

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA CELSO SUCKOW DA
FONSECA
COORDENAÇÃO DO CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**BERNARDO BERLANDEZ DE AZEVEDO ALVES
PEDRO LUIZ ARAÚJO DA SILVA**

**CARACTERIZAÇÃO DOS EFEITOS DE DIFERENTES FORMAS DE
PROCESSAMENTO NA MICROESTRUTURA E NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO
DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32760**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

**RIO DE JANEIRO
2022**

**BERNARDO BERLANDEZ DE AZEVEDO ALVES
PEDRO LUIZ ARAÚJO DA SILVA**

**CARACTERIZAÇÃO DOS EFEITOS DE DIFERENTES FORMAS DE
PROCESSAMENTO NA MICROESTRUTURA E NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO
DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32760**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica, da Coordenação do Curso de Engenharia Mecânica, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca.

Orientador: Prof. Dr. Humberto Nogueira Farneze

RIO DE JANEIRO

2022

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

A474 Alves, Bernardo Berlandez de Azevedo
Caracterização dos efeitos de diferentes formas de
processamento na microestrutura e na resistência à corrosão do
aço inoxidável superduplex UNS S32760 / Bernardo Berlandez de
Azevedo Alves [e] Pedro Luiz Araújo da Silva. — 2022.
82f. : il.(algumas color). ; enc.

Projeto Final (Graduação) Centro Federal de Educação
Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2022.

Bibliografia : f. 75-82

Orientador: Humberto Nogueira Farneze

1. Engenharia mecânica. 2. Aço inoxidável. 3. Microestrutura. 4.
Corrosão. I. Silva, Pedro Luiz Araújo da. II. Farneze, Humberto
Nogueira (Orient.). III. Título.

CDD 621

AGRADECIMENTOS

A Deus pela oportunidade, por ter amparado e guiado nossos caminhos para que fosse possível a conclusão do nosso curso de graduação.

Ao Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca (CEFET/RJ) pela oportunidade de estudo. A todos os professores que fizeram parte de nossas trajetórias dentro da faculdade. Ao Professor Dr. Humberto Nogueira Farneze, por toda orientação, incentivo e suporte durante a etapa de conclusão deste trabalho. Aos servidores, Hiron e Marcelo do Laboratório de Materiais, pelo auxílio durante as atividades e ensaios realizados no campus da faculdade. Ao Paulo Fernando, do Laboratório de Tecnologia Mecânica da UFF pelo apoio na etapa de preparação das amostras. Ao Cássio e Alan, do Instituto Nacional de Tecnologia (INT), por disponibilizar as ferramentas e viabilizar a análise por microscopia eletrônica de varredura.

Aos nossos pais, Marylene Berlandez de Azevedo e Castro, Klinger Monteiro Alves, Luiz Fernando Vieira da Silva e Elizabeth Cristina Silva de Araújo, pela nossa educação, por terem sempre apoiado nossas escolhas e por todo o esforço realizado para que pudessemos ter boas condições de estudo desde a infância. Temos convicção de que tudo que foi ensinado por vocês irá refletir nos profissionais que iremos nos tornar.

Aos nossos avós, Maria Helena Berlandez (em memória), Seraphin Claude de Azevedo (em memória), Raimundo Monteiro (em memória) e tio-avô Alberto Berlandez Pedrosa (em memória), Neuza Silva de Araújo, Epaminondas Dias de Araújo (em memória), por terem sido os exemplos de superação, dedicação e perseverança em minha vida. Através da história de vocês, e durante nossa convivência, podemos absorver a essência de cada um e nos tornarmos pessoas melhores e evoluir espiritualmente.

As nossas irmãs, Marcela Berlandez, Isabela Berlandez e Nathalia Cristina Araújo da Silva, por todos os conselhos, ensinamentos e o exemplo de mulheres fortes que vocês são e que me inspiram.

A Gabriela Quintes, minha namorada e companheira de vida. Tivemos o prazer de crescer juntos, com um sempre apoiando o outro e com certeza sem você muitos feitos e conquistas não teriam sido concretizados. Obrigado por todo o carinho e atenção, por ter sempre acreditado em mim, por ter sido uma fortaleza mesmo nos meus momentos mais complicados. Com certeza nossa história tem uma fundação sólida que só iremos fortalecer ao longo do tempo.

