CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA E COMPORTAMENTO EM CORROSÃO DE REVESTIMENTO DEPOSITADO PELO PROCESSO ELETROESCÓRIA

Manuel Joaquim de Castro Lourenço

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca – CEFET/RJ como parte dos requisitos à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientadores: Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.
Coorientador: Matheus Campolina Mendes, D.Sc.

Rio de Janeiro
Dezembro de 2024

EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA E COMPORTAMENTO EM CORROSÃO DE REVESTIMENTO DEPOSITADO PELO PROCESSO ELETROESCÓRIA

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca – CEFET/RJ como parte dos requisitos à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Manuel Joaquim de Castro Lourenço

Aprovada por:

Presidente, Professor D.Sc. Jorge Carlos Ferreira Jorge (CEFET/RJ) (Orientador)

Professor D.Sc. Matheus Campolina Mendes (CEFET/RJ) (Coorientador)

Professor D.Sc. Luis Felipe Guimarães de Souza (CEFET/RJ)

Professor D.Sc. Humberto Nogueira Farneze (CEFET/RJ)

Professora D.Sc. Tatiane de Campos Chuvas (CEFET/RJ)

Professor D.Sc. Leonardo Sales Araújo (COPPE/UFRJ)

Professora D.Sc. Rafaella Martins Ribeiro (COPPE/UFRJ)

Rio de Janeiro
Dezembro de 2024

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

L892 Lourenço, Manuel Joaquim de Castro
Efeito do tratamento térmico pós-soldagem na microestrutura e comportamento em corrosão de revestimento depositado pelo processo eletroescória / Manuel Joaquim de Castro Lourenço – 2024.
xvii, 81f. : il. (algumas color.) , enc.

Tese (Doutorado). Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2024.
Bibliografia : f. 72-81.
Orientador: Jorge Carlos Ferreira Jorge.
Coorientador: Matheus Campolina Mendes.

1. Metais – Tratamento térmico. 2. Liga Inconel. 3. Solda e soldagem. 4. Microestrutura. 5. Corrosão. I. Jorge, Jorge Carlos Ferreira (Orient.). II. Mendes, Matheus Campolina (Coorient.). III. Título.

CDD 671.36

Elaborada pelo bibliotecário Leandro Mota de Menezes – CRB/7 nº 5281

AGRADECIMENTOS

No momento em que estamos concretizando um sonho é que paramos para refletir sobre a trajetória que realizamos para alcançá-lo. Aí percebemos que aconteceram muitas mudanças em nossa vida e que existiram pessoas e instituições que contribuíram muito e de diversas formas para que este sonho fosse alcançado. Assim, de forma singela, deixo aqui alguns agradecimentos.

Incialmente, agradeço a Deus por permitir que chegasse até aqui.

Agradeço a minha filha Emanuelle Stellet Lourenço, meu filho Yago Antônio Stellet Lourenço e à minha esposa Silvia França Lourenço pela paciência, incentivo e poio durante toda esta jornada.

Ao amigo e orientador professor D.Sc. Jorge Carlos Ferreira Jorge pela maravilhosa orientação, apoio, dedicação, incentivo e amizade. Agradeço inclusive pelas "broncas", que na verdade funcionaram como motivadores para uma maior dedicação visando alcançar meu objetivo.

Ao meu Coorientador professor D.Sc. Matheus Campolina Mendes pelo apoio com as análises por Microscópio Eletrônico de Varredura e EDS. Bem como os esclarecimentos e ajuda nos procedimentos dos ensaios.

Ao professor D.Sc. Humberto Nogueira Farneze pelo apoio com a realização dos ensaios de corrosão e o tempo disponibilizado para os esclarecimentos.

Ao professor D.Sc. Luís Felipe Guimarães de Souza pelo apoio com uso do Laboratório de Materiais e do Laboratório de Soldagem e pelo incentivo para o desenvolvimento do meu estudo.

Ao professor D.Sc. Leonardo Sales Araújo (COPPE/UFRJ) pelo apoio com a realização da Microscopia Eletrônica de Transmissão e Difração de RX.

Ao técnico de laboratório Hiron Akira Yamada Magalhães pela ajuda na preparação de amostras e realização de ensaios no Laboratório de Materiais do CEFET/RJ, além da amizade e incentivo.

Aos professores e professoras membros da banca de avaliação no exame de qualificação e na defesa da tese: professor D.Sc. Luís Felipe Guimarães de Souza (CEFET/RJ), professor D.Sc. Humberto Nogueira Farneze (CEFET/RJ), professor D.Sc. Leonardo Sales Araújo (COPPE/UFRJ), professora D.Sc. Tatiane de Campos Chuvas (CEFET/RJ) e Professora D.Sc. Rafaella Martins Ribeiro (COPPE/UFRJ). Agradeço as sugestões, observações e críticas feitas nas apresentações, visto que, contribuíram para aprimorar o estudo apresentado.

Aos servidores das Diretoria de Pós-Graduação Fernando Santos Bercot e Bráulio Tito dos Santos pelo apoio nos assuntos acadêmicos administrativos e tratamento cordial.

As Instituições CEFET/RJ e UFRJ por disponibilizarem o uso de seus laboratórios para realização de ensaios necessários a este estudo.

Apesar de não apresentar aqui uma relação nominal, que tornaria este item muito extenso, agradeço aos amigos companheiros da jornada do doutoramento e todas as pessoas que contribuíram de alguma forma para o alcance do meu objetivo.

RESUMO

EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA E COMPORTAMENTO EM CORROSÃO DE REVESTIMENTO DEPOSITADO PELO PROCESSO ELETROESCÓRIA

Manuel Joaquim de Castro Lourenço

Orientadores:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Matheus Campolina Mendes, D.Sc.

Resumo da Tese de Doutorado submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

A crescente demanda por materiais com boa resistência mecânica, resistência à corrosão e resistência à oxidação em temperaturas elevadas, como por exemplo é demandado pela indústria de exploração e petróleo e gás. Além da necessidade de reduzir custos gerados pelo uso destas ligas, estudos com revestimentos depositados por processos de soldagem tem sido desenvolvido. Sendo que, geralmente após a execução do revestimento por soldagem é necessária a realização de tratamento térmico para redução da dureza da ZTA e alívio de tensões, como os realizados pela Petrobrás em tubos revestidos com a liga Inconel 625, onde duplo revenido é realizado próximo a 600 °C, com tempo que se aproxima de 10 horas, o que pode gerar alterações microestruturais que afetarão as propriedades mecânicas e de corrosão.

A evolução da microestrutura e das propriedades de corrosão de revestimento de Inconel 625, depositado em camada única, pelo processo Electroescória com fita em aço de baixa liga foram avaliadas sob várias condições de envelhecimento. Foram efetuados tratamentos térmicos pós-soldagem a 600, 700, 800, 900 e 1.000 ^{0}C para comparar as propriedades com a condição como soldada. A caracterização da microestrutura foi efetuada pelas técnicas de microscopia eletrônica de varredura, difração de raios X e microscopia eletrônica de transmissão. Foram também efetuados testes de microdureza Vickers. O comportamento à corrosão foi avaliado por ensaios cíclicos potenciodinâmicos, para determinação do potencial de corrosão e intervalo de passivação, potencioestáticos para determinação da temperatura crítica de pites e ensaios de imersão realizados em conformidade com as normas vigentes. Os resultados mostraram que os valores de dureza aumentaram inicialmente até 700 ^{0}C devido à precipitação de gama" (γ") nas regiões interdendríticas. De 800 ^{0}C a 1000 ^{0}C, observou-se uma diminuição contínua desta

propriedade com o aumento da temperatura de envelhecimento, como consequência da substituição da fase γ" pela fase δ e da dissolução parcial da fase Laves. A 1000 ^{0}C, apenas se observam carbonetos MC e algumas fases Laves menores. Estas alterações microestruturais não promoveram alterações significativas no potencial de pite, pois este resultado deve-se principalmente aos teores de Cromo e Molibdênio nas regiões dendríticas. De uma forma geral, os tratamentos térmicos pós-soldagem realizados nas diversas temperaturas não promoveram efeitos nocivos nas propriedades de corrosão, caracterizando o comportamento aceitável do revestimento após TTPS.

Palavras-chave: Revestimento Soldado; Processo Eletroescória; Inconel 625; Tratamento Térmico Pós-Soldagem; Microestrutura; Corrosão.

ABSTRACT

EFFECT OF POST WELDING HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND CORROSION PERFORMANCE OF WELD OVERLAYS DEPOSITED BY THE ELECTRO SLAG PROCESS

Manuel Joaquim de Castro Lourenço

Supervisors:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Matheus Campolina Mendes, D.Sc.

Abstract of doctorate thesis submitted to the Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais of Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Science in Mechanical Engineering and Materials Technology.

The increasing demand for materials with good mechanical strength, corrosion resistance and oxidation resistance at elevated temperatures, as for example is demanded by the exploration and oil and gas industry. In addition to the need to reduce costs generated by the use of these alloys, studies with coatings deposited by welding processes have been developed. Generally after the execution of the coating by welding, it is necessary to carry out heat treatment to reduce the hardness of the ZTA and relieve stresses, such as those performed by Petrobras in pipes coated with the Inconel 625 alloy, where double tempering is performed close to 600 °C, with a time that approaches 10 hours, which can generate microstructural changes that will affect mechanical and corrosion properties.

The microstructure evolution and corrosion properties of Inconel 625 single-layer weld overlay deposited by the Electro Slag Process on low alloy steel were evaluated under various aging conditions. Post welding heat treatments were carried out at 600, 700, 800, 900, and 1,000 ^{0}C to compare the properties with the as-welded condition. Microstructure characterization was performed by scanning electron microscopy, X-ray diffraction, and transmission electron microscopy techniques. Vickers microhardness tests were also carried out. Corrosion behavior was evaluated by cyclic potentiodynamic to determine the corrosion potential and passivation interval, potentiostatic tests to determine the critical pitting temeprature, and immersion tests according to current standards. The results showed that hardness values initially increased up to 700 ^{0}C due to the gamma double-prime (γ'') precipitation in the interdendritic regions. From 800 ^{0}C to 1000 ^{0}C, a continuous decrease of this property with increasing aging temperature was observed, as a consequence of the replacement of γ'' phase by δ-phase and partial dissolution of the Laves phase. At 1000 ^{0}C,

only MC carbides and some minor Laves phases are observed. These microstructural changes did not promote significant changes on the pitting potential because this result is mainly due to the Cr and Mo contents at dendrite cores. In general, the post welding heat treatment did not impair the corrosion properties, characterizing the acceptable behavior of the overlay after PWHT.

Keywords: Weld Cladding; Electro Slag Process; Inconel 625; Post Welding Heat Treatment; Microstructure; Corrosion.

SUMÁRIO

CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO **1**

CAPÍTULO II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA **5**

II.1 - Aspectos de Revestimentos por Soldagem 5

II.2 - Metalurgia Física da Liga Inconel 625 9

II.3 - Influência do TTPS na Microestrutura e Propriedades de Metais de Solda 15

II.4 - Estado da Arte 40

CAPÍTULO III - MATERIAIS E MÉTODOS **45**

III.1 - Materiais 45

III.2 - Soldagem 45

III.3 - Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS) 46

III.4 - Caracterização Microestrutural 47

III.5 - Difração de Raios X 48

III.6 - Ensaios de Microdureza 48

III.7 - Ensaios de Corrosão 48

III.7.1 - Preparo de Amostras para Ensaios Potenciodinâmicos Cíclicos 49

III.7.2 - Ensaios Potenciodinâmicos Cíclicos 49

III.7.3 - Ensaios para Determinação da Temperatura Crítica de Pite (TCP) 50

III.7.4 - Ensaios de Imersão 51

CAPÍTULO IV - RESULTADOS OBTIDOS **54**

IV.1 - Microdureza 54

IV.2 - Caracterização Microestrutural 55

IV.2.1 - Microscopia Ótica (MO) 55

IV.2.2 - Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) 56

IV.2.3 - Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) 60

IV.3 - Difração de Raios X (DRX) 61

IV.4 - Ensaios de Corrosão 61

IV.4.1 - Ensaios de Polarização Potenciodinâmica 61

IV.4.2 - Temperatura Crítica de Pite (TCP) 62

IV.4.3 - Ensaios de Imersão 62

CAPÍTULO V - DISCUSSÃO **64**

V.1 - Microdureza 64

V.2 - Caracterização Microestrutural 64

V.3 - Comportamento em Corrosão 66

V.4 - Considerações Adicionais 68
CAPÍTULO VI - CONCLUSÕES 70
CAPÍTULO VII - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 71
CAPÍTULO VIII - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 72

LISTA DE TABELAS

Tabela II.1 - Comparação da diluição promovida por diversos processos de soldagem (Chattopadhyay et al., 2019). 8

Tabela II.2 - Efeitos dos elementos de liga nas propriedades e formação de fases secundárias na liga Inconel 625 (Floreen et al.,1994). 14

Tabela II.3 - Composição química das fases secundárias observadas por Cortial et al. (1995). 17

Tabela II.4 - Composição química (%, peso) dos precipitados na microestrutura do metal de solda Inconel 625 após TTPS (Xing et al., 2014). 21

Tabela II.5 - Parâmetros de corrosão dos ensaios de polarização potenciodinâmica em solução de NaCl a 3,5%. Sendo: potencial de corrosão (Ecorr), potencial de pite (Epit), intervalo de passivação (ΔE) e corrente de corrosão (Icorr) (Ban et al., 2016). 23

Tabela II.6 - Grau de sensibilização das amostras tratadas termicamente em diferentes temperaturas. Sendo: corrente de ativação (Ia) e corrente de reativação (Ir) (Ban et al., 2016). 23

Tabela II.7 - Composição química das fases secundárias observadas após TTPS por Guo et al. (2020). 24

Tabela II.8 - Composição química de precipitados após TTPS (Petrzak et al., 2016). 27

Tabela II.9 - Composição química dos principais elementos dos precipitados após TTPS (Dai et al., 2022 - adaptado). 28

Tabela II.10 - Resultados comparativos de ensaios de corrosão, composição química para eletroescória com fita metálica como soldado e outros processos de soldagem a arco (Alvarães et al., 2020). 41

Tabela II.11 - Principais elementos de liga (% em massa) a diferentes distâncias da linha de fusão (Alvarães et al., 2020). 43

Tabela III.1 - Composição química do metal depositado (Alvarães et al., 2020b). 45

Tabela III.2 - Parâmetros de soldagem. 46

Tabela III.3 - Identificação das amostras 46

Tabela V - Faixa de composição elementar (em %peso) da região dendrítica dos metais de solda obtida por EDS. 67

LISTA DE FIGURAS

Figura II.1 - Visão esquemática do processo eletroescória (Niraj et al, 2014). 7

Figura II.2 - Taxa de deposição (kg/h) de vários processos de soldagem aplicados em revestimentos (Chattopadhyay et al., 2019). 9

Figura II.3 - Diagrama TTT das fases formadas em alta temperatura na liga Inconel 625 (Floreen et al., 1994). 11

Figura II.4 - Resultados obtidos por difração por R-X de Inconel 625 após envelhecimento à 750 ºC com diversos tempos (Zhu et al., 2019). 11

Figura II.5 - Espectro por R-X de um revestimento depositado com Inconel 625 (Singh et al., 2020). 12

Figura II.6 - Padrões de R-X de Inconel 625 (Zhang et al, 2009). 12

Figura II.7 - Difratograma obtido por R-X de pó metálico extraído por dissolução eletrolítica (Gorniskowska et al., 2016). 13

Figura II.8 - Padrões de R-X obtidos por Stoudt et al. (2018), revelando um aumento progressivo da magnitude do pico localizado a 40.8°, bem como dois picos próximo a 46° com o tempo. Esses picos estão associados à fase ortorrômbica δ - Ni_3Nb. 13

Figura II.9 - Microestruturas observadas após 500 horas a 650 °C (a), 2.000 horas a 650 °C (b), 100 horas a 750 °C (c) e 100 horas a 800 °C (d). Observar o crescimento das partículas γ" entre (a) e (b) com um tempo de envelhecimento maior, a coexistência de ambas as fases δ e γ" a 750 °C (c) e plaquetas intragranulares de δ estendendo-se por todo o grão a 800 °C (d) (Suave et al., 2014b). 16

Figura II.10 - Evolução da microdureza após longa exposição térmica na faixa de temperatura 550 C - 900 °C e ilustração do impacto da transformação γ" $\rightarrow \delta$ a 650 °C (Suave et al., 2014b). 16

Figura II.11 - Condição como soldado - (a) Micrografia por MET da fase Laves e correspondente padrão de difração de área selecionada (SADP) - (b) Espectro EDS das fases Laves - (c) Micrografia MET de carbonetos M_6C e correspondente a [110] SADP. - (d) Espectro EDS de carbonetos M_6C - (e) Micrografia MET de carbonetos MC e correspondente [001] SADP - (f) Espectro EDS de carbonetos MC (Cortial et al., 1995). 18

Figura II.12 - Evolução da microestrutura com os tratamentos térmicos das soldas Inconel 625 (a) como soldado; (b) 600°C; (c) 750°C; (d) 850°C; (e) 950°C; (f) 1000°C (Cortial et al., 1995). 18

Figura II.13 - Evolução das relações médias de concentração entre núcleos dendríticos e espaços interdendríticos versus tratamentos térmicos (Cortial et al., 1995). 19

Figura II.14 - Evolução das propriedades mecânicas devido ao TTPS (Cortial et al., 1995). 19

Figura II.15 - Micrografia MET e padrão de difração de γ" para tratamento térmico a 700 por 8h (Cortial et al., 1995) - Adaptada. 20

Figura II.16 - Imagens de MEV do metal de solda Inconel 625 após TTPS. (a) 650 °C, (b) 750 °C, (c) 850 °C e (d) 950 °C (Xing et al., 2014). 21

Figura II.17 - Imagens MET de precipitados. (a) fase Laves, (b) carboneto MC, (c) fases γ" e δ (Xing et al., 2014). 21

FiguraII.18 - Relação entre o coeficiente de partição e a temperatura do TTPS (Xing et al., 2014). 22

Figura II.19 - Microestrutura do metal de solda após tratamento térmico por 24 horas. (a) 650°C, (b) 750°C, (c) 850°C e (d) 950°C (Ban et al., 2016). 22

Figura II.20 - Precipitados no metal de solda após tratamento térmico 24 horas. (a) imagem de campo claro com o padrão de difração da matriz[011]fcc e γ" a 750°C, (b) imagem de campo escuro de (a), (c) 850°C e (d) 950°C (Ban et al. , 2016). 23

Figura II.21 - Micrografias obtidas por MEV do revestimento após diferentes tratamentos térmicos: (a) 650°C; (b) 750°C; (c, d) 850°C; (e, f) 950°C (Guo et al., 2016). 24

Figura II.22 - Propriedades mecânicas do revestimento Inconel 625, tratado termicamente em diversas temperaturas. T1 - como soldado; T2 - 650°C; T3 - 750°C; T4 - 850°C; T5 - 950°C (Guo et al., 2020). 25

Figura II.23 - Parâmetros de corrosão do revestimento de Inconel 625 sob diferentes tratamentos térmicos: (a) potenciais de corrosão e pites; (b) densidade de corrente de passivação. A - como soldado; B - 650°C; C - 750°C; D - 850°C; E - 950°C (Guo et al., 2016). 25

Figura II.24 - Microestrutura da camada de solda: (a) estrutura dendrítica, (b) fase Laves na matriz, (c) precipitados de carboneto (TEM), (d, e) fase δ em forma de agulha, (f) microestrutura após recozimento a 1000 °C (Petrzak et al., 2016). 27

Figura II.25 - Morfologia MEV da seção longitudinal da fratura do corpo de prova tracionado metálico depositado em Inconel 625. (a) conforme soldado, (c) 600 ^{0}C, (e) 700 ^{0}C, (b) 760 ^{0}C, (d) 800 ^{0}C, (f) 900 ^{0}C (Dai et al., 2022). 28

Figura II.26 – Padrão de R-X do metal depositado (Dai et al., 2022). 29

Figura II.27 – Imagem por MET de carboneto MC (Dai et al., 2022). 29

Figura II.28 – Imagens obtidas por MEV da microestrutura após diferentes envelhecimentos (Silva et al., 2018). 30

Figura II.29 - Difratogramas de raios X por extração do pó concentrado nas fases secundárias: (a) 650 °C por 10 h; e (b) 950 ° C por 10 h (Silva et al., 2018). 31

Figura II.30 – (a) Análise quantitativa da fração da fase secundária no metal de solda realizada por análise de imagens MEV; (b) Resultados do efeito da temperatura e do tempo de envelhecimento na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V; (c) Resultados do efeito da temperatura e do tempo de envelhecimento no teste de microdureza Vickers (Silva et al., 2018). 31

Figura II.31 - Microdureza de amostras de revestimentos soldados da Liga 625 em diferentes condições de envelhecimento. Os valores médios de dureza são mostrados com barras de erro (Dai et al., 2019). 32

Figura II.32 - Imagens por MEV da microestrutura. (a) γ"; (b) Fases γ" e δ (Dai et al., 2019). 32

Figura II.33 - (a) Diagrama tempo-temperatura-precipitação da Liga 625 forjada (Floreen et al., 1994), (b) curva tempo-temperatura-precipitação estimada das fases γ" e δ nas regiões interdendríticas do revestimento de solda da Liga 625 (Dai et al., 2019). 33

Figura II.34 - Condições de exposição térmica para formação de fase delta no metal de solda comparado à liga forjada (Floreen et al., 1994). 34

Figura II.35 - Formação e crescimento da fase δ no Inconel 625 fabricado por manufatura aditiva após tratamento térmico de recozimento de 1 hora em quatro temperaturas diferentes. (a) 700 °C, (b) 800 °C, (c) 870 °C e (d) 950 °C (Stoudt et al., 2018). 35

Figura II.36 - Padrões de R-X para as quatro temperaturas mostradas na Figura IV.35. Os padrões revelam mudanças na magnitude de dois picos localizado próximo a 46° 2h. Estes picos estão associados à fase δ. Os picos próximos a 42,5 2θ e 44,5 2θ no padrão 950 °C indicam a presença de carbonetos de matriz (Stoudt et al., 2018). 36

Figura II.37 - Diagrama de transformação tempo-temperatura (TTT) comparando a presença da fase δ no material fabricado com manufatura aditiva com o material forjado (Floreen et al, 1994). As linhas tracejadas estimam aproximadamente 1% da fração volumétrica da fase δ (Stoudt et al., 2018). 37

Figura II.38 - Microestrutura do Inconel 625 fabricado por manufatura aditiva após recozimento com alívio de tensão à temperatura de 980 °C por 1 h, seguido de recozimento à temperatura de 600 °C por 5 h: (a) MO, (b) Imagem MEV, bem como imagens MET de (c) arranjos de discordâncias, (d) precipitados da fase γ" (seta), (e) padrão de difração da fase γ" (Gola et al., 2020). 37

Figura II.39 - Microdureza Vickers da superliga Inconel 625 em função do tempo de envelhecimento a (a) 550, (b) 625 e (c) 725 °C (Baldan et al., 2020). 38

Figura II.40 – Macrografia da junta soldada (EEFM) após ataque com ácido oxálico (Alvarães et al., 2020b). 41

Figura II.41 - Imagens em baixo aumento (200x) obtidas da linha de fusão do revestimento após ataque com ácido oxálico. (a) Microscopia ótica; (b) Mapa de fases obtido pela técnica EBSD, onde a fase CFC é mostrada em branco e a fase CCC em cinza (Alvarães et al., 2020b). 41

Figura II.42 – Análise EDS mostrando rápida estabilização da composição química ao longo do revestimento (Ataque: ácido oxálico 10%, Ampliação: 500x) (Alvarães et al., 2020). 42

Figura II.43- Imagem MEV e análise por EDS dos metais de solda mostrando as fases secundárias ocorrendo ao longo da região interdendrítica após o ataque com ácido oxálico. Onde: D - Dendrítico; ID - Interdendrítico. (a) 1,0 mm da linha de fusão; (b) 3,0 mm da linha de fusão (Alvarães et al., 2020b). 43

Figura II.44 - Resultados de microdureza Vickers (Alvarães et al., 2020; 2020b). 44

Figura II.45 - Curvas de polarização cíclica dos corpos de prova: (a) 1,0 mm da linha de fusão; (b) 3,0 mm da linha de fusão (Alvarães et al., 2020b). 44

Figura III.1 - Macrografia do revestimento soldado. 46

Figura III.2 - Posição das amostras para análise. (a) Visão geral, (b) Posição específica. 47

Figura III.3 - Amostras para ensaios de corrosão conforme a norma ASTM G61. 49

Figura III.4 - Aparato para teste de corrosão conforme a norma ASTM G61. 50

Figura III.5 – Montagem para o ensaio Temperatura Crítica de Pite (TCP) segundo a norma ASTM G150. 52

Figura III.6 – Montagem do teste de imersão segundo método A da norma ASTM G48. 52

Figura III.7 – Equipamento usado para pesagem das amostras. 53

Figura IV.1 - Evolução da microdureza ($HV_{0,5}$) com o TTPS. 54

Figura IV.2 - Imagens obtidas por MO mostrando a microdureza Vickers com carga mais baixa ($HV_{0,01}$) de regiões específicas das amostras. Ataque: ácido oxálico. (a) 700 ^{0}C; (b) 800 ^{0}C. 55

Figura IV.3 – Microestrutura das amostras observadas por MO. (a) Como soldada; (b) 600 °C; (c) 700 °C; (d) 800 °C; (e) 900 °C; (f) 1.000 °C. Ataque com ácido oxálico. 55

Figura IV.4 - Evolução da razão de composição das regiões interdendrítica (ID) e dendrítica (D) com o TTPS. 57

Figura IV.5 – Microestrutura no estado de como soldado observada por MEV com ataque de ácido oxálico a 10%(a) e espectros característicos de carboneto de Nb do tipo MC (b) e fase Laves (c) obtidos por EDS. 57

Figura IV.6 – Microestrutura observada após o TTPS à 600 °C. Ataque: ácido oxálico. 58

Figura IV.7 - Imagens de MEV da amostra tratada a 700 °C, após ataque com ácido oxálico. (a) Microestrutura com evidências das fases Laves e carbonetos do tipo MC; (b) Detalhe da área selecionada por um círculo na figura (a) com indicação de possível presença da fase γ" com uma ampliação de 30.000x. 58

Figura IV.8 - Imagem de MEV e espectros EDS das fases secundárias do metal de solda tratado termicamente a 800 °C, após ataque com ácido oxálico. Nota-se o aparecimento de fase δ. 59

Figura IV.9 - Imagem de MEV e espectros EDS das fases secundárias do metal de solda tratado termicamente a 900 °C, após ataque com ácido oxálico. 59

Figura IV.10 - Imagem de MEV das fases secundárias observadas após o TTPS à 1000 °C após atacar com ácido oxálico. 60

Figura IV.11 - (a) MET campo claro da amostra após TTPS a 600 °C mostrando a matriz com uma precipitação fina de γ" (zonas cinzentas claras); (b) eixo da zona de difração de área selecionada [001], com padrões correspondentes à matriz (brilhantes) e precipitação de γ". 60

Figura IV.12 - Difratograma de raios X para todas as condições de TTPS. 61

Figura IV.13 - Curvas de polarização potenciodinâmica. 62

Figura IV.14 - Potencial de pite (Epit) e intervalo de passivação (ΔE) obtidos das curvas de polarização. 63

Figura IV.15 – Aspecto da superfície da amostra tratada a 700 °C após testes de imersão, representativa de todas as condições. (a) Vista geral; (b) Imagem por MO da amostra não atacada com aumento de 100x. 63

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIAÇÕES

δ - Fase Delta

γ" - Fase Gama Duas Linhas

ΔE - Intervalo de Passivação

ASTM - American Society for Testing Materials

AWS - American Welding Society

CCC - Cúbico de Corpo Centrado

CFC - Cúbico de Face Centrada

CMT - Cold Metal Transfer

DRX - Difração de Raio X

EBSD - Electron Backscattering Diffraction

Ecorr - Potencial de Corrosão

EEFM - Eletroescória com Fita Metálica

Epit - Potencial de Pite

HRC - Dureza Rockwell C

HV - Dureza Vickers

Icorr - Densidade de Corrente de Corrosão

Ip - Corrente de Passivação

MET - Microscópio Eletrônico de Transnissão

MEV - Microscópio Eletrônico de Varredura

MIG - Metal Inert Gas

NACE - National Association of Corrosion Engineers

PREN - Pitting Resistance Equivalent Number

SCE - Saturated Calomel Electrode

SPS - Spark Plasma Sintering

TCP - Temperatura Crítica de Pite

TIG - Tungsten Inert Gas

TRC - Transformação de Resfriamento Contínuo

TTPS - Tratamento Térmico Pós-Soldagem

TTT - transformação tempo temperatura

ZTA - Zona Termicamente Afetada

CAPÍTULO I
INTRODUÇÃO

No século XX, houve um interesse crescente em indústrias de alta tecnologia, como a indústria aeroespacial, a indústria nuclear, a indústria de usinas de energia e a indústria petroquímica. Em particular, um aumento no preço do petróleo leva a um aumento dramático em novos campos de energia, como plantas petroquímicas, geradores de energia, mineração de petróleo bruto e gás e navios de perfuração (Xu et al., 2018). Wasin et al. (2022) citam que petróleo e gás são recursos valiosos que impulsionam mais de 50% da energia mundial hoje.

No caso do setor de óleo e gás, o petróleo encontrado em reservatórios normalmente apresenta alto nível de contaminação por compostos corrosivos, ácidos orgânicos, H_2S, CO_2, entre outros (Lorenzoni et al., 2019). Assim, instalações costeiras e offshore são altamente propensas à corrosão e, consequentemente, a deterioração do material pode diminuir a confiabilidade e aumentar os custos de manutenção dos componentes de engenharia (Wasin et al.; 2022; Kihara et al., 2024). Conforme citado por Sanny et al. (2022), a corrosão tem um grande impacto na economia dos países industrializados porque a corrosão dos materiais metálicos provoca custos da ordem de US$ 276 bilhões a cada ano. A corrosão em equipamentos que operam em alta temperatura e pressão é um problema para diversas indústrias como petroquímica, geração de energia, aeronáutica e naval. Testes de materiais utilizados em acessórios e equipamentos na indústria de extração e refino de petróleo, são necessários para garantir que a qualidade dos materiais possa suportar condições operacionais adversas, como as enfrentadas nas regiões do pré-sal no Brasil, onde altos níveis de dióxido de carbono, sulfeto de hidrogênio e cloretos estão presentes. A combinação desses agentes pode aumentar drasticamente as taxas de corrosão e, no caso de controle e previsão ineficazes, pode causar grandes danos ambientais (Lorenzoni et al., 2019). A proteção contra corrosão para ligas ferrosas (aço carbono, aço inoxidável) usadas na indústria de óleo e gás é um campo crítico de pesquisa. Embora o aço carbono seja o material mais comumente usado em aplicações de engenharia, sua resistência à corrosão é muito baixa (Singhal et al., 2020). Desde meados da década de 1960, diversas ligas com diferentes composições químicas foram desenvolvidas com o propósito de atender à demanda das indústrias aeroespacial, automobilística e, sobretudo, petroquímica. Um maior destaque é dado às ligas à base de níquel para essas aplicações. Em particular, foi relatado que a liga de níquel Inconel 625 apresenta um menor nível de alterações após o envelhecimento pós-soldagem devido às menores quantidades de Ti e Al e à maior quantidade de Nb em comparação com outras ligas de Inconel, sendo assim uma liga de extensa utilização (Xu et al., 2018).

A liga de níquel-cromo-molibdênio 625, chamada Inconel 625, foi patenteada em 1964 e desde então tem sido usada em aplicações que exigem excelente resistência à corrosão, oxidação e fluência em temperatura elevada (Dai et al., 2019). Inconel 625 é uma liga à base de níquel endurecível por solução sólida, com Mo e Nb como principais elementos de liga, apresentando boa resistência mecânica, resistência à fluência, resistência à fadiga, resistência à corrosão e resistência à oxidação em temperaturas de 600 a 980 °C (Dai et al., 2022). Esta liga tem sido amplamente utilizada para fabricar componentes nas indústrias de energia nuclear, aeroespacial, química, petróleo, etc., devido às suas excelentes propriedades mecânicas e de corrosão em altas temperaturas (Suave et al., 2014, 2014b; Guo et al., 2016; Dai et al., 2022; Xu et al., 2018; 2019; Gola et al., 2020; Baldan et al., 2020; Oliveira et al., 2019). Aplicações típicas são tubos de processo, colunas de destilação para a indústria petroquímica, motores de aeronaves, trocadores de calor e núcleo de reator em reatores de água pressurizada, na indústria nuclear, e soldagens para aplicação marítima. Além disso, seu uso como plugues para as peças de exaustão aumenta gradualmente para atender à exigência de temperaturas operacionais mais altas em novas gerações de motores aeronáuticos civis, temperaturas que impediram os fabricantes de motores de usar ligas à base de Ti (Suave et al., 2014). Nos últimos 50 anos, a liga Inconel 625 tem sido amplamente utilizada em aplicações em uma ampla faixa de temperatura, desde condições criogênicas até temperaturas acima de 1000 °C (Shoemaker, 2005).

Os elementos Cromo (Cr) e Molibdênio (Mo) são os principais elementos para determinar a resistência à corrosão dessa liga. O Cr é o principal elemento de liga em ligas à base de Ni, sendo adicionado para promover a formação de uma camada de óxido passivo estável que é altamente resistente à corrosão, enquanto o Mo é frequentemente adicionado para promover resistência à corrosão por pites e frestas. Em geral, Cr e Ni fornecem resistência à corrosão contra ambiente oxidante, enquanto Mo e Ni levam a uma boa resistência à corrosão em ambiente não oxidante. Além disso, altos níveis de Nb aumentam a resistência à corrosão sob tensão por cloreto.

No entanto, o alto custo do material, cerca de 3 a 10 vezes maior que o dos aços inoxidáveis (Sedighi et al., 2019; Rajani et al., 2013; Guo et al., 2021), torna essa liga inviável para fabricação de estruturas em algumas situações. No entanto, sua boa soldabilidade torna o Inconel 625 atraente e amplamente utilizado como revestimento soldado sobre aço carbono (Lorenzoni et al., 2019; Guo et al., 2020; Wang et al., 2020; Dai et al., 2019, Kim et al., 2015; Silva et al., 2018). O revestimento soldado é uma solução eficiente e econômica que requer menos materiais de liga resistentes à corrosão, apresentando vantagens econômicas sobre o aço inoxidável duplex, porque apenas 25-50% do custo das estruturas é relativo ao emprego de ligas resistentes à corrosão (Xu et al., 2019). Devido à sua excelente resistência à corrosão e custo-benefício, o revestimento soldado à base de aço carbono/níquel tem enorme potencial

para uso na indústria de petróleo e gás (Xu et al., 2018). Por exemplo, as superfícies internas de oleodutos ou conectores são frequentemente revestidas com Inconel 625 (Dai et al., 2019). Dai et al. (2022) citam que, de acordo com as estatísticas, os materiais de soldagem à base de níquel continuam a se desenvolver a uma taxa de crescimento de 6% a cada ano.

No entanto, como o revestimento soldado envolve um processo de fusão rápida e solidificação fora do equilíbrio com fonte de calor em movimento (Guo et al., 2016), é esperada a formação de uma microestrutura heterogênea, com a precipitação de fases secundárias que desempenham um papel importante na degradação das propriedades mecânicas e de corrosão. Normalmente, carbonetos primários do tipo MC e fases Laves (Alvarães et al., 2020; Silva et al., 2018) são as principais fases secundárias observadas em metais de solda.

Procedimentos de soldagem pelos processos mais versáteis, como eletrodo revestido, TIG, MIG e arame tubular são preferidos para soldagem de superfícies pequenas ou irregulares, enquanto processos de soldagem de alta taxa de deposição, como arco submerso com fita, são empregados em superfícies extensas e regulares (Alvarães et al., 2020b). No entanto, como a ocorrência de fases secundárias é fortemente dependente da diluição, pelo menos duas ou três camadas de revestimento são necessárias ao usar processos de soldagem a arco convencionais, porque o revestimento de camada única normalmente não atinge o nível exigido de resistência à corrosão (Guo et al., 2016,2020; Rajani et al., 2013; Kim et al., 2015; Silva et al., 2022). Para superar esse problema, os processos de baixa diluição são a principal escolha (Guo et al., 2020). Nesse sentido, alguns trabalhos (Alvarães et al., 2020, 2020b, Matias et al., 2021; Paschold et al., 2007; Volpi et al., 2018) têm demonstrado que o revestimento por eletroescória com fita metálica (EEFM) é um potencial candidato para produzir revestimentos de camada única com boa qualidade.

