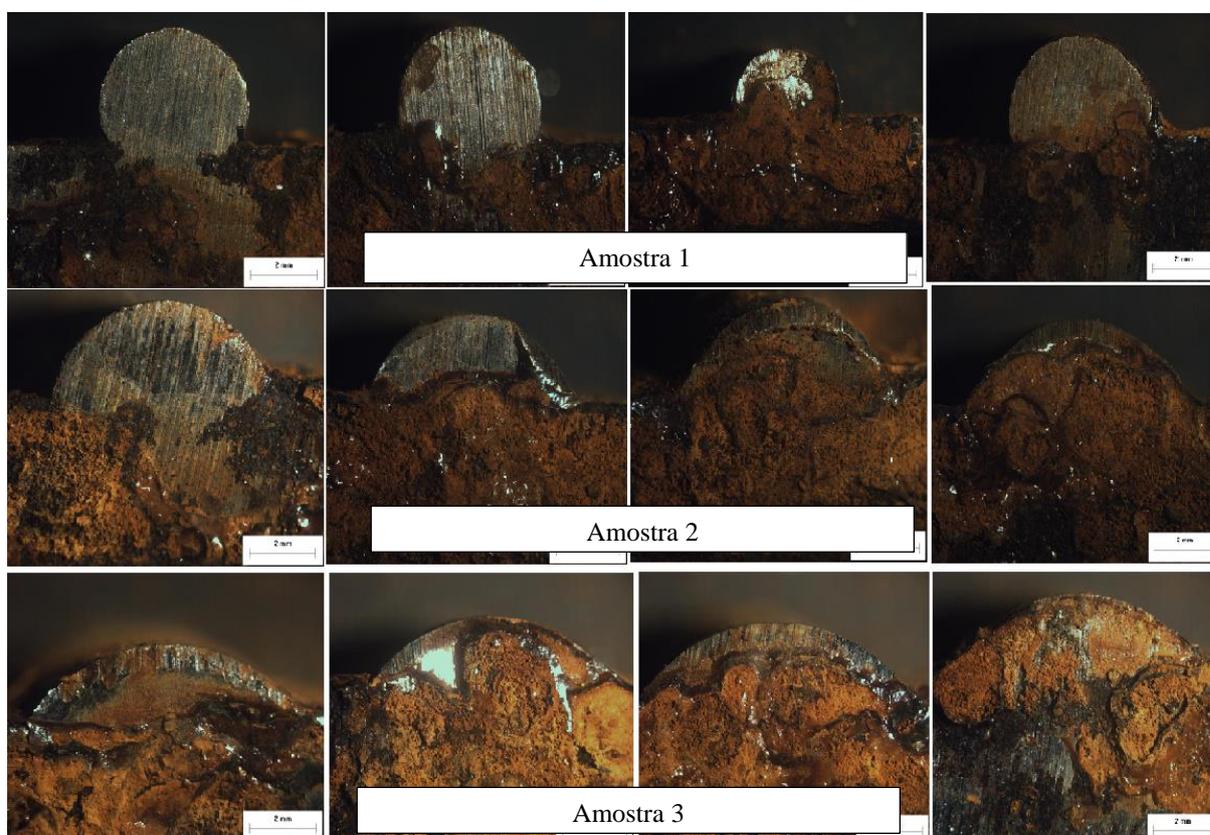
Figura 34- Resultado das amostras submetidas a ensaio de névoa salina (Salt Spray)



Fonte: A Autora (2016).

Assim como realizado para as amostras expostas a ambiente salino, realizou-se uma análise macrográfica do perfil das amostras, que pode ser observado na Figura 35. Fica claro observar que há, no processo de corrosão, significativa influência da diluição em um revestimento corrosivo. A olho nu é possível observar que a proteção oferecida pela amostra de diluição 10% é maior do que a oferecida por 20% e por 30% assim como Gomes (2010) e Silva Filho (2007) e já aviam apontado.

Figura 35- Resultado das amostras 1, 2 e 3 após o ensaio de névoa salina (Salt Spray)



Fonte: A Autora (2016).

Outra análise que pode ser feita é relativa ao tipo de corrosão se comparado aos resultados das amostras expostas ao meio marinho. É evidente a distinção e a aceleração que uma técnica deste tipo promove nas amostras, como já abordado por Kejelin (2012). A corrosão será maior quanto maior a agressividade do meio à qual a amostra está inserida. Por outro lado, a forma de corrosão é similar nos dois casos, sendo que é possível notar que o processo de corrosão inicia-se e se intensifica a partir do metal de base, região com menores contornos de grãos e microestrutura perlítica e ferrítica. Diferentemente no topo do revestimento, o qual possui concentrações de níquel e cromo altas, como abordado no item 4.4, possuindo ainda baixos teores de ferro, resultando em menor oxidação das regiões próximas ao topo e ao redor do revestimento.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A partir dos resultados obtidos nesse trabalho foi possível analisar a proteção corrosiva da liga Inconel 625 revestida por soldagem TIG em aço AISI 1020 e relacionar essa proteção com a taxa de diluição. Assim, concluiu-se que quanto menor a diluição, menor a mistura da composição química do Inconel 625 com o aço AISI 1020, resultando em um revestimento com altos teores de níquel e cromo, originais constituintes do Inconel 625.

