

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA

CELSO SUCKOW DA FONSECA – CEFET/RJ

**Estudo dos efeitos do tratamento térmico
em uma solda de reparo para um revestimento
de liga de níquel 625 obtido pelo processo de
eletrodo revestido**

Alexandre Alves Barbosa

Professor Orientador: Matheus Campolina Mendes

Rio de Janeiro

Junho de 2019

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA

CELSO SUCKOW DA FONSECA – CEFET/RJ

**Estudo dos efeitos do tratamento térmico
em uma solda de reparo para um revestimento
de liga de níquel 625 obtido pelo processo de
eletrodo revestido**

Alexandre Alves Barbosa

Projeto final apresentado em cumprimento
às normas do Departamento de Educação
Superior do CEFET/RJ, como parte dos requisitos
para obtenção do título de Bacharel em
Engenharia Mecânica

Professor Orientador: Matheus Campolina Mendes

Rio de Janeiro

Junho de 2019

FICHA CATALOGRÁFICA

Agradecimentos

À inabalável, intransponível e contínua motivação durante esses anos iniciais da minha jornada profissional dada pelos meus pais, sem os quais eu não chegaria até aqui, nem tampouco seria o cidadão que sou.

Ao Prof. Dr. Matheus Campolina Mendes, que viabilizou e orientou cada parte dessa etapa de conclusão, sem o qual também não seria possível chegar até aqui, e a mim se mostrou sempre solícito quando solicitado.

Às instalações do LAMAT e ao técnico de laboratório Hiron Akira, que foram os alicerces para os trabalhos desenvolvidos acerca deste projeto de conclusão.

À Teadit Indústria e Comércio, que me permitiu ampla mobilidade e flexibilidade de horário, provendo todo o apoio para que esse projeto fosse desenvolvido e trabalhado da melhor forma possível.

Ao senhor Damião, responsável dos laboratórios técnicos de mecânica, também sem o qual não seria possível estar aqui.

Ao meu avô Sebastião, *in memoriam*, e a toda minha falange familiar, pelo apoio e suporte, sem os quais também não seria possível chegar até aqui.

RESUMO

ESTUDO DOS EFEITOS DO TRATAMENTO TÉRMICO EM UMA SOLDA DE REPARO PARA UM REVESTIMENTO DE LIGA DE NÍQUEL 625 OBTIDO PELO PROCESSO DE ELETRODO REVESTIDO

Alexandre Alves Barbosa

Orientador:

Matheus Campolina Mendes, D.Sc.

A indústria vem fazendo uso em escalas cada vez maiores de revestimentos metálicos, principalmente a indústria de óleo e gás, por seu uso em meios altamente corrosivos, e para tanto, maiores estudos acerca do tema devem ser impulsionados, a fim de se encontrar a melhor relação custo benefício possível. O presente trabalho objetiva o estudo comparativo de microestruturas resultantes presentes no processo de soldagem de revestimento metálico com a superliga de níquel INCONEL 625 e o aço ASTM 516 Gr.70, bem como seu efeito em propriedades mecânicas e anticorrosivas. Análises microestruturais foram realizadas através do microscópio ótico, em que foi possível constatar a presença de zonas parcialmente diluídas, e preponderância austenítica na região do metal de solda. Um perfil de dureza de todas as amostras também foi traçado, não só a título de corroborar ou não suposições prévias referentes à microestrutura, como também a mostrar que os resultados obtidos estão de acordo com a literatura consultada e as normas abrangidas pelo campo de estudo. Também foi traçado um gráfico de polarização por pite, e através dos valores potencioestáticos gerados das amostras analisadas, foi possível avaliar a resistência à corrosão. Os valores também se mostraram em comum acordo com outros trabalhos da literatura de cunho similar. O procedimento de soldagem através de eletro revestido se mostrou adequado para aplicação de revestimentos e reparos, não tendo efeito deletério ou prejudicial às propriedades mecânicas e anticorrosivas da estrutura como um todo.

Palavras-chave:

Revestimento metálico, INCONEL 625, soldagem, corrosão, eletrodo revestido, reparo, corrosão por pite.

ABSTRACT

STUDY OF EFFECTS OF A POST WELD HEAT TREATMENT ON A REPAIR
WELD OF AN INCONEL 625 OVERLAY WELD OBTAINED BY SHIELDED METAL ARC
WELDING PROCESSES

Alexandre Alves Barbosa

Advisor:

Matheus Campolina Mendes, D.Sc.

The industry tends to use metallic weld overlay in a greater scale than it has ever before, mainly in the oil and gas market, due to its super corrosive environments. For that matter, more research about it is needed, in order to find the best cost X benefit relation possible. This work aims to evaluate the final mechanical, microstructural and anticorrosive performance after a repair weld on an INCONEL 625 weld clad surface and ASTM steel 516 Gr. 70 deposited through shielded metal arc welding. A microstructural analysis has been performed through microscopy, and partially diluted zones have been identified along the interface and predominance of austenitic microstructure in the weld metal. In addition to it, a microhardness profile has been plotted for all samples, so that not only hypothesis regarding the microstructure could be confirmed, but also to show that the results are in accordance with the literature and the associated standards. Furthermore, anticorrosion properties have been measured through a pitting polarization curve. The values found were also in accordance with similar works in the literature. The shielded metal arc procedure investigated for carrying out repairs in pre-existing cladding proved to be suitable and not to bring any damage to the original alloy nor to the weld overlay structure.

Key-words:

Metallic Overlay, INCONEL 625, welding, cladding, corrosion, shielded metal arc welding, repair, pitting corrosion.

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO	XII
I. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	1
I.1. PROCESSO DE SOLDAGEM A ELETRODO REVESTIDO	1
I.1.1. O ELETRODO REVESTIDO	2
I.1.2. SOLDA DE REPARO	5
I.2. SOLDAGEM DE REVESTIMENTO	6
I.2.1. CARACTERÍSTICAS	6
I.3. SUPERLIGA INCONEL 625	7
I.3.1. MICROESTRUTURAS DAS LIGAS DE NÍQUEL	8
I.3.2. SOLDAS DE REVESTIMENTO COM SUPERLIGA 625	13
I.4. TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM	18
I.5. CORROSÃO	19
I.5.1. CORROSÃO POR PITE	19
I.5.2. TÉCNICAS ELETROQUÍMICAS DE CARACTERIZAÇÃO DA CORROSÃO POR PITES	20
I.5.3. CORROSÃO E A SOLDA DE REVESTIMENTO	21
II. MATERIAIS E MÉTODOS	23
II.1. METAL DE BASE	23
II.2. METAL DE SOLDA	23
II.3. PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM	24
II.4. TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM (TTPS)	25
II.5. IDENTIFICAÇÃO DAS AMOSTRAS	25
II.6. ANÁLISE METALOGRÁFICA	25
II.6.1. PREPARAÇÃO	25
II.6.2. ANÁLISE MACROGRÁFICA	26
II.6.3. ANÁLISE MICROGRÁFICA	26
II.7. ENSAIO DE MICRODUREZA	26
II.8. ENSAIO POTENCIODINÂMICO CÍCLICO	27
III. RESULTADOS E DISCUSSÃO	28
III.1. ANÁLISE METALOGRÁFICA	28
III.1.1. ANÁLISE MACROGRÁFICA	28
III.1.2. ANÁLISE MICROGRÁFICA	29
III.2. ENSAIO DE MICRODUREZA	34

	vii
III.3. ENSAIO DE CORROSÃO	40
IV. CONCLUSÕES	42
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	43
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	44

Lista de Figuras

Figura 1- Soldagem por eletrodo revestido [27].....	1
Figura 2 - Classificação dos eletrodos [4].....	3
Figura 3 - Exemplo de Solda de reparo em campo [28]	5
Figura 4 - Projeção Liquidus Cr-Ni-Mo [8].....	8
Figura 5 – Morfologias fase eta. Esquerda: Celular; Direita: Windmanstatten [7]	10
Figura 6 – Morfologia típica da fase Sigma [7]	11
Figura 7 – Morfologia típica da fase Laves [7].....	12
Figura 8 – Microestrutura observada em ligas e superligas de níquel [21]	12
Figura 9 - Diferença na formação de fases no metal de solda e em forjados [7]	13
Figura 10 - Solidificação do metal de base e do metal de solda [10].....	14
Figura 11 - Microestruturas típicas da zona termicamente afetada de aços carbono [33] ...	15
Figura 12 - Zona parcialmente diluída no formato praia [29]	16
Figura 13 - Zona parcialmente diluída no formato ilha [29].....	17
Figura 14 - Zona parcialmente diluída no formato baía [29]	17
Figura 15 - Curva de polarização típica. E^* : Potencial de corrosão. E_{pp} :Potencial de Início da passivação. E_{trans} : Potencial de início da região anódica transpassiva. [24].....	21
Figura 16 - Quebra da película de proteção pela presença de íons cloreto [24].....	22
Figura 17 - Geometria do cordão de solda por eletrodo revestido.....	24
Figura 18 – Amostra preparada para ensaio potenciodinâmico.....	27
Figura 19 - Macrografia referente às amostras utilizadas.....	28
Figura 20 – Microestrutura do metal de base para a amostra sem TTPS, a 0,5 mm da linha de fusão. Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 200X.	29
Figura 21 - Microestrutura do metal de base para a amostra com TTPS, a 0,5 mm da linha de fusão. Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 200X.	30
Figura 22 - Microestrutura do metal de base para a amostra sem TTPS, a 1,0 mm da linha de fusão. Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 200X.	30
Figura 23 - Microestrutura do metal de base para a amostra com TTPS, a 1,0 mm da linha de fusão. Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 200X.	31
Figura 24 - Microestrutura do metal de base para a amostra sem TTPS, a 2,0 mm da linha de fusão. Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 200X.	31
Figura 25 - Microestrutura do metal de base para a amostra com TTPS, a 2,0 mm da linha de fusão. Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 200X.	32
Figura 26 - Interface da amostra sem TTPS. Aumento: 500 X. ZPD do tipo ilha.	33
Figura 27 - Interface da amostra com TTPS. Aumento: 500 X. ZPD do tipo praia.....	33

Figura 28 – Identações de microdureza. Ataque Químico: Nital 2%. a) Aumento: 200X. /	
b) Identações feitas no microdurômetro acerca da linha de fusão. Aumento 500 X.	35
Figura 31 – Valores de microdureza ao longo da linha de fusão (DD – Amostra sem TTPS /	
D1 – Amostra com TTPS)	39
Figura 32 – Curva para Potencial por Pite para amostra DD.....	40
Figura 33 – Curva para Potencial por Pite para amostra D1	41

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Composição química do aço ASTM A516 Gr. 70	23
Tabela 2 - Composição química do metal de solda.....	23
Tabela 3 - Parâmetros da Soldagem por Eletrodo Revestido.....	24
Tabela 4 - Parâmetros do tratamento térmico de alívio de tensões.....	25
Tabela 5 – Identificação das Amostras	25
Tabela 6 – Resultado das análises de Microdureza Vickers (HV 0,5)	35
Tabela 7 – Valores de Microdureza na região da interface da linha de fusão.....	38

Lista de Abreviações e Símbolos

ε	Fase Eta
σ	Fase Sigma
δ	Fase Delta
γ'	Fase Gama Linha
γ''	Fase Gama Dupla Linha
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASME	<i>American Society of Mechanical Engineers</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CFC	Cúbico de Face Centrado
INCONEL	<i>Special Metals Corporation Trademark</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
MB	Metal Base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MO	Microscopia Óptica
PREN	<i>Pitting Resistance Equivalent Number</i>
TCP	Fase Topologicamente Fechada

Introdução

A exploração de petróleo em novas e mais profundas águas cresce a cada dia, trazendo consigo a necessidade do desenvolvimento cada vez mais minucioso de técnicas que viabilizem tal processo em escala industrial. Com a descoberta do pré-sal, o Brasil passou a ser um dos 10 países com as maiores reservas de petróleo do mundo, apesar de ainda não ser capaz de fazer frente às maiores potências como exportador [3].

Até 2023, a *Petrobrás* planeja investir mais de US\$ 68,8 bilhões em exploração e produção de petróleo no Brasil. Para tanto, é impreterível o fomento de pesquisas na vertente de materiais resistentes à corrosão, dito que as reservas de Pré-Sal, por exemplo, apresentam grandes concentrações de CO₂ e H₂S, presentes no petróleo bruto, compostos altamente prejudiciais às estruturas metálicas que os acometem, levando os mecanismos inteiros a falhas pré-maturas e perdas de massa contínuas, não só por corrosão quanto também por fragilização por hidrogênio [6].

Há de se ressaltar ainda a contemporânea e imprescindível necessidade de se desenvolver consciência ecológica e ambiental atrelada ao *core business* de quaisquer empresas, para que as mesmas atendam a especificações e restrições legislativas de cunho ambiental. À vista disso, performance e funcionalidade passam a estar ambos estritamente ligados ao impacto que por ventura possam vir a trazer ao meio ambiente e à sociedade em geral [6].

Isto posto, tratando-se do cenário de ambientes altamente corrosivos, cabe mencionar aços inoxidáveis duplex e as superligas de níquel, materiais que detém imbuídos em seus projetos de aplicação a objetivação, não só do aumento de tempo de vida útil em meio corrosivo, mas também de materiais menos propícios à fragilização por hidrogênio [7].

Muitos são os materiais disponíveis nessa gama de alternativas, mas vale elucidar as particularidades de cada grupamento. Aços inoxidáveis duplex, por exemplo, apresentam excelentes valores de resistência mecânica e boas propriedades químicas de resistência à corrosão. Em contrapartida, apresentam soldabilidade complexa. Uma segunda opção de material pertinente seriam os aços supermartensíticos, com propriedades mecânicas, em geral, análogas às dos duplex, porém com alta suscetibilidade à fragilização por hidrogênio se utilizado em meio aquoso-salino. O ponto ótimo de encontro entre boa fabricabilidade, propriedades mecânicas e performance sob circunstâncias de funcionamento é encontrado nas superligas de níquel, com ótimas taxas de resistência à corrosão e resistência à corrosão sob tensão. Destaca-se, dentre essas, a superliga comercialmente chamada de INCONEL 625, largamente utilizada na indústria por convergir todos os bons aspectos supracitados [7].

Não obstante, as superligas de Níquel apresentam custos elevados, inviabilizando a confecção de componentes inteiramente constituídos por elas. Em meio a esse percalço desenvolveram-se técnicas de revestimentos metálicos com materiais dissimilares, ou seja, miscíveis entre si, permitindo a aplicação em larga escala. Muitas são as estruturas que já fazem beneficiamento dessa métrica hoje em dia, como *risers* vasos de pressão e diversos conectores intrínsecos desse meio [7, 8].

Com o advento constante dessa técnica, vasta popularidade foi acometida ao processo de revestimento por soldagem, mas cabem ressalvas que se fazem necessárias quanto ao seu uso indiscriminado, como por exemplo, o estudo prévio e criterioso dos materiais a serem envolvidos, já que a diluição deve ser precisamente controlada. Caso essa diluição não se dê da forma mais homogênea e estável possível, ou não seja devida e previamente estudada, zonas parcialmente diluídas localizadas e defeitos como deslocamento serão originados, ambos fatores que favorecem a aceleração do processo de corrosão nessas ligas [5, 8].

O presente trabalho, discorre sobre os efeitos de uma solda de reparo em um revestimento por soldagem de superligas de Inconel 625, avaliando criteriosamente os impactos gerados nas propriedades mecânicas e microestruturais. O procedimento de eletrodo revestido foi escolhido, devido a sua teórica baixa complexidade de processo envolvida, possibilidade de solda em campo sem atmosfera controlada e relativo fácil transporte, se comparado a outros processos [5].

Em relação às amostras utilizadas, variantes com e sem tratamento térmico pós-soldagem foram dispostas para análise. Sabe-se que superligas de Níquel são endurecíveis por solução sólida, e altos valores de resistência são facilmente obtidos sem necessidade de TTPS. Há, porém, por vezes, a singularidade de se manter intencionalmente as características da zona termicamente afetada. As amostras também serão submetidas a testes de corrosão, no sentido de serem examinados valores práticos aplicáveis dessa propriedade.

CAPÍTULO I - Revisão Bibliográfica

I.1. Processo de Soldagem a Eletrodo Revestido

A soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido (Shielded Metal Arc Welding - SMAW), também é conhecida como soldagem manual a arco elétrico (Manual Metal Arc - MMA). É realizada com o calor de um arco elétrico mantido entre duas partes metálicas, a extremidade de um eletrodo metálico revestido e a peça de trabalho/metal base. O calor produzido pelo arco elétrico é suficiente para fundir o metal de base, a alma do eletrodo e o revestimento. Quando as gotas de metal fundido são transferidas através do arco para a poça de fusão, são protegidas da atmosfera pelos gases produzidos durante a decomposição do revestimento. A escória líquida flutua em direção à superfície da poça de fusão, onde protege o metal de solda da atmosfera durante a solidificação. No procedimento eletrodo revestido não há a adição de gases de proteção, já que o revestimento desempenha esse papel [27]. A figura 1 a seguir ilustra bem como esse processo se dá hoje na prática.

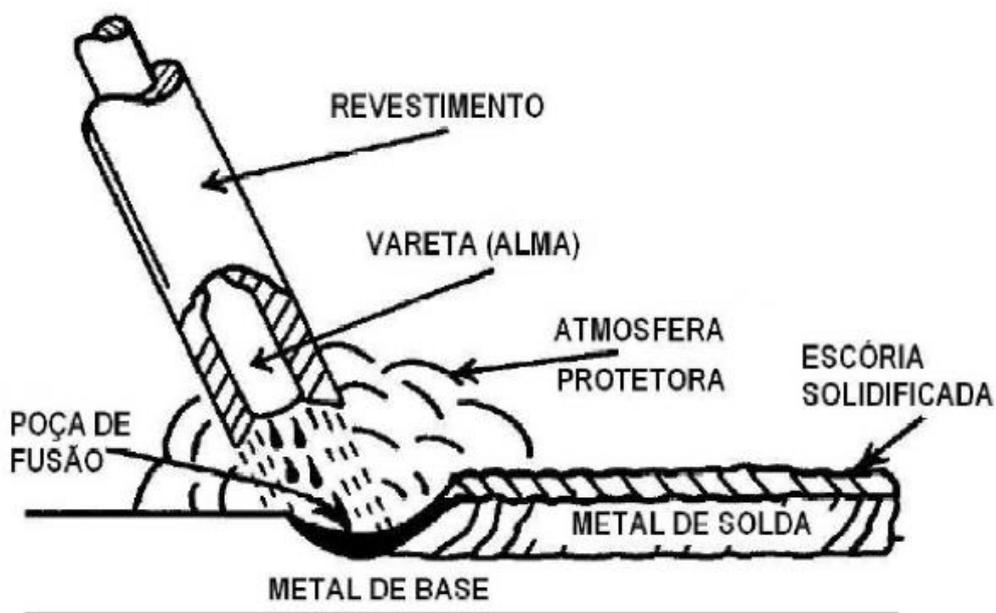


Figura 1- Soldagem por eletrodo revestido [27].