Quando o revestimento soldado é submetido a altas temperaturas durante a operação em estruturas de refinaria de petróleo ou devido à execução de tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), para reduzir a dureza da zona termicamente afetada (ZTA) de aços de alta resistência usados como substrato, como aços SAE 4130 ou SAE 8630, e aliviar tensões residuais (Alexandrov et al., 2013; Dai et al., 2017, 2018, 2019; Ji et al. 2023), mudanças na microestrutura e nas propriedades são observadas (Ban et al., 2016; Gope et al., 2021). Dai et al. (2022) citam que o ambiente extremo de alta pressão e alta temperatura, após a soldagem ou soldagem de reparo dos materiais do núcleo de uma caldeira a vapor com faixa de temperatura de vapor de 700 °C a 760 °C, atraiu a atenção. Embora vários trabalhos (Cortial et al., 1995; Ban et al., 2016; Petrzak et al., 2016; Guo et al., 2016, 2020) tenham investigado a influência do TTPS na microestrutura e propriedades do Inconel 625, estudos com foco na microestrutura e propriedades do revestimento com Inconel 625 depositado pelo processo de eletroescória após TTPS são raros. Apenas três trabalhos limitados à execução de TTPS em torno de 650 °C (Devletian, 1993; Sandes et al., 2016; Alvarães et al., 2020)

foram encontrados. Como esperado, os resultados não mostraram mudanças significativas em comparação com a condição soldada, para todas as investigações. Não foi encontrada nenhuma publicação com resultados de TTPS executados em temperaturas mais altas em soldagem por eletroescória.

Trabalhos anteriores (Sandes et al., 2016; Alvarães et al., 2020, 2020b) investigaram o desempenho dos revestimentos soldados por eletroescória da liga Inconel 625 na condição de como soldada. Os resultados mostraram que uma microestrutura austenítica com baixa fração volumétrica de fases secundárias, caracterizadas como carbonetos do tipo MC e fase Laves, proporcionaram propriedades de corrosão aceitáveis, com base nos resultados obtidos em ensaios de polarização cíclica seguindo a norma ASTM G61-09 (2009), e ensaios de imersão segundo a norma ASTM G48 Método A (2009). Com base nesses resultados promissores, este trabalho complementa essas investigações anteriores e avalia o efeito do TTPS realizado, em temperaturas de 600, 700, 800, 900 e 1000 °C, na evolução microestrutural e propriedades de corrosão de revestimento obtido pelo processo eletroescória, visando estudar seu desempenho em altas temperaturas.

CAPÍTULO II
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.1 – Aspectos de Revestimentos por Soldagem

Após a fundição, os materiais tradicionais são comumente processados termomecanicamente por forjamento, laminação ou processos semelhantes. Estes processos de deformação plástica em alta temperatura promove a redistribuição de solutos e a recristalização da microestrutura, tornando-a mais homogênea e mais refinada. Por esta razão, a microestrutura final de uma liga forjada é tipicamente mais homogênea, com uma estrutura de grãos equiaxial, em comparação com ligas fundidas (Lass et al., 2017). Caso contrário, as taxas de resfriamento muito mais altas na soldagem promovem microestruturas heterogêneas devido à microssegregação (Petrzak et al., 2016) e geralmente propriedades inferiores em comparação com materiais forjados (Lass et al., 2017).

Os revestimentos soldados evoluíram ao longo do tempo e são processos importantes para garantir melhor sustentabilidade ambiental e redução dos custos do ciclo de vida na indústria. Em geral, eles são caracterizados pela soldagem de materiais diferentes para atender a objetivos específicos, como manter a resistência mecânica do substrato e obter uma camada altamente resistente à corrosão (Kumar, et al, 2010).

Uma diferença importante entre o revestimento e a soldagem de união está relacionada à geometria do cordão de solda. Diferente da aplicação convencional, o perfil geométrico desejado envolve uma grande largura de cordão e alta espessura, baixa penetração e baixa taxa de diluição, a fim de cobrir a maior área possível com o menor número de passes de soldagem, resultando em maior produtividade e economia significativa de material. Assim, processos com alta taxa de deposição são preferíveis.

Para o revestimento, a composição dos materiais e o formato do cordão revestido são os parâmetros mais influentes na melhoria das propriedades mecânicas e de corrosão, porque afetam a diluição. Basicamente, o formato e a geometria do cordão de solda, que podem se desintegrar ainda mais conforme a largura do cordão, a altura do cordão e a penetração (Singhal et al., 2020) são os principais parâmetros de influência para obter níveis aceitáveis de diluição, uma grande preocupação em uma sobreposição baseada em soldagem a arco (Kumar et al., 2010). Como a diluição no primeiro cordão é geralmente maior do que nos cordões subsequentes, espera-se resultados aceitáveis quando 2 camadas são aplicadas (Kumar et al., 2010).

Vários processos de soldagem, como eletrodo revestido (Singh et al., 2020; Guo, 2020), arame tubular (Gualco et al., 2016; Saha et al., 2018; Alvarães et al., 2019), MIG (Saha et al., 2018; Evangeline et al., 2019; Dai et al., 2019), TIG (Mota et al., 2018; Xu et al.,2018;

Evangeline et al., 2019; Nunes Silva et al., 2020), arco submerso e eletroescória (Sandes et al., 2016; Saha et al., 2018; Alvarães et al., 2020; Matias et al., 2021) são usados para soldar revestimentos.

TIG e MIG são processos de soldagem mais amplamente utilizados na indústria. O processo TIG tem a capacidade de produzir revestimentos com alta qualidade microestrutural associada a um baixo custo de equipamento e facilidade de automação, além de ser capaz de soldar diferentes tipos de materiais (Nunes Silva et al., 2020). No entanto, em aplicações onde a produtividade é um parâmetro-chave (Frei et al., 2019), este processo não é o mais adequado, pois associa uma baixa taxa de deposição a uma alta diluição, o que pode contribuir para a formação de microestrutura martensítica na zona de transição.

Assim como TIG, o processo MIG é conhecido por suas juntas soldadas de alta qualidade, possibilidade de automação e capacidade de soldar diferentes materiais. No entanto, diferente do TIG, este processo promove uma maior taxa de deposição, o que leva a uma alta produtividade, sendo considerado um dos processos mais aceitos na deposição de revestimentos de solda (Mahapatra et al., 2016). Como o arame utilizado no processo MIG não é autoprotegido, recomenda-se uma mistura de argônio e hélio como gás de proteção, para evitar oxidação e defeitos de soldagem (Elango et al., 2015).

Quando o objetivo é proteger grandes componentes e equipamentos, os processos mais comumente utilizados são arco submerso e eletroescória (Kahar et al., 2016, Chattopadhyay et al., 2019). Ambos os processos são caracterizados por suas altas taxas de deposição, baixa diluição e alta qualidade da sobreposição de solda. Embora o processo a arco submerso seja frequentemente utilizado, a soldagem por eletroescória é recomendada em aplicações onde a associação de alta produtividade e baixa diluição é necessária (Kahar et al., 2016, Chattopadhyay et al., 2019).

A soldagem por eletroescória com fita metálica foi desenvolvida no início da década de 1970 como uma evolução da soldagem por arco submerso. O objetivo era aumentar a produtividade pela maior taxa de deposição, enquanto reduz a diluição quando comparada à soldagem por arco submerso. A soldagem por eletroescória é, em princípio, uma combinação de soldagem a arco e soldagem por resistência (Farkade et al., 2015). Em termos gerais, esse processo consiste em unir metais aquecendo-os com uma poça de escória fundida enquanto alimenta continuamente a fita/eletrodo. A poça de fusão é coberta pela escória fundida e se move para cima conforme a solda avança. A escória protege o metal de solda da contaminação pelo ar e impurezas, conforme mostrado esquematicamente na Figura II.1 (Niraj et al, 2014).

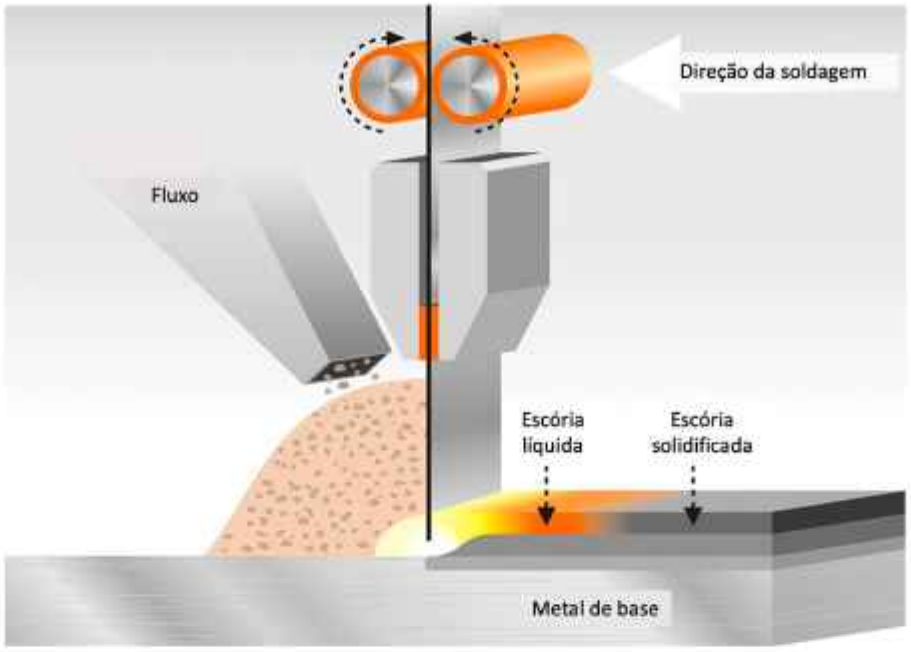


Figura II.1 - Visão esquemática do processo eletroescória (Niraj et al., 2014).

O processo de soldagem eletroescória produz a coalescência dos metais, a partir do calor gerado pela passagem de corrente elétrica através de um fluxo fundido condutor, que funde simultaneamente o metal de base e o metal de adição. A poça de fusão é protegida pela escória formada, a qual que se move ao longo de toda a seção transversal da junta com a progressão da soldagem. O processo é iniciado por um arco elétrico que aquece um fluxo granular que se funde e forma escória condutora de corrente elétrica. Com a formação da escória o arco é extinto, ou seja, não existe arco durante a deposição. A poça de fusão é mantida pelo calor gerado pela resistência a passagem de corrente elétrica entre o eletrodo e o metal base, ou seja, através da escória fundida. É um processo mecanizado e uma vez iniciado segue até o final da junta (Welding Handbook, 2004).

A soldagem por eletroescória tem sido aplicada no revestimento e reparo de grandes componentes com geometrias simples, como superfícies internas de vasos de pressão para indústrias nucleares e de petróleo e gás (Tuominen et al., 2019). Farkade et al. (2015) compararam os resultados deste processo com o processo MIG, e concluíram que a soldagem por eletroescória produziu soldagens de melhor qualidade com superior em taxa de deposição. No total, 486,45 horas foram economizadas para soldar um determinado componente usando o processo de eletroescória. Como a taxa de deposição do processo eletroescória é superior à do MIG e como uma das características do processo é a baixa diluição, também foi possível atingir a espessura de revestimento necessária com a deposição de uma única camada, enquanto duas camadas foram necessárias para o MIG atingir o mesmo requisito.

Dentre as vantagens desse processo em relação à deposição do revestimento, podem ser destacadas: penetração uniforme, baixa diluição, composição química uniforme e estável do revestimento, cordões largos e planos, espessura uniforme em toda a área revestida, baixa suscetibilidade a trincas a quente e alta produtividade associada a uma alta taxa de deposição (Farkade et al., 2015). Em contrapartida é preciso destacar que as velocidades de soldagem do processo eletroescória são bem mais baixas, da ordem de 0,5mm/s, mantendo as regiões próximas a linha de fusão em altas temperatura por tempos bem superiores ao MIG, o que tende a contribuir para a formação e granulação grosseira na ZTA com baixa tenacidade exigindo a aplicação de TTPS para minimizar estes efeitos.

Estas vantagens podem ser ainda melhoradas quando se utiliza uma fita metálica ao invés de vários arames para aumento de produtividade. As vantagens incluem penetração uniforme, menor diluição (4-12%) e bom acabamento superficial (Alvarães et al., 2020; Tuominen et al., 2019).

A Tabela II.1 mostra a diluição típica para diferentes processos de soldagem, indicada por Chattopadhyay et al. (2019). A Figura II.2, por outro lado, mostra uma comparação entre as taxas de deposição dos processos mais utilizados na indústria para a deposição de revestimentos de solda. É possível verificar que o processo eletroescória com fita metálica (EEFM) não é apenas o mais produtivo de todos os processos, mas também o que apresenta menores níveis de diluição, sendo, portanto, a opção preferida para fabricantes de grandes componentes, em todo o mundo.

Tabela II.1 – Comparação da diluição promovida por diversos processos de soldagem (Chattopadhyay et al., 2019).

Processo de Soldagem	Diluição típica (%)
Eletrodo revestido	25-30
Arame tubular	20-25
Arco submerso com arame	25-35
Arco submerso com fita de 60x0.5 mm	18-20
Eletroescória com fita de 60x0.5mm	7-12

Chattopadhyay et al. (2019) citam que o revestimento de equipamentos industriais envolve a deposição de um grande volume de metal de solda e, consequentemente, os fabricantes devem sempre procurar processos que possam fornecer a maior taxa de deposição com uma diluição mínima. Assim, uma seleção adequada do processo de soldagem e parâmetros é necessária para obter melhores resultados. Neste contexto, o processo de revestimento por EEFM foi desenvolvido como uma alternativa ao revestimento por arco submerso com fita e se tornou uma técnica comum para grandes áreas. O EEFM é amplamente utilizado em aplicações de petróleo e gás (Chattopadhyay et al., 2019; Tuominen et al., 2019; Paschold et al., 2007; Niraj et al., 2014; Kahar, 2016) porque oferece uma solução

de revestimento de camada única com baixos níveis de penetração (cerca de 0,5 mm), diluição limitada (7-10%) e taxas de deposição variando de 10 a 40 kg/h (Chattopadhyay et al., 2019; Niraj et al., 2014; Alvarães et al., 2020; Matias et al., 2021). Alguns trabalhos mostraram excelentes resultados obtidos em revestimentos realizados por EEFM, mesmo em camada única (Alvarães et al., 2020; Matias et al., 2021; Devletian et al. 1993).

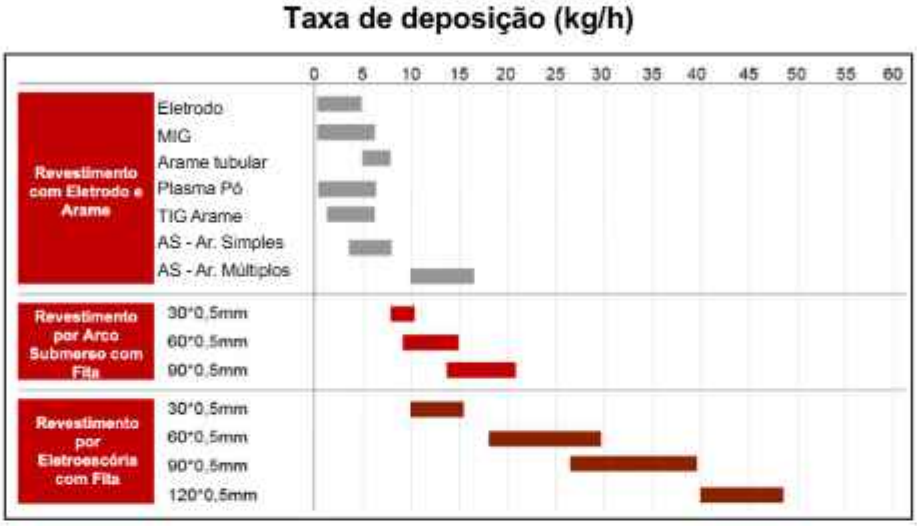


Figura II.2 - Taxa de deposição (kg/h) de vários processos de soldagem aplicados em revestimentos (Chattopadhyay et al., 2019).

II.2 – Metalurgia Física da Liga Inconel 625

Inconel 625 é uma superliga à base de níquel que se solidifica com microestrutura totalmente austenítica estável à temperatura ambiente. No final da solidificação, ocorre a formação de fases secundárias devido à presença de impurezas e a segregação de elementos de liga. O metal de solda Inconel 625 pode apresentar diversos defeitos durante a fabricação e serviço. Para reduzir o problema de trincas de solidificação, busca-se a redução da diluição por meio de controle dos parâmetros de processo, juntamente com a seleção do metal de adição e a composição do substrato contendo baixo teor de C, Si e Fe. Além disto, a microestrutura do Inconel 625 pode apresentar precipitação de fases secundárias que alteram seu comportamento dependendo da distribuição, morfologia e composição. A Figura II.3 mostra um diagrama de resfriamento típico do Inconel 625, onde se apresentam os tempos e temperaturas esperados para a precipitação das principais fases secundárias (Floreen et al., 1994).

Como observado, a microestrutura da superliga Inconel 625 é composta principalmente por uma matriz austenítica e fases secundárias endurecedoras, tais como carbonetos, fase Laves, γ'' e fase delta (δ). Os carbonetos MC, $M_{23}C_6$ e M_6C, formados durante a solidificação e/ou tratamentos térmicos, são estáveis mesmo em altas temperaturas (Suave et al., 2014b; Malej et al., 2017). Conforme Sukumaran et al. (2017), a precipitação dos

carbonetos ocorre entre 625 e 925 °C e, posteriormente, a dissolução dessas partículas é observada a 1025 °C. Em geral, o Inconel 625 não precipita a fase γ', mas sim uma fase metaestável tetragonal de corpo centrado γ" (Ni_3(Nb, Al, Ti)) ou uma fase estável ortorrômbica Ni_3Nb (fase δ) como resultado da adição suficiente de Nb, porque as adições de Al e Ti no Inconel 625 são mantidas em um nível baixo em comparação com superligas endurecidas por estes elementos (Zhang et al., 2009).

Sabe-se que as fases γ" e δ se formam na microestrutura da superliga Inconel 625 quando ela é exposta a altas temperaturas por longos períodos de tempo (Lass et al., 2017). A fase γ'' (Ni_3Nb) é uma fase metaestável que precipita nos estágios iniciais dos tratamentos térmicos de envelhecimento, em baixas temperaturas (550 a 750 °C) (Sundamaran et al., 1997). Também é possível, na microestrutura da superliga Inconel 625, a precipitação da fase ortorrômbica e mais estável δ (Ni_3Nb), durante tratamentos térmicos de envelhecimento em altas temperaturas (650-900 °C) por longos períodos.

Mu et al. (2018) estudaram os efeitos do Nb na precipitação da fase δ e nas propriedades de tração na liga fundida Inconel 625, solubilizada a 1200 °C por 1 h e envelhecida a 700 °C por até 10.000 h. Eles mostraram que a fração da fase δ aumenta com o tempo de envelhecimento e o teor de Nb. O efeito do teor de Nb na fração da fase δ corresponde ao seu efeito no grau de segregação de Nb. Shaikh et al. (2000) mostraram a influência da precipitação de diferentes fases na microdureza da superliga Inconel 625, solubilizada a 1200 °C por 1 h e envelhecida a 625, 700 e 760 ºC por intervalos de tempo variando de 1 a 335 h. Eles relataram que o pico de endurecimento ocorre em torno de 110 h a 760 °C e 170h a 700 °C. Malej et.al. (2017) estudaram o efeito de tratamentos térmicos de envelhecimento a 650 °C por 2000 h na superliga Inconel 625 laminada a quente. Os resultados mostraram a precipitação da fase intermetálica γ" (Ni_3Nb), fase δ e carbonetos secundários $M_{23}C_6$ nos contornos de grãos (Baldan et al., 2020).

As fases precipitadas também são determinadas por difração de raios X por alguns autores (Stoudt et al., 2018; Gorniskowska et al., 2016; Zhu et al., 2019; Zhang et al., 2009; Singh et al., 2020; Dai et al., 2022). A Figura II.4 mostra os perfis de R-X do Inconel 625 após envelhecimento à 750 ºC por diferentes tempos. A partir desta Figura, pode-se observar picos em 35,0° e 40,7°, correspondendo ao pico de difração do NbC após a estabilização. Após 40h de envelhecimento, o pico apareceu em 42,3° correspondente ao pico de difração de γ" (Ni_3Nb). Como o percentual de precipitação foi pequeno, a intensidade do pico é relativamente fraca. A intensidade do pico de difração do Ni_3Nb aumenta com o aumento do tempo de tratamento térmico (Zhu et al., 2019).

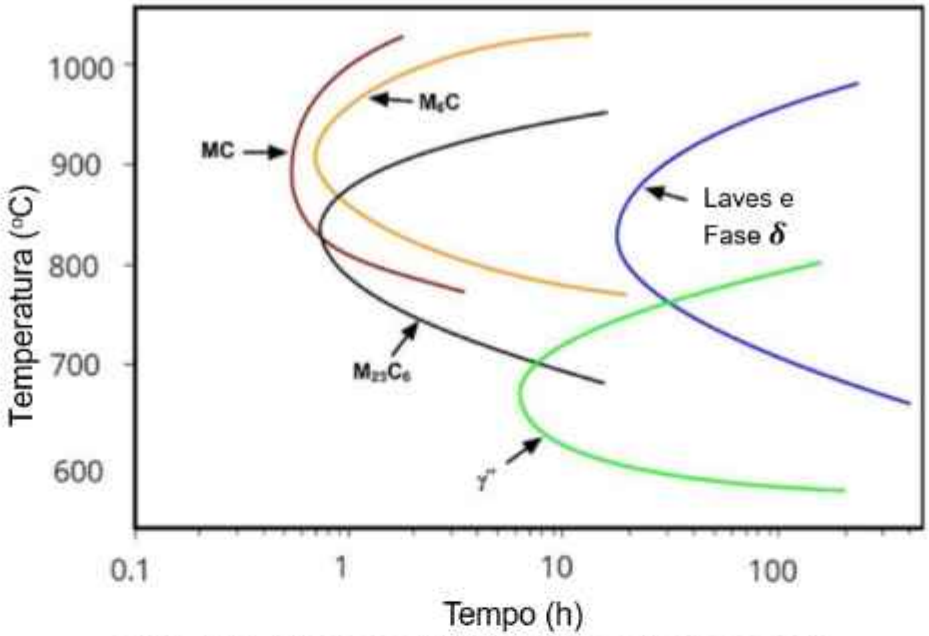


Figura II.3 – Diagrama TTT das fases formadas em alta temperatura na liga Inconel 625 (Floreen et al., 1994).

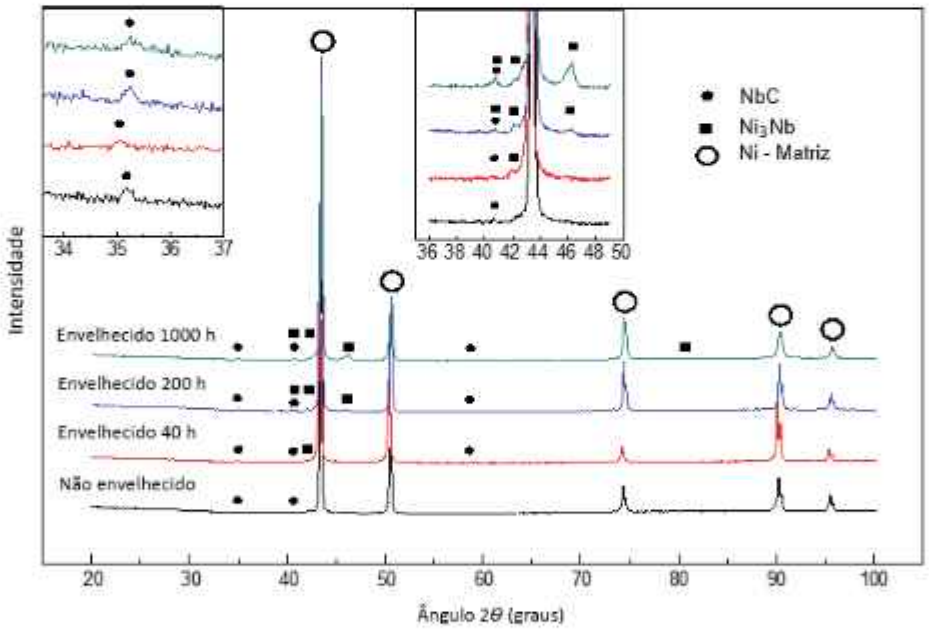


Figura II.4 - Resultados obtidos por difração por R-X de Inconel 625 após envelhecimento à 750 ºC com diversos tempos (Zhu et al., 2019).

Outro exemplo é mostrado na Figura II.5, onde NbC e Fase Laves são identificados por Singh et al. (2020).

A Figura II.6 mostra os resultados obtidos por Zhang et al. (2009), que utilizaram o programa ''powder cell'' para encontrar uma correspondência com os picos em termos de posição e intensidade, da liga INCONEL 625 de granulação ultrafina preparada via criomoagem e sinterização por plasma por faísca (SPS).

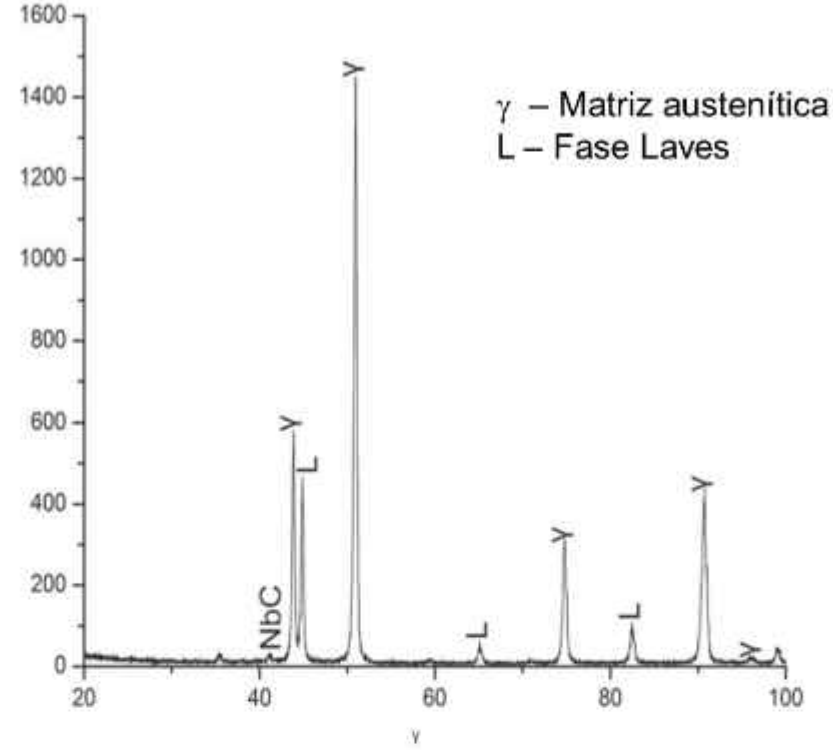


Figura II.5 – Espectro por R-X de um revestimento depositado com Inconel 625 (Singh et al., 2020).

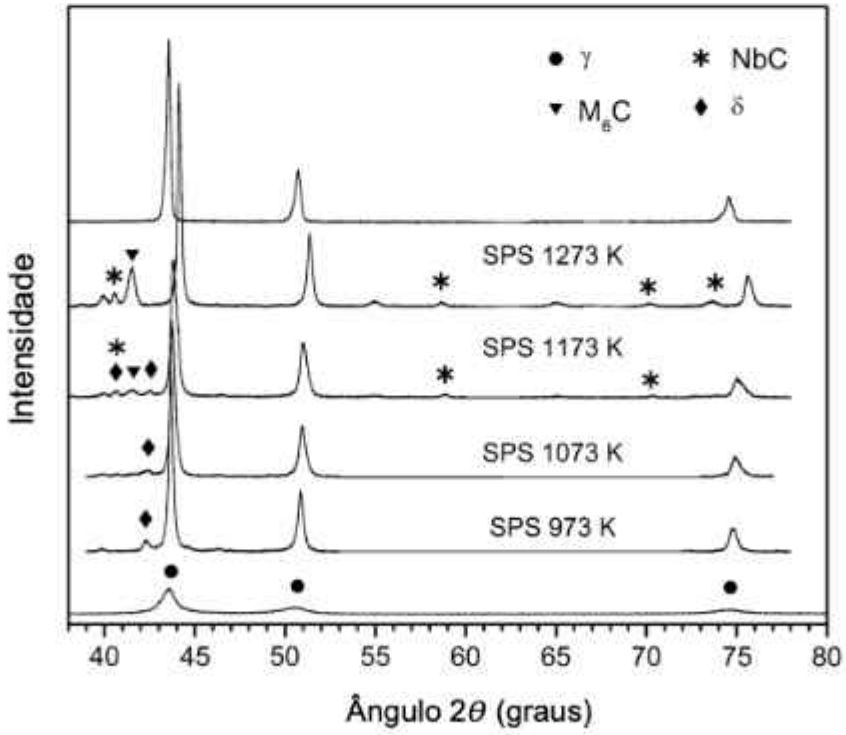


Figura II.6 - Padrões de R-X de Inconel 625 obtido por criomoagem e Spark Plasma Sintering (SPS) - Sinterização por Plasma por Faísca (Zhang et al, 2009).

A Figura II.7 mostra os resultados obtidos por Gorniskowska et al. (2016), enquanto a Figura II.8 ilustra dois pequenos picos de fase δ observados perto de 46° no padrão adquirido após 1 hora a 870 °C por Stoudt et al. (2018).

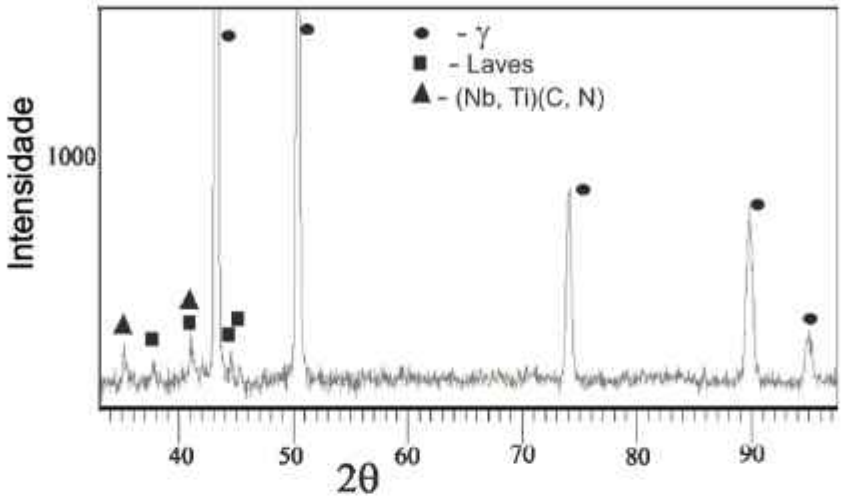


Figura II.7 - Difratograma obtido por R-X de pó metálico extraído por dissolução eletrolítica (Gorniskowska et al., 2016).

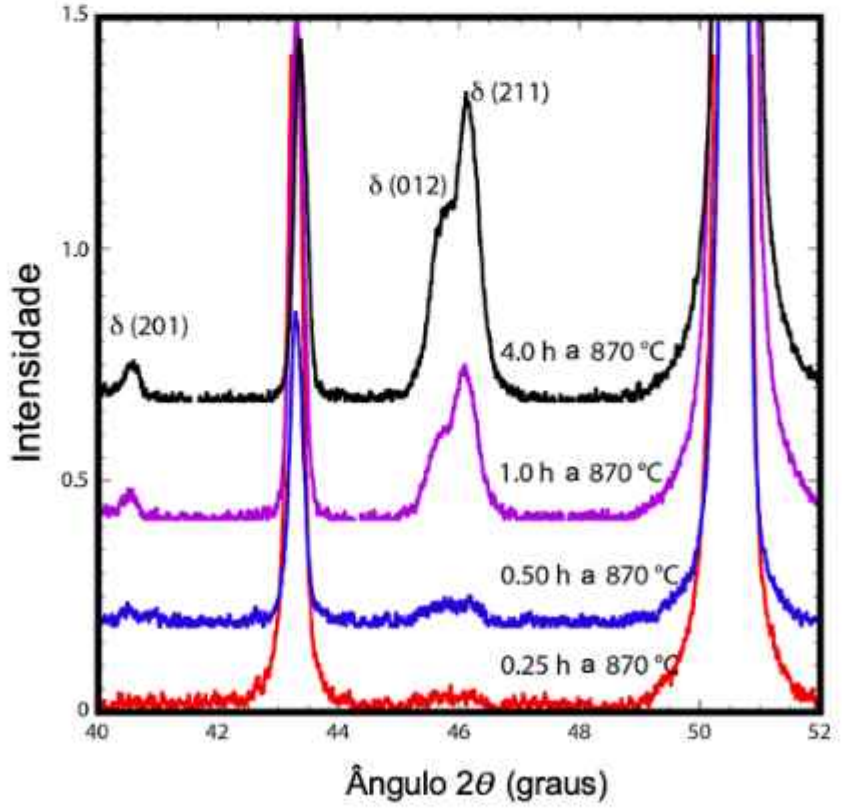


Figura II.8 – Padrões de R-X obtidos por Stoudt et al. (2018), revelando um aumento progressivo da magnitude do pico localizado a 40.8°, bem como dois picos próximo a 46° com o tempo. Esses picos estão associados à fase ortorrômbica δ - Ni_3Nb.

A literatura mostra que a precipitação das fases γ'' e δ ocorre entre 550 °C a 750 °C e 750 °C a 980 °C, respectivamente (Floreen et al., 1994; Suave et al., 2014) e as partículas δ têm morfologia acicular. Em exposição suficientemente longa a altas temperaturas, a fase γ'' metaestável se dissolve, o que resulta em um aumento da concentração local de Nb na matriz, contribuindo para a nucleação e crescimento de partículas δ (Ni_3Nb) estáveis, principalmente nos planos {111}, que são os principais planos de deslizamento nos metais cúbicos de face centrada. O aumento da concentração de Nb aumenta a força motriz para formar a fase δ e, portanto, a fração da fase δ pode ser controlada alterando o teor de Nb (Mu et al., 2018).

De acordo com Floreen et al. (1994), embora concebido como uma liga de solução sólida, o Inconel 625 não é um material simples. Uma variedade de fases diferentes pode ser produzida durante a solidificação ou durante o processamento térmico. Algumas destas fases, particularmente Laves e Delta, têm apenas efeitos prejudiciais e devem ser evitadas. Outros, como carbonetos e γ'', podem ser úteis para fins de resistência à corrosão ou resistência mecânica. Um problema potencial para a utilização do Inconel 625 é que a faixa de composição é excessivamente ampla e propriedades muito diferentes podem ser encontradas em diferentes temperaturas desta liga. Restringir a faixa de composição para atender aos objetivos específicos da aplicação contribui para resultados mais consistentes. No entanto, é necessário algum cuidado nestas modificações de composição para garantir que alguma propriedade importante não seja comprometida e que os custos de produção não se tornem excessivos. A Tabela II.2 mostra os resultados esperados devido a alterações na composição química.

Tabela II.2 – Efeitos dos elementos de liga nas propriedades e formação de fases secundárias na liga Inconel 625 (Floreen et al.,1994).

Elemento	Minimizar Nb	Minimizar Fe	Minimizar Mo	Minimizar Ti and Al	Minimizar C	Minimizar Si
Minimizar NbC durante a solidificação	Melhora	N	N	N	Melhora	N
Minimizar Laves durante a solidificação	Melhora	Melhora	Melhora	N	Piora (1)	Melhora
Minimizar carbeto no tratamento térmico	Melhora	N	Melhora	N	Melhora	Piora
Minimizar Laves e Delta no tratamento térmico	Melhora	N	Melhora (2)	N	N	Melhora (2)
Evitar precipitação de γ''	Melhora	N	N	Melhora	N	N
Resistência	Piora	Piora	Piora	Piora	N	N
Corrosão	N	N	Piora	N	Piora	Piora
Soldabilidade	Melhora	Melhora	Melhora	Piora	Melhora	Melhora

Onde:
N - Nenhum efeito significante ou efeito incerto.
(1) - A relação C/Nb mais baixa provavelmente supera o efeito de minimizar a faixa de solidificação
(2) - Baixo Mo ou Si retardariam a fase Laves e teriam pouco efeito sobre Delta.

II.3 – Influência do TTPS na Microestrutura e Propriedades de Metais de Solda

Quando o Inconel 625 é exposto a serviços de altas temperaturas ou quando um revestimento soldado é tratado termicamente para reduzir a dureza da ZTA e aliviar tensões residuais (Dai et al., 2019), a microestrutura muda e precipitam fases secundárias, causando alterações nas propriedades mecânicas e de corrosão (Ban et al., 2016; Dai et al., 2019).

Considerando a extensa aplicação do Inconel 625 em estruturas submetidas a altas temperaturas (Ban et al., 2016; Dai et al., 2019), diversos trabalhos (Cortial et al., 1995; Ban et al., 2016; Petrzak et al., 2016; Guo et al., 2016, 2020; Malej et al., 2017) investigaram a influência do TTPS na microestrutura e propriedades do Inconel 625.