Essa região com altos teores de níquel e cromo possui maior microdureza comparada com as regiões da ZAC e do metal de base. O perfil de dureza decai ao longo da profundidade da seção da interface do revestimento com o metal de base, devido a microestrutura resultante da mistura da composição química do revestimento com o metal de base. Sendo assim a medida que se afasta do cordão de solda, encontra-se regiões com maiores concentrações de ferro, menores dureza e tendência a oxidação.

Com relação a corrosão não foi possível afirmar a eficácia na proteção corrosiva, visto que é visível a oxidação em todas as amostras estudadas, porém foi notório que as amostras que possuíam menores taxas de diluição sofreram menos com a corrosão se comparado com as outras amostras, visualmente.

Algumas amostras que possuíam a mesma composição, mesma diluição e submetidas ao mesmo ambiente durante o mesmo período obtiveram resultados desiguais. Uma possível justificativa estaria na imposição do calor nos cortes feitos através da cut-off, sendo que grandes temperaturas e tensões são impostas a peça.

Foi possível observar que a agressividade do meio o qual as amostras estavam inseridas é proporcional ao dano causado por corrosão nas mesmas, visto que as amostras expostas ao ambiente marinho (Marina Cubatão), o qual possuiu baixa salinidade, sofreram menos corrosão do que as amostras do ensaio de névoa salina.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTUROS

- Análise Corrosiva em aço revestido com filme fino de Inconel 625.
- Análise Econômica na redução do Inconel 625 em risers e umbilicais.
- Análise Corrosiva no Revestimento de Inconel 625

REFERÊNCIAS

AHMED, N. et al. The effects of microstructural features on the performance gap in corrosion resistance between bulk and HVOF sprayed Inconel 625. **Surface and Coatings Technology**, v. 204, n. 14, p. 2294-2301, 2010.

AMERICAN BUREAU OF SHIPPING. **Individual Wastage allowances for conventional vassels**: Rules for survey after construction. Houston: Abs Plaza, 2015.

ARAUJO et al., Fernando da Silva. **Avaliação da Microdureza e Microestrutura de juntas soldadas do aço API GR B revestido com liga de nível**. In: CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, 5., 2010, Campina Grande. Anais. Campina Grande: 2010.

ITMAN FILHO, André. **Corrosão**. Vitória: 2010.

CRAMER, S. D; COVINO, B. S. **ASM Handbook: Volume 13: Corrosion, Fundamentals, Testing and Protection**. Ohaio: Ams Int, 2003.

COBOS, Antonio. **Estudo da descarbonetação durante a sinterização por plasma em aço carbono**. 2003. 83 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Villares Metals, 2008.

DET NORSKE VERITAS. Recommended practice DNV- **RP-C101**: Allowable thickness diminution for hull structure of offshore ships. Hovik: Det Norske Veritas, 2007.

EISELSTEIN, H. L.; TILLACK, D. J.. The Invention and definition of Alloy 625. **The Minerals, Metals e Materials Society**, Huntington, 1991.

FREEMAN, S. R; Metallurgy, M. **ASM Handbook: Volume 12: Analysis and Prevention of Corrosion- Related Failures**. In: POWELL. Ohaio: Mas Int, 2012.

GALVINFO CENTER, **Reparo de pintura de chapas de aço com revestimento metálico pré pintada**. 2011. Catálogo. Disponível em: <http://www.icz.org.br/upfiles/arquivos/GalvInfoNotes/GalvInfoNote_4_3.pdf>. Acesso em: 20 nov. 2016.

GANESAN, P.; RENTERIA, C.m.; CRUM, J. R.. **Versatile Corrosion Resistance of INCONEL” alloy 625 in Various: Aqueous and Chemical Processing Environments**. Superalloys 718,625 And Various Derivatives: The Minerals, Metals & Materials Society, Huntington, p.663-680, 1991.

GENTIL, Vicente. **Corrosão**. 5. ed. Rio de Janeiro: Ltc, 2007.

GERDAU, Manual de aços. 2002. Catálogo. Disponível em: <http://www.feis.unesp.br/Home/departamentos/engenhariamecnica/maprotec/catalogo_acos_gerdau.pdf>

Acesso em:21 nov. 2016.

GOMES, José Henrique de Freitas. **Análise e otimização da soldagem de revestimento de chapas de aço ABNT 1020 com utilização de arame tubular inoxidável austenítico**. 2010. 136 p. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Produção, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, Minas Gerais, 2010.

KEJELIN, Norton Zanette. **Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares**. 2006. 127 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2006.

KEJELIN, Norton Zanette. **Soldagem de revestimento de aços comuns C-Mn com superliga a base de Níquel Inconel 625**. 2012. 219 p. Tese (Doutorado) Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2012.