Desde sua concepção inicial até hoje, esse processo já passou por diversas mudanças. Sabe-se que o tipo de revestimento do eletrodo influencia significativamente na junta final, tanto em propriedades quanto em propagação de trincas e tensões residuais. É a partir desse impacto que foi possível desenvolver novos revestimentos de acordo com o material que será trabalhado, prevendo não só o comportamento da junta como também a produtividade e eficiência finais do processo [1,4].

I.1.1. O Eletrodo Revestido

As classificações físicas, a grosso modo, dos revestimentos nos eletrodos são dadas em líquidos e/ou sólidos. Silicato de sódio e o silicato de potássio são normalmente os líquidos empregados. Já quanto aos sólidos, pós ou materiais granulados são mais comumente empregados, já que podem ser encontrados livres na natureza, e necessitam apenas de concentração e redução de tamanho de partícula. Produtos de reações químicas como ligas e compostos sintéticos também podem ser usados como materiais sólidos. O tamanho da partícula do material sólido é um fator importante [4].

Os revestimentos podem ter suas estruturas classificadas como cristalina, fibrosa ou amorfa (não-cristalina). Materiais cristalinos comumente utilizados são rutilo, quartzo e mica. O rutilo é a ocorrência natural do mineral dióxido de titânio (TiO_2), e é largamente empregado no revestimento dos eletrodos. Materiais fibrosos como celulose, e materiais amorfos como sílica e outros compostos orgânicos são também ingredientes comuns dos revestimentos [4]. A classificação dos Eletrodos Revestidos Aço Carbono e Aço Baixa Liga segundo à norma ASME II Part C AWS SFA 5.1 e 5.5 [35] é ilustrado na figura 2.

As principais funções do revestimento do eletrodo são as seguintes: [4]

- (i) Proteção do metal de solda: destaca-se neste ponto a necessidade da isenção de contato do metal de solda com o hidrogênio e oxigênio do ar no momento da deposição de material através do arco, enquanto em estado líquido. Evitar problemas como bolhas de gás e resistência e ductilidade afetadas é o alvo objetivado por essa proteção. Nitretos de ferro óxidos são formados a altas temperaturas e, se presentes no metal de solda acima da quantidade mínima estabelecida, podem fragilizar e assim comprometer a estrutura da junta. Ao contrário do nitrogênio, que não se pode controlar muito bem durante a deposição, o oxigênio pode ser facilmente removido com os devidos desoxidantes.
- (ii) Adições de elementos de liga ao metal de solda – níquel, molibdênio, vanádio e cobre são alguns dos principais elementos adicionados ao metal de solda através da composição do revestimento do eletrodo. Essas adições são necessárias, visto que esses elementos de liga contribuem para a formação de uma microestrutura final que não só acumule o menor número de interstícios vazios possíveis como também fortaleçam a estrutura final como um todo da junta; Essas adições também se justificam para que se balanceie a perda constante de elementos da vareta

- durante o procedimento de solda, já que reações químicas ocorrem ininterruptamente e a volatilização desses componentes é inevitável.
- (iii) Direcionamento do arco elétrico – Ponto extremamente relevante para o resultado final do processo de soldagem, este é controlado através da cratera que se forma na ponta do eletrodo. Um revestimento consistente assegura uma cratera estável e propicia penetração adicional para um melhor direcionamento de arco.
 - (iv) Escória como agente fluxante – A função da escória, além de agir como purificadora e absorver impurezas, é de reduzir a velocidade de resfriamento do metal fundido e permitir dessa forma o escape de gases indesejáveis formados intergranularmente. Ela também promove a uniformidade e aparência geral do cordão de solda.
 - (v) Propriedades mecânicas específicas do metal de solda – Quando o projeto vislumbra propriedades específicas, tais como altos valores de resistência a impacto a baixas temperaturas, alta ductilidade, aumento substancial da tensão de escoamento e da resistência mecânica, são normalmente conferidos pela incorporação de elementos específicos ao revestimento.
 - (vi) Isolamento da alma de aço – Pode-se dizer que o revestimento também isola o núcleo do eletrodo, de modo que curtos-circuitos não venham a ocorrer durante o processo de soldagem em chanfros específicos e/ou cavidades estreitas. O revestimento também protege o operador durante a troca de eletrodos.

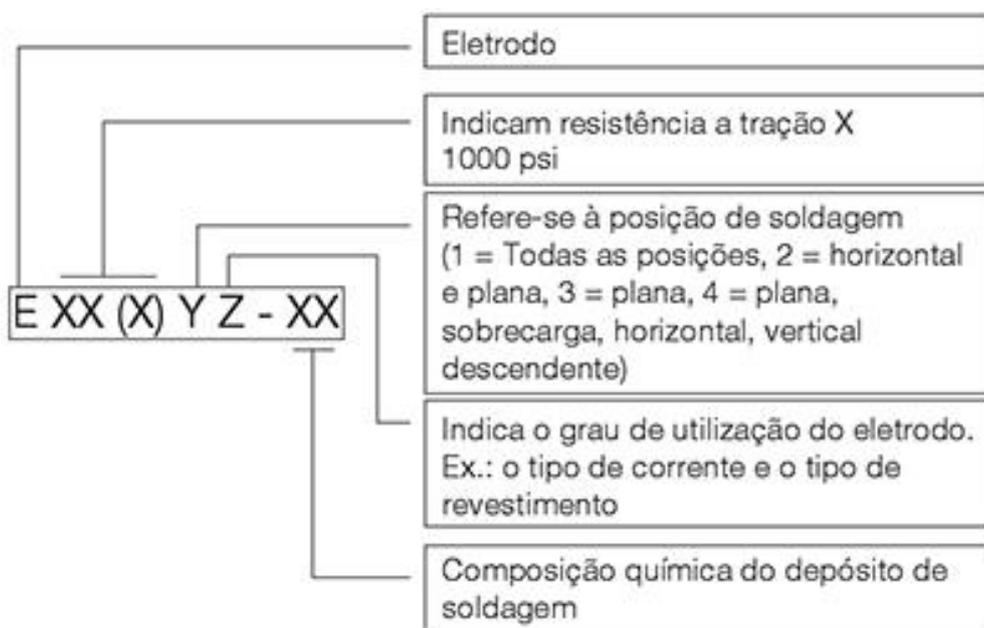


Figura 2 - Classificação dos eletrodos [4]

Diversas são as variáveis que influenciam na qualidade da junta produzida a partir de eletrodo revestido, como por exemplo a corrente, a velocidade e campos magnéticos externos. Parâmetros como a velocidade da soldagem, por outro lado, são totalmente dependentes da habilidade e expertise do operador [4].

Pode-se citar, além disso, que um dos fatores que garantem a versatilidade e popularidade do processo é o fato de ele poder ser ligado em redes monofásicas, já que correntes contínua e alternada podem ser utilizadas para manter o arco e obter o cordão de solda.

Uma das características fundamentais desse processo é que, apesar de ser utilizado numa vasta abrangência de materiais e ligas, esse processo não é indicado para metais com baixo ponto de fusão, como chumbo, estanho, zinco e suas ligas, e nem para materiais reativos como zircônio, titânio, entre outros, já que a camada de revestimento do eletrodo não é capaz de evitar a contaminação no cordão de solda [4].

Dados essas ressalvas, ainda assim, a soldagem a eletrodo revestido é usada na fabricação e montagem de diferentes equipamentos e estruturas, tanto em oficinas como no campo, sendo particularmente interessante neste último caso. Pode ser usada em grande número de materiais, como aços baixo carbono, baixa liga, média liga e alta liga, aço inoxidável, ferro fundido, alumínio, cobre, níquel e ligas destes. Diferentes combinações de metais dissimilares também podem ser soldadas com eletrodo revestido.

Cita-se como uma das principais vantagens do processo a isenção da necessidade de atmosfera de proteção, já que seu próprio revestimento propicia simultaneamente o metal de adição e a proteção necessária ao procedimento. Devido a sua funcionalidade mais básica, o processo permite uma amplitude maior de aplicações em comparação aos outros processos, já que não é sensível a correntes de ar, fator importante para soldas em campo por exemplo, e também possui equipamentos relativamente leves e de fácil transporte, tornando o processo como um todo mais portátil que outros. Também é eficaz e prático, pois os corpos a serem unidos podem ou não seguir algum padrão de forma pré-definido [1,2].

Em contrapartida, o comprimento dos eletrodos pode ser um ponto limitante, já que tem seus tamanhos fixos e pré-definidos requerem retiradas constantes da escória, reduzindo produtividade e rendimento de matéria-prima, devido à grande perda por material excedente depositado. Além disso, há também a troca constante de eletrodos, outro fator determinante na avaliação da produtividade [2, 4].

A efeitos comparativos, a soldagem a arco com eletrodo tubular (Flux Cored Arc Welding – FCAW) discorre sobre o processo em que um arco é aberto entre o eletrodo tubular contínuo e a peça, gerando o calor necessário para fundi-los. Controles como estabilização do arco, ajuste de composição da solda, proteção, entre outros, são dados através do fluxo interno, similar ao revestimento do eletrodo no processo de SMAW [2, 5].

Outro aspecto a ser analisado é microestrutura final da peça soldada, um dos fatores decisivos na escolha do método de soldagem. Uma soldagem por eletroescória, por exemplo, expõe a peça a longos ciclos térmicos e a elevado tempo de exposição ao calor, o que configura uma grande zona termicamente afetada, diferente do processo por eletrodo revestido. Vale lembrar ainda que grande parte desse calor é absorvido pelas sapatas laterais de contenção, e a solidificação começa nessas regiões até que chegue por último na região central.

I.1.2. Solda de Reparo

Tratando-se de soldagem a eletrodo revestido, é imprescindível citar as soldas de reparo. Seja de caráter corretivo ou preventivo. Esse tipo de solda desempenha papel fundamental na vida útil da peça da qual faz parte. Cada vez mais estudos são desenvolvidos acerca do tema, dada a importância desse processo na garantia da longevidade do produto final [15, 16]. A exemplo dessa aplicação, tem-se a figura 3, um reparo num eixo rotativo maciço em uma planta de produção de energia, em que a remoção do componente não é de fácil operação. Logo, tal tipo de processo se faz necessário.



Figura 3 - Exemplo de Solda de reparo em campo [28]

A exemplo do desenvolvimento desses estudos, as aplicações da solda de reparo são muito frequentes na indústria, e dada a dimensão quase sempre não muito grande do que se deseja reparar através dessa solda, faz sentido optar-se pelo processo SMAW, já que é mais barato e tem uma taxa de deposição de material menor que os demais. Ou seja, apesar de exigir mais experiência do soldador, ainda assim, permite que seja coberta apenas a área a ser reparada sem superaquecer as demais áreas adjacentes e sem alterar assim a microestrutura de uma área muito maior que viria a fragilizar o componente.

I.2. Soldagem de Revestimento

É sabido que muitas peças sofrem com a corrosão crônica, que reduz substancialmente a vida útil de determinados componentes. Uma solução para tal seria confeccionar 100% do componente em material de superliga, resistente à corrosão. Devido ao custo exacerbado, essa opção em material nobre se torna impraticável, e se utiliza então uma forma de contornar esse limitador: a solda de revestimento. Esta confere ao componente apenas uma camada superficial deposta de superliga – ao invés de todo o material ser fabricado de material nobre, e permite assim que a peça final não fique exposta à corrosão tal como uma peça inteiramente produzida em superliga [10].

É nessa vertente de desenvolver novas técnicas de soldagem de revestimento que as empresas – de diversos seguimentos diferentes atualmente garantem propriedades mecânicas em ligas dissimilares, e ainda chegam em um preço final acessível, cujas peças tenham superfícies internas e externas com requisitos específicos de projeto, como por exemplo, resistência à corrosão [17].

I.2.1. Características

Ao final de um processo de soldagem espera-se atingir boas características macro e microestruturais, bem como boas propriedades mecânicas. Austenita e ferrita são, por exemplo, duas fases que imprimem um desempenho satisfatório final na peça, devido as suas microestruturas e propriedades diferentes. A partir disso, para obter-se tais estruturas em soldas de reparo é preciso lembrar soldagem dissimilar, uma vez que essa busca a mais estável e compatível união possível entre metal de base e metal de solda. Ambos devem ser levados em consideração, pois a união não perfeita entre ambos gera o que se chama de ZPD (zonas parcialmente diluídas), ou seja, zonas regiões descontínuas ao longo da linha de fusão – do lado austenítico, resultando em pequenas sub-regiões suscetíveis a pitting seletivo em ambientes oxidantes. Já do lado ferrítico, podem ocorrer zonas descontínuas frágeis e duras ao longo da linha de fusão. Essas zonas, ricas em carbono, com presença de martensita e predominância de carbeto, levam à corrosão localizada, fragilização por

hidrogênio ou até mesmo ruptura à aplicação de tensão, já que se trata de uma região fragilizada [10, 13].

Para tal tipo de necessidade, emprega-se a soldagem a eletrodo revestido (SMAW), uma opção considerada por ter equipamento de volume e peso reduzidos, junto a todas as outras vantagens supracitadas. Esse processo não detém grande aporte térmico se comparado aos outros, mas garante alcance da solda a locais de difícil acesso, algo extremamente vantajoso quando se fala em solda de revestimento. Deve-se lembrar que a peça ou equipamento final pode sempre ter nuances e desníveis não tão fáceis de se contornar [12].

Hoje em dia, a solda de reparo é uma realidade muito explorada em diversos segmentos da indústria, e como uma de suas principais vantagens cita-se a redução considerável de custos, tanto por aumentar a vida útil dos componentes aos quais é aplicada e evitar a taxa de troca e intervenções corretivas por falhas críticas (principalmente oriundas de fragilização por corrosão), quanto por impedir que todo o componente seja fabricado em superliga, encarecendo exponencialmente o preço final do conjunto [13].

Deve-se salientar ainda a necessidade de um estudo, como este, mais aprofundado dos materiais envolvidos anteriormente ao processo, de forma a assegurar que os mesmos sejam dissimilares o suficiente e que juntos confirmem à peça final as especificações de projeto. Tal análise minuciosa de microestrutura e propriedades a ela atreladas pode encarecer o processo, mas esse gasto se justifica no cálculo de retorno de investimento à longo prazo.

I.3. Superliga INCONEL 625

Dentre as ligas e superligas mais utilizadas como indicação quando se deseja impedir ou retardar os efeitos da corrosão, destaca-se a família das ligas Ni-Cr-Mo, e mais especificamente, como membro fundamental dessa família, cita-se a superliga de níquel 625, devido a sua boa usinabilidade, soldabilidade, elevada resistência e resistência à fadiga e boa ductilidade. É usada em larga escala nas mais diversas indústrias, como a aeroespacial, naval, nuclear, entre outras [6].

O nome comercial dessa superliga, INCONEL 625, é proveniente da empresa que lhe originou, possuindo composição de, principalmente, 20% de cromo, 9% de molibdênio, e 4% de nióbio. Vale lembrar também que sua resistência à corrosão é significativamente maior que a dos aços inoxidáveis quando expostos a altas temperaturas. Seus níveis de ferro e carbono são mantidos propositalmente baixos, para que se mantenham as propriedades mecânicas, resistência à corrosão e para se evitar precipitação no contorno de grão, o que

geraria corrosão localizada e fragilizaria o material. Vale ressaltar também que a elevada concentração de nióbio e molibdênio conferem à liga alta resistência à fluência.

O consumível de soldagem que melhor se adequa a essa liga é o ER-NiCrMo-3. A partir disso, citam-se os quatro subgrupos principais nos quais as ligas de níquel se caracterizam segundo a AWS (*American Welding Society*) [26]: Endurecidas por solução sólida; endurecidas por precipitação de intermetálicos; endurecidas por dispersão de óxidos; e ligas fundidas. O caso abordado da liga de INCONEL 625 se enquadra no primeiro, liga endurecida por solução sólida, ou seja, a liga de Ni sofre adição de Cr e Mo, que formam uma solução homogênea [5].

I.3.1. Microestruturas das Ligas de Níquel

A matriz austenítica (γ) é marca registrada das ligas de níquel, além, é claro, de diversas outras fases secundárias, como carbeto e γ' (fase gama duas linhas). A formação de componentes e fases indesejáveis como delta (δ) e sigma (σ) pode ocorrer devido à exposição a altas temperaturas ou algum processamento da liga. O desenvolvimento da microestrutura dessas ligas torna-se complexo pela grande suscetibilidade à formação de fases intermetálicas do tipo topologicamente fechadas, estabilizadas pela presença de molibdênio. No que tange à soldabilidade, essas fases comprometem o processo, uma vez que estendem a linha de solidificação e permitem mais facilmente a formação de trincas internas [7].

Como dito, o molibdênio tem papel imprescindível na estabilização de componentes intermetálicos nos sistemas Ni-Cr-Mo, principalmente na superliga de níquel 625. A solidificação da liga se inicia pela matriz austenítica, o que gera grande segregação do molibdênio para a fase líquida durante a solidificação. Ao final da solidificação, é possível ver nas zonas interdendríticas a formação de fases intermediárias, através da projeção *liquidus*, como mostra a figura 4 [8].