Na precipitação complexa que pode ocorrer na superliga Inconel 625, durante o tratamento térmico na faixa de temperatura de aproximadamente 550 a 900 °C, a preocupação é a precipitação das fases γ" e δ porque essas fases secundárias afetam as propriedades. A fase metaestável γ" geralmente se forma em uma matriz γ na forma de disco ou elipsoidais e melhora a dureza, a resistência à tração e a fadiga de baixo ciclo, entretanto, prejudica a resistência ao impacto e propriedades de corrosão. A fase γ" precipita na faixa de temperatura de aproximadamente 550 a 750 °C. Na faixa de temperatura mais alta, o domínio de precipitação de γ" cruza com o domínio de precipitação da fase δ. O domínio de precipitação da fase δ é aproximadamente de 650 a 900 °C. No entanto, é importante notar que a cinética de precipitação destas fases é fortemente influenciada pela composição química e pelo estado da liga antes do envelhecimento térmico (Malej et al., 2017).

Suave et al. (2014) relataram a precipitação de γ" na faixa de temperatura de 550-750 °C e a precipitação da fase δ na faixa de temperatura de 650-900 °C no material solubilizado. Os diagramas TTT das fases δ e γ" foram estabelecidos com base em observações de microscopia eletrônica de varredura de alta resolução, mostrando a evolução da microestrutura após exposições de até 2.000 horas na faixa de temperatura de 550 ^{0}C - 900 ^{0}C (Fig. II.9). Eles observaram um aumento acentuado da microdureza à temperatura ambiente, após superenvelhecimentos realizados a 650 e 700 °C, devido à precipitação da fase γ". Além disso, foi observado o efeito de queda de dureza, devido a precipitação da fase δ, para a envelhecimento a 650 °C, após exposição superior a 1000 horas, e a 800 °C, após exposição superior a 100 horas (Fig. II.10).

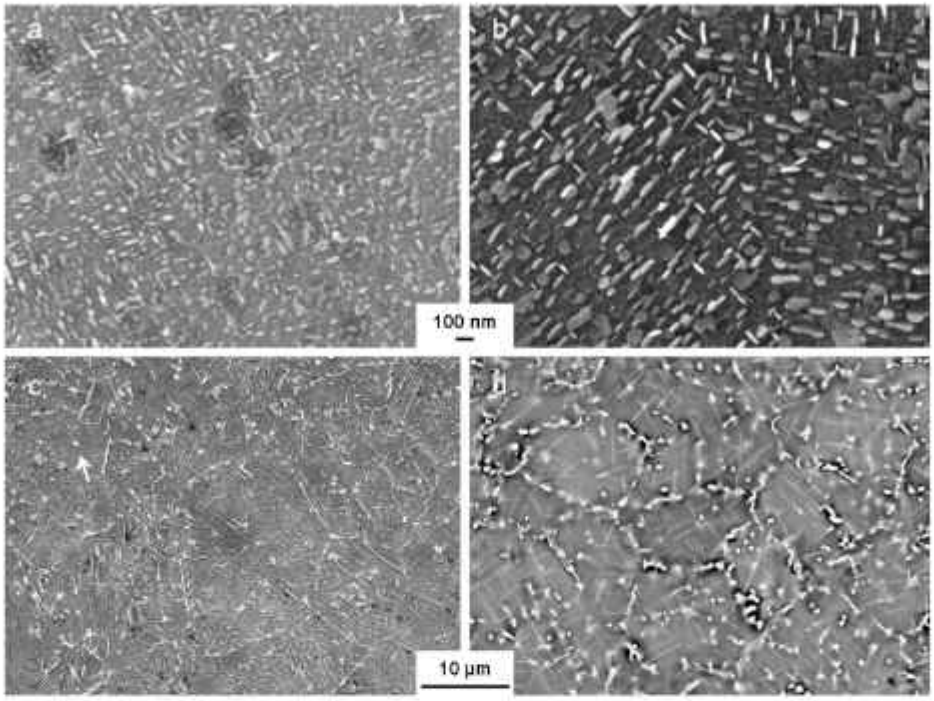


Figura II.9 - Microestruturas observadas após 500 horas a 650 °C (a), 2.000 horas a 650 °C (b), 100 horas a 750 °C (c) e 100 horas a 800 °C (d). Observar o crescimento das partículas γ" entre (a) e (b) com um tempo de envelhecimento maior, a coexistência de ambas as fases δ e γ" a 750 °C (c) e plaquetas intragranulares de δ estendendo-se por todo o grão a 800 °C (d) (Suave et al., 2014b).

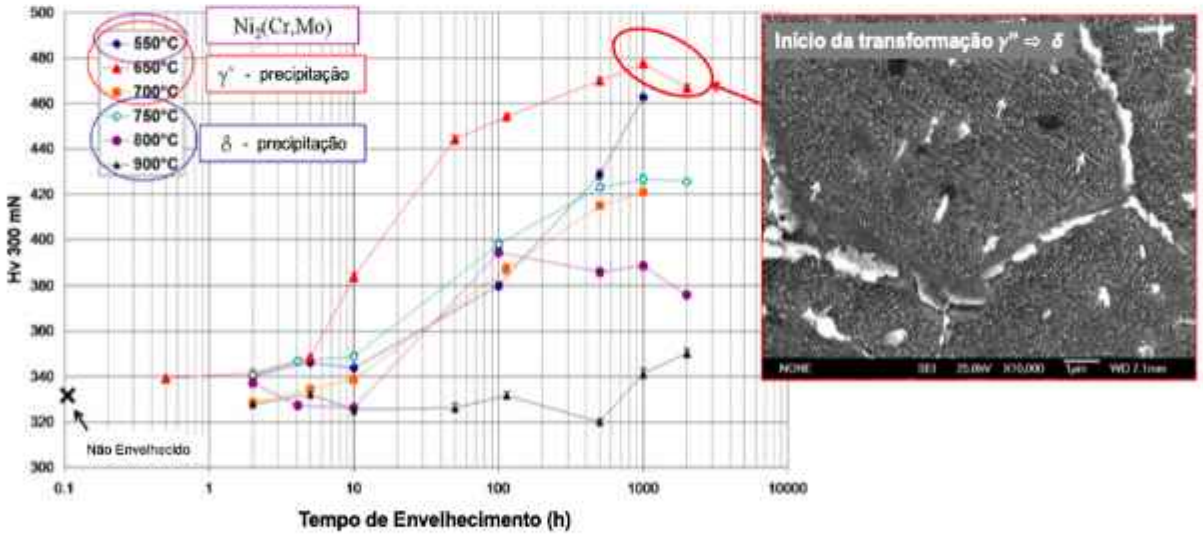


Figura II.10 - Evolução da microdureza após longa exposição térmica na faixa de temperatura 550 C - 900 °C e ilustração do impacto da transformação γ" → δ a 650 °C (Suave et al., 2014b).

Malej et al. (2017) estudaram o envelhecimento de chapa laminada a 650 °C e a precipitação das fases γ" e δ foi observada pela primeira vez após 25 e 504 h, respectivamente. Floreen et al. (1994) relataram que a faixa de precipitação γ" é de 593-760

°C. Ti e Al são necessários para a precipitação de γ", pois foi demonstrado que a diminuição do teor de Ti + Al diminui o endurecimento por precipitação de γ". Nenhuma precipitação de γ" foi observada na Liga 625 na qual Ti e Al estavam ausentes, embora a formação da fase δ ainda seja possível. É relatado que a precipitação de γ" na faixa de 600-800 °C promove uma perda de ductilidade na Liga 625 (Dai et al., 2019).

Em relação aos metais de solda, alguns achados importantes são apresentados a seguir.

a) Cortial et al. (1995) investigaram os efeitos de tratamentos térmicos, em temperaturas compreendidas entre 600 e 1.000 °C por 8 horas, nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão de soldas Inconel (0,04C-22Cr-60Ni-9Mo-3,5Nb) obtidas pelo processo TIG. Na condição como soldado, foi observada uma matriz austenítica contendo fase Laves, carbonetos MC e M_6C (Figs. II.11 e II.12). Eles também notaram que a diferença nos teores de Nb, Mo, Si, Cr, Ni e Fe entre os núcleos dendríticos e as regiões interdendríticas apresentou pouca evolução até 850°C. Acima desta temperatura, esta relação tende para 1, podendo-se observar que a heterogeneidade da composição do metal de solda praticamente desapareceu a 1000 °C (Fig. II.13). Em temperaturas compreendidas entre 650 e 750°C, foi observado aumento da resistência mecânica e diminuição da resistência ao impacto (Fig. II.14) devido à precipitação da fase intermetálica tetragonal de corpo centrado γ" Ni_3Nb nas regiões interdendríticas (Fig. II.15). Na faixa de temperatura compreendida entre 750 e 950 °C, ocorre a precipitação da fase intermetálica estável ortorrômbica δ Ni_3(Nb,Mo,Cr,Fe,Ti) nas regiões interdendríticas. A Tabela II.3 apresenta a composição química das fases secundárias observadas. Além disso, os tratamentos térmicos não tiveram efeito na resistência ao pite da liga de solda 625 em ambiente de água do mar. Cortial et al. (1995) também observaram que a precipitação da fase δ não foi observada no caso do metal base forjado.

Tabela II.3 – Composição química das fases secundárias observadas por Cortial et al. (1995).

Fase	Ni	Mo	Nb	Cr	Fe	Si	Ti
Laves	42,6	19,4	16,2	18,2	2,3	1,3	-
MC	1,7	9,9	81	2,7	-	-	4,7
M_6C	29,7	26,1	25	14,7	1,6	2,9	
δ	55,7	12,6	25,5	3,5	1,8		1,9

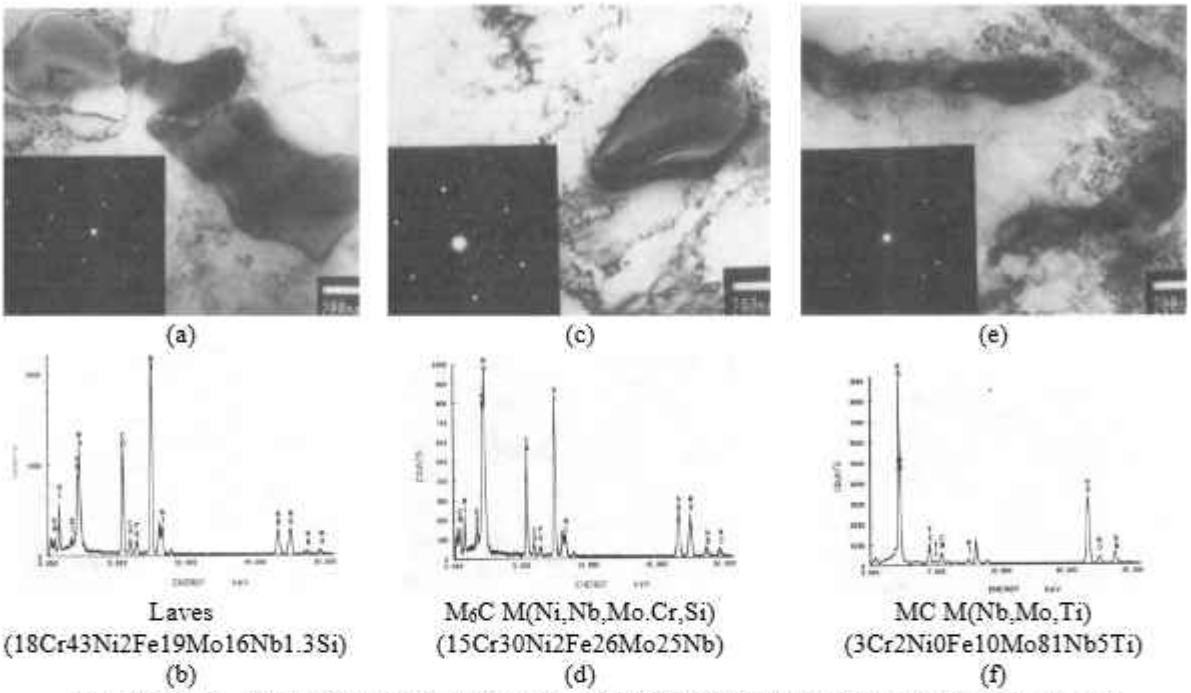


Figura II.11 - Condição como soldado - (a) Micrografia por MET da fase Laves e correspondente padrão de difração de área selecionada (SADP) - (b) Espectro EDS das fases Laves - (c) Micrografia MET de carbonetos M_6C e correspondente a [110] SADP. (d) Espectro EDS de carbonetos M_6C - (e) Micrografia MET de carbonetos MC e correspondente [001] SADP - (f) Espectro EDS de carbonetos MC (Cortial et al., 1995).

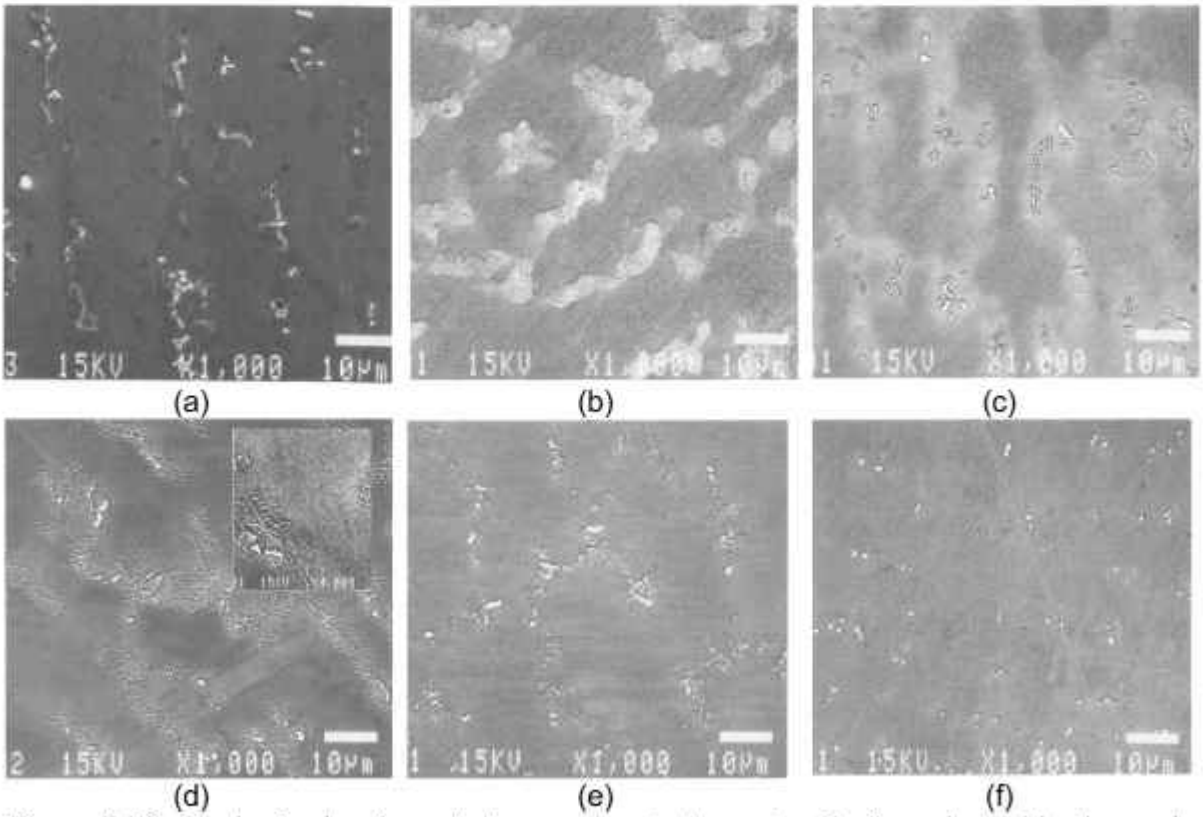


Figura II.12 - Evolução da microestrutura com os tratamentos térmicos das soldas Inconel 625 (a) como soldado; (b) 600°C; (c) 750°C; (d) 850°C; (e) 950°C; (f) 1000°C (Cortial et al., 1995).

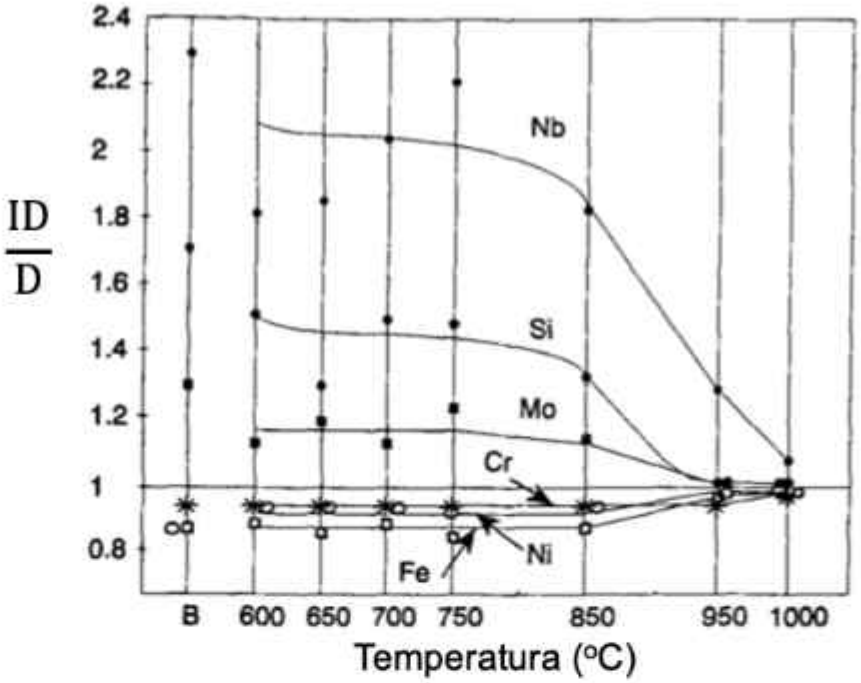


Figura II.13 - Evolução das relações médias de concentração entre núcleos dendríticos e espaços interdendríticos versus tratamentos térmicos (Cortial et al., 1995).

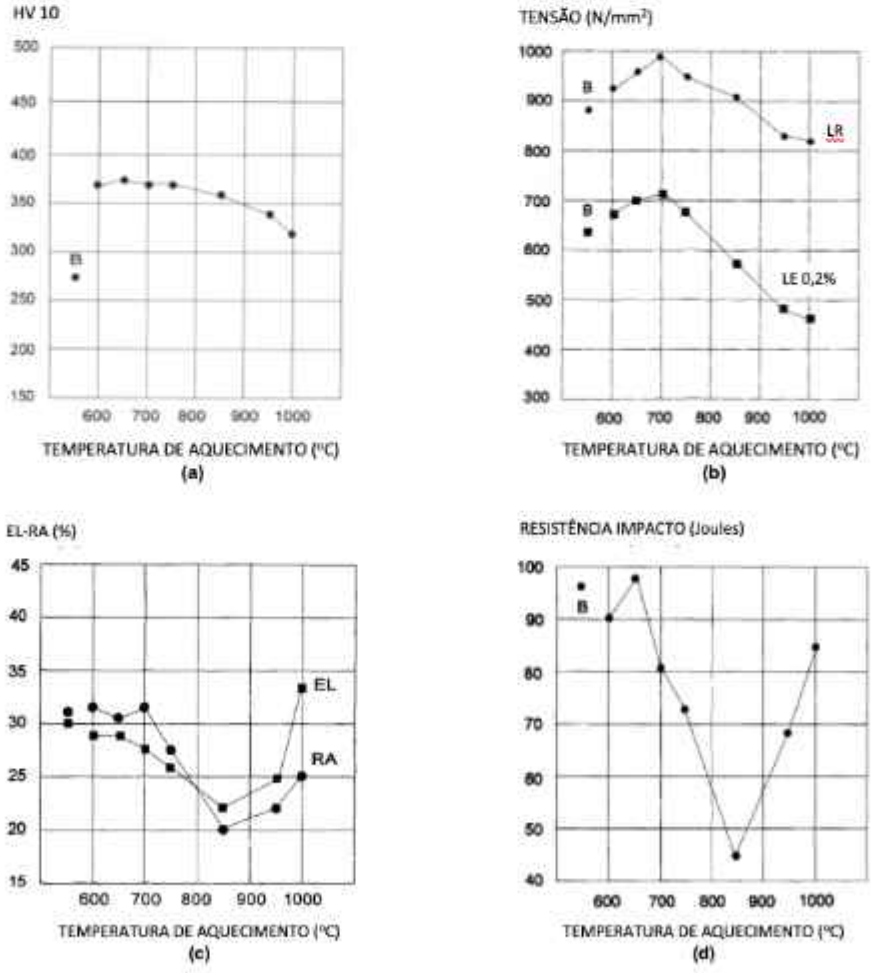


Figura II.14 - Evolução das propriedades mecânicas devido ao TTPS (Cortial et al., 1995).

b) Xing et al. (2014) investigaram o efeito do TTPS na microestrutura de metais de solda Inconel 625 depositados pelo processo TIG. Eles observaram carbonetos tipo MC e fase Laves de formato irregular na condição de como soldado. O TTPS a 650 °C por 4h apresentou variação mínima. Com um aumento na temperatura do TTPS, uma fração elevada de fase γ" precipita nas regiões interdendríticas após o TTPS a 750 °C por 4h. A 850 °C, a fase metaestável γ" se transforma diretamente em uma fase δ estável, que exibe uma composição química semelhante, mas uma estrutura cristalina diferente. A 950 °C, a fase γ" e a fase δ desaparecem, enquanto certos carbonetos do tipo M_6C precipitam nos contornos de grãos (Fig. II.16). A Figura II.17 mostra imagens de MET de algumas fases e a Tabela II.4 apresenta a composição química de cada fase. Eles também observaram que devido ao aumento da temperatura, o comportamento de segregação enfraquece constantemente com evolução mínima para a temperatura de 750 °C. Acima desta temperatura, os coeficientes de partição tendem para 1 (Fig. II.18), e a heterogeneidade da composição desaparece a 950 °C.

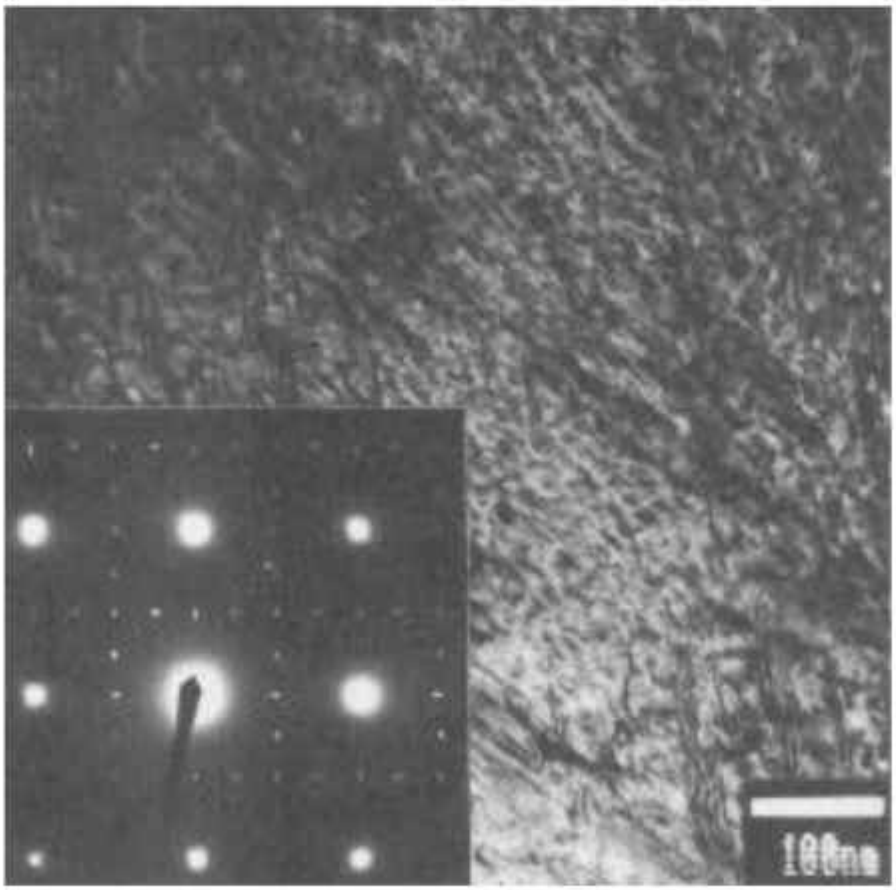
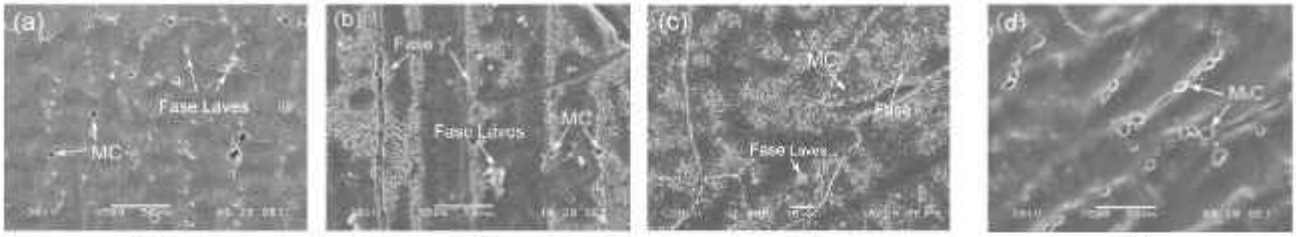


Figura II.15 - Micrografia MET e padrão de difração de γ" para tratamento térmico a 700 por 8h (Cortial et al., 1995) - Adaptada.

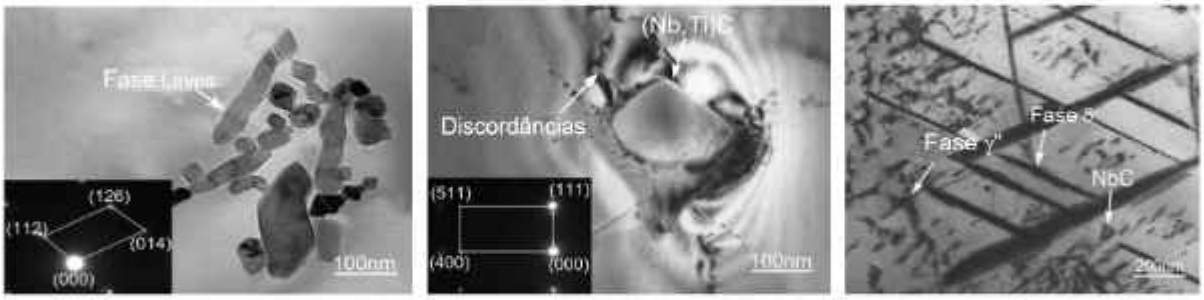


(a) (b) (c) (d)

Figura II.16 - Imagens de MEV do metal de solda Inconel 625 após TTPS. (a) 650 °C, (b) 750 °C, (c) 850 °C e (d) 950 °C (Xing et al., 2014).

Tabela II.4 - Composição química (%, peso) dos precipitados na microestrutura do metal de solda Inconel 625 após TTPS (Xing et al., 2014).

Fase	Ni	Cr	Nb	Fe	Al	Ti	Si
MC	5,2	3,8	76,3	-	-	10,1	4,6
Laves	42,9	18,0	10,1	13,7	-	15,0	0,3
γ"	65,2	6,1	26,6	0,5	-	1,6	-
δ	65,9	2,9	28,1	2,9	-	1,0	0.9
M_6C	31,3	12,2	-	8,3	0,9	0,8	46,5



(a) (b) (c)

Figura II.17 - Imagens MET de precipitados. (a) fase Laves, (b) carboneto MC, (c) fases γ" e δ (Xing et al., 2014).

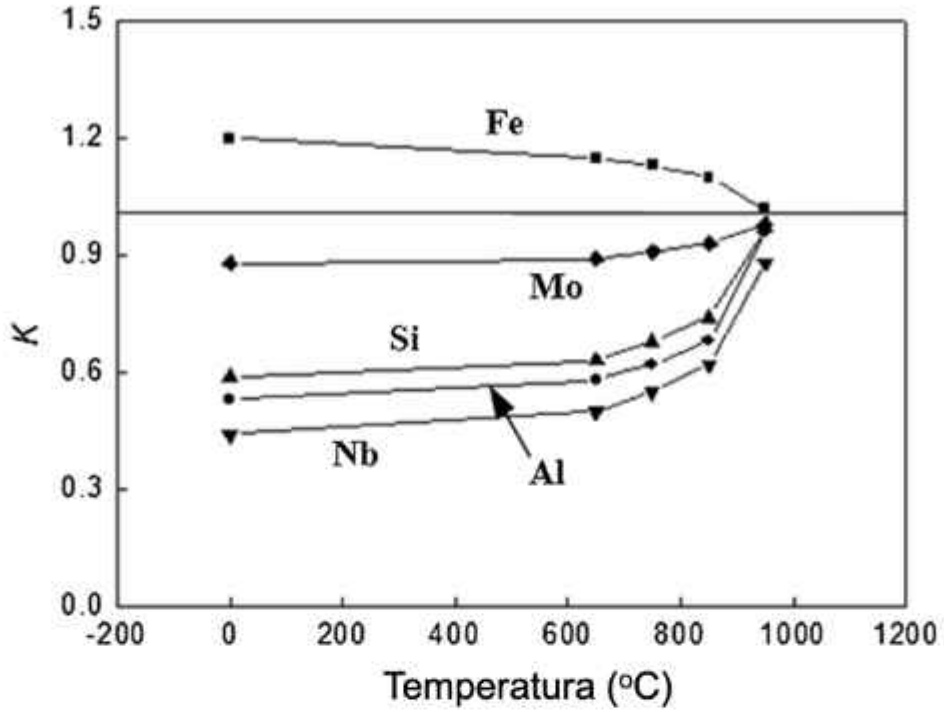
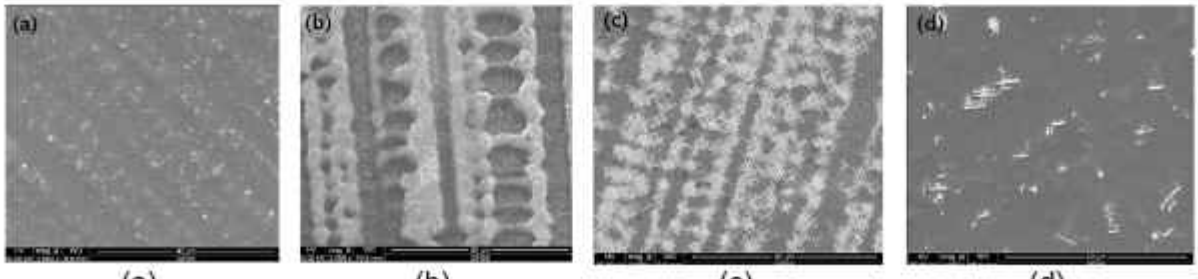


Figura II.18 - Relação entre o coeficiente de partição e a temperatura do TTPS (Xing et al., 2014).

c) Ban et al. (2016) estudaram o efeito do TTPS a 650°C, 750°C, 850°C e 950°C por 24 horas na resistência à corrosão e precipitação do revestimento soldado pelo processo MIG de Inconel 625 (0,02C-20Cr-60Ni-8Mo-3,7Nb-5Fe). Eles observaram a presença das fases γ" e δ após TTPS a 750 e 850 °C, respectivamente (Figs. II.19 e II.20). A fase γ" poderia se transformar na fase δ em forma de agulha devido à deformação da rede. A 950°C, a maior parte das fases γ" e δ desapareceu.

Apesar dessas alterações microestruturais, não foram observadas diferenças significativas entre as amostras após testes de polarização potenciodinâmica para avaliar a resistência à corrosão por pites (Tabela II.5) e testes de reativação potenciocinética eletroquímica de circuito duplo (Tabela II.6) para caracterizar a sensibilização contra corrosão intergranular. Nem corrosão e nem sensibilização ocorreram em nenhuma das temperaturas de tratamento térmico testadas.



(a) (b) (c) (d)

Figura II.19 - Microestrutura do metal de solda após tratamento térmico por 24 horas. (a) 650°C, (b) 750°C, (c) 850°C e (d) 950°C (Ban et al., 2016).

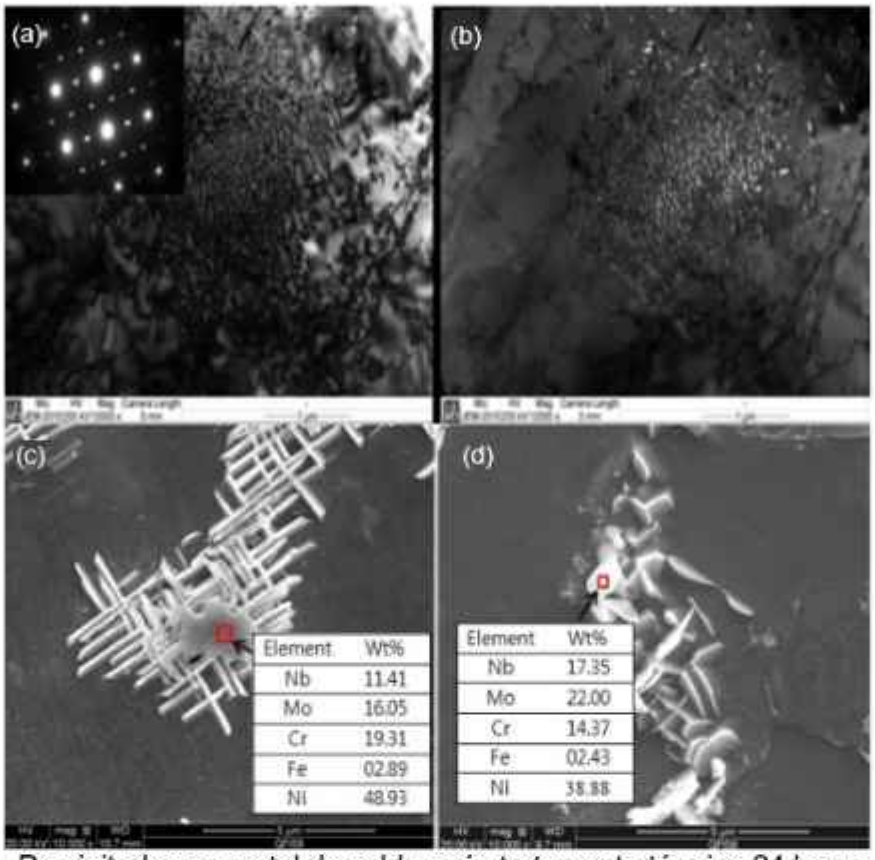


Figura II.20 - Precipitados no metal de solda após tratamento térmico 24 horas. (a) imagem de campo claro com o padrão de difração da matriz[011]fcc e γ" a 750°C, (b) imagem de campo escuro de (a), (c) 850°C e (d) 950°C (Ban et al. , 2016).

Tabela II.5 - Parâmetros de corrosão dos ensaios de polarização potenciodinâmica em solução de NaCl a 3,5%. Sendo: potencial de corrosão (Ecorr), potencial de pite (Epit), intervalo de passivação (ΔE) e corrente de corrosão (Icorr) (Ban et al., 2016).

	650°C	750°C	850°C	950°C
Ecorr (mV)	-149	-142	-249	-172
Epit (mV)	637	619	487	585
ΔE (mV)	786	762	737	757
Icorr (nA)	973	691	367	733

Tabela II.6 - Grau de sensibilização das amostras tratadas termicamente em diferentes temperaturas. Sendo: corrente de ativação (Ia) e corrente de reativação (Ir) (Ban et al., 2016).

	Ia (μA)	Ir (μA)	Ir/Ia
650°C	34,7	256	0,007
750°C	31,0	442,5	0,014
850°C	51,5	175,3	0,003
950°C	47,7	429,7	0,009

d) Guo et al. (2016, 2020, 2021) investigaram os efeitos das temperaturas de TTPS por 2 horas na evolução da microestrutura e nas propriedades de corrosão do revestimento soldado

de Inconel 625 (0,2C-22Cr-63Ni-8Mo-3,3Nb) depositado pelo processo TIG pulsado. Eles não observaram nenhuma mudança óbvia na microestrutura entre o revestimento soldado e após o TTPS a 650 °C. Com um aumento na temperatura do TTPS, o tamanho da fase Laves parece diminuir, e um pequeno número de fase δ em forma de agulha aparece no revestimento após o TTPS a 750 °C. Quando a temperatura chega a 850 °C, um número maior de fases δ precipita nas regiões interdendríticas do revestimento. A 950 °C, a fase δ torna-se mais grosseira. Eles relataram que as temperaturas de TTPS inferiores a 750 °C, são boas para melhorar o limite de escoamento e a resistência à tração, mas são prejudiciais ao alongamento. Para temperaturas acima de 750 °C, tanto o limite de escoamento quanto a resistência mecânica diminuem e o alongamento aumenta ligeiramente. A Tabela II.7 mostra a composição de cada fase e a Figura II.21 mostra a microestrutura. Estas alterações microestruturais promoveram a evolução das propriedades mecânicas mostradas na Figura II.22.

Tabela II.7 – Composição química (%, peso) das fases secundárias observadas após TTPS por Guo et al. (2020).