KERMANI, M B; HARR, D. **The Impact of corrosion on oil and gas industry**. In: ANNUAL TECHNICAL CONFERENCE AND EXHIBITION, 1995, Bahrain.

KOU, Sindo. **Welding Metallurgy, Second Edition**. New Jersey, United States, 2003.

NUNES, Laerce de Paula. **Fundamentos da Resistência à Corrosão**. 5. ed. Rio de Janeiro: Interciência, 2007.

LINNERT, G. E. **Welding Metallurgy – Carbon e Alloy Steels**. Miami: American Welding Society, ed. 4, p. 628, 1995.

LORENZI, Mariana Sgambaro. **Avaliação de Tensões residuais pelo método de difração de Raios-x em revestimento de Inconel 625 obtido por HVOF**. 2015. 81 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015.

MA, Yuantai; LI, Ying; WANG, Fuhui. Corrosion of low carbon steel in atmospheric environments of diferente chloride content. **Corrosion Science**, v. 51, n. 5, p. 997-1006, 2009.

MAAß, Peter; PEIBKER, Peter. **Handbook of hot dip galvanization**. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2011.

MAHMOUD, Salah . ASM Handbook Volume 11: **Failure Analysis and Prevention**. 11. ed. -: American Society, 1986.

MENEZES, Vanessa Guimarães Soares de. **Estudo comparativo entre técnicas de alimentação de arame no processo TIG**. 2016. 41 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Naval, Universidade Federal de Santa Catarina, Joinville, 2016.

MODENESI, P. J., Marques, P. V. (2012). **Introdução à Metalurgia da Soldagem**.

MODENESI, P. J., Marques, P. V. (2006). **Introdução aos Processos de Soldagem**.

PARDAL, Juan Manuel et al. Caracterização e Avaliação da Resistência à Corrosão na Soldagem de Tubulação de Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 pelo Processo a Arco Submerso. In: COTEQ 2011, 4., 2011, São Paulo. **Soldagem & Inspeção**. São Paulo. v. 16, p. 310 - 321. 2011.

PRESERVATION of Iron Ships in the Marine Environment. **Maritime**. 1997. Disponível em: <<http://www.maritime.org/conf/conf-birkholz.htm>>. Acesso em: 10 maio 2016.

PFINGSTAG, Maiquel Emerson. **Avaliação do comportamento à fadiga e a corrosão-fadiga de juntas soldadas da liga Inconel 625, como material de interesse na indústria petrolífera**. 2009. 69 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Minas, Metalurgia e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

PUHL E. B., Dutra J. C., Bonacorso N. G. (2010). **Soldagem Automatizada de Revestimentos empregando o Novo Processo MIG/MAG com Inversão de Polaridade Sincronizada com a Trajetória de Tecimento dos Cordões de Solda**. 7p. 23° CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem.

RIBEIRO, Rodrigo Andrade. **Microestruturas formadas em juntas de aço carbono revestidas com Inconel 625 pelos processos TIG automatizado após curvamento e da soldagem por explosão**. 2014. 114 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia e Ciência dos Materiais, Universidade Estadual do Norte Fluminense, Campos de Goytacazes, 2014.

SANTOS, Aureliano Xavier. **Avaliação Da Resistência À Corrosão De Revestimento À Base De Inconel 625 Utilizando Os Processos De Soldagem Mig E Plasma Pó**. 2014. 151 p. Dissertação (Mestrado) – Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande. Campina Grande, 2014

SILVA FILHO, I. G. **Estudo da influência dos parâmetros de soldagem de revestimento resistente a corrosão pelo processo de TIG modalidade arame quente da diluição**. 2007. 117 p. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2007.

SILVA, Cleiton Carvalho et al. Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga à base de níquel Inconel 625. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, p. 251-63, 2012.

SIMÕES, Thiago Mesquita. **Curvas S-N da camada de Inconel 625 depositado por soldagem em tubos cladeados**. 2014. 76 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2014.

SOETHE, Viviane Lilian. **Materiais Metálicos Ferrosos: Aço e Ferro Fundido**. Joinville: UFSC, 2015.

SPECIAL MATERIAL, **Inconel and Incoloy are trademarks of the Special Metals Corporation group of companies**. 2013. Catálogo. Disponível em:

<<http://www.specialmetals.com/assets/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf>>.
Acesso em: 12 out. 2015.

THE ROYAL INSTITUTIONAL OF NAVAL ARCHITECTS AUSTRALIAN BRANCH. RINA: **Materials used in naval ship construction**. Sydney: 1968.

ZAHRANI, M.; ALFANTAZI, A. M. High temperature corrosion and electrochemical behavior of INCONEL 625 weld overlay in PbSO₄–Pb₃O₄–PbCl₂–CdO–ZnO molten salt medium. **Corrosion Science**. Vancouver, p. 60-77. Nov. 2013.

WAINER, E.; BRANDI, S.; MELLO, F. D. H. Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1992.