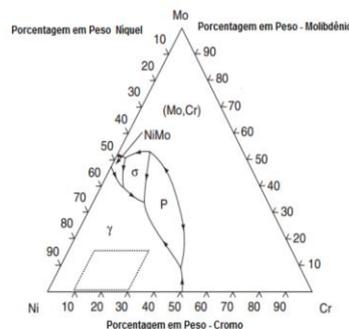


Figura 4 - Projeção Liquidus Cr-Ni-Mo [8]

O endurecimento da liga em estudo se dá por solução sólida com a adição de Cr e Mo. Também o Nb se configura como um elemento facilitador do processo de endurecimento, apesar de ser adicionado a priori com a finalidade de formar carbeto ou algum precipitado que faça o endurecimento da liga. Todos os elementos, porém, só desempenham a função proposta caso não excedam o limite de solubilidade da matriz rica em níquel [8]. Definem-se as principais características das fases que podem estar presentes nas ligas de níquel da seguinte forma:

. Fase Gama (γ): Fase contínua nas ligas de níquel de matriz austenítica. No caso do INCONEL 625, endurecimento dado pela adição dos elementos Cr, Nb e Mo. O endurecimento passa a estar estritamente ligado à difusão em aproximadamente 65% da temperatura de fusão, onde ocorre a fluência da liga [7];

. Fase gama linha (γ'): Fase que pode ser precipitada nas ligas de níquel através de tratamentos térmicos de endurecimento. Em matrizes com altos teores de níquel, há endurecimento quando essa fase é precipitada. Pode nuclear homoganeamente com baixa energia, alcançando estabilidade com o tempo, tendo essa fase apenas 1% de desarranjo com a fase γ . Diretamente proporcional à temperatura tem-se a concentração dessa fase, e com o seu aumento observa-se considerável aumento de resistência. O grau de desarranjo entre as fases γ e γ' é o determinante da morfologia final dessa fase [7];

. Fase gama duas linhas (γ''): De morfologia semelhante à de um disco, precipita-se de forma bem definida em relação à matriz. Não é facilmente identificada, salvo se por um microscópio eletrônico de transmissão. É uma fase que confere maior endurecimento à matriz, tem estrutura cristalina tetragonal e é metaestável [7].

. Fase eta (η): Geralmente é formada em ligas com alta razão Ti/Al que tenham sido expostas a altas temperaturas. De estrutura hexagonal, cresce rapidamente e forma partículas maiores que a γ' . Apresenta-se de duas formas, como se vê na figura 5, uma próxima à da perlita, encontrada em contornos de grão, e outra semelhante às agulhas de Widmanstätten, intragranularmente [7].

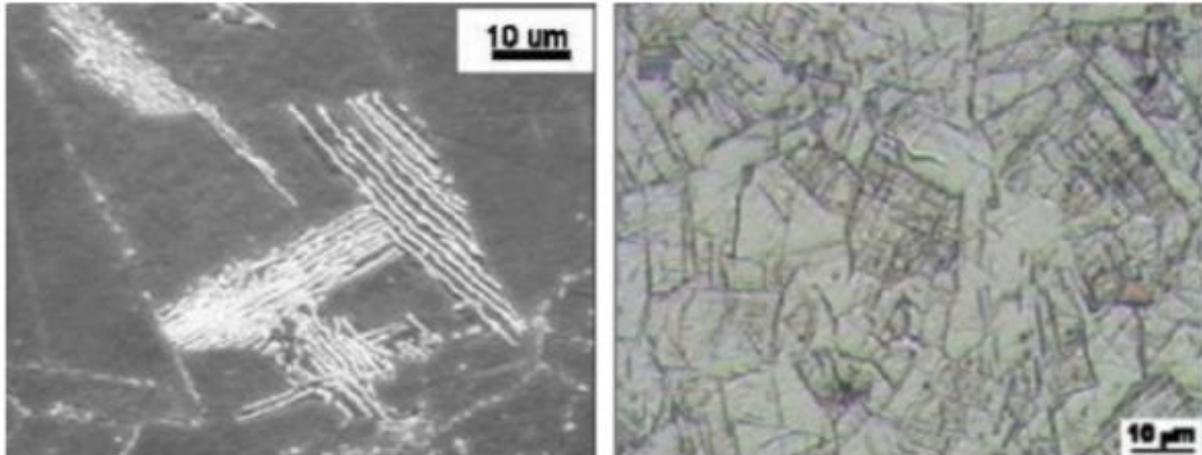


Figura 5 – Morfologias fase δ . Esquerda: Celular; Direita: Windmanstätten [7]

. Fase delta (δ): De estrutura cristalina ortorrômbica, essa fase se forma a partir da γ'' , quando em altas temperaturas durante longos períodos de tempo, geralmente no contorno de grão. Se entre 815°C e 980°C, possui forma acircular [7].

. Carbeto: Estes têm papel crucial na determinação das propriedades finais da liga, visto que se formam tanto no interior quanto ao longo do contorno do grão. Dada sua consistência mais dura e frágil quando comparado à matriz, a concentração exacerbada desse componente pode prejudicar consideravelmente a resistência à alta temperatura, ductilidade e propriedades de fluência. Deve-se objetivar, entretanto, uma quantidade ótima desse componente, alta o suficiente a fim de prevenir que vazios ocorram nos espaços intersticiais (entre contornos de grãos) e culmine em um excessivo deslizamento de planos e baixa o suficiente a ponto de não catalisar propagação de trincas e gerar uma trinca prematura, visto que os carbeto se acumulam no contorno de grão, e geram, portanto, um caminho preferencialmente mais facilmente de ser percorrido pelas trincas. Dentre os principais carbeto a serem listados nas ligas de níquel, citam-se MC, $M_{23}C_6$ e o M_6C [7].

Durante o resfriamento é usual que se formem carbeto tipo MC. Eles propiciam a formação de todas as outras fases durante tratamentos térmicos devido a sua elevada concentração de carbono. As formas como esse carbeto se apresenta são das mais variadas, dentre elas, forma transgranular, intergranular e até interdendriticamente [7].

Já os carbeto $M_{23}C_6$ estão presentes nas ligas com alto teor de Cr e são gerados durante o tratamento térmico a partir da decomposição de carbeto do tipo supracitado. Sua formação se dá normalmente ao longo de bandas de maclas e falhas de empilhamento. Deve-se atentar para possíveis falhas decorrentes de fraturas da partícula, oriundas

frequentemente pela excessiva concentração dessa estrutura, embora sua presença confira ao material substancial aumento de resistência à ruptura [7].

Finalmente, o carbeto tipo M_6C detém estrutura cúbica complexa e é formado quando a quantidade de Mo supera a de W, na faixa de temperatura de 815°C a 980°C. Dentre os demais, é o mais estável e maior determinante no quesito controle de tamanho de grão durante os mais diversos processamentos de ligas [5, 7].

. Fase Sigma (σ): Fase do tipo topologicamente fechada (TCP), tetragonal intermetálica e dura. Quando presente em forma de placas ou nos contornos de grão, como na ilustrado na figura 6, traduz-se como extremamente prejudicial às propriedades finais da liga de níquel. Salvo se houver presença da fase sigma, onde o material pode fraturar de forma frágil, o escoamento não é afetado. A resistência do material cai em detrimento ao aumento da temperatura, devido à perda de elementos de liga [5, 7].

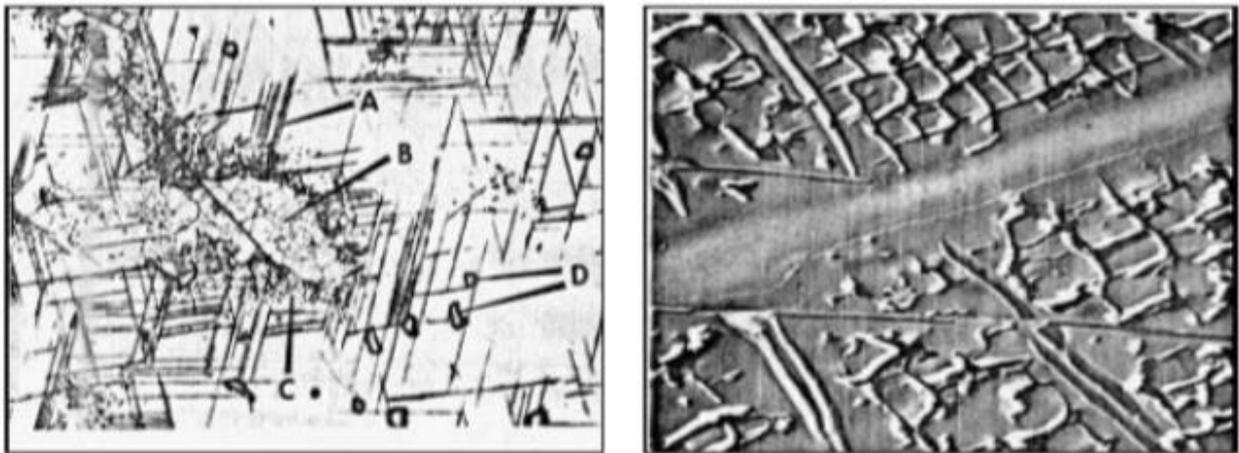


Figura 6 – Morfologia típica da fase Sigma [7]

. Fase Laves: Tal como a anterior, essa fase se apresenta na forma TCP e é mais frequente na forma de partícula grosseira intergranular em ligas à base de Fe-Ni, conforme à figura 7. Não se descarta, contudo, a formação de precipitados intragranulares. Dentre as principais vertentes afetadas pela alta concentração dessa fase, destaca-se a queda da ductilidade à baixa temperatura, enquanto propriedades de fluência não são significativamente afetadas [5, 7].

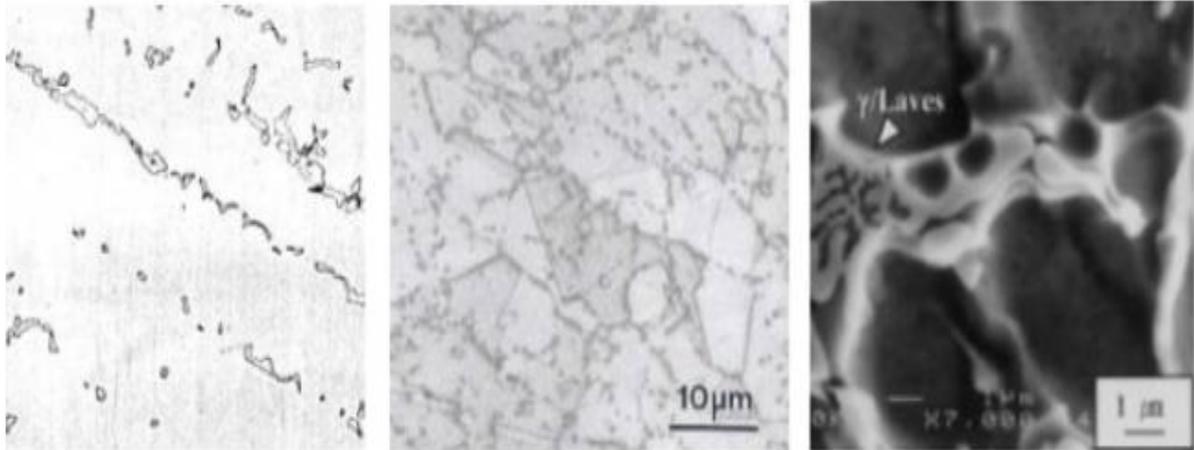


Figura 7 – Morfologia típica da fase Laves [7]

. Fase μ (μ): Fase TCP de estrutura romboédrica intermetálica, não afetando significativamente em outras propriedades. Precipita-se de forma grosseira e irregular na forma de Widmanstätten [5, 7].

Conceitualmente, a superliga INCONEL 625 não apresenta fases do tipo TCP sob condição recozida, apesar de tais fases, decorridas de sobre-exposição a altas temperaturas, poderem aparecer na solda na microestrutura [7].

Estudos revelam que a alteração da formação de fases se deve à variação de concentração de elementos como C e Si. A exemplo, fase γ /Laves predominante decorre de teor baixo de C e quase nenhuma adição de Si. Ainda sem adição intencional de Si e um teor um pouco maior de C observa-se preponderância de fase γ /MC. A baixas adições de Si e C, podem-se ser observadas fases γ /Laves e γ /M₆C em maior expressão. Tais indicações são feitas na figura 8 a seguir. Em contrapartida, quando ambos elementos são adicionados advertidamente formam-se γ /MC e γ /Laves [5, 7].

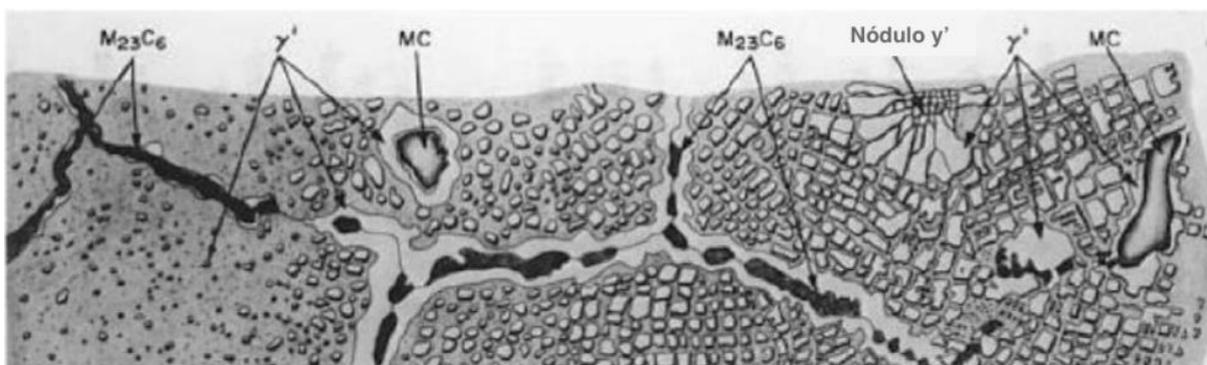


Figura 8 – Microestrutura observada em ligas e superligas de níquel [21]

Comparativamente, o metal de base não é tão suscetível a mudanças estruturais quanto o metal de solda. Infere-se que a curva de formação da fase delta intercepta, em quase todos os pontos, para o mesmo dado tempo duas faixas de temperatura distintas, o que corrobora a segregação de elementos de liga a altas temperaturas. Em fase final de solidificação podem ser formados carbeto e fases intermetálicas [5, 7]. Vê-se a diferença na transformação de fases entre metais de solda e forjados através da curva na figura 9 a seguir.

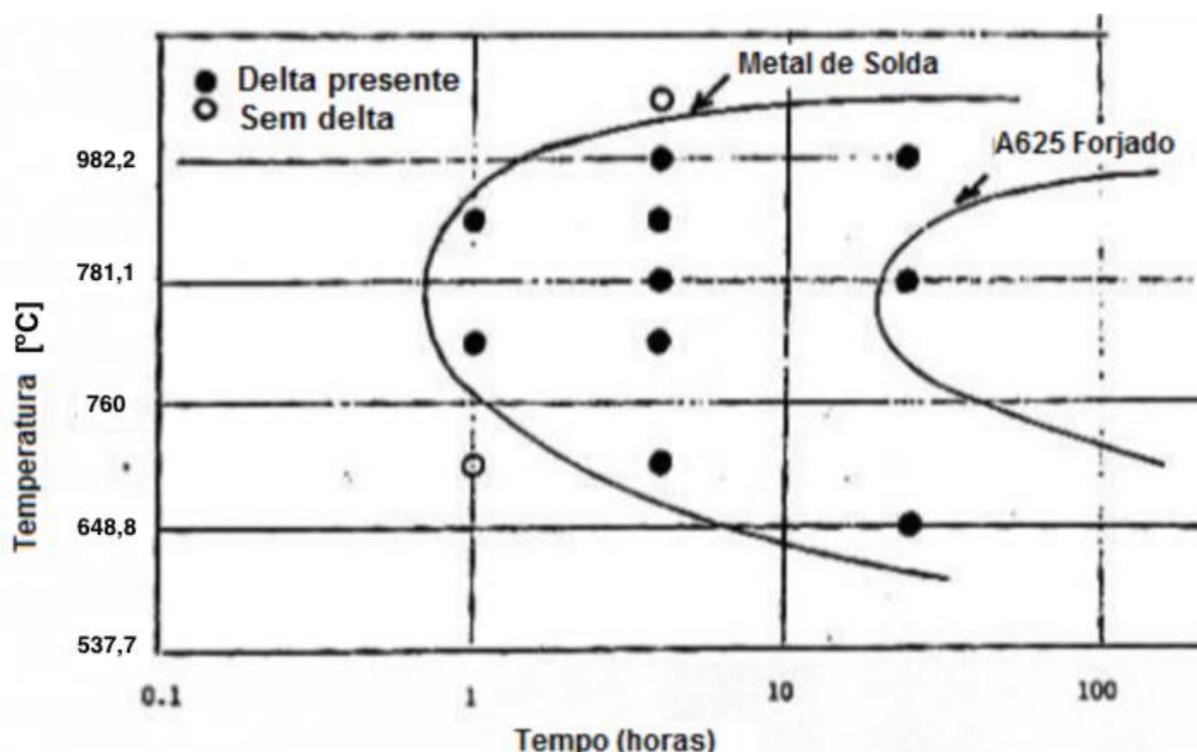


Figura 9 - Diferença na formação de fases no metal de solda e em forjados [7]

I.3.2. Soldas de Revestimento com Superliga 625

O principal parâmetro a ser utilizado para acompanhar o processo de soldagem é o aporte térmico, pois é devido a elevados aportes que são gerados carbeto e fases secundárias, desencadeando maior suscetibilidade à propagação de trincas e perda de resistência à corrosão.

Em ordem cronológica de solidificação durante a soldagem, destacam-se as fases: austenita, seguida da fase Laves na forma de um eutético com a fase austenítica simultaneamente à formação de carbeto tipo MC. Na região da linha de fusão e interface da solda muito se deve atentar para o transporte de elementos, haja vista que concentrações químicas diversas propiciam precipitação de carbeto e fases intermetálicas [8, 10].

O aumento na energia na interface da solda, do ângulo de contato e na barreira livre para a formação de um núcleo sólido, em geral, é oriundo da diferença de composição química entre metais de base e solda. Sendo necessário maior sub-resfriamento para que houvesse uma nucleação mais homogênea. É muito comum diversos mecanismos diferentes de solidificação na linha de fusão, já que um crescimento de grão homogêneo raramente se faz presente. Em alusão, tem-se frequentemente uma zona coquilhada comparável à da fundição, figura 10 [10].