Fase	C	Ni	Cr	Nb	Fe	Mo	Ti
Matriz	-	64,03	22,21	3,04	2,01	8,33	0,38
MC	8,88	17,01	17,72	52,05	2,73	8,91	2,69
Laves	-	48,81	17,55	17,28	1,37	14,41	0,58
δ	-	56,80	17,72	12,31	1,44	10,60	0,59

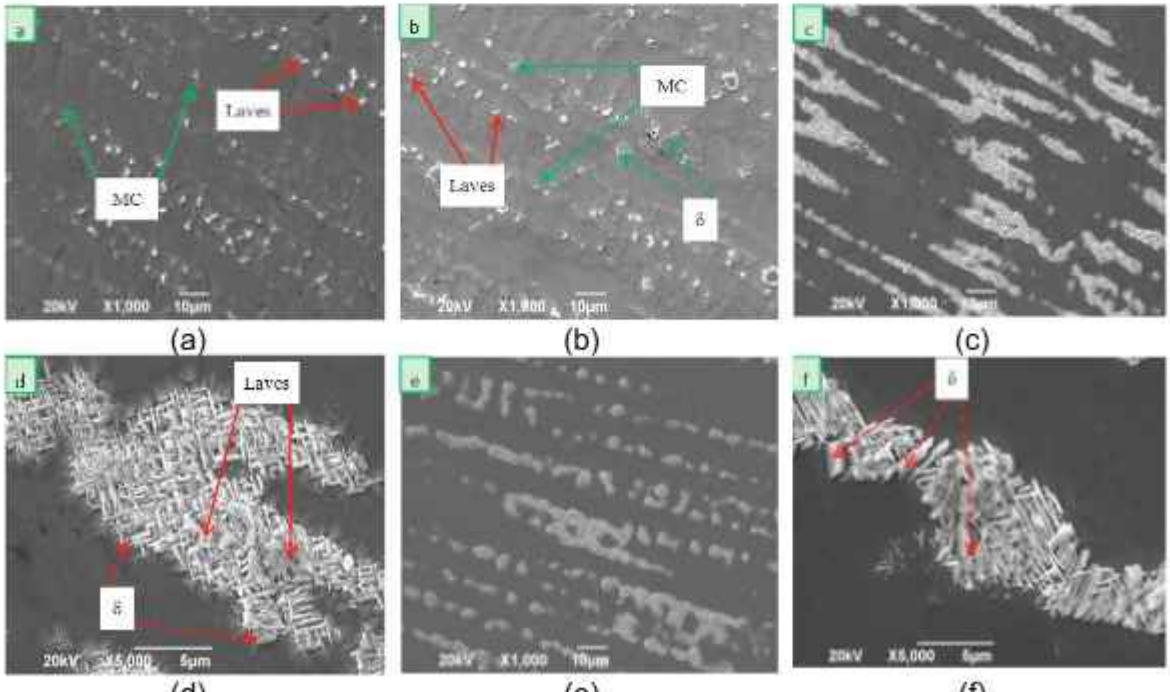


Figura II.21 - Micrografias obtidas por MEV do revestimento após diferentes tratamentos térmicos: (a) 650°C; (b) 750°C; (c, d) 850°C; (e, f) 950°C (Guo et al., 2016).

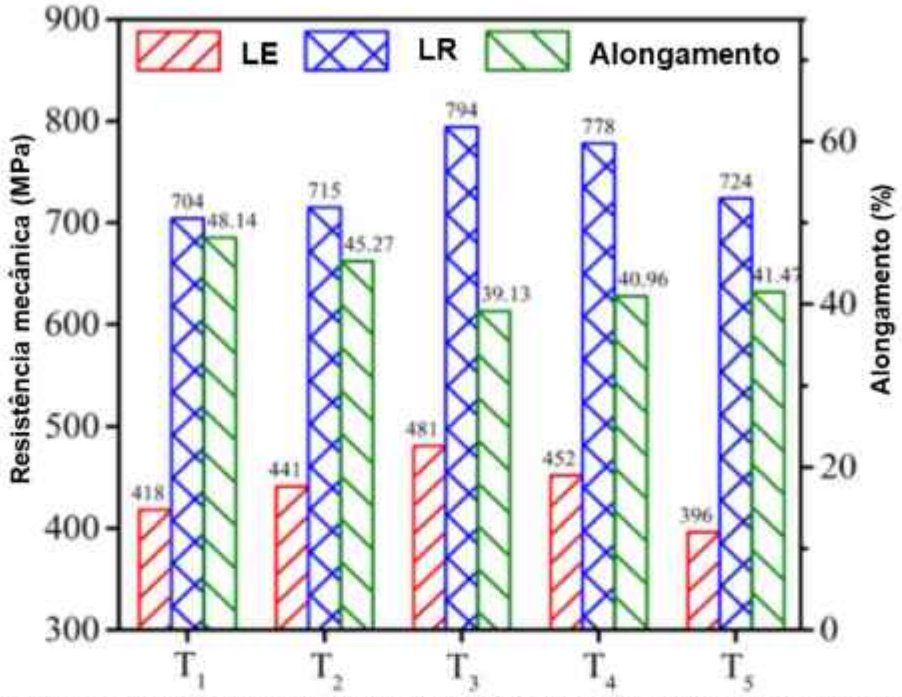


Figura II.22 - Propriedades mecânicas do revestimento Inconel 625, tratado termicamente em diversas temperaturas. T1 - como soldado; T2 - 650°C; T3 - 750°C; T4 - 850°C; T5 - 950°C (Guo et al., 2020).

A Figura II.23 mostra os resultados dos testes de corrosão obtidos por Guo et al. (2016). O potencial de corrosão (Ecorr) seguiu a sequência: E > B > D > C > A. Indica que a menor força motriz foi necessária para iniciar a corrosão do revestimento como soldado, ou seja, esta condição é a mais vulnerável a iniciar corrosão. Observa-se também os valores do potencial de pite (Epit) desses corpos de prova com a ordem: A > D > B > C > E. Este resultado declara que o corpo de prova como soldado apresenta a melhor resistência à corrosão por pite. Além disso, a densidade de corrente de passivação (Ip) segue a sequência: A < C < D < B < E, indicando que o tratamento térmico prejudica a formação da camada de passivação.

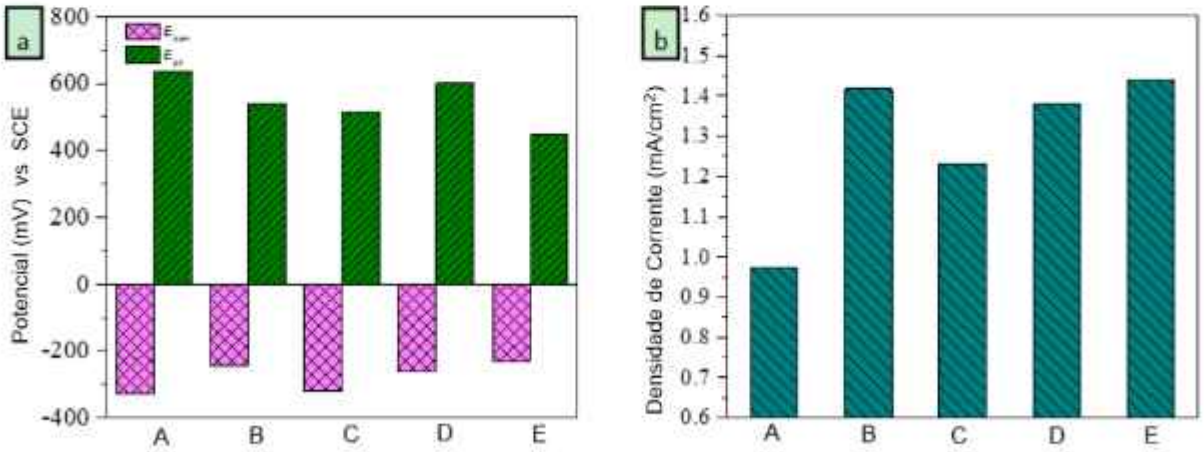


Figura II.23 - Parâmetros de corrosão do revestimento de Inconel 625 sob diferentes tratamentos térmicos: (a) potenciais de corrosão e pites; (b) densidade de corrente de passivação. A - como soldado; B - 650°C; C - 750°C; D - 850°C; E - 950°C (Guo et al., 2016).

e) Petrzak et al. (2016) focaram na caracterização das alterações na microestrutura e na composição química após tratamento realizado por 10 h em temperaturas de 600 a 1000°C do revestimento de Inconel 625 depositado sobre um aço de caldeira por processo transferência de metal frio (CMT). Carbonetos tipo MC e fase Laves enriquecidos com Nb e Mo foram observados na condição de como soldado, enquanto não foram observadas alterações na microestrutura entre 600 e 700 °C. Acima de 750 °C, se forma a fase δ e provavelmente carboneto do tipo M_6C. Esta fase também exibe a estequiometria Ni_3Nb, mas sua morfologia muda para a tipo agulha. Após o recozimento a 1000 °C, não foram encontradas diferenças na composição química entre os núcleos dendríticos e os espaços interdendríticos. As agulhas observadas anteriormente nos espaços interdendríticos desapareceram (Fig. II.24). A Tabela II.8 apresenta a composição química das fases.

f) Dai et al. (2022) estudaram metais de solda depositados pelo processo soldagem a arco com arame tubular em aço carbono com 4 camadas, utilizando 180A, 1kJ/mm e Ar-20%CO_2 como gás de proteção, após TTPS a 600C, 700, 760, 800 e 900 °C. O exame metalográfico realizado por MEV (Fig. II.25), DRX (Fig. II.26) e MET (Fig. II.27) mostrou que os principais precipitados são fase Laves e carbonetos MC para todas as condições. A Tabela II.9 apresenta a composição química obtida por EDS.

Eles usaram a microestrutura a 600 °C como representativa e observaram que o tamanho é de cerca de 10 μm de estrutura eutética com morfologia irregular (B na Fig. II.25a) e menos de 1 μm de carbonetos dispersos ou esféricos (C na Fig. II.25a). Conforme observado na Tabela II.9, a fase γ da matriz é principalmente solução sólida de Ni-Cr com pouco teor de Mo, Nb e Ti. Os teores de Ni e Cr em precipitados irregulares (Posição B) diminuíram significativamente, enquanto os teores de Mo, Nb e Ti aumentaram. Após cálculo, constataram que a fração atômica de Ni, Cr e Fe na fase é de 66,06%, enquanto a de Mo, Nb e Ti é de 33,83%. Portanto, inferiram que a fase precipitada é a fase Laves. Como o tamanho da fase precipitada (Posição C) era pequeno, eles realizaram uma inspeção adicional por MET (Fig. II.27) para esclarecer que a fase de partícula é carboneto MC com tamanho de cerca de 800 nm. Este último resultado é importante porque revela que a composição química e o espectro obtido por EDS não são suficientes para qualificar os carbonetos, uma vez que outros autores consideram um tipo de carboneto (M=Ni,Nb,Mo,Cr,Si) contendo 30%Ni como Carboneto M_6C (Cortial et al., 1995; Xing et al., 2014; Petrzak et al., 2016), enquanto carbonetos MC têm composição diferente (M=Nb,Mo,Ti) (Cortial et al., 1995).

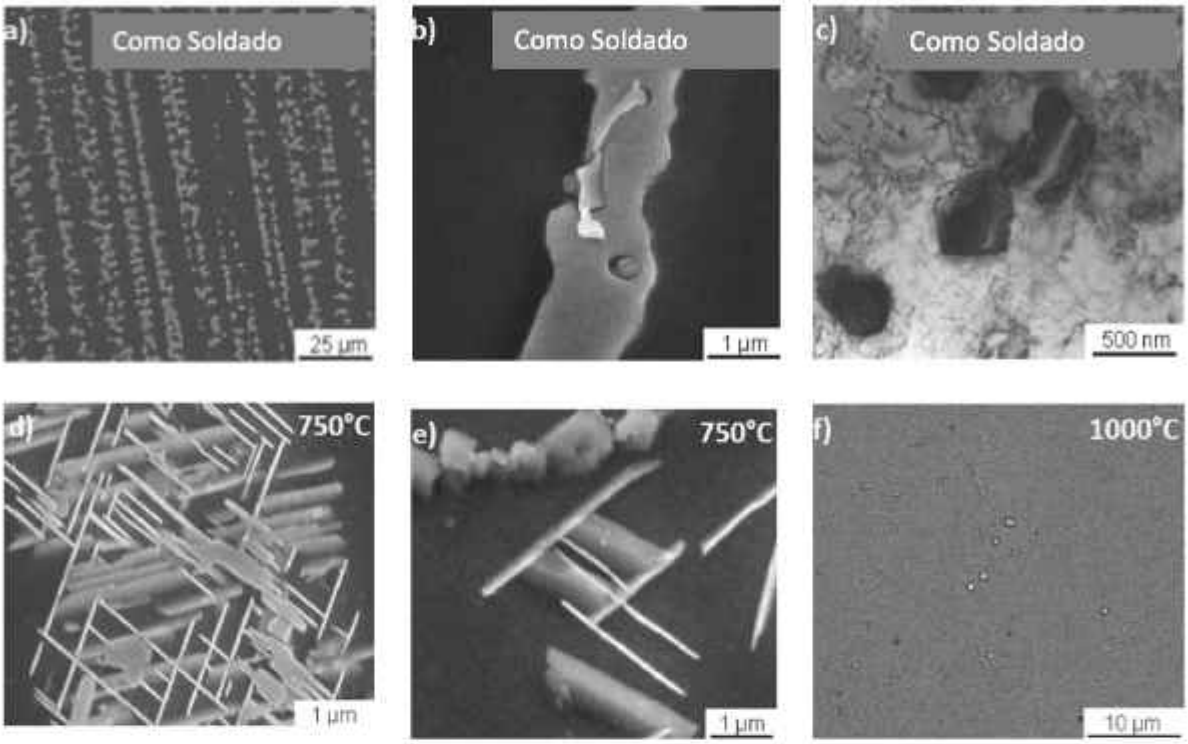


Figura II.24 - Microestrutura da camada de solda: (a) estrutura dendrítica, (b) fase Laves na matriz, (c) precipitados de carboneto (TEM), (d, e) fase δ em forma de agulha, (f) microestrutura após recozimento a 1000 °C (Petrzak et al., 2016).

Tabela II.8 – Composição química (%, peso) de precipitados após TTPS (Petrzak et al., 2016).

Fase	Nb	Mo	Cr	Fe	Ni	Ti	Si
Matriz	3	9	22	1	65	-	-
Laves	26	16	13	1	47	-	-
δ	25	7	3	1	63	1	-
M_6C	13	9	13	2	35	1	27

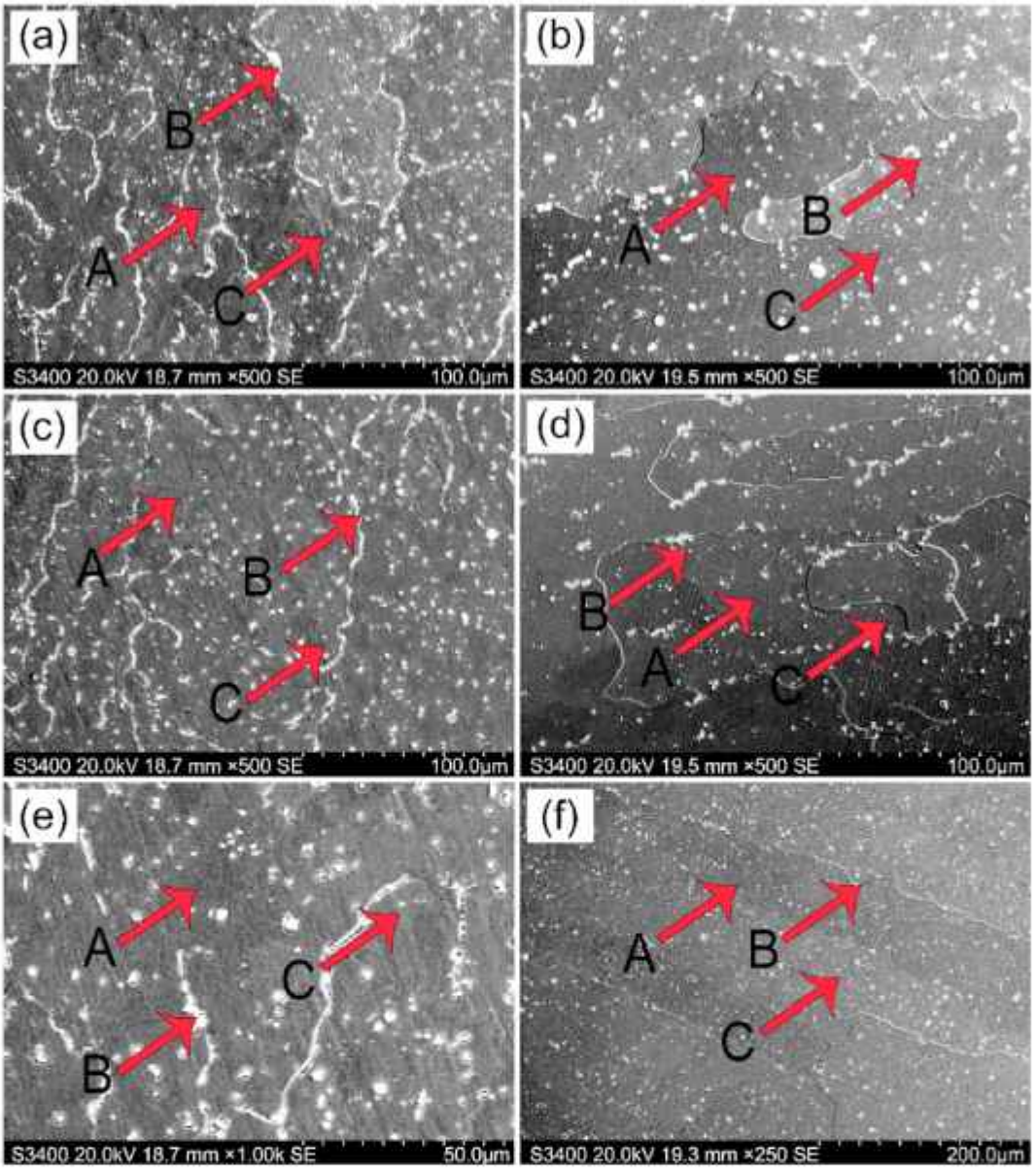


Figura II.25 - Morfologia MEV da seção longitudinal da fratura do corpo de prova tracionado metálico depositado em Inconel 625. (a) conforme soldado, (c) 600 ^{0}C, (e) 700 ^{0}C, (b) 760 ^{0}C, (d) 800 ^{0}C, (f) 900 ^{0}C (Dai et al., 2022).

Tabela II.9 - Composição química dos principais elementos dos precipitados após TTPS (Dai et al., 2022 - adaptado).

Fase	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti
Matriz (A)	62,70	25,59	2,94	2,96	4,84	0,83
Laves (B)	40,53	20,37	5,16	18,51	14,55	0,77
MC (C)	30,12	12,08	2,22	19,01	15,54	0,63

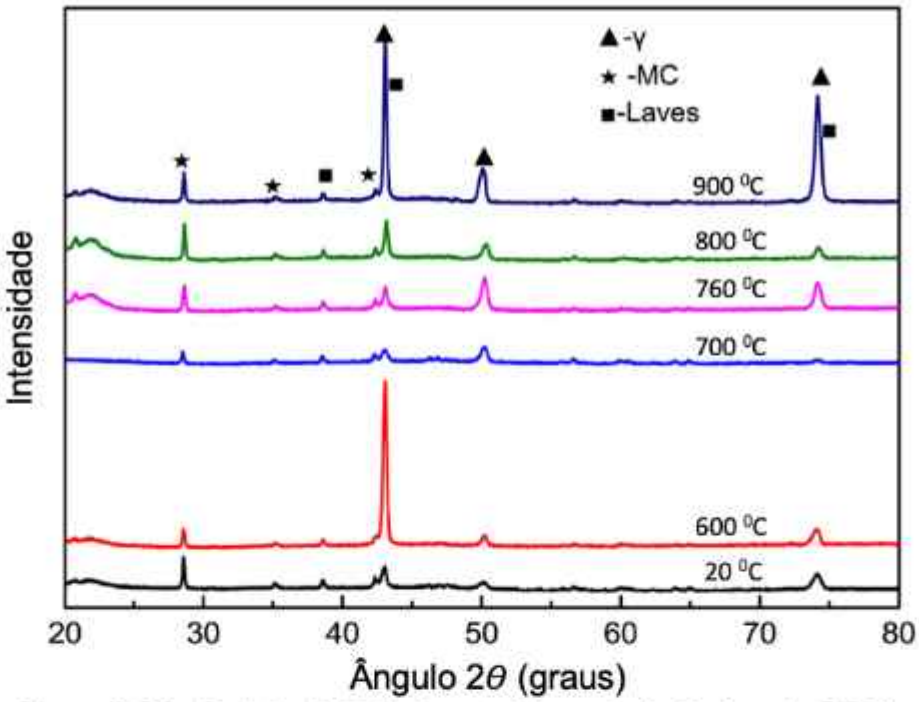


Figura II.26 – Padrão de R-X do metal depositado (Dai et al., 2022).

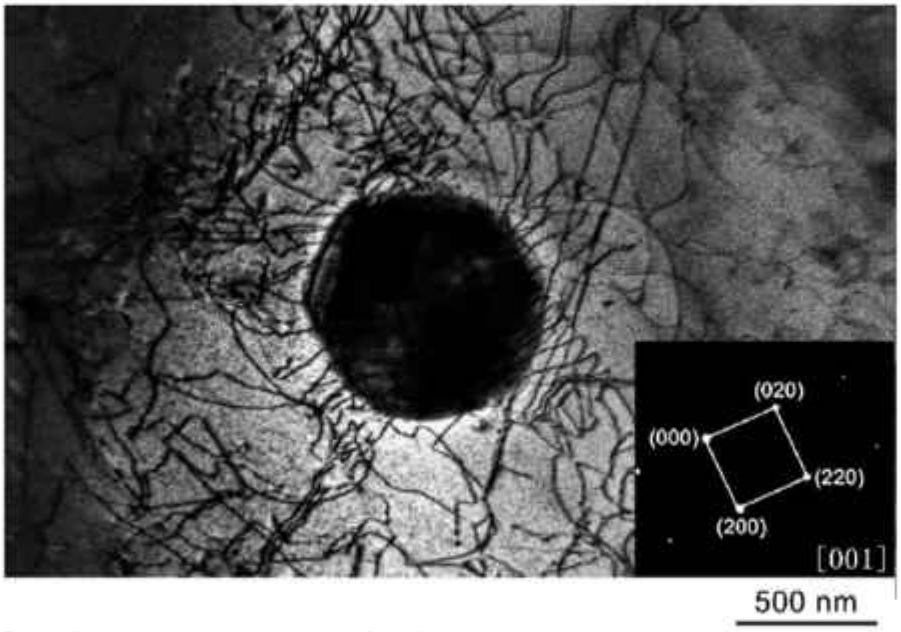


Figura II.27 – Imagem por MET de carboneto MC (Dai et al., 2022).

g) Silva et al. (2018) avaliaram as fases formadas durante a solidificação e após envelhecimento a 650 e 950 °C por 10, 100 e 200 horas, bem como a influência das alterações microestruturais nas propriedades mecânicas, da liga à base de níquel 625 soldada, obtido pelo processo TIG com arame frio. Seus resultados mostram que a liga em estudo sofreu alterações microestruturais quando envelhecida a 650 °C. O envelhecimento foi responsável pela dissolução da fase Laves formada durante a solidificação e pelo aparecimento da fase γ"

na região interdendrítica e carbonetos finos ao longo dos contornos de grão. Porém, ao envelhecer a 950 °C, a fase Laves foi continuamente dissolvida e o excesso de Nb causou a precipitação da fase δ, que foi intensificada após 10 horas de envelhecimento, com posterior dissolução por períodos mais longos, como 200 horas (Fig. II.28).

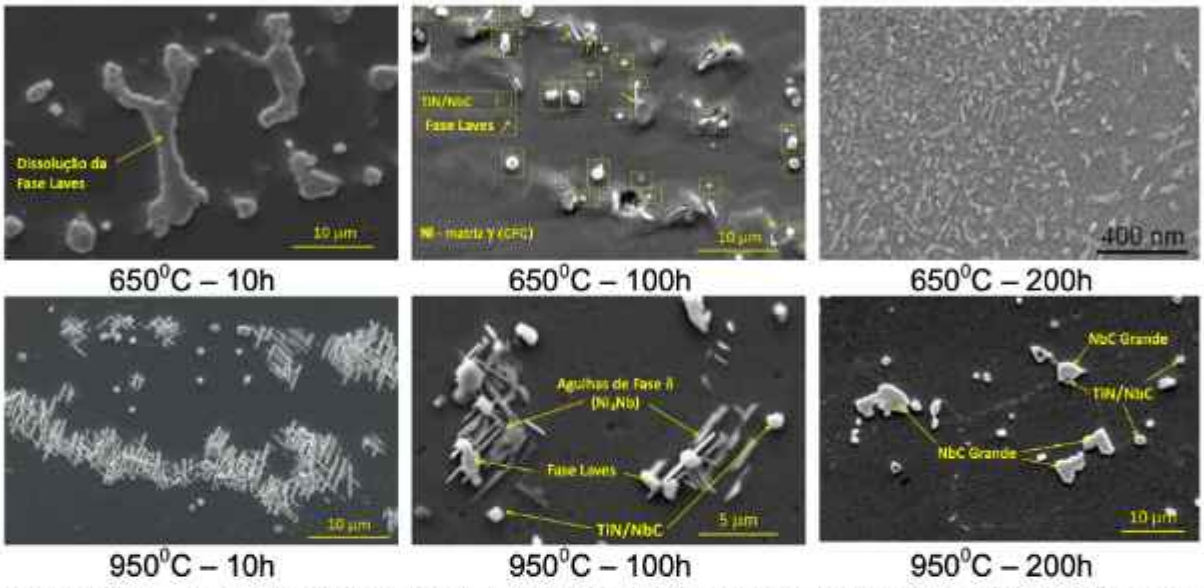


Figura II.28 – Imagens obtidas por MEV da microestrutura após diferentes envelhecimentos (Silva et al., 2018).

Eles realizaram análises de difração de raios X em precipitados em pó produzidos pela técnica de extração de acordo com ASTM A923 para identificar fases. A Figura II.29 mostra o difratograma de raios X, enquanto a Figura II.30 mostra o comportamento das propriedades mecânicas com a evolução das fases secundárias.

h) Dai et al. (2019) investigaram 10 condições diferentes de envelhecimento para compreender os efeitos da precipitação e do endurecimento. Eles produziram um revestimento de Inconel 625 de três camadas pelo processo MIG com argônio como gás de proteção. Seus resultados estão de acordo com trabalhos anteriores, onde os maiores valores de dureza são observados a 700 °C, devido à precipitação de γ". Após envelhecimento a 650 °C durante 10 h, não foi observada precipitação óbvia. Como a dureza da amostra 650 °C/10 h é maior que a da amostra soldada, a nucleação inicial dos precipitados pode ter promovido um ligeiro endurecimento (Fig. II.31), mas os precipitados podem ser muito pequenos para serem observados usando técnicas metalográficas. Após envelhecimento a 700°C por 100 horas, formou-se a fase γ". Após envelhecimento a 760 °C durante 1 h, foi observada fase δ em forma de agulha. O envelhecimento a 870 °C resultou na formação de maior fração de

fase δ em forma de placa. A identificação das fases secundárias foi possível utilizando MEV com maior ampliação (80.000x), conforme mostrado na Figura II.32.

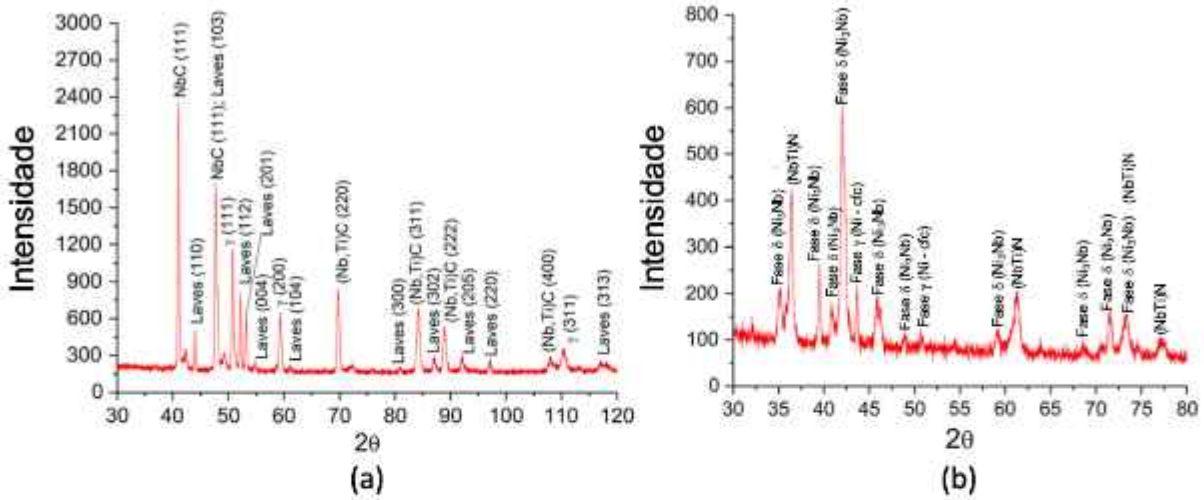


Figura II.29 - Difratogramas de raios X por extração do pó concentrado nas fases secundárias: (a) 650 °C por 10 h; e (b) 950 ° C por 10 h (Silva et al., 2018).

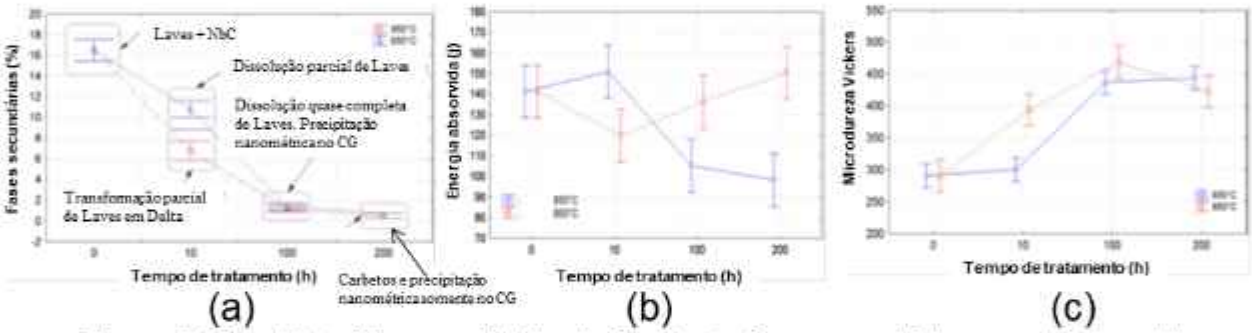


Figura II.30 – (a) Análise quantitativa da fração da fase secundária no metal de solda realizada por análise de imagens MEV; (b) Resultados do efeito da temperatura e do tempo de envelhecimento na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V; (c) Resultados do efeito da temperatura e do tempo de envelhecimento no teste de microdureza Vickers (Silva et al., 2018).

Pode-se notar que estes resultados parecem estar aparentemente em desacordo com outros trabalhos, pois a precipitação está ocorrendo por tempos mais curtos e temperaturas mais baixas. Dai et al. (2019) atribuíram este comportamento a presumivelmente o metal de solda da Liga 625 possuir mais discordâncias, principais locais de nucleação para precipitados como γ", que a mesma Liga 625 forjada e homogeneizada antes do envelhecimento (Floreen et al., 1994). Adicionalmente a isso, o metal de solda da Liga 625 tem maiores teores de Nb, Ti e Mo nas regiões interdendríticas do que a liga 625 forjada e homogeneizada. Assim, as regiões interdendríticas da sobreposição de solda da Liga 625 requerem menos difusão para o crescimento do precipitado, e a curva se move para temperaturas mais baixas. A Figura II.33a ilustra o diagrama tempo-temperatura-precipitação da Liga 625 forjada e

homogeneizada (Floreen et al., 1994), enquanto a Figura II.33b ilustra a sobreposição do diagrama tempo-temperatura-precipitação do metal de solda da Liga 625 com diagrama da Liga 625 forjada (Dai et al. 2019).

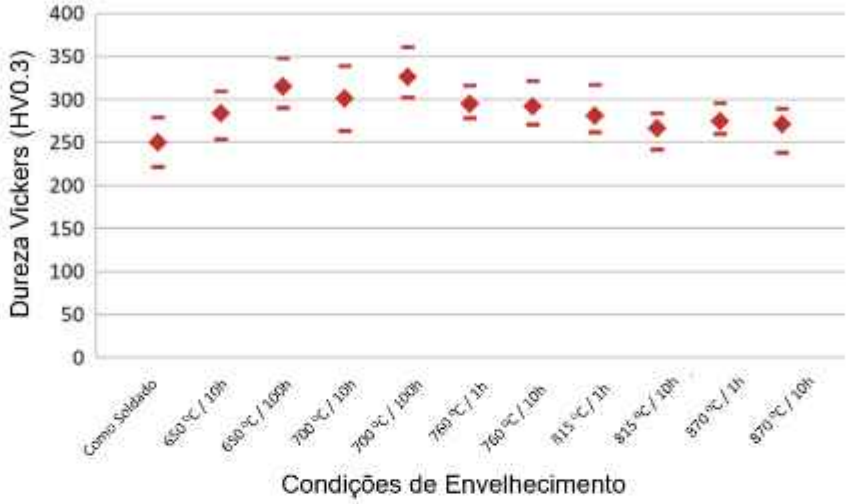
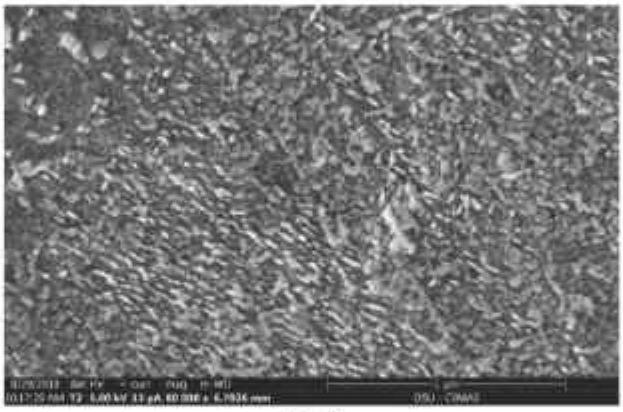
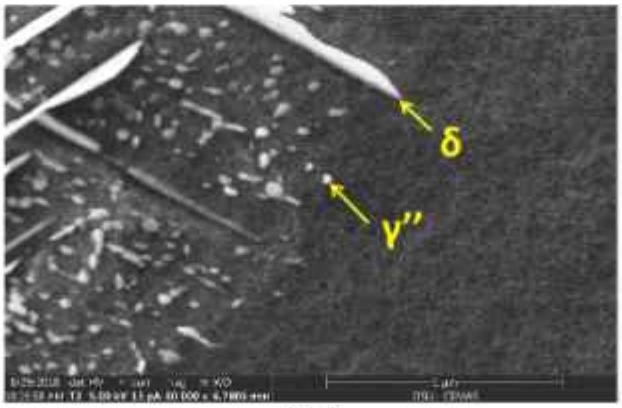


Figura II.31 - Microdureza de amostras de revestimentos soldados da Liga 625 em diferentes condições de envelhecimento. Os valores médios de dureza são mostrados com barras de erro (Dai et al., 2019).



(a)



(b)

Figura II.32 – Imagens por MEV da microestrutura. (a) γ''; (b) Fases γ'' e δ (Dai et al., 2019).

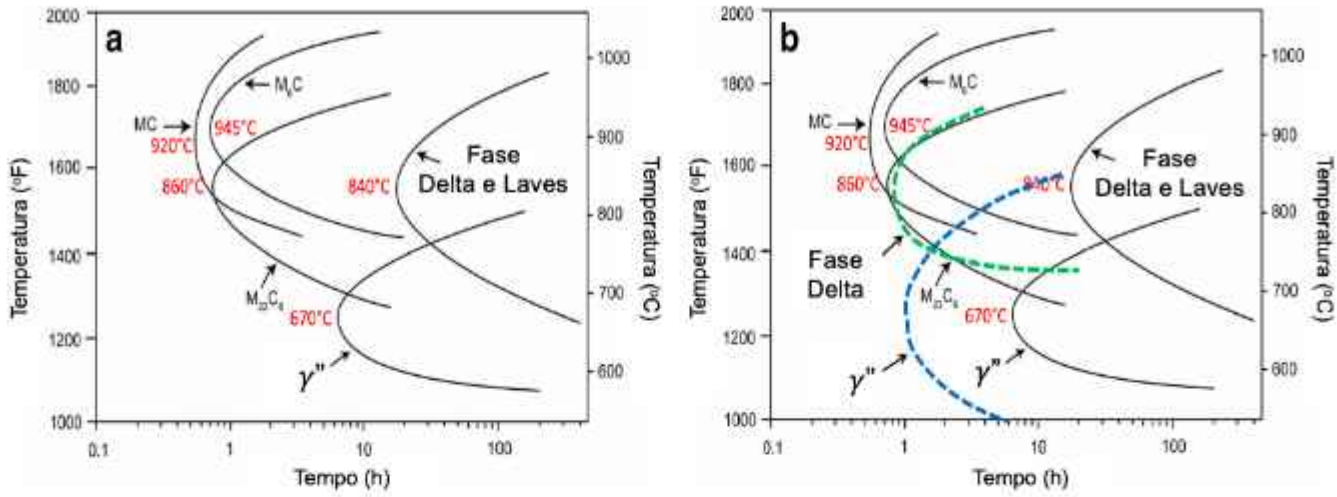


Figura II.33 - (a) Diagrama tempo-temperatura-precipitação da Liga 625 forjada (Floreen et al., 1994), (b) Curva tempo-temperatura-precipitação estimada das fases γ" e δ nas regiões interdendríticas do revestimento de solda da Liga 625 (Dai et al., 2019).