A Ana Romanelli por todo apoio e suporte em todos os momentos durante a faculdade, vida pessoal e profissional.

Aos nossos amigos, em especial a Luisa Durão, Karina da Hora, Thiago Mendes, Gabriel, Marianna, Rômulo e Fernanda, por nossos caminhos terem se cruzado e ter a possibilidade de conhecer essas pessoas maravilhosas que estão sempre a postos para ajudar em tudo que é preciso. por todo o apoio, orações, encontros e conversas durante essa longa jornada.

RESUMO

Na família dos aços inoxidáveis superduplex (AISD) destaca-se o aço UNS S32760, por apresentar uma elevada resistência mecânica e excelente resistência à corrosão. Sendo vastamente utilizado para a confecção de trocadores de calor, tubos para transporte de óleo e gás, componentes estruturais e equipamentos sujeitos a contato com água salgada e substâncias ricas em cloretos. Entretanto, as etapas de processamento necessárias para a produção dessas peças e componentes, fabricados com este aço, podem resultar em mudanças microestruturais. A exposição desse material à elevadas temperaturas, que podem facilmente ser alcançadas em serviço, pode resultar na progressiva formação de fases intermetálicas, que tendem a afetar as propriedades supracitadas. Neste contexto, o presente trabalho buscou avaliar os efeitos dos processos de fabricação na microestrutura e na resistência à corrosão do aço inoxidável superduplex UNS S32760 nas distintas condições de fundido, laminado e forjado. Para este estudo foi efetuado o tratamento de envelhecimento termico à 550°C por 4h e 8h. Nestas condições foram realizadas caracterizações microestruturais por microscopias ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e permeabilidade magnética. A propriedade mecânica foi avaliada através da microdureza para todas as amostras. A resistência à corrosão foi avaliada por ensaios de polarização eletroquímica de reativação cíclica (PERC) em solução contendo 2,5M H₂SO₄ + 0,1M KSCN + 1M NaCl, conforme a Norma ASTM G108 e polarização potenciodinâmica cíclica, em solução de 3,5% de NaCl, conforme a Norma ASTM G 61. Os resultados obtidos indicaram que as amostras forjadas apresentaram maior redução de resistência a corrosão, evidenciada pelos maiores graus de sensibilização apresentados e pelos menores potenciais de formação de pites, quando comparadas as demais condições avaliadas nesse estudo, convergindo com os aspectos microestruturais encontrados.

Palavras-chaves: UNS S32760, Microestrutura, Corrosão, Pite, Sensibilização.

ABSTRACT

In the superduplex stainless steel (AISD) family, UNS S32760 stands out, as it has high mechanical strength and excellent corrosion resistance. It is widely used for the manufacture of heat exchangers, tubes for transporting oil and gas, structural components and equipment subject to contact with salt water and substances rich in chlorides. However, the processing steps necessary for the production of these parts and components, manufactured with this steel, can result in microstructural changes. The exposure of this material to high temperatures, which can easily be reached in service, can result in the progressive formation of intermetallic phases, which tend to affect the aforementioned properties. In this context, the present work sought to evaluate the effects of manufacturing processes on the microstructure and corrosion resistance of UNS S32760 superduplex stainless steel under different casting, rolled and forged conditions. For this study, the thermal aging treatment was carried out at 550°C for 4h and 8h. Under these conditions, microstructural characterizations were performed by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and magnetic permeability. The mechanical property was evaluated through microhardness for all samples. Corrosion resistance was evaluated by cyclic reactivation electrochemical polarization (PERC), tests in a solution containing 2.5M H₂SO₄ + 0.1M KSCN + 1M NaCl, according to ASTM G108 Standard and cyclic potentiodynamic polarization tests in a 3.5% solution of NaCl, according to ASTM G 61 Standard. The results obtained indicated that the forged samples showed a greater reduction in corrosion resistance, evidenced by the higher degrees of sensitization presented and by the lower pitting corrosion potentials, when compared to the other conditions evaluated in this study, converging with the microstructural aspects found.