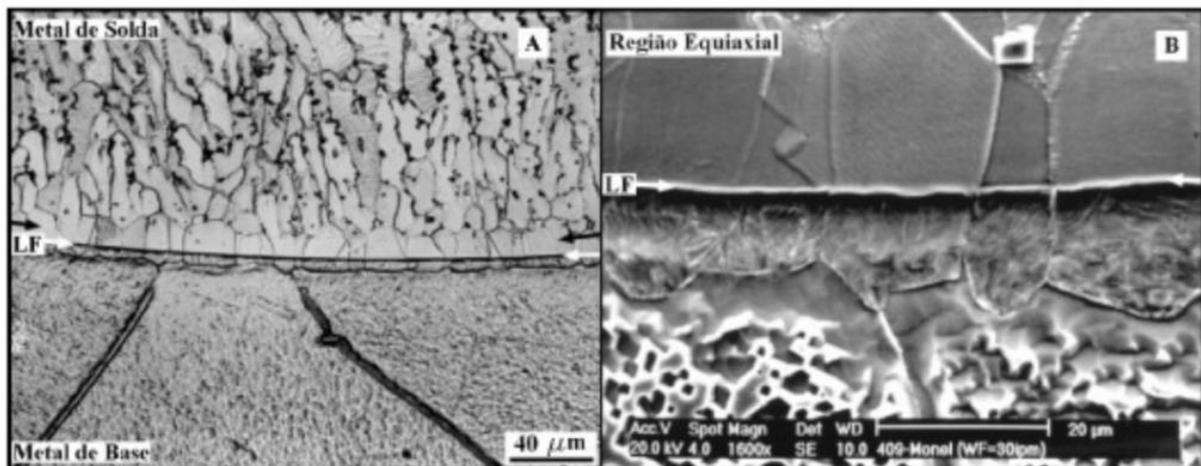


Figura 10 - Solidificação do metal de base e do metal de solda [10]

A área da interface é de suma relevância, uma vez que é a partir da análise sistêmica da mesma, que se desdobrarão diversas causas de possíveis defeitos ou falhas. São esperados três tipos de fronteiras entre os dois metais, metalograficamente. Sub-grãos em forma de dendritas, nítidos na microestrutura, dada sua composição química divergente à da original. Também são conhecidas como fronteiras de baixo ângulo, já que preferencialmente o sub-grão cresce na direção cristalográfica. Em contrapartida, contornos de alto ângulo referem-se aos contornos de grão solidificados, já que cada coletivo de sub-grão possui uma trajetória de crescimento de grão desordenada e independente uma da outra. Alta possibilidade de concentração de impurezas e soluto, levando a uma maior propagação de trincas inerentes ao processo de soldagem. O terceiro tipo seria a fronteira de grãos migrados dos contornos já solidificados [10].

Ainda que ligas de níquel em geral apresentem uma suscetibilidade densa a trincas de solidificação, as superligas INCONEL 625, especificamente, apresentam descompensada vantagem em relação às demais, sendo inclusive utilizadas para se evitar problemas relacionados a trincas de soldagem [8, 10].

É notório que também o metal de base sofre mudanças estruturais durante a soldagem, em que parte da ferrita da ZTA sofre uma reaustenitização, gerando uma área de alta solubilidade de carbono, como vemos na figura 11. Dado o resfriamento da junta até temperaturas ambientes e imediato tratamento térmico subsequente, percebe-se formação não só de austenita, como também uma fina zona martensítica ao longo da linha de fusão. De direcionamento granular similar ao da austenita das redondezas, essa região martensítica frágil contribui para a fragilização de todo o sistema pelo hidrogênio. Para solucionar esse impasse, um outro tratamento térmico posterior ao revenimento, permitiria que a estrutura expulsasse os íons de hidrogênio livres que comprometem a peça [7].



Figura 11 - Microestruturas típicas da zona termicamente afetada de aço carbono [33]

Muito comum em soldas de revestimentos, essas zonas híbridas vêm ganhando cada vez mais enfoque. Típicas de processos de soldagem dissimilar, frequentemente utilizada na união de aços inoxidáveis e outras ligas de carbono, esse processo garante que o produto final obtido atenda às características especificadas iniciais de projeto. É de suma

importância, ainda, determinar-se o correto metal de solda de alta liga, a título de compatibilidade com o metal de base, uma vez que essa união não perfeita resulta em diluições não ideais, falhas prematuras e propagação descontrolada de trincas ao longo da estrutura [10].

Dada a condição intrínseca de dois materiais distintos se fundindo, é natural ressaltar que na linha de fusão ocorrem zonas de diluição parcial entre ambas as partes, onde o metal de solda pode não se misturar bem ao metal de base, o que se verifica através de elevados valores de dureza localizados, culminados por predominância de carbeto, martensita, fragilização por hidrogênio e/ou corrosão localizada. Essas zonas apresentam configurações, tamanhos e formas diferentes, as quais se apresentam nos formatos de baía, praia e ilha [7].

Formações do tipo praia, figura 12, são finas linhas ao longo da linha de fusão, tão finas que tornam a medição da dureza localizada ainda mais difícil. Já formações do tipo ilha, figura 13, por outro lado, possuem grandes extensões e se destacam por estarem completamente envoltas pelo metal de solda. Ocorrem geralmente nos passes de raiz. Tem-se então a formação em forma de baía, figura 14, que consiste em um híbrido das outras duas configurações, já que não são tão estreitas quanto às do tipo praia, mas também não estão totalmente envoltas no metal de solda por todos lados como nas do tipo ilha [7, 12].

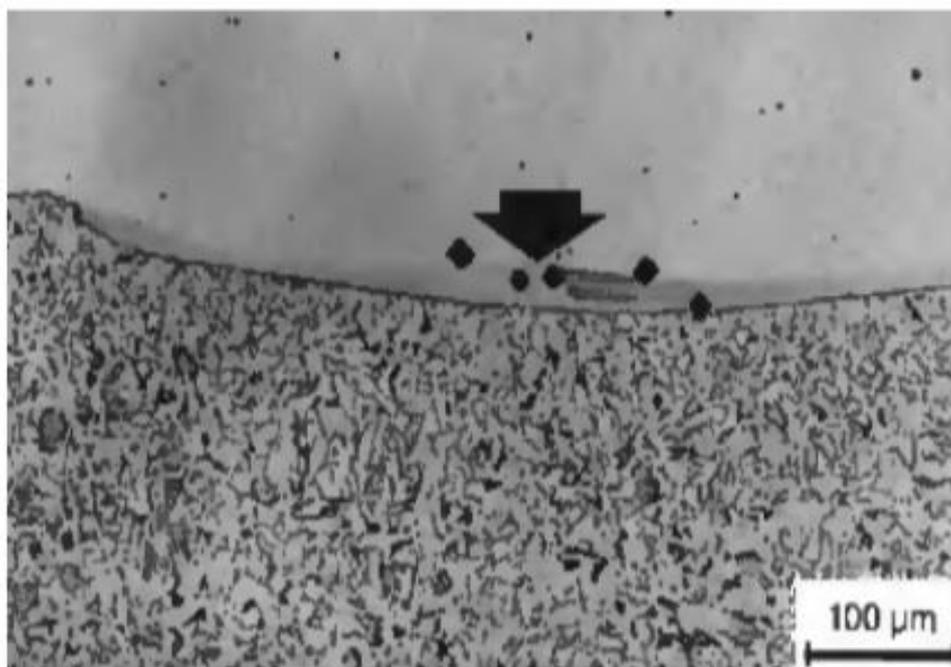


Figura 12 - Zona parcialmente diluída no formato praia [29]

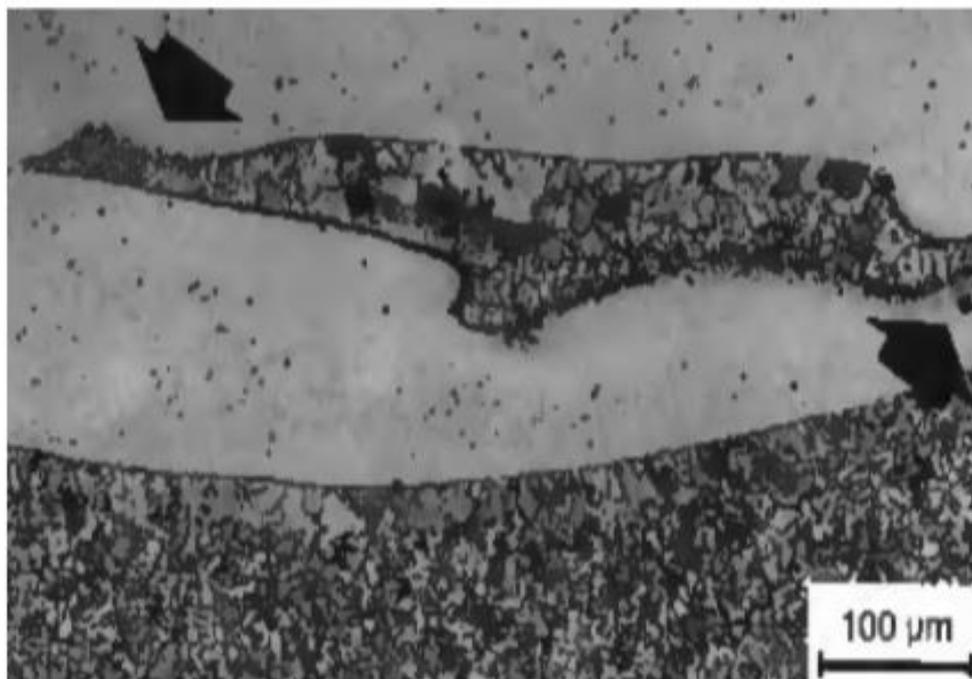


Figura 13 - Zona parcialmente diluída no formato ilha [29]

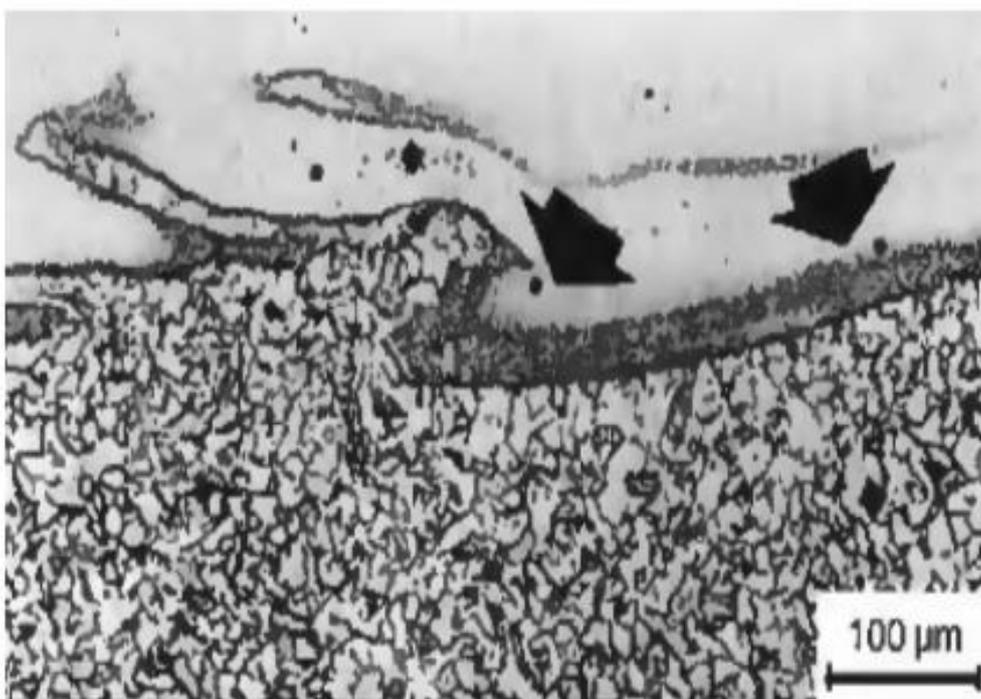


Figura 14 - Zona parcialmente diluída no formato baía [29]

Características decorrentes dessas regiões específicas são alvos constantes de estudos, já que ditam o comportamento projetado da junta no pós-solidificação. A união dos dois materiais, a nível químico, discorre sobre possíveis alterações nas propriedades mecânicas finais da junta e sobre resistência à corrosão da mesma, além de propiciar mudança de estrutura cristalina ao longo da zona de fusão. Enquanto a base da estrutura ferrítica é cúbica de corpo centrada, a base austenítica é cúbica de face centrada. A partir disso, citam-se os contornos de grãos paralelos à linha de fusão no metal de solda. Esse defeito é a principal causa do deslocamento do revestimento (descolamento), além de tornar a estrutura toda ainda mais suscetível à propagação de trincas. Ainda nesse âmbito, reitera-se que as velocidades de resfriamento diferentes gerando curvas térmicas diferentes em cada região da junta, e essa última, quando não da forma mais suave possível, podendo gerar um gradiente oscilatório de propriedades mecânicas distintas ao longo da peça [12].

Estudos comprovam que falhas região de fusão se comportam muito diferente do que nessa mesma região para aços inoxidáveis. Os motivos relacionados a essas coisas geralmente são: [13]

- Falhas na zona termicamente afetada do metal base;
- Trincas que geralmente se propagam paralelamente à linha de fusão e causam o descolamento;
- Descontinuidades na solda, responsáveis por concentrar tensão;
- Regiões menos ricas em carbono, menos resistentes, tendem a estar rodeadas por regiões mais duras e resistentes, sofrendo por tensões resultantes de expansão térmica, vibração do sistema, diferença de pressão, entre outros.

I.4. Tratamento Térmico Pós-Soldagem

O aparecimento de tensões residuais é praticamente uma variável intrínseca ao processo de soldagem, ora proveniente da dilatação térmica durante a fusão e a compressão. A magnitude dessas forças pode chegar até aos limites de resistências de uma família de aços base de baixa-liga. Para então que se evita esse mecanismo de ocorrer, realiza-se um TTPS [5, 8].

O tratamento térmico basicamente eleva a peça a uma temperatura um pouco abaixo da linha de fusão, mantendo-a nessa posição por um tempo e depois resfriando uniformemente. Nem sempre, no entanto, esse tratamento é benéfico, podendo ele fragilizar o material, dependendo da quantidade de ciclos térmicos pelos quais ela passou [5].

Especificamente para a liga INCONEL 625, tratamentos em torno de 700°C já garantem melhorias em todos os parâmetros, em torno de 750°C, já há certa queda de ductilidade e na resistência ao impacto, por influência direta da precipitação da fase γ' nos espaços interdendríticos. A partir de 750°C até 950°C, o tratamento passa a ser altamente prejudicial, apresentando a junta queda em todos as propriedades, dado que nessa faixa há muita precipitação de carbeto fino do tipo M_6C nos contornos de grão. E acima de 1000°C, já se pode ter valores de resistência e ductilidade reestabelecidos, já que a fase δ se dilui completamente e o grão começa a crescer novamente [8].

Não menos importante, é imprescindível constatar que para a proteção contra corrosão não se deve utilizar a baixa de 650°C a 850°C, visto que essa faixa torna o material mais suscetível à corrosão. Já entre 950°C e 1000°C ocorre a homogeneização dos espaços interdendríticos. Para tanto, a faixa de temperatura ideal indicada para alívio de tensão pós-soldagem nessas ligas é de temperaturas sempre inferiores a 650°C.

I.5. Corrosão

O fenômeno da corrosão é caracteristicamente um processo eletroquímico, onde elétrons são cedidos de uma determinada região para outra, a partir de estímulo externo. Esse mecanismo normalmente se subdivide basicamente em três etapas: processo anódico (passagem de íons para a solução), deslocamento de elétrons e íons (transferência de elétrons de regiões anódicas para regiões catódicas) e processo catódico (recepção de elétrons por íons ou moléculas da solução) [18].

As principais vertentes nas quais a corrosão se divide são: corrosão uniforme (degradação regular e homogênea de espessura do material); corrosão alveolar e por pite (apenas em pequenas áreas); corrosão intergranular (entre grãos da microestrutura); e corrosão filiforme (frequente em películas de tinta e em revestimentos, em meio úmido / produz filamentos característicos) [18].

I.5.1. Corrosão por pite

Distintivamente, a corrosão por pite se caracteriza por pequenas crateras, distribuídas de forma aleatória, na interface de determinado material. Essas descontinuidades detêm necessariamente profundidade maior do que seus diâmetros de entrada. [19, 20]

Esse tipo de corrosão é peculiar a um ataque altamente localizado que tem início simultâneo em diversos pontos da superfície analisada, sujeitos à presença de cloretos. Diz-se uma forma destrutiva de corrosão, já que perfura o corpo da peça [20].

A película passiva de proteção quando rompida, seja por intermédio de agentes mecânicos ou químicos, origina o chamado pite. A criticidade desse tipo de corrosão está na propagação da cratera internamente à peça, o que coloca em risco a estrutura como um todo, mecânica e quimicamente. Os pites tendem a sempre continuar a crescer, dada a diferença de pH entre seus interiores e o meio o qual permeia. O pH também caminha sempre no sentido ácido, dificultando assim a reativação e restituição da película protetora. [19, 20]

Elementos de liga contribuem, de diferentes formas, para o aumento da resistência à corrosão por pite de aços e ligas. Quanto maior a concentração desses constituintes, maior será a resistência à corrosão do material, devendo-se atentar sempre, obviamente, aos efeitos colaterais na estrutura que esses componentes podem vir a trazer. Por conseguinte, análises metalográficas e microestruturais se fazem necessárias [20]. Normalmente, superligas de níquel apresentam excelente resistência à corrosão por pite. É necessário, no entanto, analisar caso a caso como se comporta essa propriedade para soldas de reparo.

O PREN (*pitting resistance equivalent number*) é o método mais utilizado, industrialmente, de se comparar de maneira genérica, a resistência à corrosão de diferentes tipos de aços.

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3\% \text{Mo} + 16\% \text{N}$$

Equação I. 1

Ainda que haja, atualmente, devida confiabilidade na correlação entre os valores das expressões de PRE e os resultados dos ensaios de corrosão, deve-se analisar cada resultado qualitativamente, de forma a diferenciar os aços e suas composições por performance. Caso o material tenha uma interface entre dois materiais diferentes, como por exemplo as juntas soldadas, é necessário se considerar o menor valor de resistência à corrosão, já que esse ditará o comportamento geral do componente.

I.5.2. Técnicas eletroquímicas de caracterização da corrosão por Pites

A fim de serem obtidas curvas de polarização e que possa se prever a varredura contínua do material, emprega-se a técnica de polarização potenciodinâmica, técnica em que se imerge o material em solução, ou em potenciais onde haja predominância de reações catódicas, com valores menores que o potencial de corrosão, para se iniciar a varredura no potencial de circuito aberto. A curva de polarização oriunda da varredura permite que sejam identificadas diversas subáreas no gráfico, a fim de se esmiuçar as zonas mais importantes desse mecanismo [18]. A mesma é ilustrada na figura 15 a seguir.