Dai et al. (2019), Floreen et al. (1994) comentam que o tempo para formação de δ em metais de solda pode ser reduzido por um fator de cerca de 50 versus o material forjado (Fig. II.34). Eles também observaram que uma redução no teor de C de 0,03 para 0,011%, e o Nb de 3,74 para 3,42%, contribuiu significativamente para minimizar a formação das diversas fases do contorno de grão e melhorar a resistência à fragilização térmica. Embora uma composição mais pobre possa ainda ser fragilizada, o tempo para atingir o mesmo grau de fragilização foi aumentado em cerca de um fator de três em relação à composição mais elevada de C e Nb. Finalmente, eles concluem que um problema potencial para a utilização da Liga 625 é que a faixa de composição é excessivamente ampla e propriedades muito diferentes podem ser encontradas em diferentes temperaturas desta liga. Restringir a faixa de composição para atender aos objetivos específicos da aplicação deve ajudar a garantir resultados mais consistentes. No entanto, é necessário algum cuidado nestas modificações de composição para garantir que alguma propriedade importante não seja comprometida e que os custos para produzir uma gama de composição excessivamente estreita não se tornem excessivos.

j) Stoudt et al. (2018) avaliaram a cinética de crescimento da fase δ em metal de solda Inconel 625 obtido por manufatura aditiva durante tratamentos térmicos de alívio de tensões pós-construção realizados em temperaturas variando entre 650 °C e 1050 °C, e tempos de 0,25 a 168 horas.

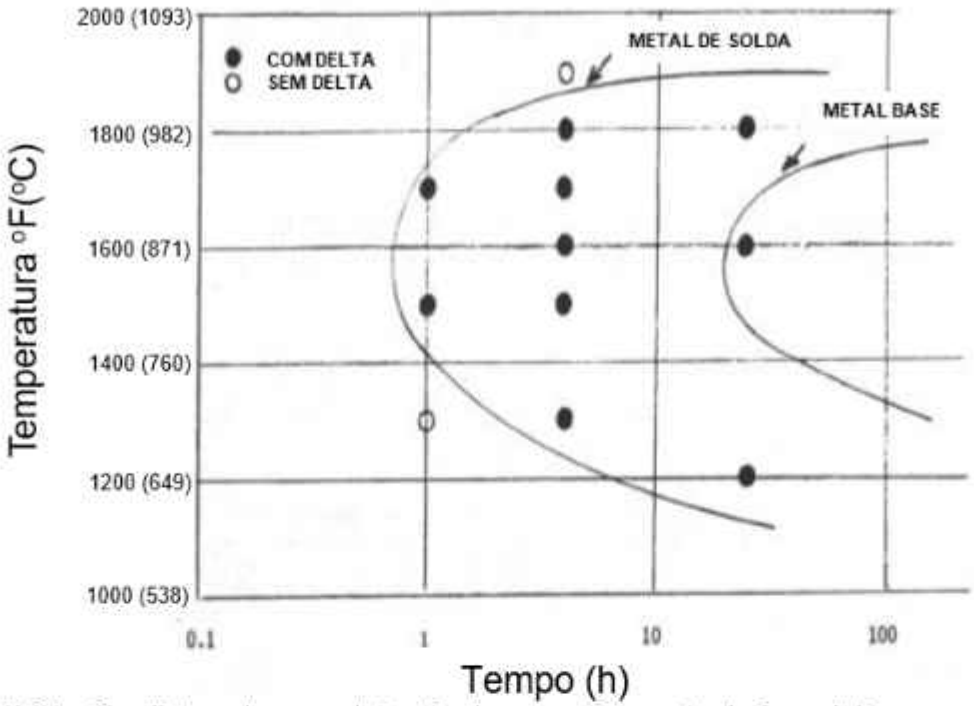


Figura II.34 - Condições de exposição térmica para formação de fase delta no metal de solda comparado à liga forjada (Floreen et al., 1994).

Após 1 hora a 700 °C (Fig. II.35a), a microestrutura é essencialmente a mesma observada na condição de como fabricado. Após 1 hora a 800 °C (Fig. II.35b), algumas placas finas de fase δ são visíveis ao longo de diversas regiões interdendríticas (indicadas pelas setas na figura), enquanto uma alta fração é observada a 870 °C (Fig. II.35c). A Figura II.35d mostra que a fração de placas é significativamente reduzida após 1 hora a 950 °C em comparação com 870 °C. Além disso, a diferença no caráter geral da microestrutura na Figura II.35d em relação à microestrutura dendrítica construída na Figura II.35a sugere que esta amostra estava nos estágios iniciais de homogeneização.

Os padrões de DRX correspondentes às quatro temperaturas da Figura II.35 são mostrados na Figura II.36. O padrão adquirido durante 1 hora a 700 ºC não exibe picos identificáveis, exceto aqueles da fase austenítica (CFC) e é virtualmente idêntico ao padrão adquirido para a condição como fabricado, ou seja, aquela de uma solução sólida de CFC monofásica e não homogênea. Dois pequenos picos da fase δ foram observados perto de 2θ igual a 46^0, no padrão adquirido após 1 hora a 800 °C. As intensidades desses picos foram consideravelmente maiores após 1 hora a 870 °C. Os dados de R-X após 1 hora a 950 °C também mostram esses picos distintos, o que confirma a presença da fase δ. Entretanto, a intensidade é substancialmente menor quando comparada ao padrão a 870 °C. O padrão a 950 °C também mostra a presença de dois pequenos picos próximos a 42,5° e a 44,5°, que foram determinados como sendo produzidos por carbonetos de matriz MC, ou seja, (Nb,Mo)C.

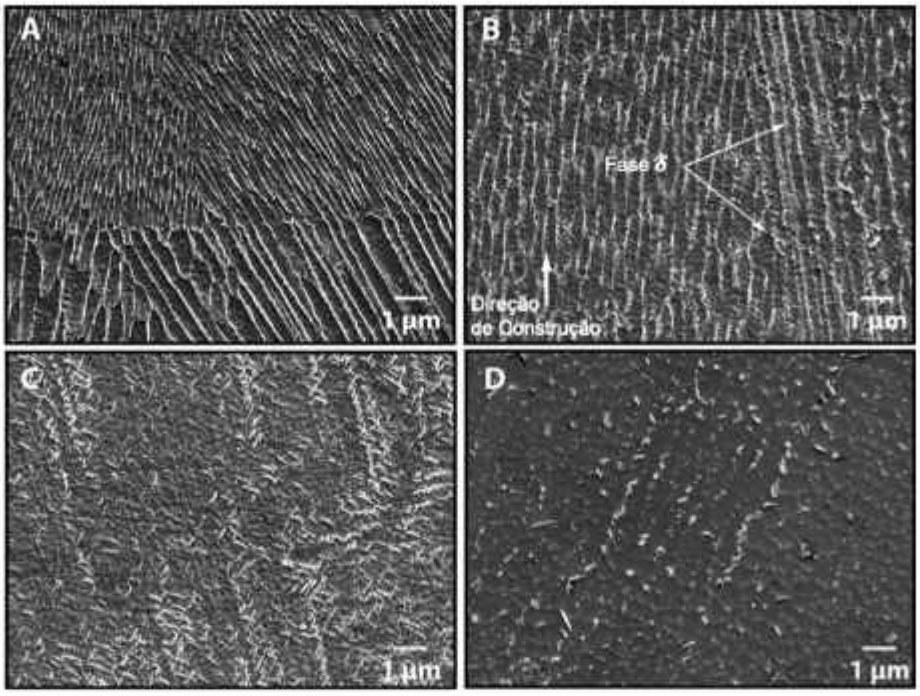


Figura II.35 - Formação e crescimento da fase δ no Inconel 625 fabricado por manufatura aditiva após tratamento térmico de recozimento de 1 hora em quatro temperaturas diferentes. (a) 700 °C, (b) 800 °C, (c) 870 °C e (d) 950 °C (Stoudt et al., 2018).

Um diagrama convencional de transformação tempo-temperatura foi construído a partir dos dados tempo-temperatura. A comparação com o metal base forjado com uma composição nominal semelhante revelou que a formação da fase δ ocorreu pelo menos duas ordens de grandeza mais rápida no material fabricado por manufatura aditiva (Fig. II.37).

Os resultados deste estudo também revelaram que a microestrutura segregada na condição como fabricada por manufatura aditiva tem uma forte influência na cinética de formação da fase δ em comparação com um material homogeneizado.

k) Gola et al. (2020) estudaram a microestrutura do Inconel 625 (64Ni-22Cr-1Fe-8Mo-4Nb-0,5Si-0,2Al-0,2Ti-0,1C) fabricado por manufatura aditiva em condição recozida de alívio de tensão pós-construção, e posteriormente recozida em uma temperatura de 600 °C por 5, 100 e 500 h. Eles observaram que já após 5 h ocorreu a precipitação da fase γ" na forma de nanopartículas coerentes (Fig. II.38).

A discussão acima mostra que alterações na temperatura e/ou tempo de tratamentos térmicos pós-soldagem podem provocar modificações significativas na microestrutura e nas propriedades dos revestimentos soldados do Inconel 625, devido às condições específicas relacionadas à composição química e às taxas de resfriamento. Essas alterações podem ser verificadas independentemente do acordo comum relacionado às fases formadas nesses tratamentos, pois a suscetibilidade à precipitação em metais de solda depende da heterogeneidade da microestrutura de solidificação, que está diretamente relacionada aos

conteúdos locais de Nb e Mo nas regiões interdendríticas que podem ser significativamente maiores do que os do metal base (Lass et al., 2017). A partir desses resultados, as mudanças esperadas na microestrutura podem ser significativamente alteradas, em termos de tempo e/ou temperatura, e a ocorrência de fase secundária específica pode ser observada para condições não previstas pelos diagramas Transformação de Resfriamento Contínuo (TRC) (Dai et al., 2019; Cortial et al., 1995; Floreen et al., 1994). Embora seja esperado um bom comportamento devido aos resultados promissores obtidos para a condição de como soldado (Alvarães et al., 2020, 2020b; Sandes et al., 2016; Devletian et al., 1993), é importante verificar o comportamento de metais de solda envelhecidos depositados pelo processo de eletroescória.

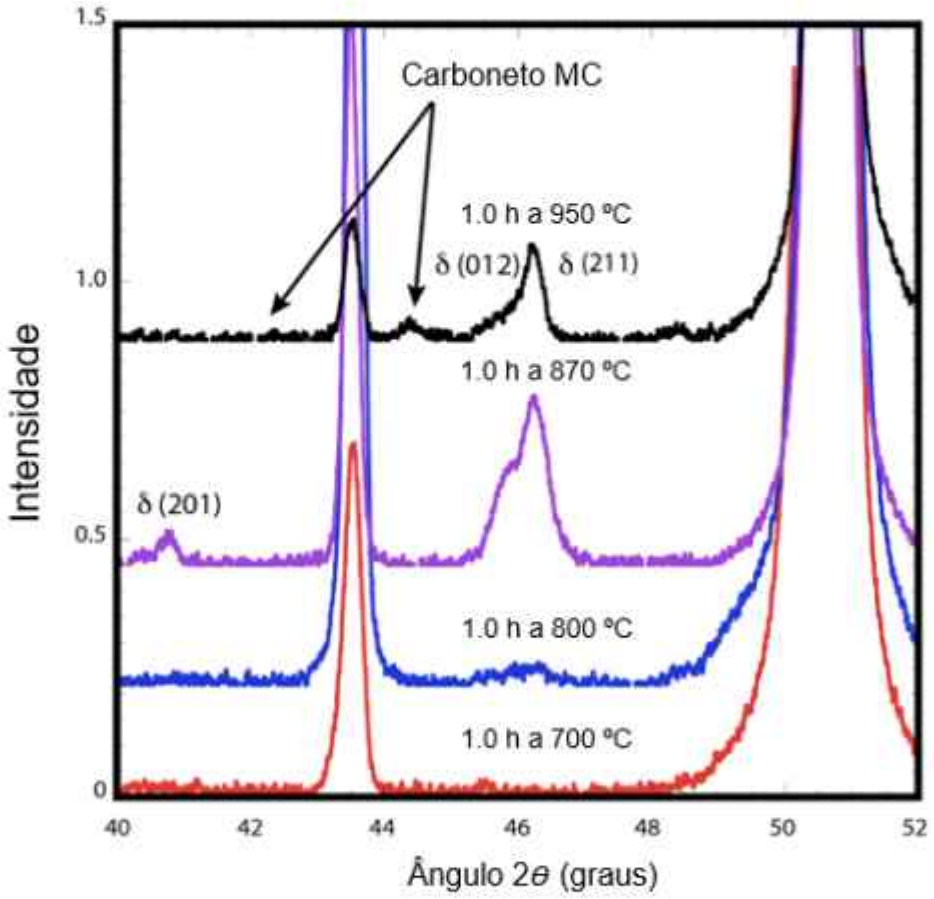


Figura II.36 - Padrões de R-X para as quatro temperaturas mostradas na Figura IV.35. Os padrões revelam mudanças na magnitude de dois picos localizado próximo a 46° 2h. Estes picos estão associados à fase δ. Os picos próximos a 42,5 2θ e 44,5 2θ no padrão 950 °C indicam a presença de carbonetos de matriz (Stoudt et al., 2018).

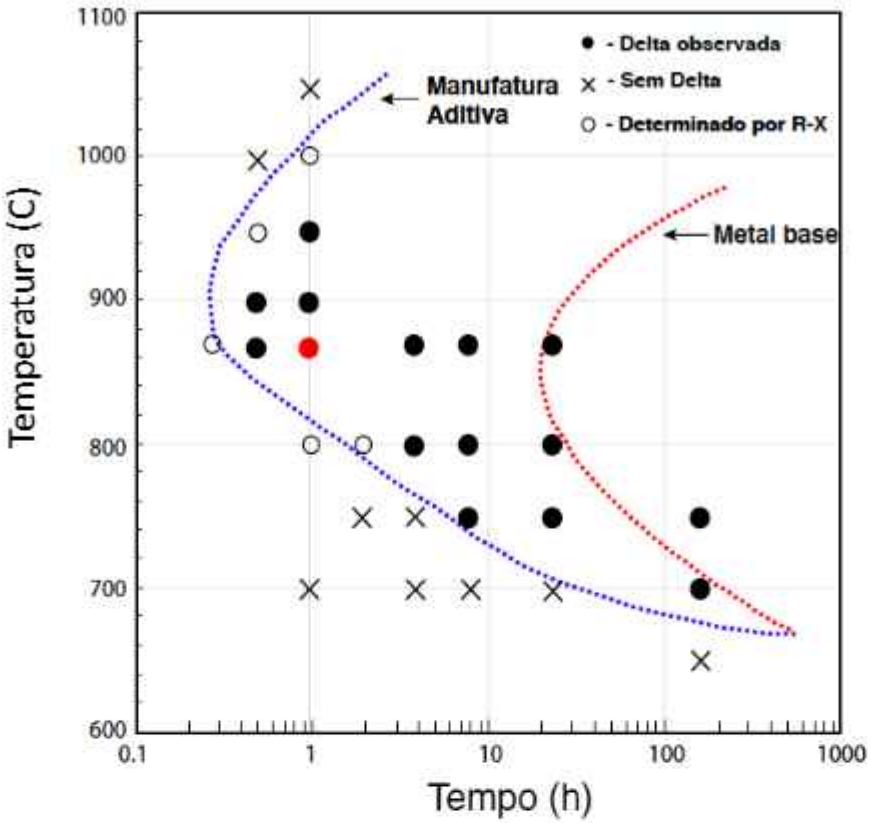


Figura II.37 - Diagrama de transformação tempo-temperatura (TTT) comparando a presença da fase δ no material fabricado com manufatura aditiva com o material forjado (Floreen et al, 1994). As linhas tracejadas estimam aproximadamente 1% da fração volumétrica da fase δ (Stoudt et al., 2018).

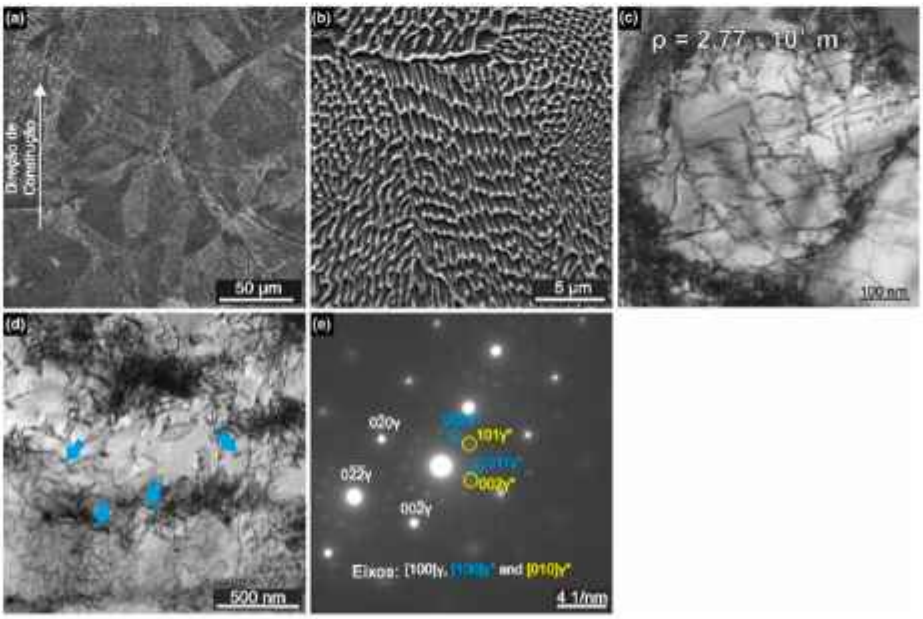


Figura II.38 - Microestrutura do Inconel 625 fabricado por manufatura aditiva após recozimento com alívio de tensão à temperatura de 980 °C por 1 h, seguido de recozimento à temperatura de 600 °C por 5 h: (a) MO, (b) Imagem MEV, bem como imagens MET de (c) arranjos de discordâncias, (d) precipitados da fase γ" (seta), (e) padrão de difração da fase γ" (Gola et al., 2020).

As alterações microestruturais apresentadas acima exercem influência nas propriedades mecânicas. Basicamente, o comportamento esperado é observado por todos os estudos onde se obtém um aumento da resistência à tração e da dureza quando γ" precipita. Uma diminuição destas propriedades também é observada quando γ" se transforma em δ. Da mesma forma, observa-se uma queda na resistência ao impacto, caracterizando que a presença da fase δ é totalmente deletéria às propriedades.

Isto fica bem caracterizado quando se observam os resultados obtidos por Cortial et al. (1995), conforme mostrado na Figura II.14. Em temperaturas compreendidas entre 650 e 750°C, foi observado aumento da resistência mecânica e diminuição da resistência ao impacto devido à precipitação da fase γ" nas regiões interdendríticas. Na faixa de temperatura compreendida entre 750 e 950 °C, a precipitação da fase δ nas regiões interdendríticas promoveu um efeito catastrófico em todas as características mecânicas. A 1000 °C, a resistência ao impacto é restaurada. Além disso, os tratamentos térmicos não tiveram efeito na resistência ao pite da liga de solda 625 em ambiente de água do mar.

O mesmo desempenho é observado para temperaturas mais elevadas e tempos mais longos, sendo a diferença devida à composição química e microestrutura inicial. Alguns resultados obtidos por Baldan et al. (2020), Dai et al. (2019). Guo et al. (2020) e Silva et al. (2018), são mostrados nas Figuras II.22, II.30, II.34 e II.39.

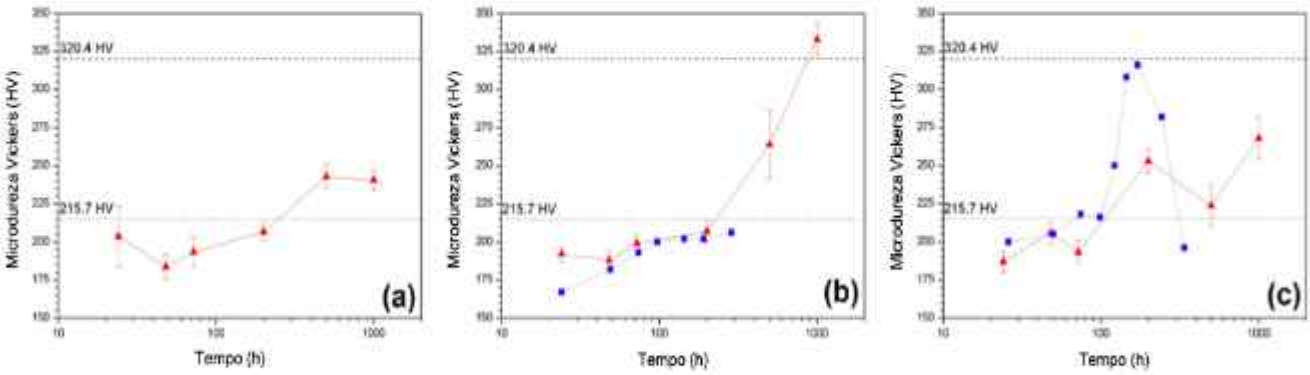


Figura II.39 - Microdureza Vickers da superliga Inconel 625 em função do tempo de envelhecimento a (a) 550, (b) 625 e (c) 725 °C (Baldan et al., 2020). Os triângulos são os valores encontrados no trabalho de Baldan, enquanto os quadrados azuis são de Shaikh et al.

Além disso, Silva et al. (2018) afirmaram que o efeito prejudicial na resistência ao impacto está presumivelmente associado à intensa precipitação das fases γ" e δ na região interdendrítica, e de carbonetos nos contornos de grão.

A fase precipitada é um dos fatores importantes que afetam as propriedades mecânicas da camada de solda. A fase γ" fina é benéfica para o limite de escoamento e limite de resistência do Inconel 625. Enquanto isso, com o aumento da temperatura do TTPS, a

dissolução da fase Laves fornece uma maior quantidade de Mo e Nb para a formação da fase γ". Assim, a resistência de revestimentos depositados com Inconel 625 tratados termicamente a 650 °C e 750 °C mostra proporção positiva com as temperaturas de tratamento térmico. Pelo contrário, a relação entre o alongamento e a temperatura do TTPS é de proporção negativa. A formação da fase δ leva ao declínio da fração da fase γ", degenerando o endurecimento por precipitação. Além disso, a fase δ fina e dispersa é menos prejudicial às propriedades mecânicas em comparação com a fase grosseira e interligada (Guo et al., 2020).

Em relação à corrosão, é reconhecido que as fases secundárias são prejudiciais ao desempenho da corrosão. Conforme explicado por Guo et al. (2020), o mecanismo de corrosão do revestimento Inconel 625 tratado termicamente em diferentes temperaturas pode ser explicado pelo acoplamento galvânico no qual a matriz dendrítica atua como ânodo de sacrifício. Para o revestimento soldado, a microssegregação de Nb e Mo impulsiona a formação da fase Laves e da fase MC, causando o empobrecimento de Cr, Nb e Mo na região da matriz, ao redor dos precipitados, e reduzindo a resistência à corrosão da matriz. A formação da fase δ consome muitos elementos, como Nb e Ni, também induz ao esgotamento dos elementos resistentes à corrosão e aumenta o número de células de corrosão. Entretanto, a velocidade de difusão destes elementos aumenta significativamente com a temperatura. Consequentemente, uma temperatura de TTPS mais alta significa uma deficiência mais grave nos elementos de resistência à corrosão. Além disso, a região dos elementos com baixa resistência à corrosão é vulnerável a iniciar corrosão para o potencial mais negativo. A estabilidade e consistência do filme de corrosão que cobre a região empobrecida dos elementos de resistência à corrosão é menor do que na região dos dendritos da matriz. Portanto, não é esperada a ocorrência de pites nas condições soldadas e tratadas termicamente a 650 °C, sendo alguns evidentes pites localizados na superfície do revestimento tratado acima de 650 °C (Guo et al., 2020).

Porém, há casos, como citado anteriormente na presente revisão, onde o TTPS não promoveu alterações significativas nas propriedades de corrosão, principalmente no potencial de pite (Cortial et al., 1995). Conforme citado por Han et al. (2018) o potencial de pites depende do teor de Cr. Concordando, Lorenzoni et al. (2019) afirmam que o método de polarização potenciodinâmica não é suficiente para avaliar o comportamento do revestimento quanto à corrosão por pites, levando a que não haja diferença significativa nos resultados relatados para diferentes processos, quando as amostras apresentam alto teor de cromo e molibdênio. Assim, além dos ensaios potenciodinâmicos, outros ensaios, como TCP e ensaios de imersão, também devem ser realizados para projetar um melhor cenário de comportamento corrosivo dos metais de solda.

II.4 – Estado da Arte

Revestimentos realizados por processos tradicionais de soldagem a arco geralmente necessitam pelo menos de duas camadas para atingir as propriedades de corrosão necessárias (Guo et al., 2016; 2021b; Rajani et al., 2013; Kim et al., 2015; Silva et al., 2018; Silva et al., 2022) porque possuem altas taxas de diluição. Assim, alguns processos de baixa diluição, como Transferência de Metal a Frio (Cold Metal Transfer – CMT) (Evangeline et al., 2019), TIG com arame quente (TIG) (Evangeline et al., 2019, 2019b), TIG pulsado (Guo et al., 2020) e revestimento a laser (Abioye et al., 2015; Fesharaki et al., 2018), têm sido usados para depositar Inconel 625. Particularmente, o revestimento com eletroescória com fita metálica tem mostrado bons resultados mesmo para revestimento de camada única (Alvarães et al., 2020, 2020b; Matias et al., 2021).

Alguns trabalhos (Alvarães et al., 2020, 2020b, Matias et al., 2021; Pachold et al., 2007; Volpi et al., 2018) mostraram que o revestimento por eletroescória com fita metálica (EEFM) pode permitir a deposição de camada única de revestimento com espessura de revestimento adequado. Este processo é aplicado em componentes grandes e espessos nas indústrias de petróleo e gás, fertilizantes e nuclear, devido às suas altas taxas de deposição combinadas com baixa diluição e alta qualidade de sobreposição (Niraj et al., 2014). De acordo com Devletian et al. (1993), o processo de eletroescória proporciona menor diluição, penetração menor e mais uniforme, e maior taxa de deposição do que outro processo sob condições de revestimento semelhantes. Mesmo assim, os relatos sobre a microestrutura e as propriedades de corrosão dos revestimentos depositados feitos por este processo utilizando Inconel 625 são muito limitados (Kim et al., 2015, 2015b, 2016; Sandes et al., 2016; Alvarães et al., 2020, 2020b).

Considerando a elevada energia de soldagem utilizada por este processo, é importante estudar a influência de tempos de resfriamento mais longos nos revestimentos de solda, quando comparados ao processo usual de soldagem a arco elétrico. Nesse sentido, um trabalho anterior (Alvarães et al., 2020) mostrou que o processo EEFM foi capaz de produzir revestimentos com propriedades adequadas a 3 mm da linha de fusão, o que corresponde à espessura necessária para o revestimento após os procedimentos de acabamento da solda (Norsok, 2004). Além disso, notou-se que não foram observadas alterações significativas nas propriedades para posições próximas à linha de fusão, conforme mostrado na Tabela II.10

A Figura II.40 mostra a macrografia do revestimento com perfil homogêneo devido à penetração uniforme. Esta importante caracteristica dos depósitos por eletroescória proporcionou uma baixa taxa de diluição global (~4%) e contribuiu para evitar a presença de zonas parcialmente diluídas e martensita próximas à linha de fusão, conforme mostrado na Figura II.41.

Tabela II.10 - Resultados comparativos de ensaios de corrosão, composição química para eletroescória com fita metálica como soldado e outros processos de soldagem a arco (Alvarães et al., 2020).

Processo	Pite	Perda de massa (g/m^2)	PREN (3mm/1mm)	Teor de Fe (%) (3mm/1mm)
EEFM	Não	0,00	49/49	4,3/4,4
Eletrodo revestido	Não	2,09	49/46	3,2/8,4
Arame tubular	Não	0,35	47/34	3,4/17,6
Requerido	Não	< 4.00		<5%

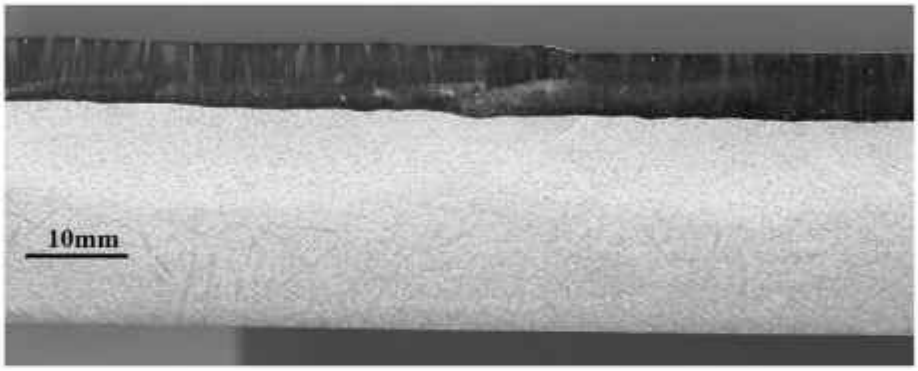
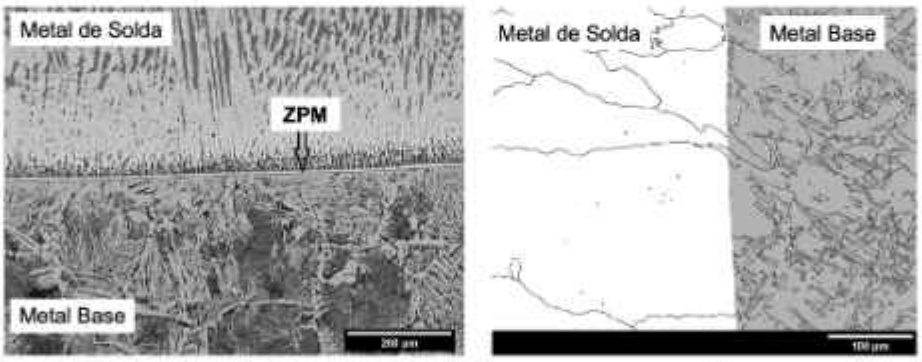


Figura II.40 – Macrografia da junta soldada (EEFM) após ataque com ácido oxálico (Alvarães et al., 2020b).



(a) (b)

Figura II.41 - Imagens em baixo aumento (200x) obtidas da linha de fusão do revestimento após ataque com ácido oxálico. (a) Microscopia ótica; (b) Mapa de fases obtido pela técnica EBSD, onde a fase CFC é mostrada em branco e a fase CCC em cinza (Alvarães et al., 2020b).

A Figura II.42 mostra que a estabilização da composição química ocorre para uma pequena distância da linha de fusão devido à baixa diluição, o que é confirmado pela composição química obtida (Tabela II.11). Estes resultados geraram uma microestrutura homogênea constituída por uma matriz austenítica contendo uma pequena fração de fases secundárias (Fig. II.43). A análise realizada por MEV/EDS mostrou que a fase de formato

irregular foi identificada como fase Laves, por apresentar morfologia do tipo eutética com composição química contendo alto teor de Nb, combinando aproximadamente com o tipo A_2B e apresentando espectro com característica bem conhecida. Os precipitados de formato quadrado são ricos em C e Nb e são classificados como carbonetos primários MC do tipo NbC. Esses resultados são consistentes com vários trabalhos na literatura envolvendo metais de solda Inconel 625 (Silva et al., 2018; Cortial et al., 1995; DuPont et al., 2009; Cieslak et al., 1991; Devletian et al., 1993).

A microestrutura proporcionou resultados de dureza baixos (Fig. II.44), mesmo próximo à linha de fusão. Nota-se também que os valores são inferiores a 250 HV.

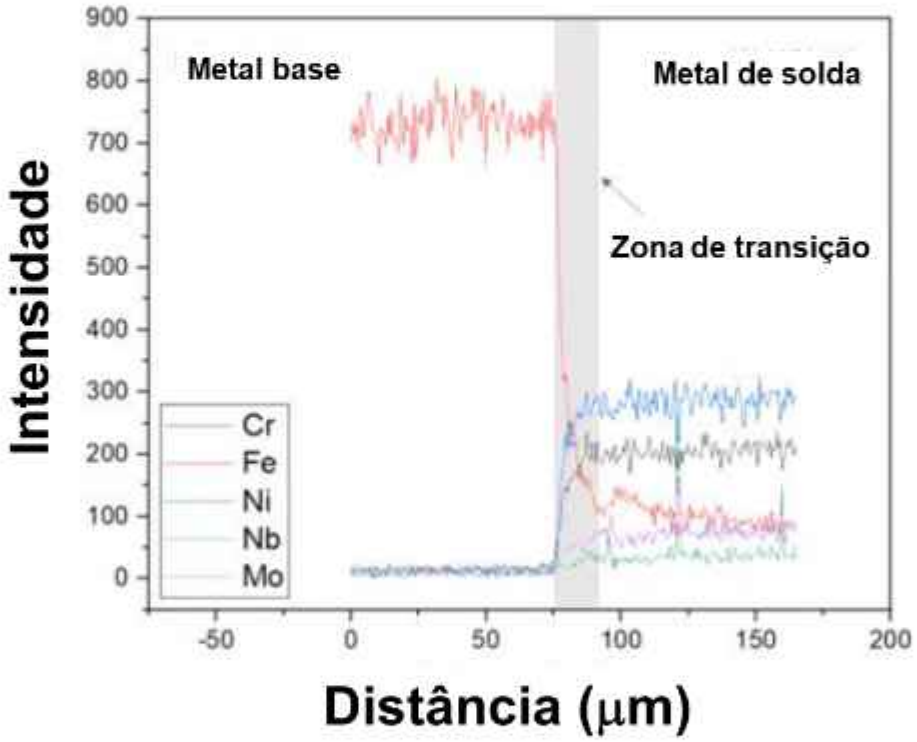


Figura II.42 – Análise EDS mostrando rápida estabilização da composição química ao longo do revestimento (Ataque: ácido oxálico 10%, Ampliação: 500x) (Alvarães et al., 2020).

Os resultados obtidos nos ensaios de corrosão realizados em ensaios de imersão conforme a norma ASTM G48 (2009) mostraram ausência de pites e nenhuma perda de massa (Sandes et al., 2016; Alvarães et al., 2020b). Os mesmos bons resultados foram observados quando os testes de polarização cíclica em solução de NaCl a 3,5% foram realizados (Fig. II.45). Os resultados dos testes de corrosão foram consistentes com a microestrutura e baixa diluição e permaneceram em um nível aceitável para estruturas.

Tabela II.11 - Principais elementos de liga (% em massa) a diferentes distâncias da linha de fusão (Alvarães et al., 2020).