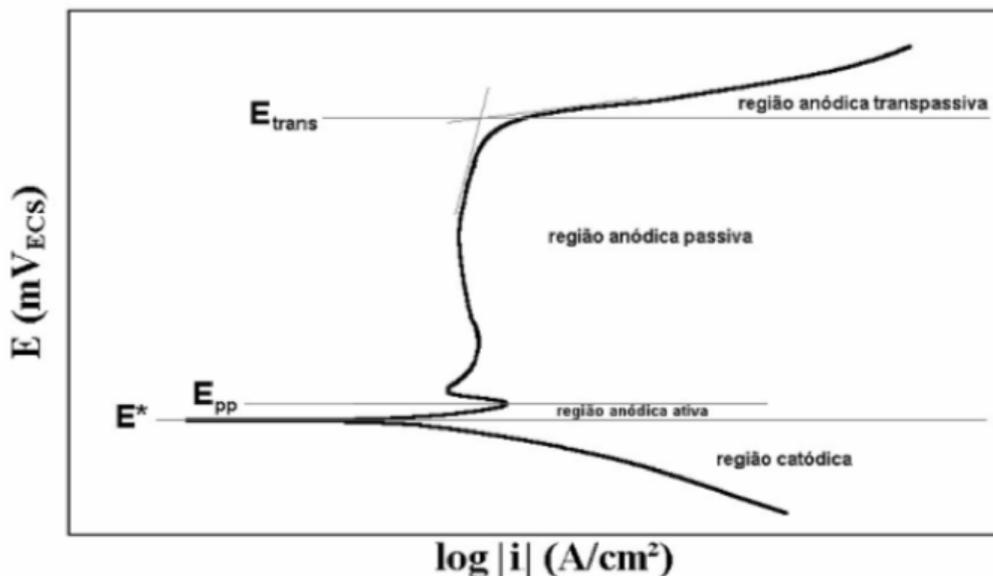


Figura 15 - Curva de polarização típica. E^* : Potencial de corrosão. E_{pp} : Potencial de Início da passivação. E_{trans} : Potencial de início da região anódica transpassiva. [24]

A partir da Figura 15, pode-se inferir que: no início da região anódica ativa, a densidade da corrente cresce com o aumento de potencial, caracterizando uma faixa de corrosão inicial. Ao se atingir, então, o valor máximo de corrente há uma abrupta redução de corrente, devido à formação de películas aderentes ou à estabilização do equilíbrio. Esse ponto, de corrosão quase nula, demarca o início da região anódica passiva, que em muitos aços é caracterizado por E_{pp} , ponto de baixa corrente. Esse efeito só se dá defeito à película passiva [24]. Quando ocorre a quebra dessa película, e o metal base é exposto à solução, íons metálicos são formados e tendem a formar compostos intermediários do tipo MOH^+ , que ao ser capturado por moléculas de água, se liga ao filme e libera íons H^+ , delimitando assim a regeneração da película protetora. Posteriormente, a película volta a ser rompida, e há a passagem para a região anódica transpassiva (E_{trans}), alinhado a um considerável aumento na densidade da corrente, desencadeado pela desestabilização do equilíbrio da película [19].

I.5.3. Corrosão e a Solda de Revestimento

Segundo estudo [19], uma das causas principais apontadas para a quebra da película passiva protetora na superfície dos metais é a presença de íons cloreto, que podem substituir as moléculas de água nas regiões não cobertas, criando complexos cloreto/metálico. Complexos esses solúveis e facilmente removíveis, expondo o metal de base ao meio corrosivo. Esse processo origina então os pites.

Uma das vertentes mais críticas no que concerne ao revestimento para aumentar vida útil e resistência à corrosão de componentes mecânicos é a interface entre o metal de base e o metal de solda do revestimento. É nessa interseção que os principais cuidados devem ser levados em conta, pois uma simples fragilização dessa interação pode expor todo o espaço interseccional. Vê-se na figura 16 a seguir.

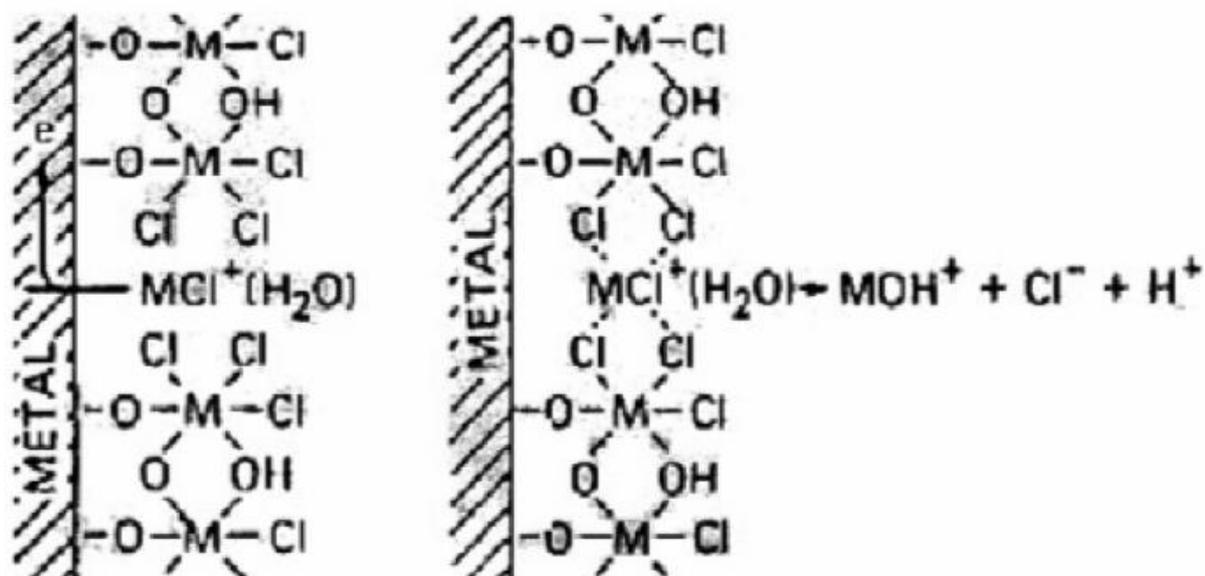


Figura 16 - Quebra da película de proteção pela presença de íons cloreto [24]

Na presença de íons agressivos e de baixa resistência à corrosão, o potencial de pite (E_{pite} - potencial eletroquímico onde se inicia o aparecimento de pites) ocorre em valores inferiores ao potencial de início da região transpassiva. O que vem a corroborar que quanto maior o potencial de pite, maior a resistência do material à formação de pites, e mais longa a vida útil da peça se exposta a meios corrosivos.

Intrinsicamente isso se aplica para superligas de níquel, onde é indiscutível a importância de suas composições químicas para determinação de sua resistência à corrosão por pite. Isto se deve à formação da camada passivadora, que por sua vez depende dos elementos de liga. No entanto, para seleção de um determinado material ou liga, o PREN deve ser acompanhado de um levantamento do comportamento da liga no meio em análise, como ensaios em laboratório e ensaios [36, 37].

Capítulo II – Materiais e Métodos

Os materiais e métodos utilizados no desenvolvimento do trabalho estão descritos abaixo, seguidos de suas respectivas composições e parâmetros informados pelo fabricante.

II.1. Metal de Base

A liga utilizada é a do aço ASTM A516 Gr. 70 [25]. Sua aplicação em larga escala na indústria justificou sua aplicação no presente estudo. Segundo a norma ASTM A516 [25], esse aço é sempre utilizado onde melhorias na ductilidade se fazem necessárias.

Uma chapa de aço de 400 x 400 mm e espessura de 50 mm foi adotada para a deposição do revestimento. A composição química informada pelo fabricante pode ser encontrada na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química do aço ASTM A516 Gr. 70

Elemento	Fe	C	Ni	Cr	Mo	Mn	Al	V	Cu	Si
% em peso	Bal.	0,15	0,01	0,02	0,01	0,95	0,02	0,03	0,4	0,2

II.2. Metal de Solda

A superliga de inconel 625 é o material adotado ao longo desse estudo como metal de solda. Essa superliga desempenhará o papel de revestimento resistente à corrosão. Para a soldagem fez-se uso do eletrodo ENiCrMo-3, de acordo com a AWS [26], fabricante Böhler e arame comercialmente conhecido como do tipo 6222-Mo. Esse eletrodo a base de níquel possui um revestimento do tipo básico. A primeira e a última camada foram depositadas com um eletrodo de diâmetro 4,0 mm, e a camada intermediária com um eletrodo de 3,2 mm de diâmetro. A composição química de acordo com o fabricante se encontra na tabela 2.

Tabela 2 - Composição química do consumível de soldagem

Elemento (% em peso)	Ni	Cr	Mo	Nb	Mn	Si	Fe	C
Eletrodo ENiCrMo-3	Bal.	22,0	9,0	3,3	0,6	<0,5	3,0	<0,04

II.3. Procedimento de Soldagem

O processo de eletrodo revestido foi adotado com a finalidade de solda de reparo. Não só devido a sua grande versatilidade, como também devido à possibilidade de solda em áreas de difícil acesso e em campo.

II.3.1. Eletrodo Revestido

Foram depositadas três camadas de metal de solda, originando um revestimento de dimensões aproximadas de 100 X 250 mm. Os passes possuem sobreposição de 50%, com eletrodos da primeira e última camada com diâmetro de 4.0 mm e a camada intermediária igual a 3.2 mm.

Processo realizado à temperatura ambiente – de 25°C, e a temperatura máxima de interpasse não excedeu 150°C. A seguir na tabela 3, vislumbram-se os principais parâmetros adotados:

Tabela 3 - Parâmetros da Soldagem por Eletrodo Revestido

Passe N.º	Camada N.º	(mm)	Tensão (V)	Corrente		Intensidade (A)	Velocidade (cm/min)
				Tipo	Polaridade		
1-13	1	4,0	26	CC	+	120	28-30
14-24	2	3,2	25	CC	+	105	25-27
25-35	3	4,0	26	CC	+	120	28-30

A fim de se estudar a solda de reparo por eletrodo revestido, após a soldagem convencional descrita, a parte central é removida por esmerilhamento e em seguida novos cordões são depositados, como pode ser visto na Figura 17.

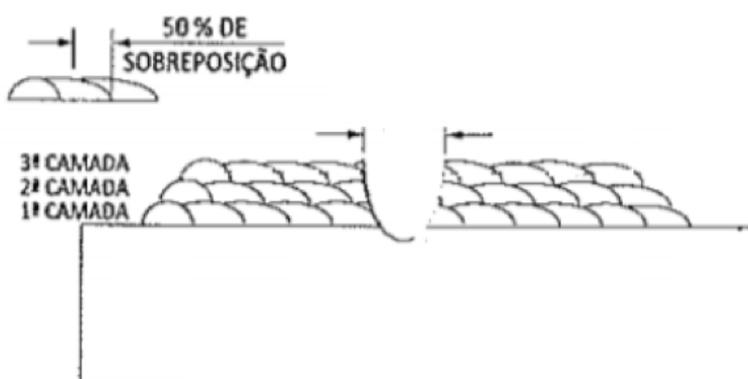


Figura 17 - Geometria do cordão de solda por eletrodo revestido

Os parâmetros de execução do reparo foram os mesmos utilizados para a soldagem convencional, descritos na Tabela II.3. Três camadas foram depositadas, como na soldagem original, sendo três passos na primeira camada, três na segunda e quatro na terceira (camada superior).

II.4. Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS)

Uma amostra foi submetida a um tratamento térmico de alívio de tensões com a finalidade de avaliar as alterações que podem vir a ocorrer nas propriedades mecânicas do revestimento.

O tratamento foi realizado em três ciclos com aquecimento entre 620°C e 640°C com o patamar de 210-220 minutos para cada ciclo. A taxa de aquecimento é de aproximadamente 50°C/h e resfriamento de 60°C/h. Os parâmetros do tratamento térmico estão apresentados na Tabela 4.

Tabela 4 - Parâmetros do tratamento térmico de alívio de tensões

Temperatura (°C)	Tempo (min)	Número de Ciclos	Taxa de Aquecimento (°C/h)	Taxa de Resfriamento (°C/h)
620 a 640	210	3	50	60

II.5. Identificação das Amostras

As quatro amostras (2 de cada) foram identificadas de acordo com a tabela 5.

Tabela 5 – Identificação das Amostras

Identificação	Tratamento Térmico
D1	Sim
DD	Não

II.6. Análise Metalográfica

II.6.1. Preparação

A preparação metalográfica, quando correta, garante um estudo coerente de materiais. A preparação para a análise macro e micrográfica consiste no corte das amostras, lixamento, polimento e ataque químico para revelação de microestrutura.

O revestimento foi cortado em pequenas amostras de 18 X 15 X 5 mm através de uma máquina de corte Cor-80. As amostras foram então submetidas às lixas d'água de granulometria 100, 200, 320, 400, 600 e 1200 mesh. O processo foi realizado em discos rotatórios, sob refrigeração em água. Após lixamento, as amostras foram polidas em pasta de diamante de granulometria 6, 3 e 1 μm , com lubrificação à base de glicerina e refrigeração à base de álcool.

O ataque químico para revelar a microestrutura do metal de base foi o Nital 2%, cuja composição é de 2% de ácido nítrico e 98% de álcool PA. Já o metal de solda tem sua estrutura revelada apenas com uma solução de trióxido de cromo, composta por 20% de CrO_3 , e 80% de água destilada. Enquanto o ataque do metal de base deve ser feito por esfregamento ou imersão, o ataque do metal de solda deve ser feito com ácido oxálico 10%, com os parâmetros de 5V de tensão durante 30 segundos.

II.6.2. Análise Macrográfica

A interface entre o metal de solda e o metal de base pode ser observada macroscopicamente através da análise macrográfica, podendo ainda ser identificados algumas descontinuidades presentes no revestimento.

Todo o preparo consistiu como o descrito no item II.7.1. acima. Através da análise macrográfica é possível também mensurar a extensão da ZTA (zona termicamente afetada) e a sequência de deposição dos cordões de solda.

II.6.3. Análise Micrográfica

Feita a completa preparação das amostras conforme descrito no item II.7.1, utilizou-se o microscópio ótico Olympus BX60M para um mapeamento geral da microestrutura e caracterização visual de fases e zonas – tais como as termicamente afetadas e as parcialmente diluídas.

II.7. Ensaio de Microdureza

Análises de microdureza Vickers foram feitas através de um durômetro Wilson Instruments, modelo 422MVD, em regiões da linha de fusão e perpendiculares a ela. As identificações são preferencialmente feitas onde se identifica presença de ZPDs (zonas parcialmente diluídas) com o intuito de destacar regiões duras e frágeis onde há a possibilidade de formação ou propagação de trincas. Foram aplicados 500 gf durante 20 segundos em todos pontos medidos.

II.8. Ensaio Potenciodinâmico Cíclico

O ensaio potenciodinâmico cíclico avalia a susceptibilidade do material a corrosão por pite. A célula eletrolítica consiste de um eletrodo de trabalho, um contra eletrodo de platina e um eletrodo de referência de calomelano saturado. Seguindo a norma ASTM G 61 [23], foi utilizada uma solução aquosa contendo 3,5% de NaCl, mantida à temperatura ambiente.

O ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica imprime uma curva de polarização que possibilita a determinação do potencial de pite (EPITE) e do potencial de repassivação (EREP) através de uma varredura contínua de potencial. A varredura é iniciada a partir do potencial de circuito aberto (EPCA), com duração aproximada de 20 minutos, tempo necessário para iteração entre amostra e solução, onde impõe-se um potencial em relação ao eletrodo de calomelano saturado de 1 mV/SCE/S e uma densidade de corrente de 1 mA/cm². Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente (25°C). A varredura foi iniciada em alguns minutos após a estabilização do potencial de circuito aberto. Os dados gerados pelos ensaios foram exportados e tratados no software OriginPro versão 8. As amostras foram preparadas para o ensaio conforme a figura 18 abaixo.

No gráfico densidade versus potencial obtido por meio do Origin Pro® - Versão 8, é possível determinar o potencial de pite (EPITE), correspondente ao pico de corrente, verificado no cruzamento das retas tangentes indicadas no gráfico. É onde começa a formação de pite, quanto maior for esse potencial, maior a resistência a corrosão do aço à formação de pite. O potencial de repassivação (EREP), é ponto onde as curvas de varredura nos sentidos anódico e catódico se cruzam. Quanto menor for o potencial de repassivação mais danificada está a estrutura da superfície da amostra. Outro dado importante na comparação entre diferentes amostras é o intervalo entre o potencial de circuito aberto até o potencial de pite. Nesse intervalo, o aço está passivo, ainda não formou pite. Significa que quanto maior for esse intervalo, maior será a resistência a corrosão do aço.

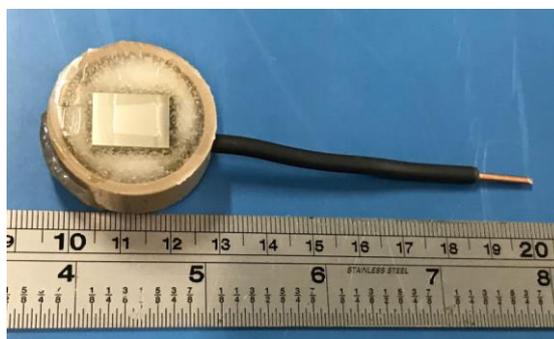


Figura 18 – Amostra preparada para ensaio potenciodinâmico

Capítulo III - Resultados e Discussão

Neste capítulo objetivam-se as análises e resultados obtidos a partir dos testes descritos no capítulo anterior. Os interesses estão focados na zona termicamente afetada das amostras (ZTA), na interface do metal de solda e o metal de base e a microestrutura do revestimento. Cada uma dessas regiões apresenta características singulares a ela, e que influencia diretamente o comportamento final da junta soldada.

III.1. Análise Metalográfica

III.1.1. Análise Macrográfica

Através das amostras obtidas em II.7 pode-se avaliar e mensurar diversos aspectos do revestimento, como defeitos, falta de penetração e/ou deslocamento. A figura 19 a seguir mostra a macrografia da peça obtida pelo processo de eletrodo revestido.



Figura 19 - Macrografia referente às amostras utilizadas

Em princípio, não há elementos descontínuos ou indícios que apontem defeitos superficiais oriundos do processo de soldagem, como deslocamento ou falta de penetração visíveis a olho nu. Além desses aspectos, a extensão da zona termicamente afetada se deve principalmente pelo aporte térmico, estabelecendo a relação empírica de que quanto maior a energia de soldagem, maior o aporte térmico e assim maior a extensão da ZTA. Foi possível avaliar a extensão da ZTA através das micrografias, mensurada em aproximadamente 1,5 mm de extensão com auxílio de uma régua, o que é condizente com o relativamente baixo aporte térmico do processo empregado. Esta zona representa quantitativamente como o metal de base é afetado durante o processo de soldagem. Geralmente é nessa área que se formam estruturas indesejadas para a peça final, comprometendo o desempenho final em termo de propriedades mecânicas. Dentre essas estruturas indesejáveis, destaca-se talvez a mais expressiva delas, a martensita, de matriz frágil e dura, onde trincas facilmente se originam e se propagam [32].

III.1.2. Análise Micrográfica

Nesta etapa, verifica-se não só o acompanhamento da transformação da microestrutura do metal de base, antes da soldagem, como soldado e após tratamento térmico pós-soldagem, como também a identificação de zonas parcialmente diluídas no metal de solda. Essa microestrutura do metal de base mantém um comportamento similar mesmo após tratamento térmico [23].

Em comum acordo com a literatura [33] e com outros estudos acerca do mesmo âmbito [5, 6, 9] é possível corroborar o comportamento microestrutural típico explicitado na figura 11, analisando-se as amostras a diferentes distâncias da linha de fusão. As figuras 20 e 21 a seguir apresentam a microscopia das amostras, sem e com tratamento térmico pós-soldagem, respectivamente, a 0,5 mm da linha de fusão aproximadamente. É possível, portanto, deduzir a partir delas zonas fundidas e de ligação e já de crescimento de grão.

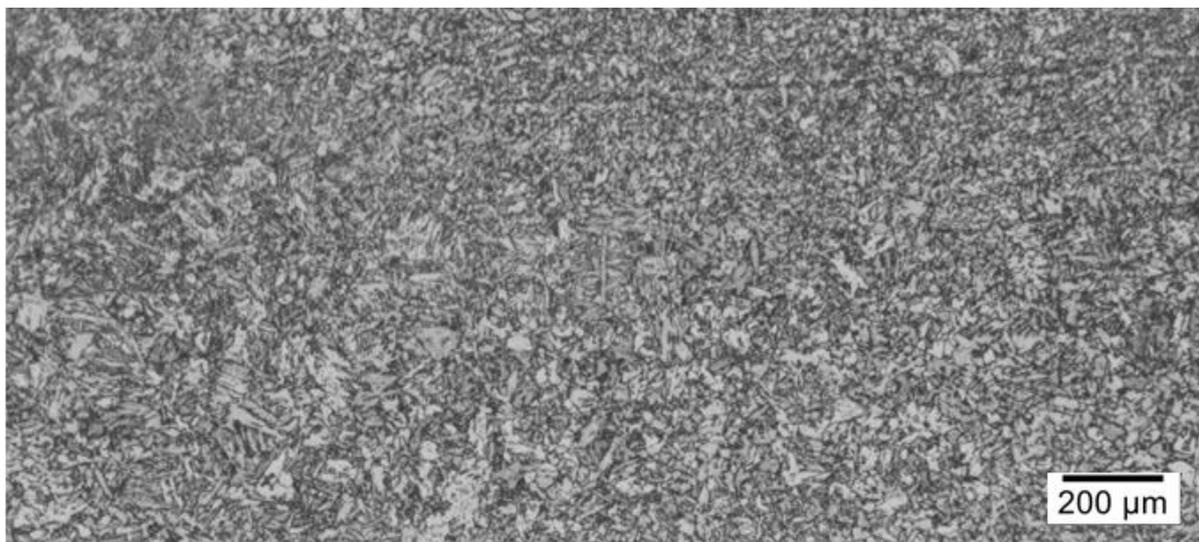


Figura 20 – Microestrutura do metal de base para a amostra sem TTPS, a 0,5 mm da linha de fusão. Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 200X.

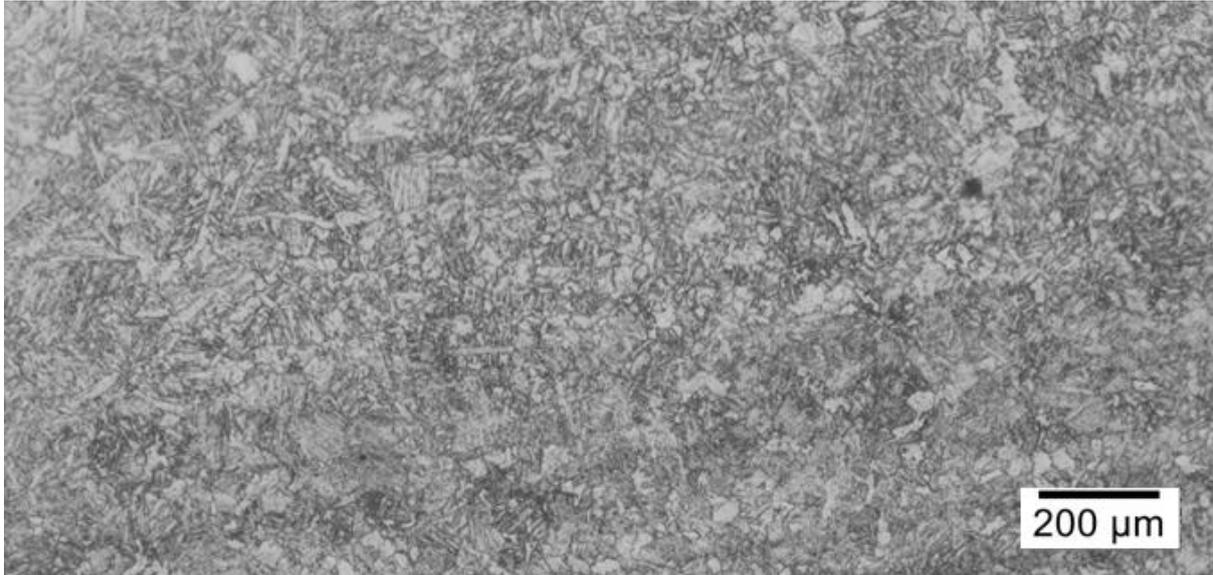


Figura 21 - Microestrutura do metal de base para a amostra com TTPS, a 0,5 mm da linha de fusão. Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 200X.

As figuras 22 e 23 a seguir ilustram, respectivamente, as amostras sem e com tratamento térmico pós-soldagem, só que para uma distância de aproximadamente 1,0 mm da linha de fusão, onde já se podem perceber regiões transformadas parcialmente, não havendo ainda um padrão claro, já que alguns grãos estão refinados e outros ainda estão no estado original, culminando em uma estrutura desordenada.

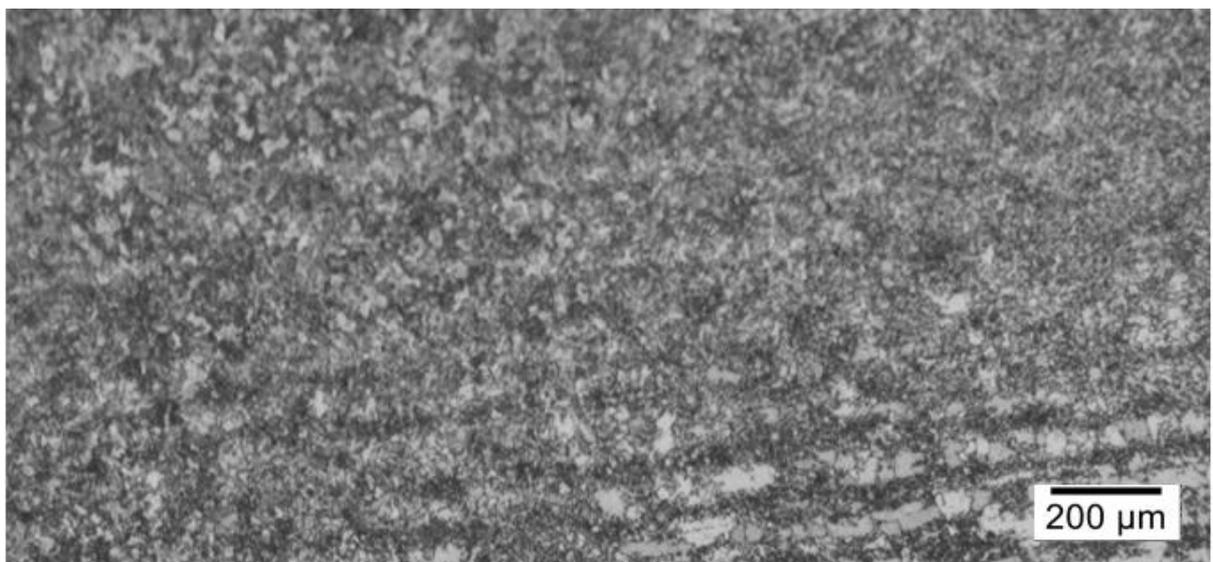


Figura 22 - Microestrutura do metal de base para a amostra sem TTPS, a 1,0 mm da linha de fusão. Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 200X.

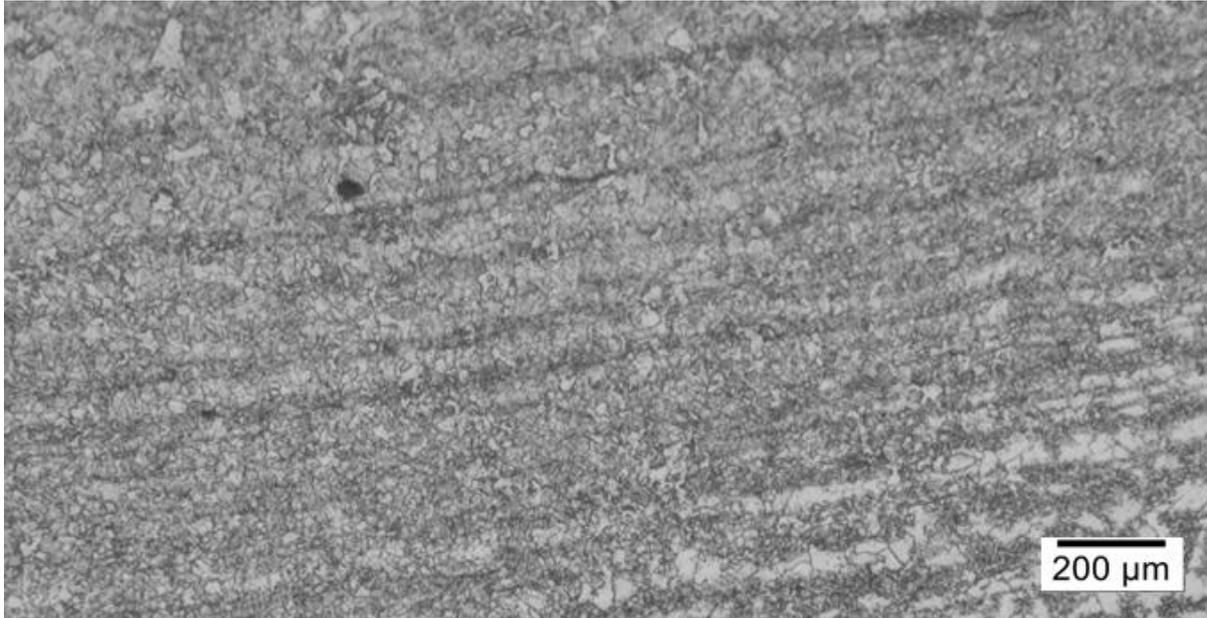


Figura 23 - Microestrutura do metal de base para a amostra com TTPS, a 1,0 mm da linha de fusão. Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 200X.

Finalmente, as figuras a seguir 24 e 25 expressam a microscopia das amostras a aproximadamente 2,0 mm da linha de fusão, sem e com tratamento térmico pós-soldagem, respectivamente. Percebe-se, através das mesmas, que a microestrutura a esse ponto se mantém inalterada em relação à original para os dois casos observados.

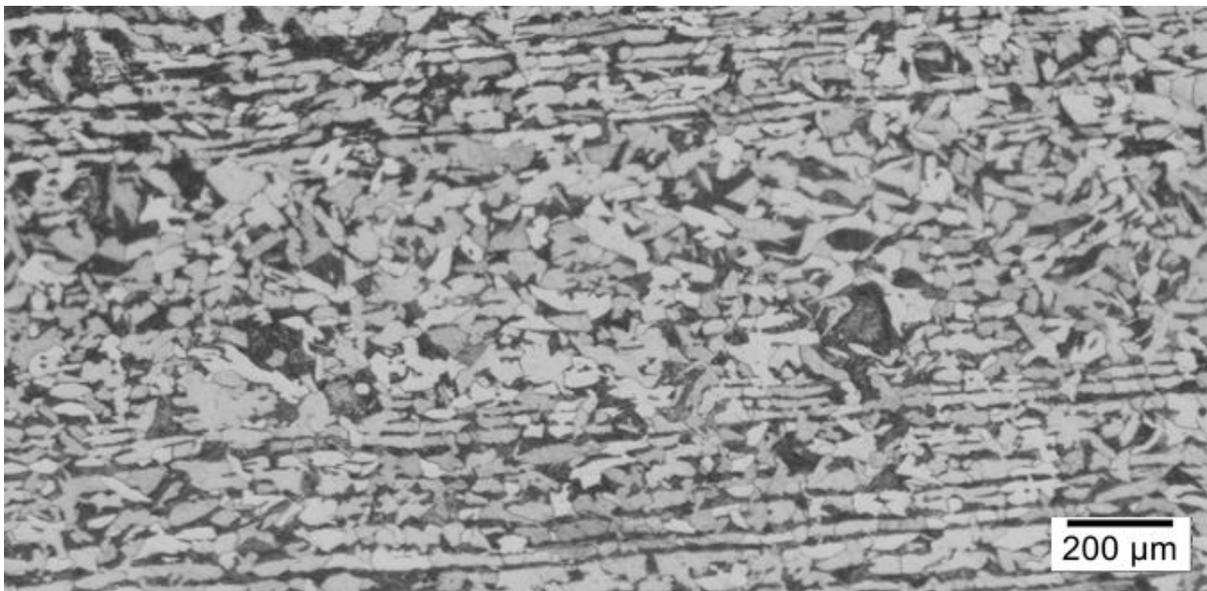


Figura 24 - Microestrutura do metal de base para a amostra sem TTPS, a 2,0 mm da linha de fusão. Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 200X.

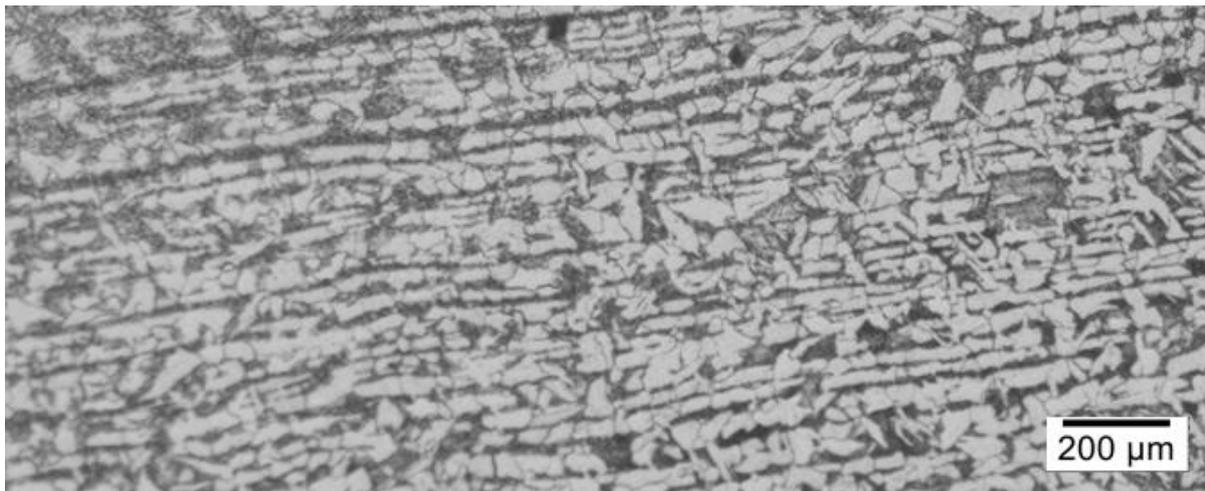


Figura 25 - Microestrutura do metal de base para a amostra com TTPS, a 2,0 mm da linha de fusão. Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 200X.

Com grande similaridade entre as amostras com e sem TTPS, para o metal de base, pode-se afirmar que há preponderância original de perlita e ferrita, e estas estruturas estão presentes nas áreas mais distantes (figuras 24 e 25), enquanto que nos entornos da linha de fusão percebe-se a presença de bainita (figuras 20 a 23), em concordância com outros trabalhos da literatura [5, 6, 9].

Quanto ao metal de solda, o mesmo foi amplamente caracterizado no trabalho de mestrado de propriedades mecânicas e microestruturais de revestimentos metálicos [5]. Lá foram identificadas as fases Laves e Sigma e carbeto de nióbio precipitadas próximo à região da linha de fusão. No geral, com predominância de estrutura austenítica no formato celular e dendrítico.

Quanto à interface, é claramente visível sua identificação, separando a área do metal de solda da área do metal de base, e ainda delimitando uma ZPD. Com a caracterização da ZTA, a área do metal de base distingue-se pela presença de grãos grosseiros formados durante o aquecimento e reaquecimento dos muitos ciclos aos quais a área foi submetida. Preponderantemente, a microestrutura identificada no metal de base é bainita, enquanto que na região de transição, a composição química é heterogênea e se dispersa. As zonas claras identificáveis nas duas amostras, tanto com quanto sem TTPS, dividem-se em duas principais zonas, uma lisa, onde contornos de grão não são facilmente observados, e uma outra região, na qual supõem-se grãos em crescimento. Observa-se esse fenômeno descrito nas figuras 26 e 27.