Posição (*)	C	Cr	Ni	Mo	Nb	Fe	PREN
6,4	0,02	21,6	61,5	8,5	3,5	4,4	49,7
4,4	0,02	21,4	62,0	8,4	3,3	4,4	49,0
2,4	0,02	21,4	62,2	8,4	3,3	4,3	49,0
1,4	0,02	21,1	62,6	8,3	3,2	4,4	48,7
0,4	0,02	21,3	62,0	8,4	3,3	4,5	48,9

(*) Distância da linha de fusão (mm)

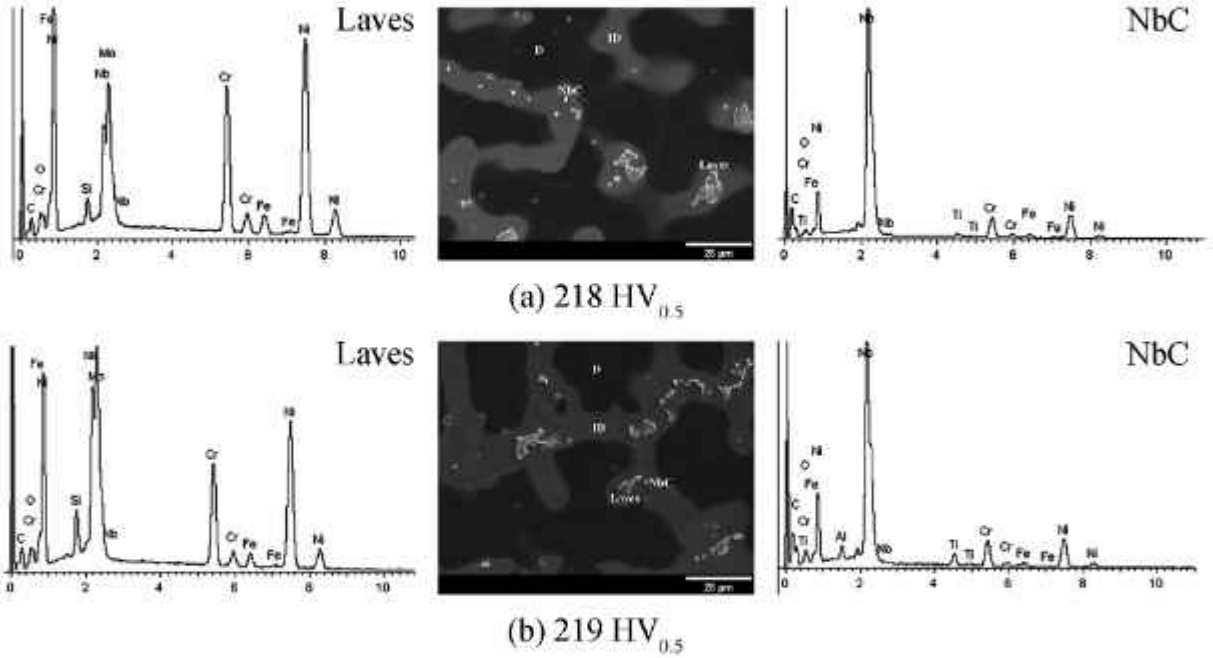


Figura II.43 - Imagem MEV e análise por EDS dos metais de solda mostrando as fases secundárias ocorrendo ao longo da região interdendrítica após o ataque com ácido oxálico. Onde: D - Dendrítico; ID - Interdendrítico. (a) 1,0 mm da linha de fusão; (b) 3,0 mm da linha de fusão (Alvarães et al., 2020b).

Assim, o processo EEFM foi proposto como alternativa para revestimentos com espessuras reduzidas, pois foram observados bons resultados a apenas 1,0 mm da linha de fusão, o que poderia representar uma significativa redução de custos.

Em relação ao TTPS, Sandes et al. (2016) mostraram que o desempenho do revestimento submetido a um tratamento térmico realizado a 620 °C também foi aceitável porque a perda de peso foi de apenas 0,17 g/m^2. Este resultado ligeiramente inferior em relação à condição como soldado, obtido nos ensaios de imersão, foi atribuído à precipitação de γ''.

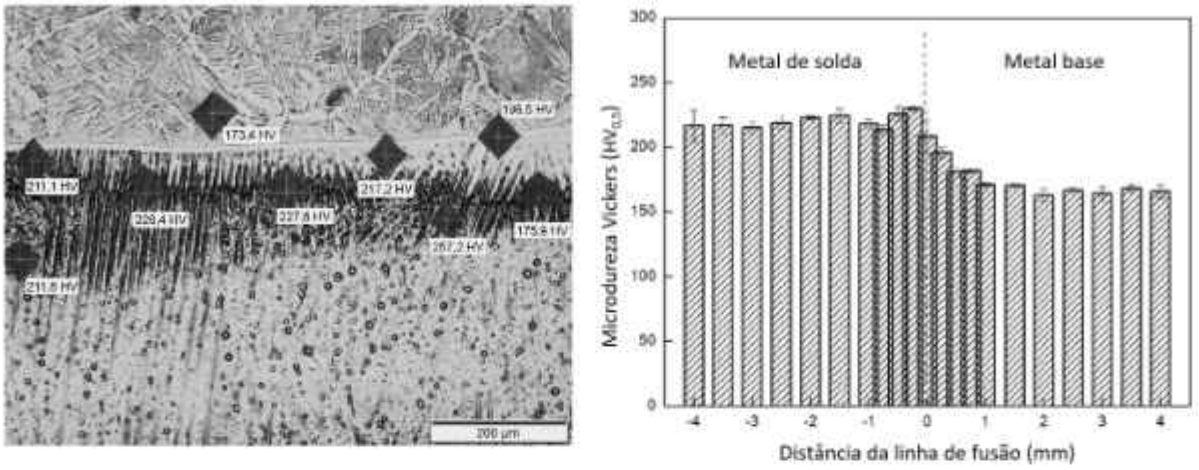


Figura II.44 - Resultados de microdureza Vickers (Alvarães et al., 2020; 2020b).

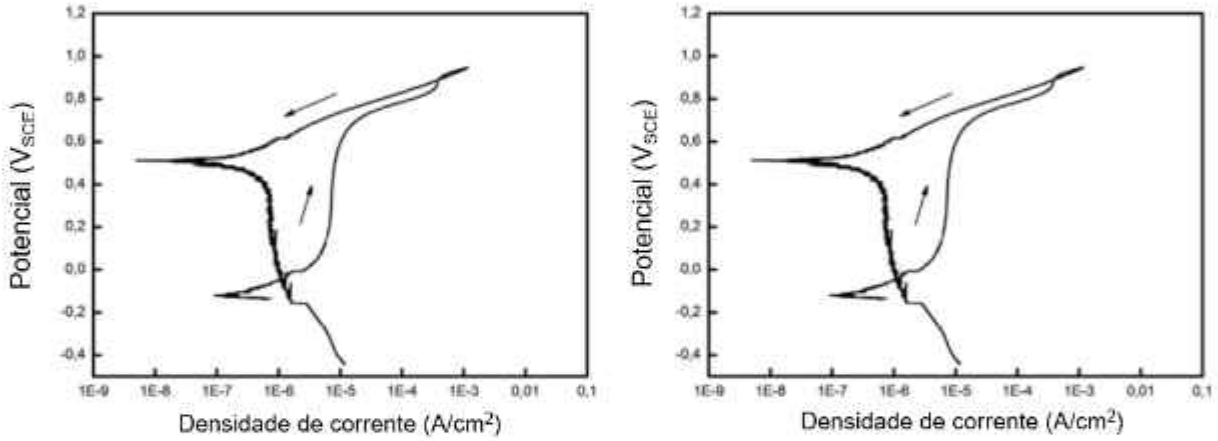


Figura II.45 - Curvas de polarização cíclica dos corpos de prova: (a) 1,0 mm da linha de fusão; (b) 3,0 mm da linha de fusão (Alvarães et al., 2020b).

CAPÍTULO III
MATERIAIS E MÉTODOS

III.1 – Materiais

Para a deposição do revestimento foi utilizada uma chapa de aço ASTM A516 Gr.70 com dimensões de 400 x 400 x 50 mm. A escolha pela adoção deste metal base se deu pela sua ampla aplicação na indústria mecânica, principalmente na fabricação de vasos de pressão.

O consumível de soldagem selecionado para a deposição do revestimento foi o Inconel 625. Esta liga é amplamente utilizada na indústria mecânica no revestimento de equipamentos que operam em ambientes corrosivos.

A soldagem foi realizada com uma fita com 0,5 mm de espessura e 60 mm de largura com composição química correspondente à liga 625, classificada segundo a AWS como EQNiCrMo-3. O fluxo adotado neste processo foi o "RECORD EST 201".

A Tabela III.1 mostra a composição química do metal de solda depositado, conforme observado em trabalhos anteriores (Alvarães et al., 2020b).

Tabela III.1 - Composição química do metal depositado (Alvarães et al., 2020b).

Elemento	C	Cr	Mo	Nb	Mn	Si	Fe	Ti	Al	Ni
% Peso	0,02	21,41	8,36	3,28	0,05	0,33	4,31	0,04	0,01	Rest.

III.2 – Soldagem

O processo eletroescória foi escolhido pela sua alta taxa de deposição e ser um processo automatizado, além da capacidade de produzir revestimentos com baixa penetração e baixa diluição. Para a deposição do revestimento, foram utilizadas duas fontes de soldagem Power Wave AC/DC 1000 SD da Lincoln Electric, modelo MAXas 10, com kit de paralelismo e cabeçote resfriado Sudokay. A deposição da fita foi feita lado a lado na posição plana, gerando uma espessura final do revestimento de aproximadamente 7 mm, conforme mostrado na Figura III.1. Os parâmetros de soldagem são mostrados na Tabela III.2.

Um maior detalhamento das condições de soldagem pode ser encontrado em trabalhos anteriores (Alvarães et al., 2020, 2020b).

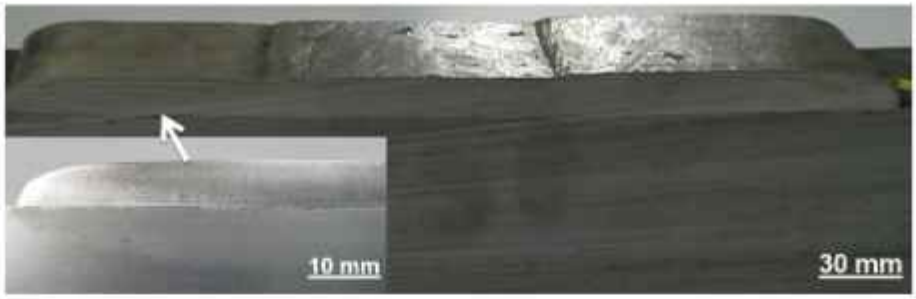


Figura III.1 – Macrografia do revestimento soldado.

Tabela III.2 – Parâmetros de soldagem.

Passe	Voltagem (V)	Amperagem (A)	Velocidade de soldagem (cm/min)	Energia de Soldagem (kJ/mm)
1-3	24-26	1150-1250	16-17	11,7

III.3 – Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS)

Após a soldagem, amostras com dimensões 25x25x4mm foram cortadas pela técnica de eletroerosão com fio metálico para execução do TTPS, conforme pode ser visto na Figura III.2a. Os tratamentos térmicos pós-soldagem foram realizados no forno mufla marca Jung do Laboratório de Soldagem (LASOL) do CEFET/RJ. A Tabela III.3 apresenta a identificação das amostras. O TTPS em diferentes temperaturas por 10 h seguido de resfriamento ao ar foi realizado para avaliar as propriedades tanto na condição soldada quanto na condição tratada termicamente. As temperaturas e tempos de tratamento foram definidos considerando que, os tratamentos de alivio de tensões em revestimentos depositados por processos de soldagem, normalmente são realizados em torno 600 °C e 700 °C por tempo dentro do intervalo deste estudo. Tendo sido estendido até 1000 °C, para também avaliar o efeito de temperaturas mais elevadas na microestrutura no comportamento em corrosão de revestimento depositado pelo processo eletroescória.

Tabela III.3 - Identificação das amostras

Amostra	E3	E6	E7	E8	E9	E10
Condição	Como soldada	600 °C	700 °C	800 °C	900 °C	1000 °C

Concluído o TTPS, todas as amostras foram cortadas e preparadas para realizar os ensaios em uma superfície paralela à linha de fusão e 3 mm desta, por se tratar da espessura mínima exigida pela norma NORSOK (2016). A posição de realização dos ensaios é indicada na Figura III.2b.

III.4 – Caracterização Microestrutural

As amostras foram examinadas através de microscopia óptica com microscópio da marca Olympus, modelo BX60M assistido pelo software Olympus Stream Essentials para geração e tratamento de imagens, para mapeamento preliminar da microestrutura. Após a identificação das fases principais, as amostras foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca Cambridge Instruments, modelo Cam Scan 3200LV equipado com sistema de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), para melhor detalhamento da microestrutura. A investigação microestrutural feita no MEV permitiu a identificação de fases secundárias. Todos os equipamentos citados pertencem ao Laboratório de Materiais (LAMAT) do CEFET/RJ.

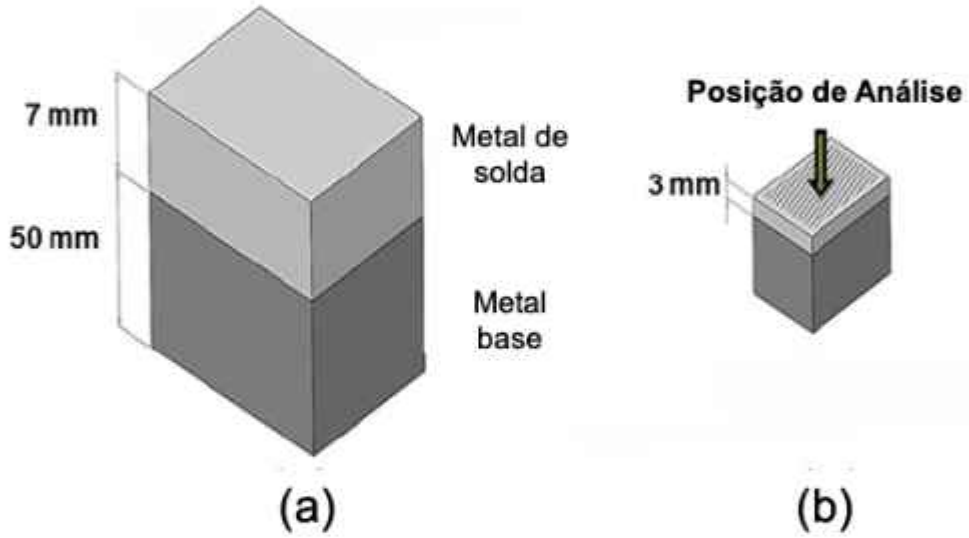


Figura III.2 - Posição das amostras para análise. (a) Visão geral, (b) Posição específica.

A análise semi-quantitativa dos principais elementos químicos presentes na liga foi realizada através de espectroscopia de energia dispersiva de raios X (EDS). Uma análise semi-quantitativa dos principais elementos nas regiões dendríticas e interdendríticas corrobora a identificação das fases secundárias através da análise pontual. Embora os valores obtidos pela EDS sejam apenas semi-quantitativos, eles podem ser utilizados para fins comparativos se considerado os mesmos parâmetros e elementos iniciais do objeto de interesse. No presente estudo, todas as análises foram realizadas nas mesmas condições.

As amostras foram preparadas seguindo o procedimento convencional de lixamento com lixas de 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh, seguido de polimento com pasta de diamante de 6, 3 e 1 μm.

O ataque do metal de solda, necessário à análise micrográfica, foi realizado eletroliticamente com solução composta por 10% de ácido oxálico e 90% de água destilada.

Foi utilizada uma fonte de energia de polimento da Struers modelo LectroPol-5. Os parâmetros adotados foram de 6 V e 1,6 A, por 30 segundos.

Finalmente, foi realizada uma análise por microscopia eletrônica de transmissão (MET) para investigação da presença da fase γ", devido ao tamanho extremamente reduzido desta fase.

Esta análise foi realizada em um microscópio eletrônico de transmissão Phillips CM 30 nas dependências do laboratório de materiais da Universidade Livre da Bélgica (ULB - 4MAT).

III.5 – Difração de Raios X

Foi realizada uma análise por difração de raios X das amostras, com radiação Cu kα, com 2θ variando de 30º a 100º, com passo de amostragem de 0,02º e velocidade de varredura de 2º/min. A tensão do tubo foi de 30 kV e a corrente foi de 30 mA. A redução de ruído do difratograma foi realizada através do código wavelet utilizando Matlab.

Esta análise foi realizada no equipamento da marca Shimadzu, modelo XRD 6000, tubo de cobre, na Universidade Federal do Rio de Janeiro.

III.6 – Ensaios de Microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) foram realizados, no Laboratório de Materiais (LAMAT) do CEFET/RJ, com um microdurômetro Instron-Wilson Instruments modelo 402MVD, com penetrador de diamante piramidal de base quadrada com ângulo de 136°no vértice. Seguindo a norma API 6A (API 6A, 2004) foram realizadas cinco medições na superfície de cada amostra. As medidas foram tomadas à temperatura ambiente, 25°C, com aplicação de 500 gf por 20 segundos. Visando observar a elevação da dureza causada pela precipitação de fases secundárias nas regiões interdendríticas foram realizados ensaios de micridureza Vickers com carga de 10 gramas ($HV_{0,01}$).

III.7 – Ensaios de Corrosão

No presente trabalho foram adotados três métodos diferentes para avaliação do desempenho anticorrosivo. O primeiro método envolve condições de teste para avaliação da susceptibilidade à corrosão localizada com base na ASTM G 61 (2009). O segundo ensaio visou a avaliação da temperatura crítica de pite (TCP) de cada condição conforme a norma ASTM G150 (2010) e a terceira análise foi baseada na norma ASTM G48 (2009), que verificou a resistência à corrosão por pite do material através de um ensaio de imersão em uma solução de cloreto férrico com medição da perda de massa.

III.7.1 – Preparo de Amostras para Ensaios Potenciodinâmicos Cíclicos

As amostras foram embutidas a frio juntamente com um fio condutor de cobre, que foi conectado à superfície inferior da amostra (Fig. III.3).

Após a cura da resina, as amostras foram lixadas e polidas, para que todos os riscos superficiais possam ser removidos. Embora a norma ASTM G61 (2009) sugira que as amostras sejam lixadas apenas com lixas de até 600 mesh, alguns dos trabalhos realizados anteriormente utilizaram lixas de até 1200 mesh para preparação da superfície (Ban et al., 2016) e outros continuaram até o polimento (Lorenzoni et al., 2019). No presente trabalho optou-se por lixar as amostras até 1200 mesh e posteriormente polir com pasta diamantada fina até 1µm, como foi feito para as amostras de análise micrográfica. Este polimento foi feito com o objetivo de se obter superfícies sem riscos, para posterior análise microscópica em busca de possíveis pites.

Após o polimento, as amostras foram limpas por ultrassom com detergente e água, para garantir a remoção de graxa ou de quaisquer outras partículas que possam estar aderidas à superfície da amostra. Por fim, a interface entre a amostra e o bloco de resina foi protegida com a aplicação de uma tinta de secagem rápida, para proteger a fenda entre os dois materiais, evitando que a solução penetre nesta região e interfira no resultado do teste através do início da corrosão indesejada por fresta.



Figura III.3 - Amostras para ensaios de corrosão conforme a norma ASTM G61.

III.7.2 – Ensaios Potenciodinâmicos Cíclicos

O teste de polarização potenciodinâmica cíclica, uma espécie de teste eletroquímico, foi realizado para determinar a resistência à corrosão por pites (Xu et al., 2018).

Segundo a norma ASTM G61 (2009), os testes de susceptibilidade à corrosão localizada são feitos utilizando um potenciostato galvanostato, com solução de NaCl a 3,5% e água destilada a 96,5%. Cada amostra teve sua solução teste preparada individualmente.

Após a preparação da amostra e da solução, o aparelho de teste foi montado, de forma que a superfície desprotegida da amostra possa ser exposta à solução de teste. A temperatura do teste foi mantida em 25ºC, através do controle de temperatura ambiente.

O aparato de teste (Fig. III.4) consistiu em um eletrodo de calomelano saturado como eletrodo de referência, um contra-eletrodo de platina e a amostra como eletrodo de trabalho. Foi utilizado um potenciostato da marca Metrohm-Autolab modelo PGSTAT 204.

A amostra foi imersa na solução teste por 20 minutos antes do início dos testes. A varredura de potencial foi iniciada no potencial de circuito aberto, também chamado de potencial de corrosão, com taxa de varredura de 0,6 V/h, até um limite adotado de densidade de corrente de 1 mA/cm^2. No momento em que esta densidade de corrente foi atingida, a direção de varredura foi revertida até um ponto onde o potencial de circuito aberto foi novamente atingido. A densidade de corrente limite foi de $1mA/cm^2$.

Os resultados dos testes foram adquiridos e armazenados através do Programa Nova 2.1.2. O método de extrapolação de Tafel foi utilizado para obter o potencial de pite (Epit) e o intervalo de passivação (ΔE). Esses resultados foram posteriormente correlacionados com a composição química do material e com a microestrutura de cada uma das amostras.

Após os testes, as amostras foram analisadas por microscopia ótica, para investigar a presença de pites e/ou locais preferenciais de corrosão.

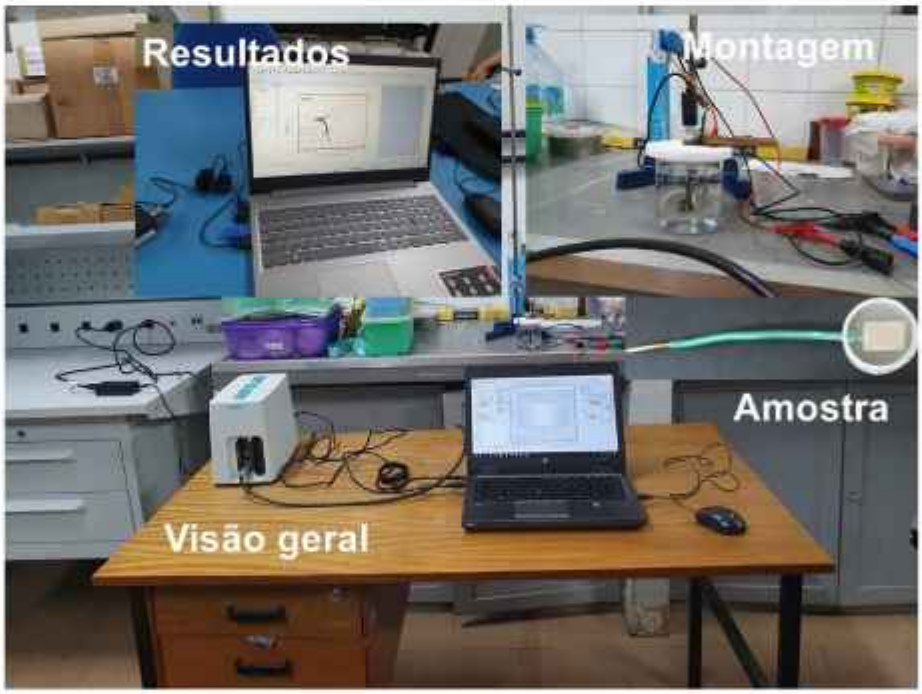


Figura III.4 - Aparato para teste de corrosão conforme a norma ASTM G61.

III.7.3 – Ensaios para Determinação da Temperatura Crítica de Pite (TCP)

Os testes potenciostáticos (TCP) seguiram a norma ASTM G150 (2010). Foi utilizada uma célula de três eletrodos: calomelano saturado como eletrodo de referência, uma placa de platina como contra-eletrodo e o eletrodo de trabalho (revestimento da superfície superior longitudinal). O potencial aplicado durante o teste foi de + 0,70 V. As amostras para o ensaio

TCP foram preparadas das mesma forma que as amostras utilizadas nos ensaios Potenciodinâmicos Cíclicos, incluindo a aplicação da tinta de secagem rápida delimitar a área de contato. A solução de NaCl a 3,5% e água destilada a 96,5% também foi preparada individualizada para cada amostra. Sendo a superfície exposta a solução examinada por microscopia ótica após cada ensaio, para garantir que não houve corrosão em frestas nas bordas da amostra, o que poderia invalidar o procedimento (Lorenzoni et al., 2019). O aquecimento do sistema foi realizado por banho-maria, com uma taxa de aquecimento de 1°C/min, e a temperatura foi medida manualmente a cada 15s. A temperatura crítica de pite ocorre quando a densidade de corrente atinge 100μA/cm^2. A Figura III.5 mostra a montagem dos ensaios.

III.7.4 – Ensaios de Imersão

Amostras de formato retangular com dimensões de 20x15x3 mm foram preparadas para o ensaio de imersão. Com amostras constituídas apenas por metal de solda, não foi necessário o embutimento em resina de proteção. As amostras foram lixadas e polidas com pasta de diamante de 6, 3 e 1μm. Após o polimento, as amostras foram repousadas ao ar por 24h, para que a camada passiva do material pudesse se regenerar.

O teste de imersão foi baseado no método A da norma ASTM G48 (2009). Uma solução composta por 6% em peso de cloreto férrico foi preparada e colocada no recipiente de teste. As amostras foram imersas nos recipientes com a solução e os recipientes colocados em banho maria de água destilada com temperatura controlada de 40 ± 2°C por 24 horas, conforme exigido pela Norsok M-601 (2016). A Figura III.6 mostra a montagem do teste. Após o teste, as amostras foram lavadas em água corrente, com detergente e algodão, para remoção de possíveis produtos de corrosão. Em seguida, foram pesadas em balança de precisão até 0,0001g (Fig. III.7) e analisadas por microscopia ótica, para identificação dos possíveis pontos de corrosão. Estas mesmas amostras haviam sido pesadas na mesma balança antes do teste.

De acordo com a norma Norsok M-601 (2016), a amostra é aprovada quando a perda de massa é inferior a 4,0 g/m^2 e não é observado nenhum pite com ampliação de 20x.



Figura III.5 – Montagem para o ensaio Temperatura Crítica de Pite (TCP) segundo a norma ASTM G150.



Figura III.6 – Montagem do teste de imersão segundo método A da norma ASTM G48.



Figura III.7 – Equipamento usado para pesagem das amostras.

CAPÍTULO IV
RESULTADOS

IV.1 – Microdureza

Os resultados obtidos nos ensaios de microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) para a condição do revestimento como soldado e em todas as condições de Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS) é apresentado na Figura IV.1. Nota-se uma tendência para o aumento da microdureza média a partir de 600 °C com posterior diminuição contínua desta propriedade até 1.000 °C, observando que os valores de dureza para 600, 700 e 800°C se encontram dentro do mesmo desvio padrão.

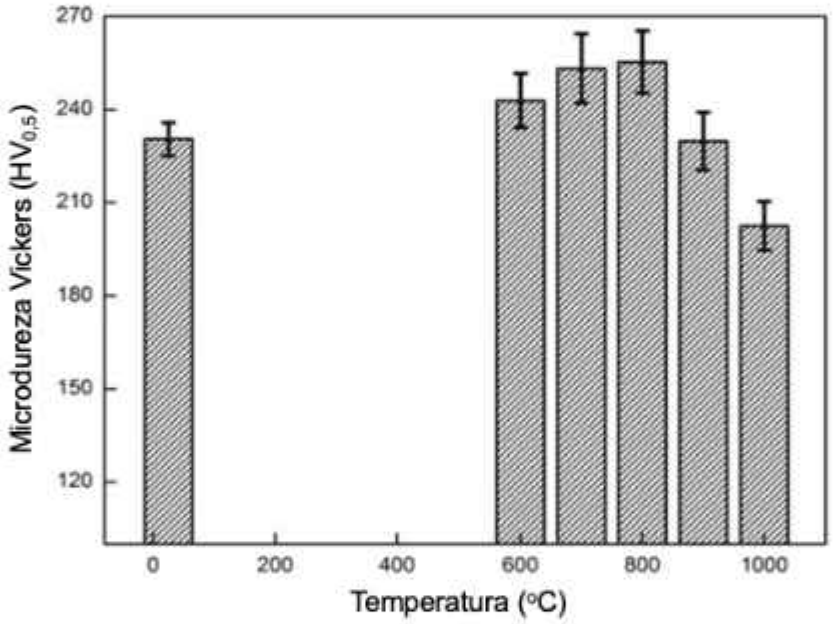


Figura IV.1 - Evolução da microdureza ($HV_{0,5}$) com o TTPS.

O espalhamento observado nos resultados da microdureza pode ser devido à posição onde as medidas foram feitas. Isso é confirmado ao observar os resultados dos testes realizados com uma carga menor (Fig. IV.2), onde se nota que a matriz (região mais clara) e a área interdendrítica (região mais escura) apresentam valores diferentes. A diferença é muito maior quando ocorre a fase secundária (Fig. IV.2a).

IV.2 – Caracterização Microestrutural

IV.2.1 – Microscopia Ótica (MO)

A microestrutura dos revestimentos para todas as condições, à 3 mm da linha de fusão, observada por microscopia ótica é apresentada na Figura IV.3. Nestas figuras as regiões dendríticas estão identificadas como D e as interdendríticas como ID.

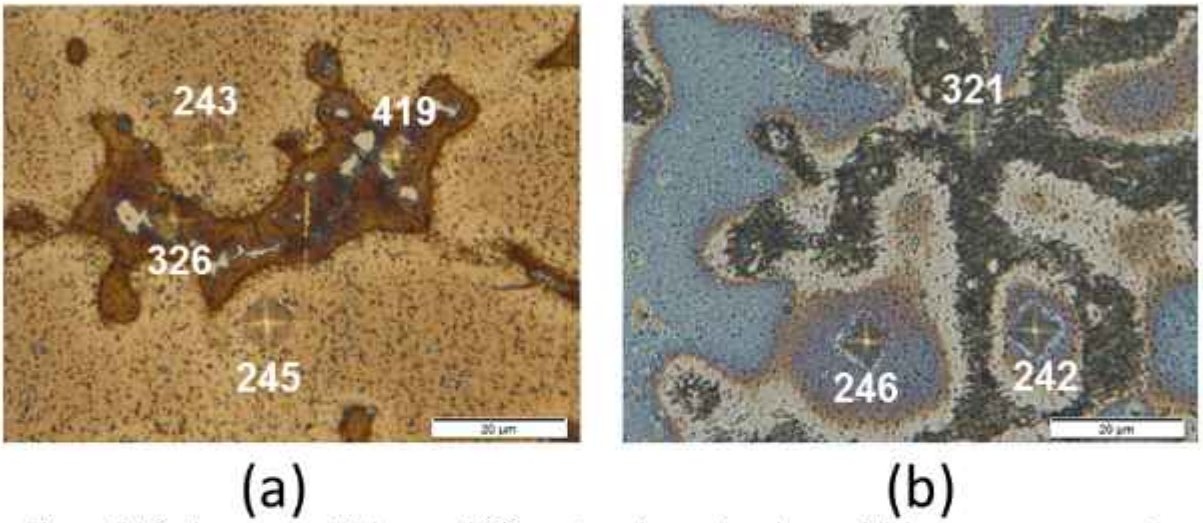


Figura IV.2 - Imagens obtidas por MO mostrando a microdureza Vickers com carga mais baixa ($HV_{0,01}$) de regiões específicas das amostras. Ataque: ácido oxálico 10%.
(a) 700 ^{0}C; (b) 800 ^{0}C.

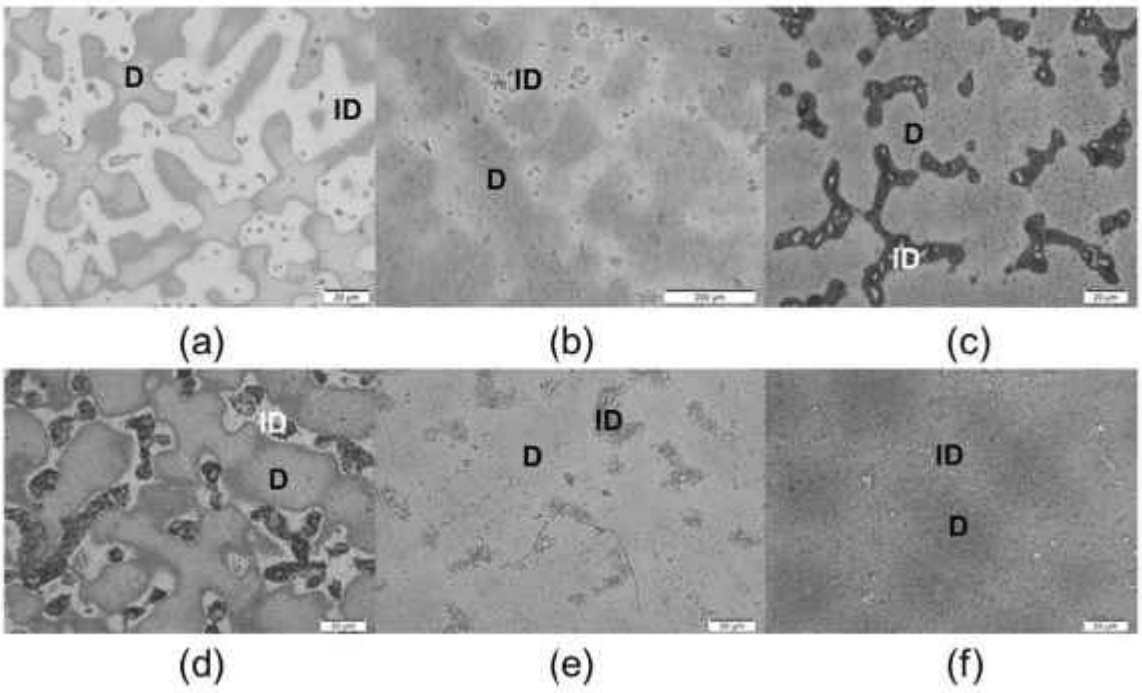


Figura IV.3 – Microestrutura das amostras observadas por MO. (a) Como soldada; (b) 600 °C; (c) 700 °C; (d) 800 °C; (e) 900 °C; (f) 1.000 °C. Ataque com ácido oxálico 10%.

IV.2.2 – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Para avaliar a evolução do gradiente de concentração dos principais elementos da liga, em função da temperatura do TTPS, entre as regiões dendríticas (D) e interdendríticas (ID), foi realizada uma análise pontual por EDS. A diferença de composição entre essas regiões diminui com o aumento da temperatura e a razão tende à Unidade (Fig. IV.4), como também observado em outros trabalhos (Cortial et al., 1995; Xing et al., 2014). Como esperado, a maior diferença é observada para Nb.

A Figura IV.5 mostra a microestrutura após a soldagem (estado de como soldado). Como já observado em trabalhos anteriores (Alvarães et al., 2020, 2020b), a microestrutura é composta de uma matriz austenítica com a presença de fases secundárias, identificadas como fase Laves e carbonetos de Nb do tipo MC.

As Figuras IV.6 a IV.10 mostram a microestrutura após a realização do TTPS, com as seguintes características:

(a) O TTPS realizado à 600 °C não propiciou mudanças significativas na microestrutura quando observada ao MEV (Fig. IV.6);

(b) Após o TTPS a 700 °C, além das fases anteriormente observadas, notou-se uma fina precipitação de uma outra fase, indicada potencialmente como γ" (Fig. IV.7);

(c) Após o TTPS a 800 °C, nota-se o aparecimento adicional de fase delta (δ) em forma de bastonetes (Fig.IV.8);

(d) O mesmo cenário anterior é visto após o TTPS a 900 °C (Fig. IV.9) e;

(e) O TTPS realizado a 1.000 °C promoveu mudanças importantes na microestrutura, com dissolução da fase δ e redução da fase Laves. Adicionalmente, nota-se uma tendência de coalescimento dos carbonetos primários do tipo MC (Fig.IV.10).

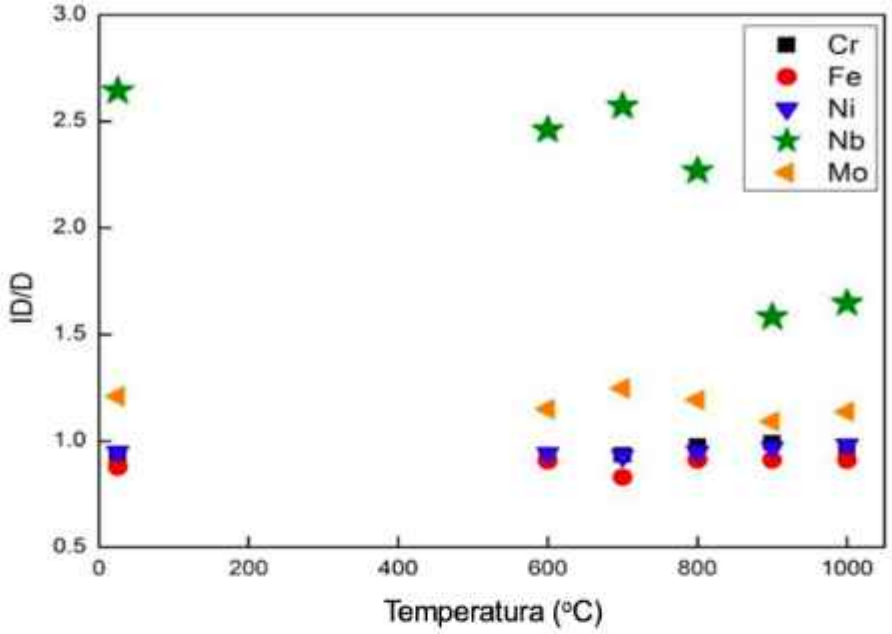


Figura IV.4 - Evolução da razão de composição das regiões interdendrítica (ID) e dendrítica (D) com o TTPS.