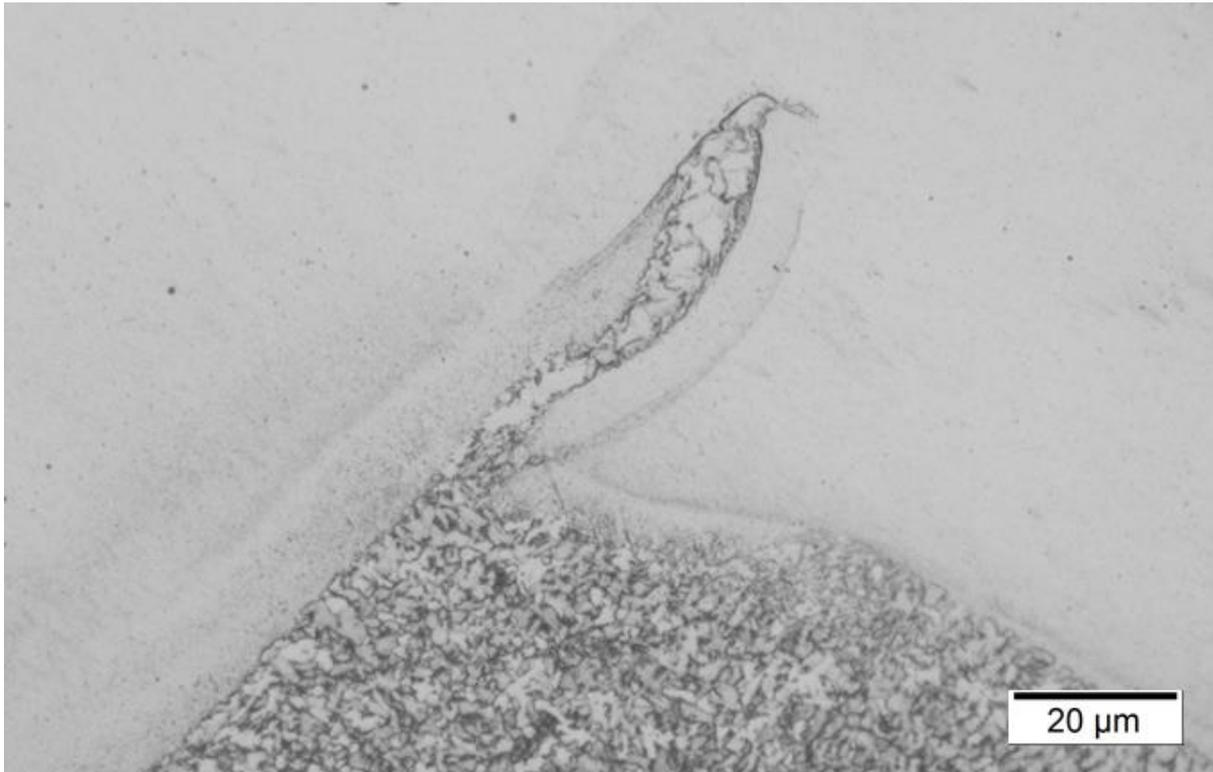


Figura 26 - Interface da amostra sem TTPS. Aumento: 500 X. ZPD do tipo baía.

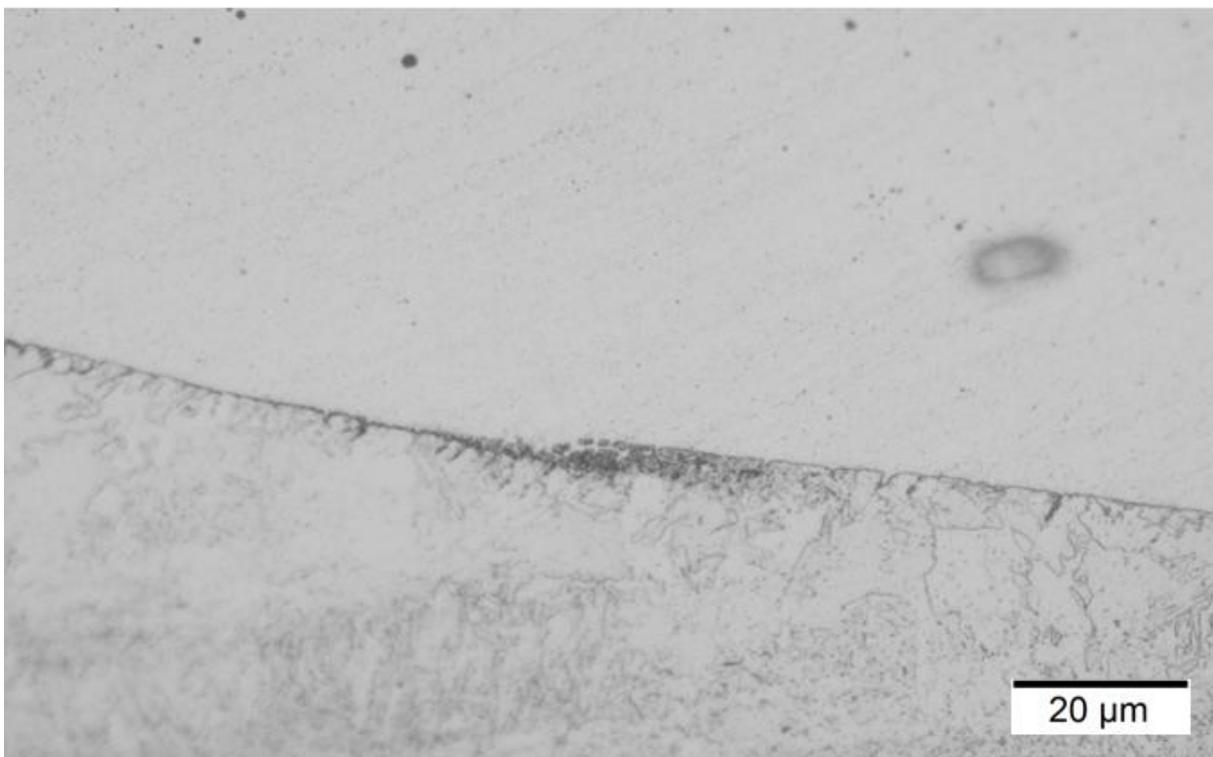


Figura 27 - Interface da amostra com TTPS. Aumento: 500 X. ZPD do tipo praia.

Zonas de transição são características à soldagem dissimilar e estão intrínsecas ao processo. Essas zonas são denominadas zonas parcialmente diluídas. Isto é, áreas em que a mistura entre dois ou mais materiais não se dá de forma completa, resultando em composições químicas pontuais distintas da matriz como um todo. Durante as diversas ciclagens térmicas às quais as peças são submetidas, o carbono latente do metal de base tende a migrar para o metal de solda por afinidade eletrostática, indo de encontro, porém, a uma malha desfavorável a sua difusão, que retém, assim, esse elemento na interface. Após a região da interface há a recristalização do metal de solda em microestrutura predominantemente austenítica, com morfologia dendrítica e colunar dendrítica. Essas inferências são ratificadas se comparadas a resultados obtidos com testes similares e análises microscópicas a partir da mesma matriz metálica [5, 6, 9]. A partir disso, pode-se constatar que para a amostra sem TTPS tem-se uma ZPD muito maior (figura 26) do que a amostra com TTPS (figura 27), com uma ZPD menor e menos expressiva.

III.2. Ensaio de Microdureza

Todos os testes de microdureza avaliaram a concordância com a norma NACE MR 0175 [30] dos valores obtidos, além de salientar possíveis zonas frágeis localizadas propícias a futuras trincas, que se originam em regiões de dureza elevada.

Para as duas amostras analisadas, a dureza não foi alterada, se comparada a trabalhos em que não houve reparo [5, 9]. Medições foram feitas tanto perpendicularmente à linha de solda (do metal de soldas ao metal de base) quanto coincidentemente a ela. Esta linha de medição está indicada através da figura 28, a e b.

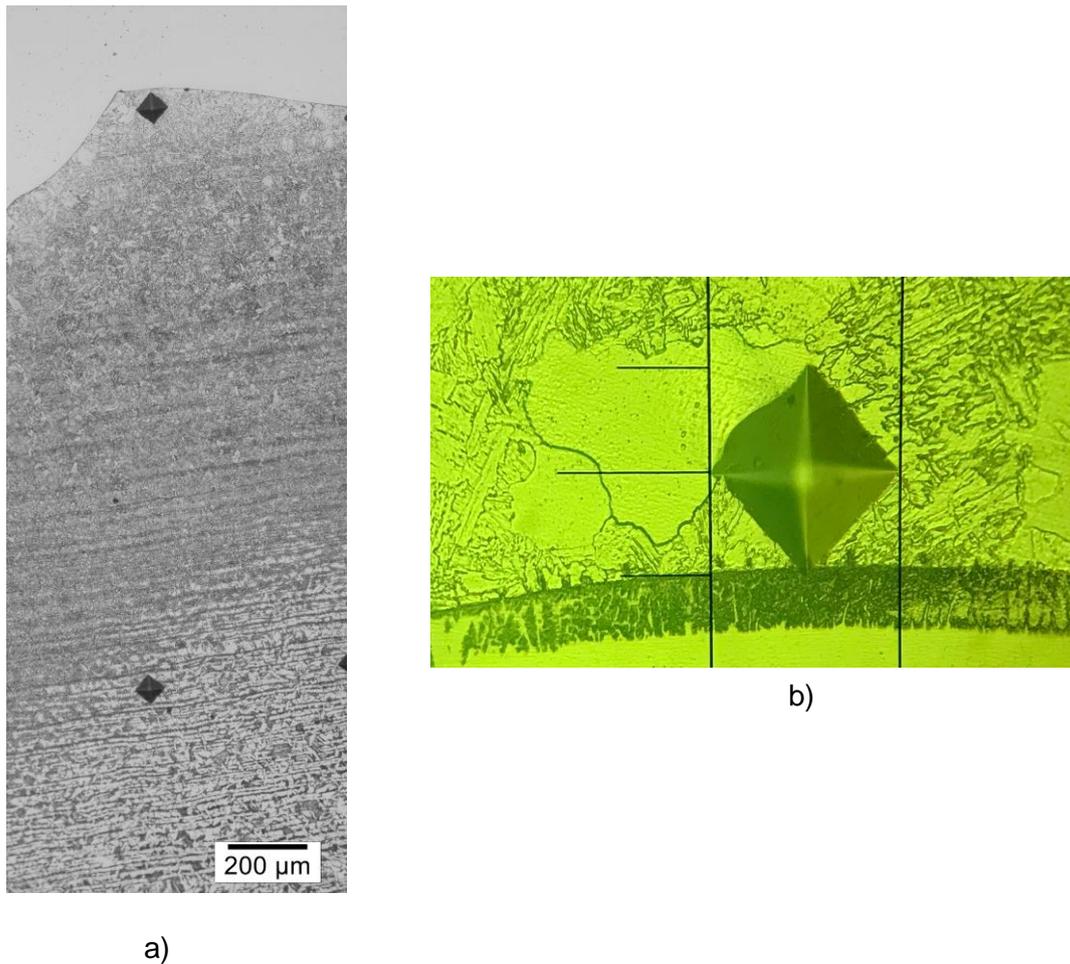


Figura 28 – Identações de microdureza. Ataque Químico: Nital 2%. a) Aumento: 200X. /
b) Identações feitas no microdurômetro acerca da linha de fusão. Aumento 500 X.

Os resultados aferidos nessa primeira etapa de medição corroboram a adequação do material de acordo com a norma previamente mencionada. Os mesmos podem ser vistos na tabela 6 a seguir. Como o próprio ensaio já prevê, essa estrutura martensítica localizada pode vir a comprometer a peça, já que ela fragiliza o sistema no qual está inserida como um todo e passa a estar mais suscetível a trincas e quebras nesses pontos, quando solicitadas.

Tabela 6 – Resultado das análises de Microdureza Vickers (HV 0,5)

	Distância a partir da Linha de Fusão (mm)	Amostra DD	Amostra D1
MB	4,25	200,8	165,1
	3,75	193,5	165,1
	3,25	192,4	152,7
	2,75	196,1	157,1
	2,25	189,3	152
	1,75	193,9	157,6
	1,25	194,7	157,6
	0,75	223,1	167
	0,5	229,2	167
	0,25	228,1	167
LF	0	227,9	174,8
MS	-0,25	227,9	180,3
	-0,5	227,9	182,2
	-0,75	207,9	169,2
	-1,25	205,9	154,8
	-1,75	257,3	257,8
	-2,25	258,3	242,3
	-2,75	231,3	263,3
	-3,25	221,8	263,3
	-3,75	231,5	272,8
	-4,25	223,2	254,1

A norma NACE MR 0175 [30] estabelece que a dureza do material no metal de base de um revestimento não deve ultrapassar o valor de 250 HV. Como se pode ver na figura 29, os valores estão condizentes com o que estabelece a norma [30].

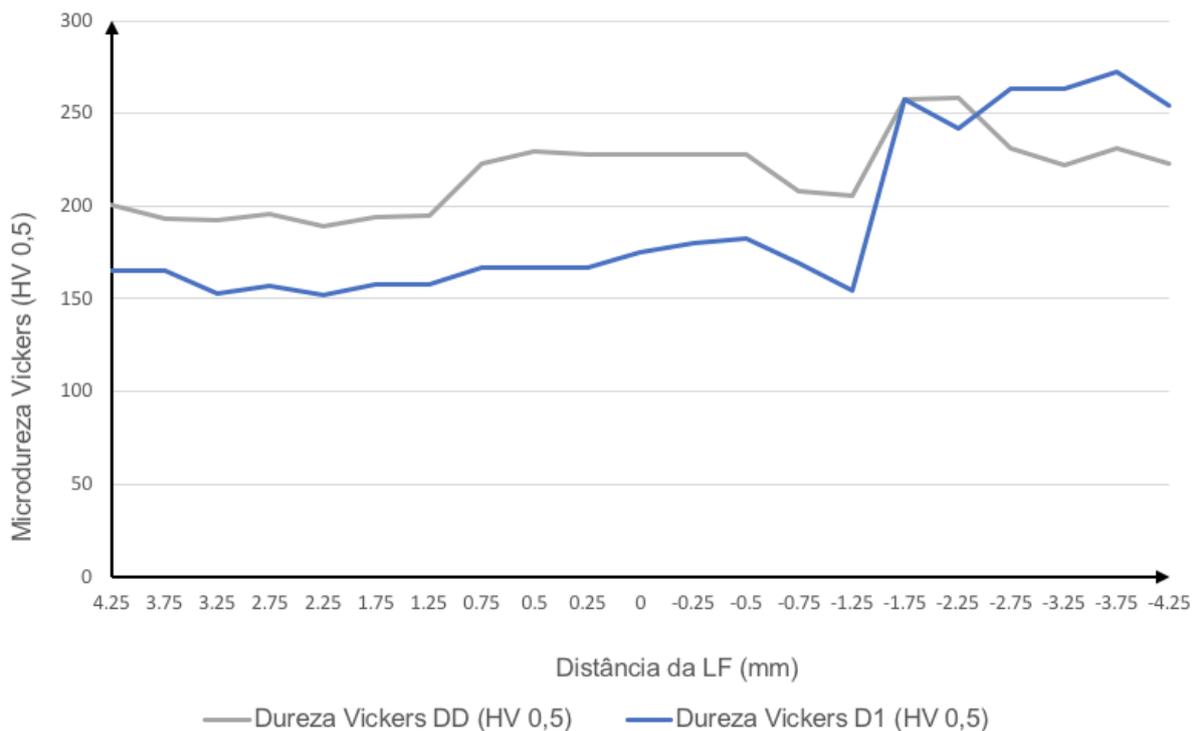


Figura 29 – Valores de microdureza obtidos para as amostras (DD – Amostra sem TTPS / D1 – Amostra com TTPS)

É notório que as medidas de dureza no metal de solda são maiores para as amostras com TTPS do que para as amostras sem TTPS, o que pode estar relacionado à precipitação de outras fases típicas de ligas de níquel quando expostas a altas temperaturas. Já o metal de base sofreu perceptível queda nos seus valores de microdureza após tratamento térmico, o que pode se dever ao fato de, no caso da solda de reparo, haver um reaquecimento localizado e um conseqüente reaquecimento do metal de base e assim, então, a configuração de uma nova zona termicamente afetada. Esse fato isolado pode contribuir para o aumento da dureza, já que acarreta uma precipitação de carbeto no metal de base. Porém, o tratamento térmico subsequente garante que esses carbeto sejam diluídos na estrutura, reduzindo assim sua dureza [6, 31]

Com o intuito de se definirem outras possíveis zonas duras, fora traçada também uma linha de medições de microdureza o mais coincidente possível à linha de fusão. Identificações essas espaçadas a 0,5 mm uma da outra. Vê-se na tabela 7 e na figura 31.

Tabela 7 – Valores de Microdureza (HV) na região da interface da linha de fusão

DD	D1
239	162,7
234,8	159,3
236,1	130,2
243,1	130,2
248,4	158,8
227,1	165,9
218,9	151
242,3	144,7
244,3	156,7
252,1	150,8
244,3	164,3
286,6	183,6
246,2	152,6
227,9	160,2
242,2	182
280,3	144,8
260	160,9
266,6	160,9
243,8	160,9
253,8	136,1
221,4	153,3
227,9	157
227,9	157
219,4	157
241,1	150,9
255,1	180,9
236,1	156,7

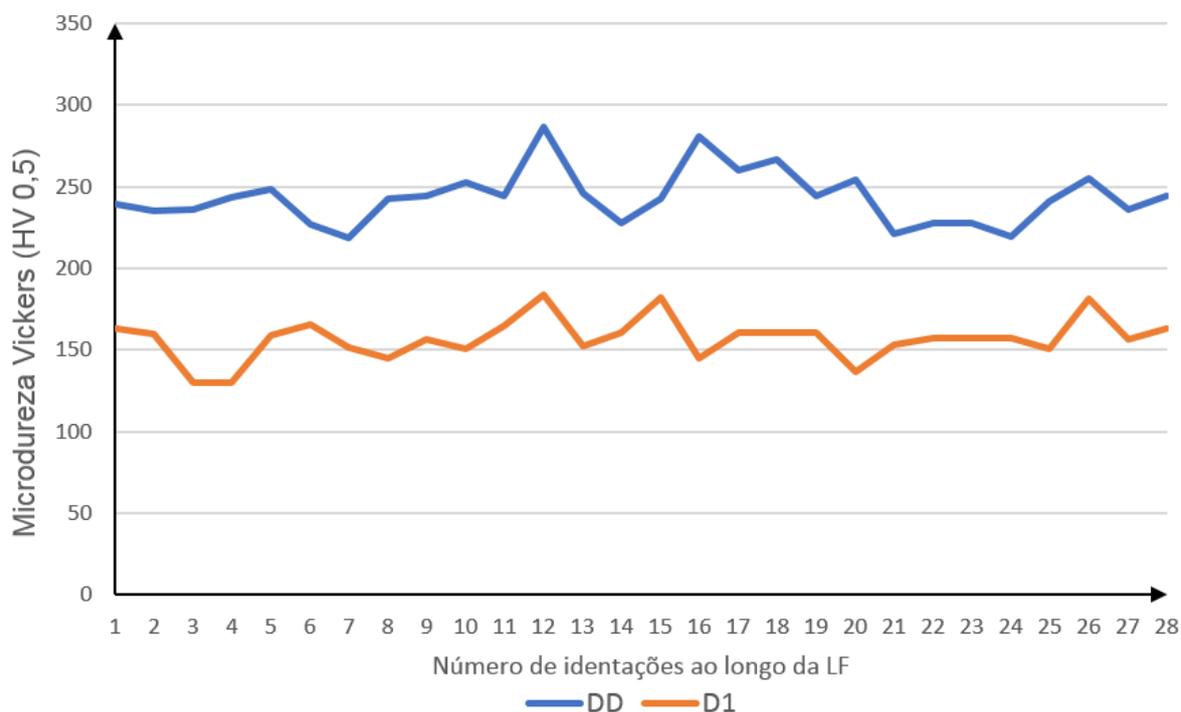


Figura 29 – Valores de microdureza ao longo da linha de fusão (DD – Amostra sem TTPS / D1 – Amostra com TTPS)

Todos os pontos de microdureza medidos nas amostras na região da linha de fusão para a amostra com TTPS se mostraram inferiores aos da amostra sem TTPS. Essa interface é uma região de grande mistura de elementos, com distribuição química heterogênea distribuída de forma não uniforme. Não só a precipitação de fases intermetálicas, como laves e carbeto, interdendriticamente, para o metal de solda, mas também microestruturas de alta dureza como a martensita podem ser formadas através do excesso de carbono do metal de solda oriundo da união ao metal de base. Para os valores de alta dureza localizada obtidos, configura-se uma predominância martensítica, causada não só pela dissolução não homogênea dos dois metais, como também pelos diferentes métodos pós-soldagem aos quais as amostras foram submetidas, conforme sugere a literatura [10,31]. Esses valores também se devem ao fato de que há movimentação de carbono oriundo da junção de metais e a distribuição da diluição entre o revestimento e o substrato e isso exerce grande influência na microestrutura e propriedades finais, conforme apontado em outros estudos do tema [5, 6, 9].