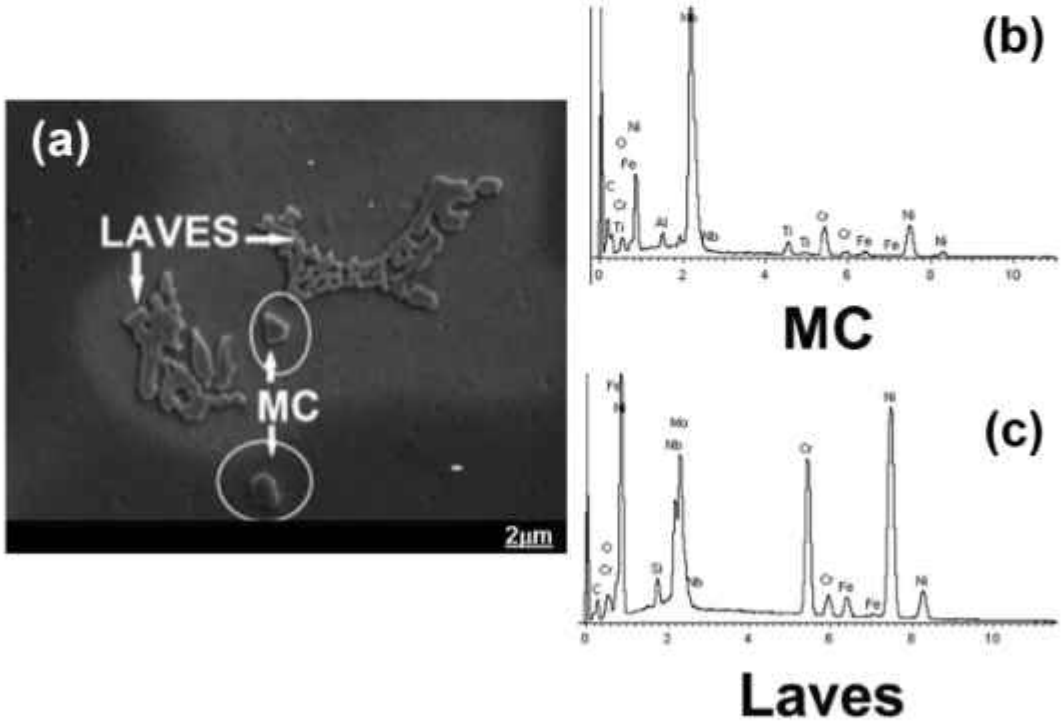


Figura IV.5 – Microestrutura no estado como soldado observada por MEV com ataque de ácido oxálico a 10%(a) e espectros característicos de carboneto de Nb do tipo MC (b) e fase Laves (c) obtidos por EDS.

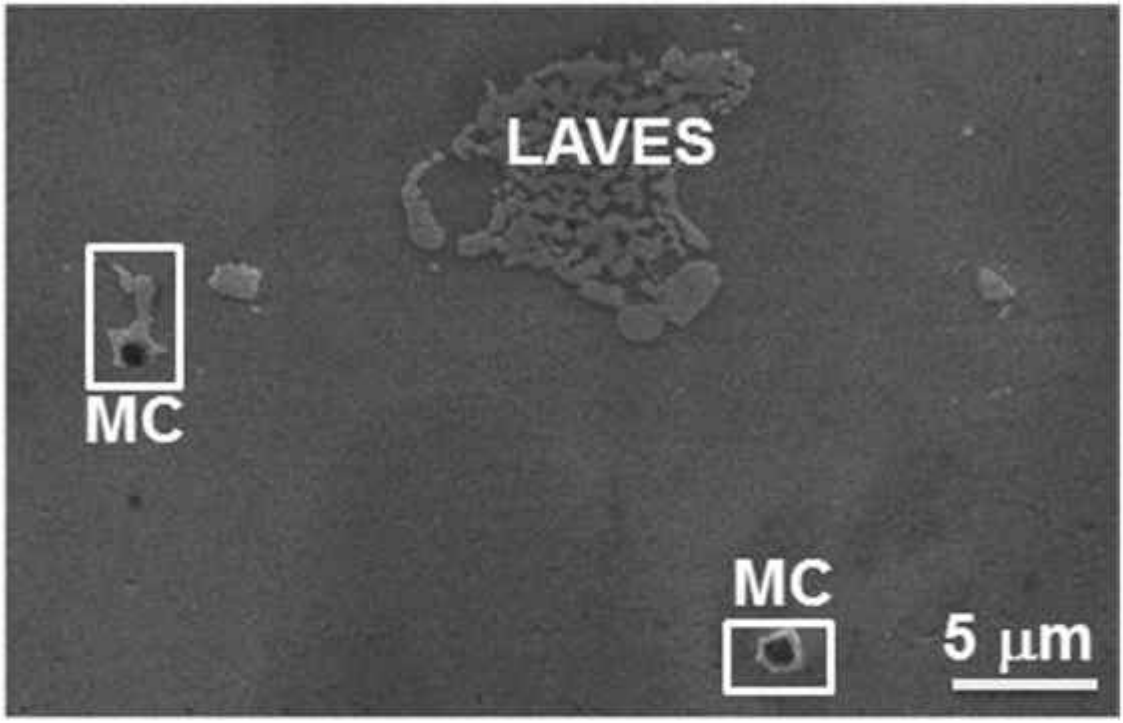


Figura IV.6 – Microestrutura observada após o TTPS a 600 °C. Ataque: ácido oxálico.

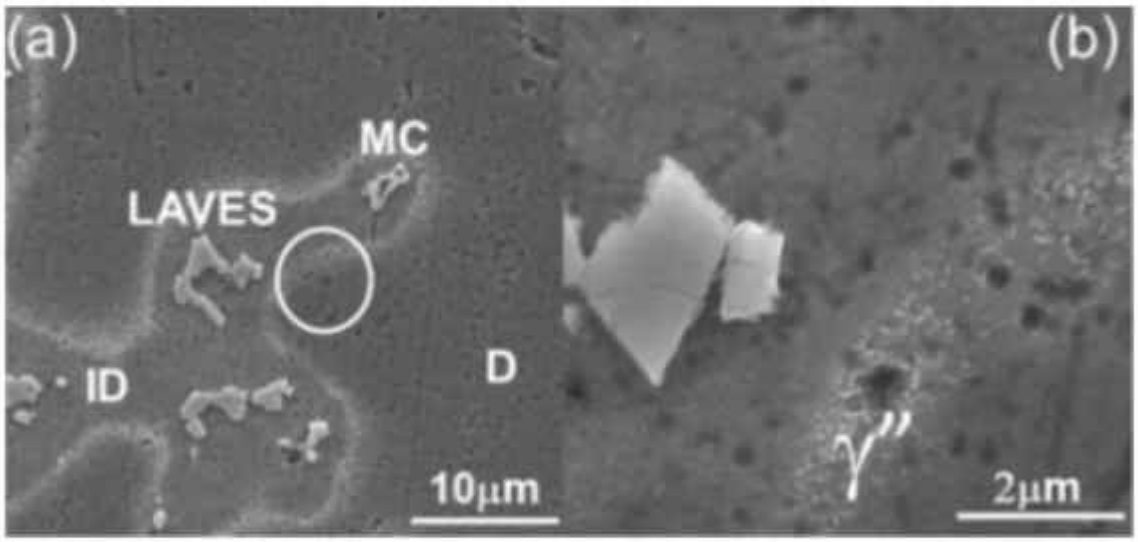


Figura IV.7 - Imagens de MEV da amostra tratada a 700 °C, após ataque com ácido oxálico. (a) Microestrutura com evidências das fases Laves e carbonetos do tipo MC; (b) Detalhe da área selecionada por um círculo na figura (a) com indicação de possível presença da fase γ" com uma ampliação de 30.000x.

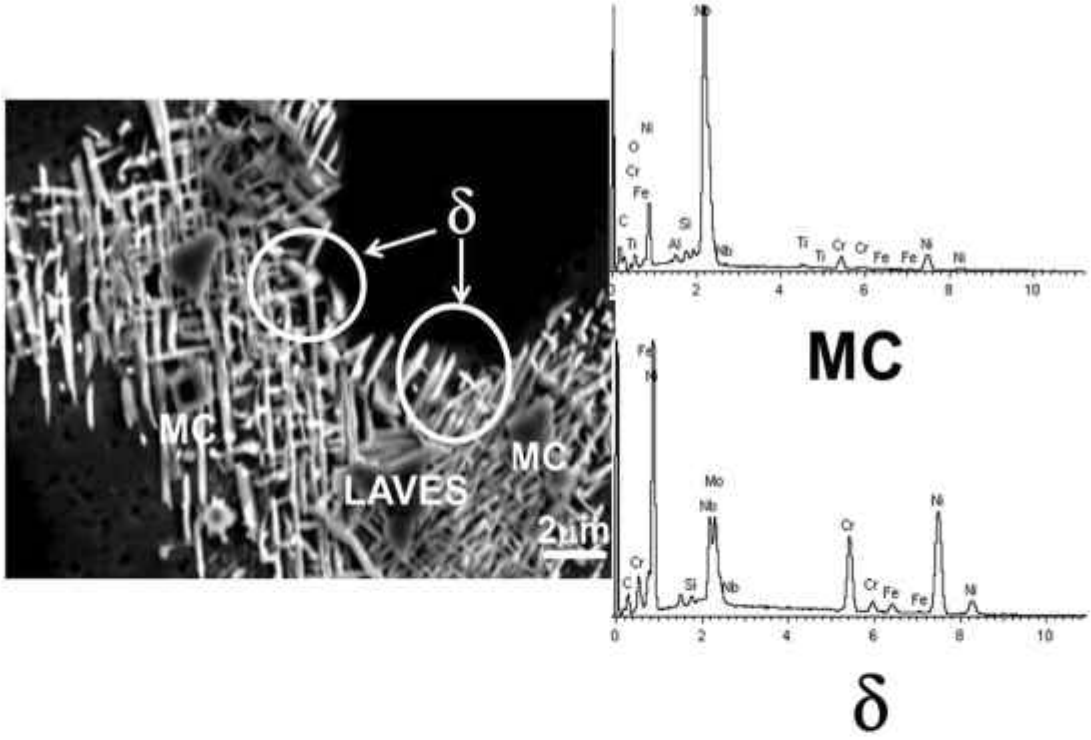


Figura IV.8 - Imagem de MEV e espectros EDS das fases secundárias do metal de solda tratado termicamente a 800 °C, após ataque com ácido oxálico. Nota-se o aparecimento de fase δ.

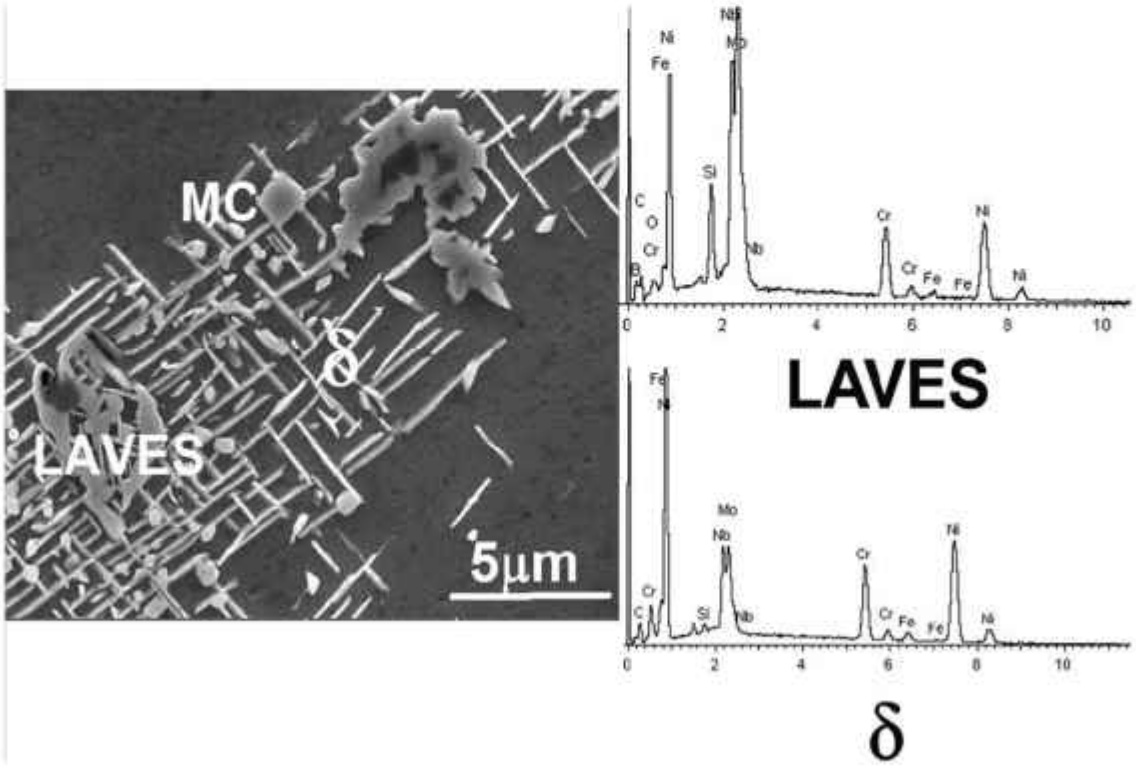


Figura IV.9 - Imagem de MEV e espectros EDS das fases secundárias do metal de solda tratado termicamente a 900 °C, após ataque com ácido oxálico.

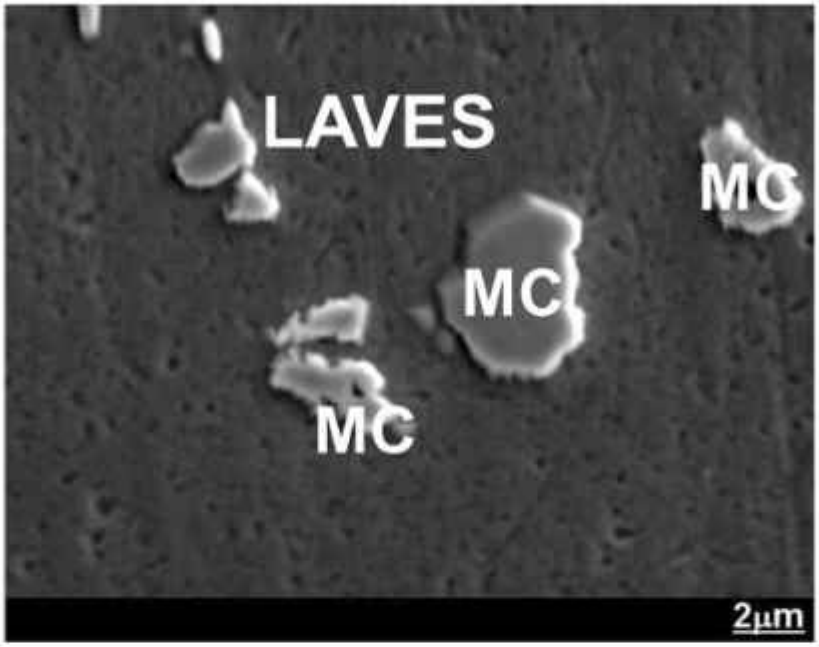


Figura IV.10 - Imagem de MEV das fases secundárias observadas após o TTPS a 1000 °C após atacar com ácido oxálico.

IV.2.3 – Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET)

A Figura IV.11 mostra o resultado da análise por MET realizada na amostra submetida ao TTPS a 600 °C. Através desta análise foi possível confirmar a ocorrência da fase secundária γ".

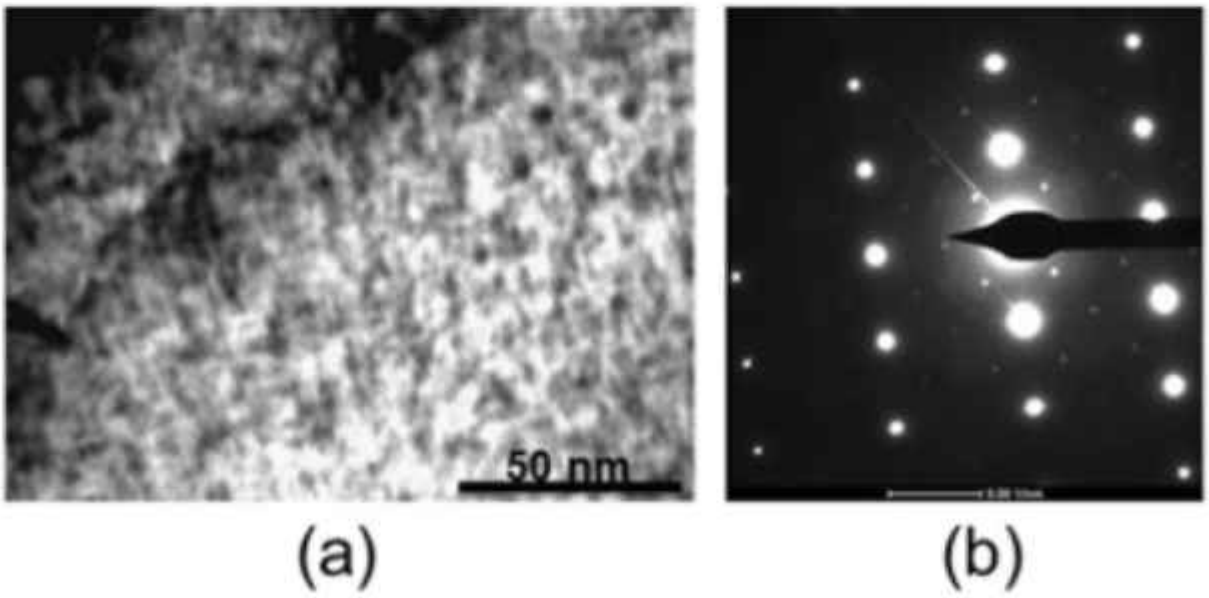


Figura IV.11 - (a) MET campo claro da amostra após TTPS a 600 °C mostrando a matriz com uma precipitação fina de γ" (zonas cinzentas claras); (b) eixo da zona de difração de área selecionada [001], com padrões correspondentes à matriz (brilhantes) e precipitação de γ".

IV.3 – Difração de Raios X (DRX)

A Figura IV.12 apresenta os difratogramas obtidos para todas as condições de TTPS. Nota-se que as mesmas fases identificadas por microscopia foram obtidas nesta análise.

IV.4 – Ensaios de Corrosão

IV.4.1 – Ensaio de Polarização Potenciodinâmica

Os resultados dos ensaios de polarização potenciodinâmica para determinar a resistência à corrosão por pites são mostrados na Figura IV.13. Os resultados obtidos para o potencial de pite (Epit) e o intervalo de passivação (ΔE) são mostrados na Figura IV.14.

Nota-se que o TTPS não provocou mudanças significativas no comportamento do revestimento, visto que, todos os parâmetros importantes oriundos destas curvas são equivalentes para todas as condições.

Em geral, um potencial de corrosão (Ecorr) mais positivo e maiores potenciais de pite (Epit) e intervalos de passivação (ΔE) indicam melhor resistência à corrosão (He et al., 2022; Tumer et al., 2021; Esmailzadeh et al., 2018; Guo et l., 2023; Zhang et al., 2022). O Ecorr mais nobre significa que o material é difícil de iniciar a corrosão, enquanto o Epit mais alto sugere que danos permanentes não podem ocorrer no filme passivo quando baixas tensões eletroquímicas são aplicadas. Para Esmailzadeh et al. [2018], o intervalo de passivação (ΔE) é o parâmetro mais importante para avaliar a resistência à corrosão por pites do material. Todos estes parâmetros foram equivalentes no presente trabalho. Além disso, pode ser observada histerese negativa em todas as curvas, indicando a ausência de pites estáveis.

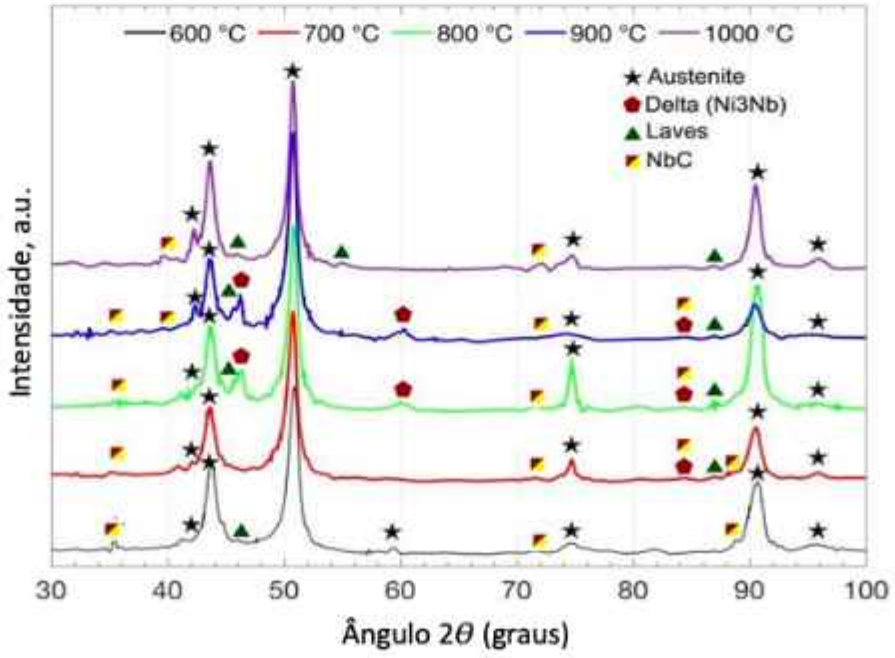


Figura IV.12 - Difratograma de raios X para todas as condições de TTPS.

IV.4.2 – Temperatura Crítica de Pite (TCP)

Os ensaios para determinação da temperatura crítica de pites foram interrompidos à 85 °C devido à limitação do eletrodo de referência, não sendo constatada a presença de pite em nenhuma condição estudada. Isto caracteriza um comportamento equivalente e adequado das amostras.

IV.4.3 – Ensaios de Imersão

Os resultados dos ensaios de imersão seguiram a mesma tendência dos ensaios anteriores, revelando uma perda de massa nula, ou não detectável pela balança com quatro casas decimais de precisão utilizada para a medição, e a ausência de pites em todas as condições. A Figura IV.15 mostra a superfície da amostra tratada a 700 °C, representativa de todas as condições, evidenciando a ausência de pites.

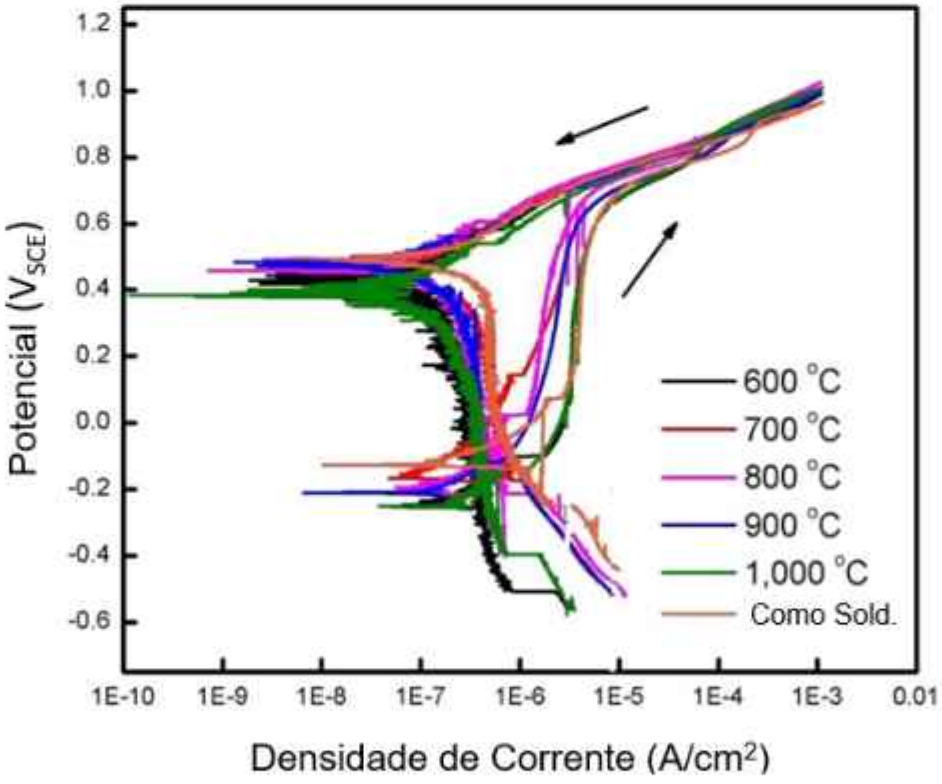


Figura IV.13 - Curvas de polarização potenciodinâmica.

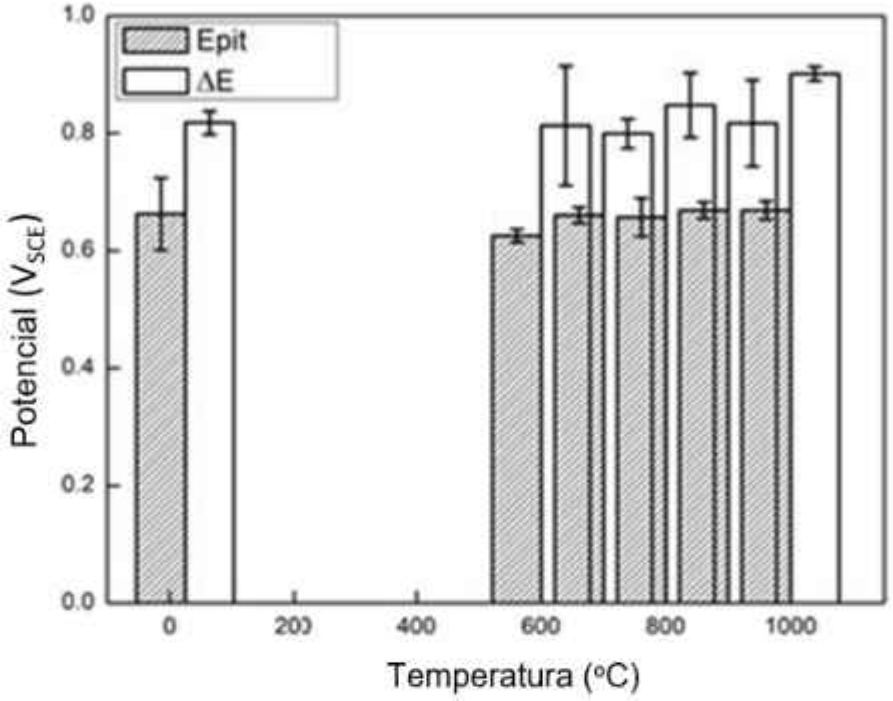
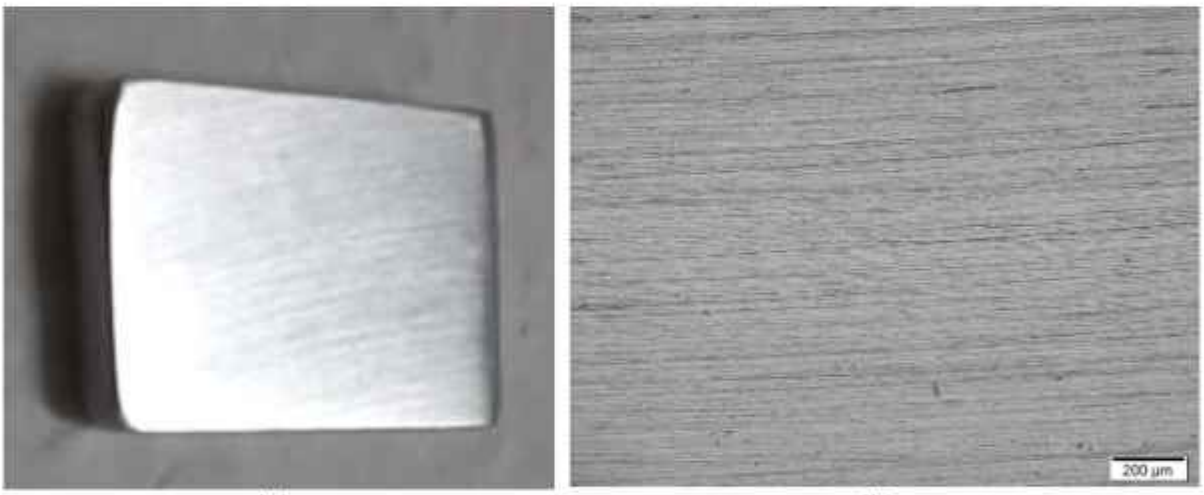


Figura IV.14 - Potencial de pite (Epit) e intervalo de passivação (ΔE) obtidos das curvas de polarização.



(a) (b)

Figura IV.15 – Aspecto da superfície da amostra tratada a 700 °C após testes de imersão, representativa de todas as condições. (a) Vista geral; (b) Imagem por MO da amostra não atacada com aumento de 100x.

CAPÍTULO V
DISCUSSÃO

V.1 – Microdureza

Os resultados de microdureza (Figura IV.1) revelam valores que variam de 220 a 232 $HV_{0,5}$ na condição como soldada. Dai et al. (2019) afirmam que revestimentos depositados com Inconel 625 geralmente exibem dureza na faixa de 250 a 280 HV. Uma faixa maior de valores entre 167 e 285 HV são observados em outros trabalhos relacionados a vários fatores, como composição química, tratamento térmico prévio, processo de soldagem, aporte térmico e/ou gás de proteção (Lorenzoni et al., 2019; Tumer et al., 2020). Menores valores de microdureza são observados para microestruturas mais homogêneas (Baldan et al., 2020). Esta afirmação confirma que o processo EEFM é capaz de gerar um revestimento com uma microestrutura mais homogênea.

Em relação à influência do TTPS, observa-se que os valores médios mostram um aumento consistente da microdureza com temperaturas de até 800 °C, seguido por um decréscimo contínuo. O menor valor médio é observado a 1000 °C. Esse comportamento, também observado em outros estudos (Guo et al., 2020; Gope et al., 2022; Cortial et al., 1995; Dinda et al., 2009), é atribuído às mudanças na microestrutura promovidas pelo TTPS.

Cabe ainda destacar que, de acordo com a norma NACE MR0175 (2009), a dureza do metal de solda não deve exceder a dureza máxima do consumível utilizado, em torno de 35 HRC ou 332 HV, o que pode se verificar que foi atendido.

V.2 – Caracterização Microestrutural

A microestrutura dos metais de solda quando observada por microscopia ótica (Fig. IV.3) mostra que as regiões dendrítica (D) e interdendrítica (ID) são mais claras ou escuras dependendo da temperatura de tratamento. Vale a pena notar que essas diferenças são reduzidas para temperaturas mais altas e são quase nulas a 1000 °C. Isso pode estar relacionado com a redução do gradiente químico entre as duas regiões com o aumento da temperatura do TTPS mostrado na Figura IV.4, o que também foi obtido por outros pesquisadores (Cortial et al., 1995; Xing et al., 2014). A partir dessas imagens, fica claro que as principais mudanças na microestrutura ocorrem na faixa de 700-800 °C. No entanto, poucas informações das fases secundárias podem ser obtidas a partir da análise por MO.

A Figura IV.5 mostra a microestrutura na condição como soldada, onde são observadas regiões dendríticas (D) e interdendríticas (ID) com dois tipos diferentes de fases secundárias. A primeira apresenta estrutura eutética com morfologia irregular, enquanto a segunda apresenta morfologia poligonal com tamanho inferior a 1 μm. A análise da EDS em

algumas dessas fases indicou um enriquecimento de Mo e Nb, e a presença de Si em concentrações mais elevadas. Como também observado em trabalhos anteriores (Devletlian et al., 1993; Alvarães et al., 2020), as pequenas partículas são carbonetos primários do tipo MC de NbC, enquanto a estrutura eutética é identificada como fase Laves devido ao seu espectro característico conhecido e a uma composição química que se ajusta ao tipo A_2B. Estes resultados concordam com vários trabalhos experimentais (Silva et al., 2018; Rajani et al., 2013; Petrzak et al., 2016; Devletlian et al., 1993; Cortial et al., 1995; Alvarães et al., 2020; Tumer et al., 2020; Dai et al., 2022).

Em relação ao efeito do TTPS, observa-se que a análise por MEV a 600 °C não detecta alterações significativas (Figura IV.6) comparada com a condição de como soldado. Entretanto, a precipitação de partículas pequenas, indetectáveis por MEV, pode ser responsável pelo aumento da microdureza média (Figura IV.1) em comparação com a condição como soldada. De fato, a análise do MET (Figura IV.11) revelou uma fina precipitação da fase γ", representados pelos pontos menores e menos brilhantes de acordo com os padrões apresentados nos trabalhos de Cao et al. (2018) e Rong et al. (1999).

Além da presença da fase Laves e do carboneto MC, a precipitação fina da fase γ" ao longo da área interdendrítica é observada a 700 °C (Figura IV.7b). Além disso, uma zona isenta de precipitação pode ser vista ao redor das partículas em blocos porque a matriz circundante está empobrecida de formadores de carboneto (Nb, Ti) e os precipitados de γ" não se formam na área adjacente. Resultados semelhantes foram obtidos por Ban et al. (2016) e Dai et al. (2019).

A 800 °C, várias alterações foram encontradas (Figura IV.8). Observa-se a presença de uma fase δ em forma de agulha precipitada na região interdendrítica. Esta região também mostra a presença da fase Laves rica em Nb, que se dissolve continuamente e contribui para fornecer o Nb para a formação da fase δ. Silva et al. (2018) também observaram que essas fases Laves atuam como reserva de nióbio para a formação das fases γ" e δ.

A fase γ" desaparece e a fase δ é predominante a 900 °C (Figura IV.9), enquanto não se observam precipitados com morfologia em forma de agulha na Figura IV.10, indicando que a dissolução completa da fase δ ocorreu a 1000 °C. Nessa temperatura, nota-se a predominância de grandes blocos de carbonetos MC que cresceram a partir de carbonetos pré-existentes juntamente com pequenas partículas de fase Laves que foram quase completamente dissolvidas durante o TTPS (Figura IV.10).

Os resultados até aqui analisados são corroborados pela difração de raios X, como mostrado na Figura IV.12, onde, apesar dos picos dominantes serem da matriz austenítica, evidenciam-se picos correspondentes às fases secundárias Laves, δ e carbonetos NbC. Como a quantidade de precipitação é pequena, os picos de intensidade são fracos. Esse

padrão evidencia que a fração volumétrica das fases secundárias é pequena, como também observado por Najafi et al. A fase γ" não pôde ser identificada por DRX devido à sua quantidade muito baixa e pequeno tamanho (Silva et al., 2018; Lourenço et al., 2021; Dinda et al., 2009; Kreitcberg et al., 2022). Entretanto, observa-se que a intensidade para o pico de difração de δ é maior para 800 e 900 °C. Esse resultado confirma que a fase em forma de agulha é uma fase δ. Essas evidências concordam com a literatura (Silva et al., 2018; Lourenço et al., 2021; Dinda et al., 2009; Kreitcberg et al., 2022).

Neste estudo, a ocorrência de fases secundárias, principalmente das fases γ" e δ, observadas em temperaturas ligeiramente diferentes daquelas obtidas em ligas forjadas, é atribuída à segregação de elementos nos metais de solda. Entretanto, não é um resultado incomum, pois microestruturas heterogêneas podem induzir uma expansão do campo da fase δ (Floreen et al., 1994). Ainda de acordo com Silva et al. (2018), a heterogeneidade química e a presença de fases ricas em Nb, durante a solidificação, tornam a cinética de precipitação e dissolução da fase δ mais difícil em solda com Inconel 625.

Em resumo, a caracterização da microestrutura foi utilizada para esclarecer o efeito endurecedor das amostras tratadas termicamente. A fase Laves e os carbonetos MC foram observados após a soldagem. Em comparação com a condição como soldada, a variação nessas fases foi observada para a amostra tratada termicamente a 600 °C, onde a precipitação da fase endurecedora γ" foi evidenciada através do MET, ainda em sua fase inicial. Embora a precipitação de γ" seja esperada para temperaturas superiores a 700 °C no Inconel 625, os metais de solda podem apresentar um cenário diferente devido à segregação de Nb, usualmente observada (Kreitcberg et al., 2022). Assim, a precipitação de γ" pode ocorrer em temperaturas tão baixas quanto 600 °C (Dai et al., 2022), como observado neste trabalho. Quando a temperatura aumenta para 800 °C, favorece-se a fase δ em forma de agulha, com a dissolução da fase Laves, rica em Nb, e a dissolução parcial da γ". Como os carbonetos MC formados durante a solidificação são muito estáveis e não se dissolvem em nenhuma das temperaturas de envelhecimento utilizadas neste estudo, eles são observados em todas as amostras (Silva et al., 2018; Dai et al., 2019; Guo et al., 2020; Petrzak et al., 2016).

V.3 – Comportamento em Corrosão

Considerando que um maior intervalo de passivação (ΔE) indica um filme passivo mais estável (Ban et al. , 2016) e o potencial de pite (Epit) mostra a capacidade dos materiais de resistir contra defeitos locais no filme passivo, onde um valor de Epit mais alto indica uma melhor resistência à corrosão, observando-se os resultados apresentados nas Figuras IV.13 e IV.14, verifica-se que não são encontradas diferenças significativas, pois todos os resultados

estão na mesma faixa de dispersão. A forma das curvas de polarização potenciodinâmica (Figura IV.13) mostra histerese negativa e região passiva ampla e estável, o que implica um filme passivo muito estável para todas as condições. Isto está de acordo com Yin et al. (2022), que afirmam que o desempenho do filme de passivação afeta significativamente a resistência à corrosão. Além disso, em suas regiões transpassivas, o menor gradiente da densidade de corrente em relação ao potencial demonstra que danos permanentes não podem se formar na camada passiva. A diferença entre as amostras foi insignificante e não foi observada a formação de pites.