III.3. Ensaio de Corrosão

As curvas de polarização potenciodinâmica apresentadas abaixo nas figuras 30 e 31 ilustram o potencial de pite atingido pelas amostras DD e D1, respectivamente, ambas a 1 mm do revestimento. Percebe-se, assim, que os potenciais pouco se alteram de uma amostra para outra, comprovando que a resistência à corrosão é uma propriedade que não sofre grande impacto por reaquecimento e/ou mais passes de soldagem, para o caso do processo de eletrodo revestido. Como sugerem outros estudos acerca do tema, a resistência à corrosão para este caso é muito mais suscetível à oscilação de outros agentes, como tensões internas e outras propriedades mecânicas do que propriamente à composição química em si [18, 34].

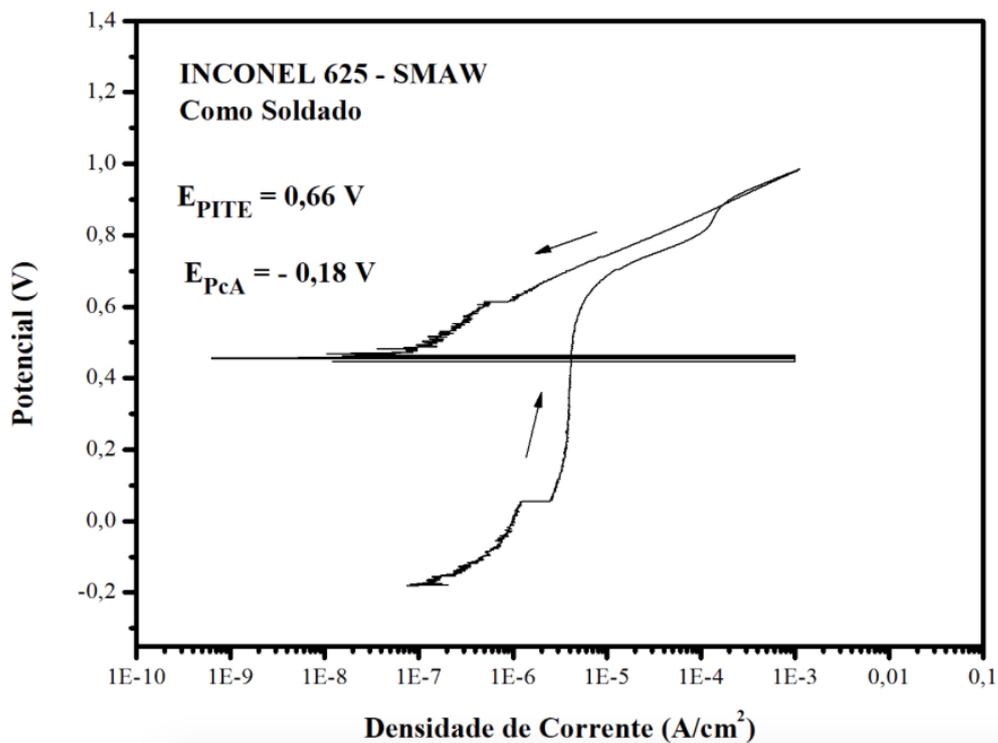


Figura 30 – Curva para Potencial por Pite para amostra DD

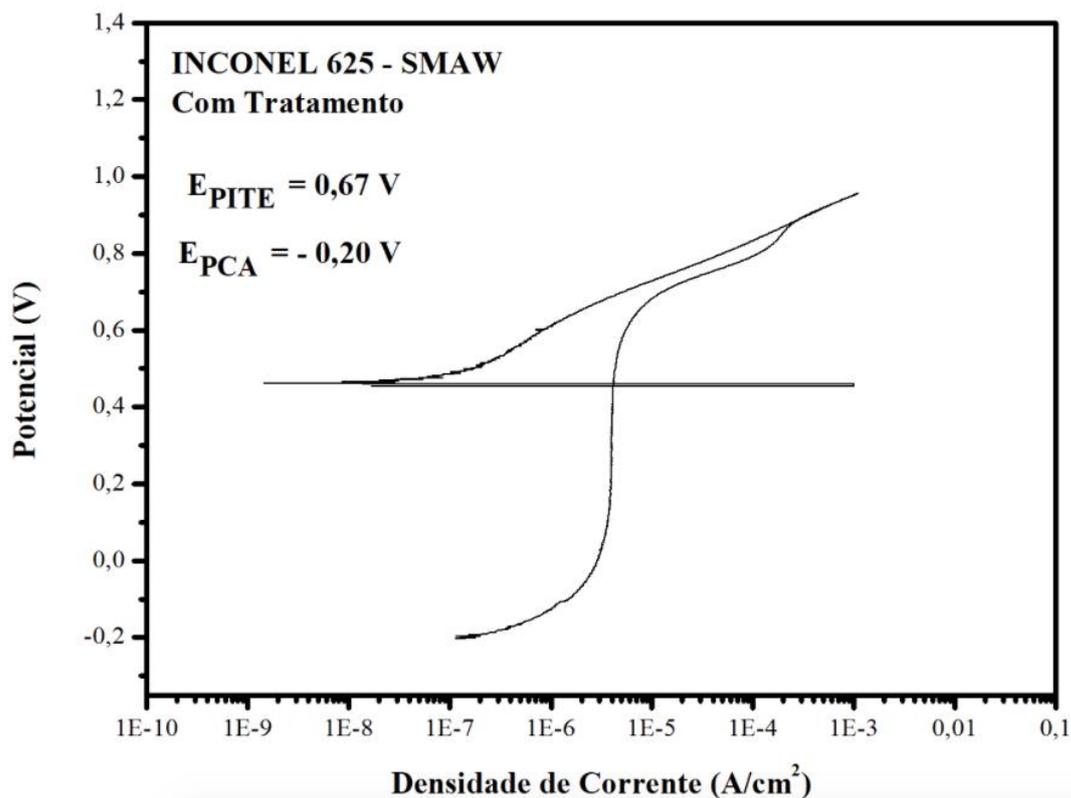


Figura 31 – Curva para Potencial por Pite para amostra D1

Os potenciais de pite, de 660 mV para a primeira amostra e 670 mV para a segunda, não apresentam grandes diferenças entre si, indicando que o processo de TTPS não gera significativas mudanças para essa propriedade. Comparado a um outro estudo, que utilizou técnicas de soldagem a *laser* [38], os valores aqui encontrados são maiores, porém não significativamente. Portanto, a resistência à corrosão para a superliga de níquel 625 se mantém estável mesmo após preaquecimentos e resfriamentos, ratificando que tais procedimentos não têm caráter deletério para o revestimento em estudo. Ou seja, ciclagens térmicas, para essa liga, não são capazes de perfurar prematuramente a camada passivadora na superfície do material, diferente do que sugerem outros estudos acerca do tema [18,37]. O fato de o material ter passado pelo tratamento térmico não afetou a resistência à corrosão na altura de 3 mm da linha de fusão, na qual foi feita a análise.

Capítulo IV - Conclusões

A principal meta objetivada nesse trabalho foi avaliar como se dá o comportamento das propriedades mecânicas e microestruturais de revestimentos por soldagem a eletrodo revestido. Fez-se necessário ainda o estudo de curvas de potenciação por pite. A partir da análise dos dados obtidos, pode-se afirmar que:

- (i) Após tratamento térmico pós-soldagem, não houve mudança significativa na microestrutura quando comparado à região que não tratada. Todas as amostras apresentaram uma microestrutura similar. Enquanto no metal de solda, há predominância de estrutura austenítica no formato celular e dendrítico, com precipitação de fases intermediárias (como Laves e carbetos) em todas as amostras, no metal de base (originalmente perlita e ferrita) se apresenta uma região final de bainita nos entornos da linha de fusão;
- (ii) Em tempo, foi observada ao menos uma região de ZPD em cada amostra, de estrutura predominantemente martensítica. A formação dessa estrutura na interface gera uma região de perfil duro e frágil, que desloca os valores de dureza para cima e pode vir a comprometer a estrutura da peça levando à falha;
- (iii) As curvas de polarização por pite foram muito próximas uma da outra para as duas diferentes amostras, e o fato de o material ter passado por TTPS não afetou a resistência à corrosão, para a altura de revestimento indicada.

Sugestões para Trabalhos Futuros

As estruturas feitas a partir de INCONEL 625 vem ganhando cada vez mais destaque e notoriedade em suas aplicações hoje no mercado. Para tanto, algumas vertentes poderiam ser melhor exploradas. A exemplo:

- (i) A caracterização das juntas em MEV antes e após ensaio de corrosão para uma mais ampla análise que vislumbre o comportamento anticorrosivo da superliga;
- (ii) Estudar todos os efeitos na resistência à corrosão gerados pelos tratamentos aqui abordados, mas para outros procedimentos de soldagem, principalmente procedimentos mais rentáveis e que tenham maior taxa de deposição.
- (iii) Aplicar testes de envelhecimento de liga para avaliar efeitos mais prováveis em cenários próximos à realidade.
- (iv) Realizar testes de corrosão com as amostras lixadas e polidas, em vez de somente lixadas.
- (v) Novo ensaio de corrosão, a novas distâncias da linha de fusão, para um novo mapeamento da microestrutura e de previsão de comportamento do reparo em meio corrosivo, bem como entender os efeitos de exposição, comparando a camadas em diferentes alturas da linha de fusão.

Referências bibliográficas

- [1] Chiaverini, Vicente. *Tratamentos Térmicos das Ligas Metálicas*. 1ª Edição. São Paulo: ABM- Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais.
- [2] Leitner F.; "Cored Electrodes : their manufacture, properties and use", Iron and Steel Institute Symposium on the Welding of Iron and Steel, May 2nd and 3rd 1935, 115-30.
- [3] BARBI, F.C.; SILVA, A.L.P.S.; "O Petróleo do Pré-Sal: Os Desafios e as Possibilidades de uma Nova Política Industrial no Brasil", Universidade de São Paulo, PESQUISA & DEBATE, SP, volume 19, número 2 (34) pp. 255-271, 2008.
- [4] MARQUES, V. P.; "Tecnologia da Soldagem", The ESAB Filler Metal Technology Course – ESAB Welding and Cutting Products, 2000.
- [5] ALVARAES, C. P.; "Propriedades mecânicas e estruturais de revestimentos metálicos com a superliga de níquel Inconel 625 obtidos pelos processos de arame tubular, eletroescória e eletrodo revestido", dissertação de Mestrado, Centro Federal de Educação Tecnológica Federal Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, Dezembro 2015.
- [6] SILVA, C. C.; AFONSO, C. R. M.; RAMIREZ, A. J.; MOTTA, M. F.; MIRANDA, H. C.; FARIAS, J. P.; "Aspectos Metalúrgicos de Revestimentos Dissimilares com a Superliga à Base de Níquel Inconel 625", Soldag. Insp. São Paulo, Vol.17, No. 3, p.251-263, Jul/Set 2012.
- [7] PÉREZ, G. J. A.; Caracterização das Fases Presentes em Depósitos de Níquel ER-NiCrMo-3 em Tubos de Aço de 9Cr1Mo Usados em Fornos de Refinaria de Petróleo; Dissertação, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil, Agosto 2005.
- [8] DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2009.
- [9] MADALENA, F.C.A.; "Estudo Comparativo de Revestimentos Metálicos com as Ligas AISI 904L e INCONEL 625 Obtidos pelo Processo de Soldagem Eletroescória", Dissertação, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, Dezembro 2013.
- [10] KEJELIN, N.Z.; Influência dos Parâmetros de Soldagem na Formação de Zonas Parcialmente Diluídas em Soldas de Materiais Dissimilares; Dissertação, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil, Fevereiro 2006.
- [11] RAGHAVAN, A.; MUELLER, R. R.; LETA, D. P.; SIAK, W.J.; "Phase Transformations at Steels/IN625 Clad Interfaces"; Metallurgical Transaction A; p665-681, vol. 20^a, 1989.
- [12] HOU, J.; PENG, Q. J.; TAKEDA, Y.; KUNIYA, J.; SHOJI, T.; WANG, J.Q.; HAN, E.H.; KE, W.; "Microstructure and mechanical property of the fusion boundary region in alloy 182-low alloy steel dissimilar weld joint"; Journal of Material Sciences; Maio 2010.

- [13] LUNDIN, C.D.; “Dissimilar Metal Welds – Transition Joints Literature Review”; 62nd AWS Annual Meeting; Cleveland, Ohio, EUA, 5-10 April 1981.
- [14] STERJOVSKI, Z.; CARR, D.G.; DUNNE, D.P.; AMBROSE, S.; “Effect of PWHT cycles on fatigue crack growth and toughness of quenched and tempered presser vessels steels”; Materials Science & Engineering; V.391, isseue 1-2, p.256-263, Janeiro 2005.
- [15] Mitchell, K. C.; “Repair welding in the power industry using cored wires”; First IEE/IMEchE International Conference on Power Station Maintenance - Profitability Through Reliability, 1998.
- [16] PEREIRA, A.S.; “Desenvolvimento de procedimento de reparo por soldagem em anos inoxidáveis martensíticos, com metal de adição similar sem TTP”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, Maio 2000.
- [17] SILVA, C.C.; “Metallurgical Aspects of Dissimilar Weld Overlays of Inconel 625 Nickel Based Superalloys”; Sold. Insp. São Paulo, Vol.17, Nº.3, p.251-263, Jul/Set 2012.
- [18] GIRÃO, I.F.; “Caracterização da Resistência à Corrosão por Pite do Aço UNSS31803 após Soldagem”, Dissertação, Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 2008.
- [19] Schweitzer, P.A.; “Fundamentals of Corrosion, Mechanisms, Causes and Preventive Methods”, Taylor and Francis Group, 2010.
- [20] SEDRIKS, A.J.: “Corrosion of Stainless Steels”, Segunda Edição, Canadá; John Wiley and Sons, 1996.
- [21] SIMS, C.T.; STOLOFF, N.S.; HAGEL, W.C.; Superalloys II. John Wiley and Sons. 614p, 1987.
- [22] OLIVEIRA, W.E.; “Estudo do reparo do revestimento de Inconel em aços baixa liga sem tratamento térmico pós-soldagem”, Dissertação de Mestrado, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, Setembro 2014.
- [23] ASTM G61, Standard Test Method for conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys.
- [24] SEDRICKS, A.J.; “Effects of Alloy Composition and Microstructure on the Passivity of Stainless Steels”; Corrosion N.7, V.42, 376-389p; Julho 1986.
- [25] ASTM A516/A516M – 10 Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Carbon Steel, for Moderate- and Lower-Temperature Service.
- [26] AWS ENiCrMo-3 – American Welding Society (Eletrodo para SMAW INCONEL 625).
- [27] DAR, Y. A.; SINGH, C.; FAROOQ, Y.; “Effects of External Magnetic Field on Welding Arco Shielded Metal Arc Welding”; *Indian Journal of Applied Research*; v.4, nº 4, p200-203, Abril 2014.

- [28] Soldagem de manutenção e reparo - ESAB; Disponível em: <<https://www.solucoesindustriais.com.br/empresa/prestadores-de-servicos/weld/produtos/solda/soldagem-de-manutencao-e-reparo>> Acesso em 15 Abr. 2019.
- [29] OMAR, A.A.; “Effects of Welding Parameters on Hard Zone Formation at Dissimilar Metal Welds”; *Welding Journal Research Supplement*, p86-93, Fevereiro 1998.
- [30] NACE MR 0175; Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H2S containing environments in oil and gas production; Part 2: Cracking-resistant carbon and lowalloy steels, and the use of cast irons, 2009.
- [31] PONTES, M. K. G.; Estudo da Compatibilidade Metalúrgica de Juntas Soldadas de Metais Dissimilares Utilizados no Setor de Petróleo e Gás, Dissertação de Msc., Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciência de Tecnologia, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Campina Grande, PB, Brasil. Fevereiro/2012.
- [32] MONDENESI, P.J.; MARQUES, P.V. ; SANTOS, D.B.; Introdução à metalurgia da soldagem; Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil, 2006.
- [33] WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H.; Soldagem- Processos e Metalurgia, Editora Edgard Blücher Ltda. São Paulo. 1992. 494p.
- [34] PFINGSTAG, M. E.; “Avaliação do comportamento à fadiga e à corrosão-fadiga de juntas soldadas da liga Inconel 625, como material de interesse para a indústria petrolífera”; Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, 2009.
- [35] ASME II Part C AWS SFA 5.1 e 5.5 - Specification for carbon steel electrodes for shielded metal arc welding.
- [36] Papavinasam, Sankara; “Corrosion Control in the Oil and Gas Industry. s.l.: Elsevier, 2013.
- [37] AZEVEDO, E.M.; “Classificação das ligas de níquel quanto à resistência à corrosão por Pite em meios com cloreto e CO₂”; Dissertação, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Março 2018.
- [38] ABIOYE, T.E.; McCARTNEY, D.G.; CLARE, A.T; “Laser cladding of Inconel 625 Wire for Corrosion Protection”, *Journal of Materials Processing Technology*, Outubro 2014.