Os ensaios de TCP para determinação da temperatura crítica de pite mostraram a mesma tendência dos ensaios potenciodinâmicos. Embora não se tenha obtido precisamente a TCP de cada condição, a interrupção do ensaio a 85 °C sem ocorrência de pite indica que o TTPS não promoveu efeitos prejudiciais na resistência à corrosão. Este limite é considerado adequado para indicar um comportamento satisfatório do metal de solda ou material de base, sendo também adotado por diferentes autores (Lorenzoni et al., 2019; Frazão et al., 2017; Klapper et al., 2017; Mishra et al., 2015) e algumas normas (ASTM G 48-03). Este é um resultado esperado devido aos teores dos principais elementos de liga, principalmente Cr e Mo, observados nas regiões dendríticas do metal de solda, como mostra a Tabela V.1.

Tabela V.1 - Faixa de composição elementar (em %peso) da região dendrítica dos metais de solda obtida por EDS.

Elemento	Como soldado	600 °C	700 °C	800 °C	900 °C	1000 °C
Cr	22,7 ± 0,2	22,3 ± 0,7	22,4 ± 0,4	22,6 ± 0,1	22,1 ± 0,2	22,5 ± 0,2
Fe	4,9 ± 0,1	3,9 ± 0,7	4,5 ± 0,2	4,3 ± 0,4	4,5 ± 0,2	4,4 ± 0,2
Ni	62,6 ± 0,6	63,7 ± 1,6	62,1 ± 0,5	62,6 ± 0,4	62,0 ± 0,7	62,0 ± 0,5
Nb	2,1 ± 0,4	2,1 ± 0,5	2,0 ± 0,3	1,7 ± 0,1	2,6 ± 0,3	2,3 ± 0,3
Mo	8,6 ± 0,5	8,0 ± 0,8	8,3 ± 0,5	8,0 ± 0,3	8,8 ± 0,3	8,4 ± 0,2

Embora a composição química não possa ser utilizada para prever a resistência à corrosão localizada (Klapper et al., 2017), é importante ressaltar que os resultados também estão associados à baixa fração de fases secundárias. Resultados equivalentes são observados para metais de solda depositados por processos de baixa diluição, como plasma e eletroescória (Alvarães et al., 2020b; Lorenzoni et al., 2019). Para processos convencionais de soldagem a arco, observam-se valores inferiores a 85 °C, mesmo na condição de como soldado (Gittos et al., 2019).

Além disso, conclusões semelhantes foram obtidas nos testes de imersão, pois não foi observado formação de pite e não foi detectado perda de peso para todas as condições. Estes últimos resultados alcançaram os critérios de aceitação para aplicação na indústria do

petróleo (Norsok, 2016), sem pites e perda de massa limitada a um máximo de 4,0 g/m^2. Assim, parece que as fases secundárias observadas em diferentes temperaturas não exercem uma influência notável no desempenho à corrosão dos metais de solda, desde que se apresentem em um percentual baixo como o obtido no presente trabalho. Embora alguns trabalhos (Lorenzoni et al., 2019; Han et al., 2018) assumam que o potencial de pite depende principalmente do teor de Cr, é viável se acreditar que a quantidade de fases secundárias é o principal fator contribuinte para o desempenho da corrosão. Assim, pode-se inferir que os TTPS executados não prejudicaram a resistência à corrosão dos metais de solda, pois a precipitação dentro das regiões interdendríticas não foram significativas, como também observado por outros pesquisadores (Ban et al., 2016; Cortial et al., 1995).

V.4 – Considerações Adicionais

Embora a diluição possa aumentar a aderência das camadas de revestimento, ela afeta negativamente a resistência à corrosão através da contaminação pelos elementos do substrato. Para reduzir a diluição a níveis aceitáveis, são usualmente necessárias pelo menos duas camadas quando os processos convencionais de soldagem a arco são aplicados (Norsok, 2016). Como mostrado anteriormente, o EEFM pode produzir revestimentos soldados de camada única com uma baixa razão de diluição (Alvarães et al., 2020; Alvarães et al., 2020b). Isto gera uma composição química adequada e uma microestrutura homogênea com uma pequena fração de fases secundárias, o que é crucial para os metais de solda submetidos ao TTPS, pois a cinética de transformação de fase é influenciada pelas heterogeneidades químicas e pela microestrutura inicial (Silva et al., 2018). Particularmente, um teor de Fe inferior a 10% em peso é necessário na indústria do petróleo (Norsok, 2016), pois teores mais elevados promovem uma diminuição na solubilidade de Nb e Mo na matriz e o consequente aumento na quantidade de fases secundárias (Abbasi et al., 2022; Banovic et al., 2002), o que torna a liga propensa à corrosão (Abioye et al., 2015; Kreitcberg et al., 2022). Como a microestrutura também depende da composição química, particularmente do teor de Fe, processos de baixa diluição são cruciais para propriedades aceitáveis.

Neste trabalho, a baixa taxa de diluição proporcionada pelo processo EEFM foi fundamental para a obtenção de uma composição química básica do metal de solda, indicando a perspectiva de propriedades satisfatórias. Além do baixo teor de Fe, os teores de Cr, Ni e Mo são próximos ao metal de solda e seguem os valores solicitados para a liga forjada. Essa associação com uma microestrutura homogênea na condição de soldado foi fundamental para evitar uma elevada fração de fases deletérias e, consequentemente, um bom desempenho após o TTPS.

Independentemente das alterações significativas na microestrutura discutidas anteriormente, o TTPS não promoveu efeitos negativos sobre a microdureza e resistência à

corrosão, pois a baixa fração de fases secundárias promoveu apenas pequenas alterações na microdureza e nenhum pite foi observado em todos os ensaios de corrosão. Embora Zahrani et al. (2013) afirmem que a microestrutura é crucial para o desempenho da corrosão, deve-se considerar também a dependência da quantidade de fases deletérias. Assim, resultados aceitáveis não são esperados quando uma alta fração de fases deletérias aumenta além de um determinado nível. O mesmo desempenho foi obtido em outros trabalhos (Ban et al., 2016; Cortial et al., 1995).

Por fim, é importante ressaltar que a ocorrência de segregação é inevitável e é mais evidente nas operações de soldagem independentemente do processo de soldagem. Ela sempre gera alterações na microestrutura, e algumas quantidades de fases secundárias deletérias são obtidas. Assim, a adoção de processos de baixa diluição é um procedimento favorável para minimizar essa questão. Esta tendência foi confirmada em recentes trabalhos de Costa et al. (2024,2024b) utilizando o processo MIG com eletrodo rotativo. Assim, o EEFM pode ser indicado como a seleção preferencial para depositar revestimentos de camada única em superfícies extensas e regulares devido a sua alta taxa de deposição, enquanto pelo menos duas camadas podem ser necessárias para outros processos, como o processo a arco submerso.

Embora alguns pesquisadores (Chattopadhyay et al., 2019) afirmem que o processo eletroescória não seja capaz de produzir revestimento de camada única com qualidade, os presentes resultados confirmam que o metal de solda de camada única depositado pelo processo EEFM pode atingir os requisitos das normas atuais (Norsok, 2016) mesmo após o TTPS, pois não foi evidenciado pite nem perda de massa relevante e o teor de Fe foi inferior a 5% para todas as condições.

CAPÍTULO VI
CONCLUSÕES

Os resultados obtidos neste trabalho indicam que os metais de solda depositados pelo processo EEFM apresentam propriedades de microestrutura e corrosão adequadas após TTPS em diferentes temperaturas. Embora a precipitação das fases γ" e δ tenha sido observada para temperaturas menores do que as observadas em metais base, devido à ocorrência da fase Laves na condição como soldada, a matriz austenítica com baixa quantidade de fases secundárias não prejudicou o desempenho em corrosão dos metais de solda. Isto indica que uma microestrutura mais homogênea na condição como soldado é fundamental para um desempenho satisfatório após o TTPS. Com base neste cenário, sugere-se que o processo EEFM pode ser uma excelente opção para revestimentos soldados na indústria, pois os resultados de corrosão foram equivalentes aos produzidos por outros processos e alguns metais base.

Como principais contribuições desta Tese, destacam-se:

a) A soldagem com processos de baixa diluição, como o processo eletroescória, permite a execução de revestimentos em camada única com atendimento dos requisitos para utilização na indústria, mesmo após a execução de tratamentos térmicos pos-soldagem, visto a obtenção de propriedades de corrosão equivalente a metais base;
b) A solidificação de metais de solda com pequena fração de fases secundárias é fundamental para um bom comportamento após TTPS. Particularmente, um menor percentual de fase Laves significa uma disponibilidade inferior de Nb para formação de outras fases deletérias como a fase delta e;
c) Revestimentos de Inconel 625, depositados pelo processo Eletroescória com Fita Metálica, submetidos a tratamentos térmicos ou expostos na faixa de tempo e temperatura apresentados neste estudo, apresentam propriedades de corrosão aceitáveis para sua aplicação.

CAPÍTULO VII
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como continuidade do presente estudo, permite-se sugerir:

a) Realizar o estudo por tempos prolongados visando avaliar a manutenção das propriedades para aplicação em temperaturas elevadas;

b) Avaliar o comportamento mecânico e a resistência a fadiga dos revestimentos estudados e;

c) Realizar a soldagem por eletroescória com alteração dos parâmetros para redução da espessura de camada obtida.

CAPÍTULO VIII
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABBASI, H.; DERAKHSHANDEH-HAGHIGHI, R. (2022). The effect of filler metal on microstructure and mechanical performance of GTAW inconel 625 at room and elevated temperature. **Int J Pres Vessels Pip** 199:104760. https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2022.104760

ABIOYE, T.E.; MCCARTNEY, T.G.; CLARE, A.T. Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection. **J Mater Process Tech** 2015; 217 :232-240. htts://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.10.024

ALEXANDROV, B.T.; LIPPOLD, J.C.; SOWARDS, J.W.; HOPE, A.T.; SALTZMANN, D.R. Fusion boundary microstructure evolution associated with embrittlement of Niebase alloy overlays applied to carbon steel[J]. **Weld World** 2013; 57(1):39-53. https://doi.org/10.1007/s40194-012-0007-1.

ALVARÃES, C.P.; MADALENA, F.C.A.; SOUZA, L.F.G.; JORGE, J.C.F.; ARAÚJO, L.S.; MENDES, M.C. Performance of the Inconel 625 Weld Overlay Obtained by FCAW **Process, Matéria**, 2019, 24(1), p 1–12. https://doi.org/10.1590/S1517-707620190001.0627

ALVARÃES, C.P.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; ARAÚJO, L.S.; MENDES, M.C.; FARNEZE, H.N. (2020b). Microstructure and corrosion properties of single layer Inconel 625 weld cladding obtained by the electroslag welding process. **J Mater Res Technol** 9(6):16146-16158. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.11.048

ALVARÃES, C..P. Comportamento Microestrutural e de corrosão de revestimentos de liga de níquel 625 depositados pelo processo eletroescória, **Tese de Doutorado**, CEFET-RJ, Novembro, 2020c.

ALVARÃES, C.P.; SANDES, S.S.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; ARAÚJO, L.S.; MENDES, M.C.; DILLE, J. (2020). Microstructural characterization of Inconel 625 nickel-based alloy weld cladding obtained by electroslag welding process. **J Mater Eng Perform** 29:3004-3015. https://doi.org/10.1007/s11665-020-04861-3

API 6A. ISO 10423:2003 (modified): Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment, ed 17, 2004.

ASTM G48 – 2009. Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015

ASTM G61 – 2009. Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys. ASTM International, West Conshohocken, PA , 2009

ASTM G150 – 2013. Standard test method for electrochemical critical pitting temperature testing of stainless steels. Standard ASTM G150-13, West Conshohocken, USA, May, 2013, 1–13

BALDAN, R.; DA SILVA, A.A.A.P.; TANNO, P.M.; DA COSTA, E.T.; BRENTEGANI, J.V.N.; COUTO, A.A. Experimental Investigation of Delta Phase Precipitation in Inconel 625 Superalloy Aged at 550, 625 and 725 °C. **Mater Res**. 2020; 23(1): e20190546. https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2019-0546

BAN, S.; SHIN, Y.; LEE, S.R.; LEE, H. (2016). Corrosion resistance of Inconel 625 overlay welded inside pipes as a function of heat treatment temperature. **Int J Electrochem Sci** 11:7764-7774. https://doi.org/10.20964/2016.09.22

BANOVIC, S.W.; DUPONT, J.N.; MARDER, A.R. (2002). Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steel and nickel base alloys. **Sci Technol Weld Join** 7:374–383. https://doi.org/10.1179/136217102225006804

CHATTOPADHYAY, P.; MEE, V.V.D.; ZHANG, Z. Hybrid electroslag cladding (H-ESC): an innovation in high speed electroslag strip cladding, **Weld. World**, 2019, 63(3), p 663–672

CIESLAK, M.J. The welding and solidification metallurgy of alloy 625. **Weld J** 1991;70(2):49-56.

CORTIAL, F.; CORRIEU, J.M.; VERNOT-LOIER, C. (1995) Influence of heat treatments on microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance of weld alloy 625. **Metall Mater Trans A** 26:1273-1286. https://doi.org/10.1007/BF02670621.

COSTA, J.F.M.; LACERDA, P.L.; MAGALHÃES, H.A.Y.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; MENDES; M.C.; ARAÚJO, L.S.; FARNEZE, H.N. Inconel 625 weld claddings obtained by the GMAW-RE with rotating electrode. **Int J Adv Manuf Technol 132**, 5647–5661 (2024).

COSTA, J.F.M.; MAGALHÃES, H.A.Y.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; MENDES, M.C.; FARNEZE, H.N. Effects of introducing a rotating electrode into arc welding coatings. **J. Mater. Eng. Perform**. (2024b). https://doi.org/10.1007/s11665-024-10261-8

DAI, T.; LIPPOLD, J.C.; Tempering behavior of the fusion boundary region of an F22/625 weld overlay[J]. **Weld J** 2017; 96(12):467-480.

DAI, T.; LIPPOLD, J.C. Tempering effect on the fusion boundary region of alloy 625 weld overlay on 8630 steel. **Weld World** 2018; 62:535-550. https://doi.org/10.1007/s40194-018-0560-3

DAI, T.; WHEELING, R.A.; HARTMAN-VAETH, K.; LIPPOLD, J.C. (2019) Precipitation behavior and hardness response of Alloy 625 weld overlay under different aging conditions. **Weld World** 63:1087-1100. https://doi.org/10.1007/s40194-019-00724-1.

DAI, Z.; SU, Y.; YANG, T.; WANG, Y.; LIANG, X.; WEI, Z.; ZHANG, X. (2022). Study on intermediate temperature brittleness mechanism of Inconel 625 deposited metal. **J Mater Res Technol** 17:1812-1821. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.143

DEVLETLIAN, J.H.; GAO, Y.P.; ZHAO, Q.H.; WOOD, W.E. (1993). Strip cladding of propeller shafts with nickel alloy 625 by electroslag surfacing. **J Ship Prod** 9(3):173-180

DINDA, G.P.; DASGUPTA, A.K.; MAZUMDER, J. (2009). Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: microstructural evolution and thermal stability. **Mater Sci Eng A** 509:98–104. https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.01.009

DUPONT, J.N.; LIPPOLD, J.C.; KISER, S.D. Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys, **Wiley**, New Jersey, 2009.

ELANGO, P.; BALAGURU, S. Welding parameters for Inconel 625 overlay on carbon steel using GMAW. **Indian J Sci Technol** 2015; 8(31):1-5

ESMAILZADEH, E.; ALIOFKHAZRAEI, A.; SARLAK, H. (2018). Interpretation of cyclic potentiodynamic polarization test results for study of corrosion behavior of metals: a review. **Protec Met Phys Chem Surf** 54:976–989.

EVANGELINE, A.; SATHIYA, P. Structure-Property relationships of Inconel 625 Cladding on AISI 316L substrate produced by Hot Wire (HW) TIG metal deposition technique. **Mater Res Express** 2019;6(10). https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab350f

FARKADE, N.; RAVANAN, P.N. Modification in weld overlay for productivity and corrosion resistance, **Int. J. Sci. Technol. Eng.**, 2015, 2(2), p 37-41.

FESHARAKI, M.N.; SHOJA-RAZAVI, R.; MANSOURI, H.A.; JAMALI, H. Evaluation of the hot corrosion behavior of Inconel 625 coatings on the Inconel 738 substrate by laser and TIG cladding techniques. **Optics Laser Technol.** (2018). https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2018.09.011

FLOREEN, S.; FUCHS, G.E.; YANG, W.J. (1994). The metallurgy of 625. In: Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives, **E. A. Loria**, USA, 13-37. https://doi.org/10.7449/1994/SUPERALLOYS_1994_13_37.

FRAZÃO, I.; MAGNABOSCO, R.; DELBLANC, A. (2017). Comparison between stainless steels and nickel alloys through pitting corrosion resistance electrochemical tests. **Mater Res** 24(4):e20200386. https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2020-0386

FREI. J.; ALEXANDROV, B.T.; RETHMEIER, M. Low heat input gas metal arc welding for dissimilar metal weld overlays part III: hydrogen-assisted cracking susceptibility. **Welding in the World**; 2019. https://doi.org/10.1007/s40194-018-0674-7

GITTOS, M.F.; GOOCH, T.G. (1996). Effect of iron dilution on corrosion resistance of Ni-Cr-Mo alloy cladding. **British Corr J** 31(4):309–314. https://doi.org/10.1179/bcj.1996.31.4.309

GOLA, K.; DUBIEL, B.; KALEMBA-REC, I. Microstructural Changes in Inconel 625 Alloy Fabricated by Laser-Based Powder Bed Fusion Process and Subjected to High-Temperature Annealing. **J. of Materi Eng and Perform** 29, 1528–1534 (2020). https://doi.org/10.1007/s11665-020-04605-3

GOPE, D.K.; CHATTOPADHYAYA, S. (2022). Dissimilar welding of nickel based superalloy with stainless steel: influence of post weld heat treatment. **Mater Manufact Proc** 37(2):136-142. https://doi.org/10.1080/10426914.2021.1945095

GORNIKOWSKA, R.; BLICHARSKI, M. Microsegregation and precipitates in Inconel 625 arc weld overlay coatings on boiler pipes. **Arch Metall Mater** 2016; 60(4):2599-2605. https://doi.org/10.1515/amm-2015-0420

GUALCO, A.; SVOBODA, H.G; SURIAN, E.S. Effect of welding parameters on microstructure of Fe-based nanostructured weld overlay deposited through FCAW-S. **Weld Int** 2016; 30(8):573e80

GUO, L.L.; ZHENG, H.Z.; LIU, S.H.; LI, Y.Q.; FENG, C.Y.; XU, X.D. (2016). Effect of heat treatment temperatures on microstructure and corrosion properties of Inconel 625 weld overlay deposited by PTIG. **Int J Electrochem Sc**. 11:5507-5519. https://doi.org/10.20964/2016.07.97

GUO, L.; XIAO, F.; WANG, F.; WEI, W.; HE, Y.; LUO, F. (2020). Influence of heat treatments on microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of Inconel 625 overlay cladded using PTIG. **Mater Res Express** 7(9):096517. https://doi.org/10.1088/2053-1591/abb858

GUO, L.; XIAO, F.; WANG, F.; WEI, Z.; ZHANG, Y. (2021). Effect of post-weld heat treatment temperatures on microstructure, intergranular corrosion resistance, and mechanical properties of 4130 steel with Inconel 625 weld overlay. **J Fail Anal and Preven** 21:1775-1783 https://doi.org/10.1007/s11668-021-01225-4.

GUO, L.; XIAO, F.; WANG, F.; HE, Y.; WEI, W.; ZHANG, Y. Microstructure and corrosion resistance of Inconel 625 overlay welded by pulsed TIG process. **Int J Electrochem Sci**, 16 (2021b) Article ID: 210418, https://doi.org/10.20964/2021.04.11

GUO, L.; CUI, L.; XIAO, F.; XU, B.; WU, Z.; CAO, Y.; WEI, Z. (2023). Influence of process parameters on surface properties and corrosion resistance of Inconel 625 coating prepared by laser cladding. **Int J Electrochem Sci** 18(8):100213.

HAN, J.W.; JUNG, S.H.; CHO, H.; LEE, H.W. Investigation of the weld properties of Inconel 625 based on Nb content. **Int J Electrochem Sci** 2018; 13:2829-2841. https://doi.org/10.20964/2018.03.01

HE, K.; DONG, L.; WANG, Q.; ZHANG, H.; LI, Y.; LIU, L.; ZHANG, Z. (2022). Comparison on the microstructure and corrosion behavior of Inconel 625 cladding deposited by tungsten inert gas and cold metal transfer process. **Surf Coat Technol** 435:128245.

JI, M.; WAN, J.; ZHANG, X.; CHU Y. Effect of Post-Weld Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of ERNiCrMo-3 Weld Metals. **Trans Indian Inst Met** 76, 3031–3039 (2023). https://doi.org/10.1007/s12666-023-03085-y

KAHAR, S.D. Review on electro-slag strip cladded weld overlays, **Int. J. Adv. Eng. Res. Dev.**, 2016, 3(8), p 1-8

KIHARA, E.A.; COSTA, H.L.; FILHO, D.F. Effect of the shielding gas and heat treatment in Inconel 625 coatings deposited by GMAW process. **Coatings** 2024, 14, 396. https://doi.org/10.3390/coatings14040396

KIM, J.S.; PARK, Y.I.; LEE, H.W. (2015). Effects of heat input on the pitting resistance of Inconel 625 welds by overlay welding. **Met Mater Int** 21(2):350-355. https://doi.org/10.1007/s12540-015-4245-9

KIM, J.S.; LEE, H.W. Study on effect of intergranular corrosion by heat input on Inconel 625 overlay weld metal. **Int J Electrochem Sci** 2015b; 10:6454-6464

KLAPPER, H.S.; ZADOROZNE, N.S.; REBAK, R.B. (2017). Localized corrosion characteristics of nickel alloys: a review. **Acta Metall Sin (Engl Lett)** 30:296–305. https://doi.org/10.1007/s40195-017-0553-z

KREITCBERG, A.; BRAILOVSKI, V. (2022). Effect of Fe and C contents on the microstructure and high-temperature mechanical properties of IN625 alloy processed by laser powder bed fusion. **Mater** 15:6606. https://doi.org/10.3390/ma15196606

KUMAR, V.; LEE, C.; VERHAEGHE, G.; RAGHUNATHAN, S. CRA weld overlay—influence of welding process and parameters on dilution and corrosion resistance, in **Stainless Steel World America 2010**, Houston, Texas, USA, 5-7 October 2010 (2010)

LASS, E.A.; STOUDT, M.R.; WILLIAMS, M.E.; KATZ M.B.; LEVINE, LYLE E.; PHAN, T.Q.; GNAEUPEL-HEROLD, T.H.; NG, D.S. Formation of the Ni_3Nb δ-Phase in Stress-Relieved Inconel 625 Produced *via* Laser Powder-Bed Fusion Additive Manufacturing. **Metall Mater Trans A** 48, 5547–5558 (2017). https://doi.org/10.1007/s11661-017-4304-6

LORENZONI, R.A.; GASPARINI, R.P.; SANTOS, A.C.; LUZ, T.S.; MACÊDO, M.C.S. (2019). A study on the intergranular corrosion and pitting resistance of Inconel 625 coating by PTA-P. **Corr Eng Sci Tech** 54(1):62-74, https://doi.org/10.1080/1478422X.2018.1533677

LOURENÇO, J.C.; SOUZA, L.P.; FARIA, M.I.S.T.; NUNES. C.A.; TOMACHUK, C.R.; BAKER, M.A. (2021). Influence of the iron content on the microstructure and electrochemical behavior of as-cast modified Inconel 625. **Corr Sci** 193:109892. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109892

MAHAPATRA, S.; LAHA, A.; DEY, A.; MONDAL, A.; BHOWMIK B. An Overview on Weld Cladding, **Int. J. Sci. Eng. Res.**, 2016, 7(4), p 194– 203

MALEJ, S.; MEDVED J.; BATIČ, B. Š.; TEHOVNIK, F.; GODEC, M. Microstrutural evolution of Inconel 625 during thermal aging. **Metalurgija** 2017; 56(3-4): 319-322.

MANDINA, M.; MAGNASCO, M.; ZAPPAVIGNA, G. The electro-slag cladding process: application, main metallurgical and testing issues in the fabrication of reactors in large thickness 2¼Cre1Moe¼V. **Weld Int** 2014; 28(5):380e96. https://doi.org/10.1080/09507116.2012.753262

MATIAS, J.V.S..; LOURENÇO, M.J.C.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; FARNEZE, H.N.; MENDES, M.C.; ARAÚJO, L.S. (2021). Microstructure and corrosion properties of the AISI 904L weld cladding obtained by the electro slag process. **J Mater Res Technol** 15:5151-5164. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.10.094

MISHRA, A.; RICHESIN, M.D.; REBAK, R.B. (2015). Localized corrosion study of Ni-Cr-Mo alloys for oil and gas applications. In: **Proceedings of the CORROSION 2015**, Dallas, Texas, March 2015. Paper Number: NACE-2015-5802

MOTA, C.A.M.; NASCIMENTO, A.S.; GARCIA, D.N.; SILVA, D.A.S.; TEIXEIRA, F.R.; FERRARESI, V.A. Nickel overlay deposited by MIG welding and cold wire MIG welding. **Weld Int** 2018; 32(9):588e98

UM, Y.; WANG, C.; ZHOU, W.; ZHOU, L. Effect of Nb on δ phase precipitation and the tensile properties in cast alloy IN625. **Metals (Basel)**. 2018; 8(2):86.

NACE MR0175/ISO 15156, Petroleum and Natural Gas Industries Materials for Use in H2S-Containing Environments in Oil and Gas Production, NACE International, Houston (2009).

NAJAFI, M.; BAKHSHAYESH, M.M.; FARZADI, A. (2021). Microstructure and phase analysis of multilayer Ni–Cr–Mo clad for corrosion protection. **Trans Indian Inst Met** 74:1663–1672. https://doi.org/10.1007/s12666-021-02256-z

NIRAJ, T.; YADAV, R. Electro Slag Strip Cladding Process, **Int. J. Mod. Eng. Res.**, 2014, 4(7), 60-64.

NORSOK M-601; Welding and inspection of piping, Standard M-601:2016, Oslo, Norway, April, 2016, 1–34

NORSOK M-001; Materials Selection, rev. 4, 2004

OLIVEIRA, M.M.; COUTO, A.A.; ALMEIDA, G.F.C.; REIS, D.A.P.; LIMA, N.B.; BALDAN, R. (2019). Mechanical behavior of Inconel 625 at elevated temperatures, **Metals** 2019, 9, 301; doi:10.3390/met9030301

PASCHOLD, R.; KARLSSON, L.; GITTOS, M.F. Disbonding of austenitic weld overlays in hydroprocessing applications. **Svetsaren** 2007; 62(1):10e5

PETRZAK, P.; KOWALSKI, K.; BLICHARSKI, M. (2016). Analysis of phase transformations in Inconel 625 alloy during annealing. **Acta Phys Polonica A** 130(4):1041-1044. https://doi.org/10.12693/APhysPolA.130.1041.

RAJANI, H.R.Z.; MOUSAVI, S.A.A.A.; MADANI, S.F. (2013) Comparison of corrosion behavior between fusion cladded and explosive cladded Inconel 625/plain carbon steel bimetal plates. **Mater Des** 43:467-474. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.06.053.

RONG, Y.; CHEN, S.; HU, G.; GAO, M.; WEI, R.P. (1999). Prediction and characterization of variant electron diffraction patterns for γ" and δ precipitates in an Inconel 718 alloy. **Met Mater Trans A** 30A:2297–2303. https:// doi.org/10.1007/s11661-999-0239-x

SAHA, M.K.; MONDAL, A.; HAZRA, R.; DAS, S. Anticorrosion Performance of FCAW Cladding with Regard to the Influence of Heat input, **J. Weld. Join.**, 2018, 36(5), p 61–69. https://doi.org/10.5781/JWJ.2018.36.5.8

SANDES, S.S.; ALVARÃES, C.P.; MENDES, M.C.; ARAUJO, L.S.; SOUZA, L.F.G.; JORGE, J.C.F. (2016). Avaliação de revestimentos de liga de níquel 625 depositados pelo processo eletroescoria. **Sold Insp** 21(4):417-427. http://doi.org/10.1590/0104-9224/SI2104.03

SANNY, O.; ADELEKE, O.; UKOBA, K.; REN, J.; JEN, T. (2022). Application of machine learning models to investigate the performance of stainless steel Type 904 with agricultural waste. **J Mater Res Technol** 20:4487-4499. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.08.076.

SEDIGHI, S.; OSTOVAN, F.; SHAFIEI, E.; TOOZANDEHJANI, M. Microstructural Changes During Stress Relief Heat Treatment of Inconel 625–A106 Carbon Steel Joint. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, 495–505 (2019). https://doi.org/10.1007/s13632-019-00562-z

SHAIKH, M.A.; AHMAD, M.; SHOAIB, K.A.; AKHTER, J.I.; IQBAL, M. Precipitation hardening in Inconel 625. **Mater Sci Technol.** 2000; 16(2):129-32

SHOEMAKER, L. E. (2005). Alloys 625 and 725: In: Proceedings of the Trends in properties and applications – Superalloys 718, 625, and Derivatives – E.A Loria – TMS (**The Mineral, Metals & Material Society**), 2005 http://doi.org/10.7449/2005/Superalloys_2005_409.

SILVA, A.N.; COSTA, E.C.; ALMEIDA, J.G.; MACIEL, T.M.; CAVALCANTE, D.G.L.; PASSOS, T.A. Effect of hydrogen on the mechanical properties of ASTM A182 F22 and ASTM A36 steels welded joint using Inconel 625 as filler and buttering metal. **Mater Res.** 2022; 25:e20210339. https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2021-0339

SILVA, C.C.; ALBUQUERQUE, V.H.C.; MINA, E.M.; MOURA, E.P.P.; TAVARES, J.M.R.S. (2018). Mechanical properties and microstructural characterization of aged nickel-based alloy 625 weld metal. **Mater Trans** 49(5):1653-1673. https://doi.org/10.1007/s11661-018-4526-2.

SILVA, R.G.N.; PEREIRA, A.S.P.; SOUSA, J.M.S.; PEREIRA, M.; SILVA, R.H.G. Tribological comparison of Inconel 625 coatings deposited via laser metal deposition and tungsten inert gas welding process. **J Laser Appl** 2020; 32:022034. https://doi.org/10.2351/7.0000090

SINGHAL, T.S.; JAIN, J.K. GMAW cladding on metals to impart anti-corrosiveness: Machine, processes and materials. **Mater Today Proc** 2020; 26(2):2432e41. https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.518.

SINGH, M.; BHAGI, L.K.; ARORA, H. Effects of shielded metal arc welding process parameters on dilution in hardfacing of mild steel using factorial design. **Adv Mater Proces** 2020:207e20. https://doi.org/10.1007/978-981-15-4748-5_21

STOUDT, M.R.; LASS, E.A.; NG, D.S.; WILLIAMS, M.E.; ZHANG, F.; CAMPBELL, C.E.; LINDWALL, G.; LEVINE, L.E. The influence of annealing temperature and time on the formation of δ-phase in additively manufactured Inconel 625. **Metall Mater Trans A** 2018. https://doi.org/10.1007/s11661-018-4643-y.

SUAVE, L.M.; CORNIER, J.; VILLECHAISE, P.; SOULA, A.; HERVIER, Z.; BERTHEAU, D.; LAIGO, J. Microstructural evolutions during thermal aging of alloy 625: impact of temperature and forming process, **Metall. Mater. Trans. A**, 2014, 45A(7), p 2963–2982. https://doi.org/10.1007/s11661-014-2256-7

SUAVE, L.M.; BERTHEAU, D.; CORMIER, J.; VILLECHAISE, P.; SOULA, A.; HERVIER, Z.; LAIGO, J. Impact of microstructural evolutions during thermal aging of Alloy 625 on its monotonic mechanical properties. MATEC Web of Conferences 14, 21001 (2014b), Conference Eurosuperalloys 2014, Giens, France, May 2014, Vol. 14, **Matec Web of Conferences**, https://doi.org/10.1051/matecconf/20141421001

SUKUMARAN, A.; GUPTA, R.K.; KUMAR, V.A. Effect of heat treatment parameters on the microstructure and properties of Inconel-625 superalloy. **J Mater Eng Perform** 2017;26:3048-3057. https://doi.org/10.1007/s11665-017-2774-8.

SUNDARARAMAN, M.; MUKHOPADHYAY, P.; BANERJEE, S. Carbide precipitation in nickel base superalloys 718 and 625 and their effect on mechanical properties, superalloys 718, 625, 706 Var. Pittsburgh: **The Minerals, Metals & Materials Society**; 1997. p. 367-78

TUMER, M.; KARAHAN, T.; MERT, T. (2020). Evaluation of microstructural and mechanical properties of dissimilar Inconel 625 nickel alloy–UNS S32205 duplex stainless steel weldment using MIG welding. **Weld World** 64:21–35. https://doi.org/10.1007/s40194-019-00825-x

TUMER, M.; MERT, T.; KARAHAN, T. (2021). Investigation of microstructure, mechanical, and corrosion behavior of nickel-based alloy 625/duplex stainless steel UNS S32205 dissimilar weldments using ERNiCrMo-3 filler metal. **Weld World** 65:171–182.

TUOMINEN, J.; KAUBISCH, M.; THIEME, S.; NAKKI, J.; NOWOTNY, S.; VUORISTO, P. Laser strip cladding for large area metal deposition. **Addit. Manuf.**, 2019, 27, p 208–216

VOLPI, A.; SERRA, G. (2018). Weld overlay of highly corrosion resistant nickel, chromium, molybdenum alloys UNS N06059 on low alloy equipment operating at high temperature. In: **Proceedings of the ASME 2018 symposium on elevated temperature application of materials for fossil, nuclear, and petrochemical industries** ETAM2018 April 3-5. ASME; 2018, ETAM2018-6715. Seattle, WA, USA, Paper ETAM2018-6715. https://doi.org/10.1115/ETAM2018-6715

WANG, N.; SHEN, J.; HU, S.; LIANG, Y. (2020). Numerical analysis of the TIG arc preheating effect in CMT based cladding of Inconel 625. **Eng Res Express** 2 015030. https://doi.org/10.1088/2631-8695/ab70e9.

WASIN, M.; DJUKIC, M. External corrosion of oil and gas pipelines: A review of failure mechanisms and predictive preventions (2022) **J Natural Gas Sci Eng** 100 104467. https://doi.org/10.1016/j.jngse.2022.104467.

WELDING HANDBOOK. Welding Processes, Part1. Chapter 10, Volume 2, 9th Edição. **American Welding Society**, Miami, 2004.

XING, X.; DI, X.; WANG, B. The effect of post-weld heat treatment temperature on the microstructure of Inconel 625 deposited metal. **J Alloys Comp** 2014; 593:110-116.

XU, L.; JING, H.; HAN, Y. (2018). Effect of welding on the corrosion behavior of X65/Inconel 625 in simulated solution. **Welding in the World**, 62:363–375. https://doi.org/10.1007/s40194-018-0549-y

XU, L.; ZHANG, J.; HAN, Y.; ZHAO, L.; JING, H. (2019). Insights into the intergranular corrosion of overlay welded joints of X65-Inconel625 clad pipe and its relationship to damage penetration. **Corr Sci** 160 108169. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108169

YIN, Y.; LI, H.; PAN, S.; ZHANG, J.; HAN, Q.; YANG, S. (2022). Electrochemical behaviour of passivation film formed on SLM-fabricated Hastelloy X superalloy surface in 10 wt% NaNO3 solution. **Corrosion Science** 206:110494. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2022.110494

ZAHRANI, E.M.; ALFANTAZI, A.M. (2013). Hot corrosion of Inconel 625 overlay weld cladding in smelting off-gas environment. **Met Mat Trans A** 44A:4671–4699. https://doi.org/10.1007/s11661-013-1803-y

ZHANG, M.T.; LIANG, X.H.; ZHANG, X.F.; LIU, M.; CHU, Q.K.; ZHOU, X. (2022). Effects of heat treatment on microstructure and properties of Inconel 625 alloy blades prepared by selective laser melting. **Int J Electrochem Sci** 17220112.

ZHANG, Z.; HAN, B.Q.; HUANG, J.Y.; HAN, Y.H.; ZHOU, Y.; KAKEGAWA, K.; LAVERNIA, E.J. Mechanical behavior of cryomilled Ni superalloy by spark plasma sintering. **Metall Mater Trans A** 2009; 40A :2023-2029. DOI: 10.1007/s11661-009-9914-1

ZHU, Z.; SUI, Y.; DAI, A.; CAI, Y.; XU, L.; WANG, Z.; CHEN, H.; SHAO, X.; LIU, W. Effect of aging treatment on intergranular corrosion properties of ultra-low iron 625 alloy. **Int J Corrosion**. 2019 Article ID 9506401, https://doi.org/10.1155/2019/9506401