Keywords: UNS S32760, Microstructure, Corrosion, Pitting, Sensitization.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Passividade dos aços-cromo expostos durante 10 anos a uma atmosfera industrial. Fonte: CHIAVERINI, 1988.....	20
Figura 2 – Diagrama TTT esquemático das fases precipitadas nos AID e AISD. Fonte: PARDAL et. al, 2013.	23
Figura 3 – Formação da fase chi (χ) e crescimento da fase sigma (σ), em um aço inoxidável duplex. Fonte: OLIVEIRA, 2014.	24
Figura 4 – Precipitados de alfa linha (α') analisados por microscopia eletrônica de transmissão (MET). Fonte: OTÁROLA et. al, 2005.	25
Figura 5 – Imagem obtida por MET apresentando os carbeto $Cr_{23}C_6$ precipitados na interface δ/γ em um SAF 2205 envelhecido a 800°C por 30 min. Fonte: OLIVEIRA, 2014.	26
Figura 6 – Precipitados de Nitretos de Cromo nos grãos de ferrita (δ) no aço UNS 32760 solubilizado a 1220°C. Fonte: MIRANDA, 2011.	27
Figura 7 – Corrosão uniforme em chapas de aço-carbono. Fonte: KRELLING, 2021.....	28
Figura 8 – Corrosão por placas em uma chapa de aço-carbono. Fonte: KRELLING, 2021....	30
Figura 9 – Princípio esquemático de aeração diferencial. Fonte: Mecânico das Aeronaves....	31
Figura 10 – Corrosão no interior de juntas sobrepostas. Fonte: GENTIL, 2003.....	31
Figura 11 – Corrosão sob tensão em tubulação de aço inoxidável. Fonte: OLIVEIRA, 2012.	32
Figura 12 – Variações na formação do pite em superfícies metálicas. Fonte: ROBERGE, 1999 [MODIFICADO].	33
Figura 13 – Representação da formação de Carbeto de Cromo na região intergranular. Fonte: CARVALHO, 2018.	34
Figura 14 – Microscopia de peça de AID fundido. Fonte: MATIAS et. al, 2016.	35
Figura 15 – Aspecto Superficial de peça de aço inoxidável duplex obtida por processo de fundição. Fonte: RMC – “ <i>Reliable Manufacturing Company</i> ”.....	36
Figura 16 – Desenho esquemático do Processo de laminação. Fonte: KRELLING, 2021.	36
Figura 17 – Acabamento superficial de peça laminada. Fonte: Aços Nobres.	37
Figura 18 – Microestrutura do AISD UNS S32750 laminado, no estado como recebido. Fonte: LONDOÑO, 2001.	37
Figura 19 – Segregação de impurezas de peças laminadas. Fonte: KRELLING, 2021.	38
Figura 20 – Exemplo de peça obtida através do processo de forjamento e aspecto superficial. Fonte: USP.....	39
Figura 21 – Microscopia de peça de AISD forjada. Fonte: COJOCARU et. al, 2017.....	39

Figura 22 – Microestrutura do AISD S32760 como recebido. (a) Analisado no MO. Aumento de 500x. (b) Analisado por MEV. Aumento de 8000x. Ataque: NaOH. Fonte: OLIVEIRA, 2014 [MODIFICADO].	41
Figura 23 – Microestrutura do AISD S32760 envelhecido a 850°C durante 10 minutos. (a) Analisado no MO. Aumento de 500x. (b) Analisado por MEV. Aumento de 4000x. Ataque: NaOH. Fonte: OLIVEIRA, 2014.	42
Figura 24 – Microestrutura do AISD S32760 envelhecido a 850°C durante 1 hora. (a) Analisado no MO. Aumento de 500x. (b) Analisado por MEV. Aumento de 2000x. Ataque: NaOH. Fonte: OLIVEIRA, 2014.	42
Figura 25 – Microestrutura do AISD S32760 tratado 550°C por 2 horas. Ataque: KOH 56%. Fonte: LEITE, 2009.	43
Figura 26 – Microestrutura do AISD S32760 solubilizado e envelhecido 550°C por 24 horas. (a) Analisado no MO. (b) Analisado por MEV. Ataque: KOH. Fonte: PARDAL, 2009.	44
Figura 27 – Equipamento utilizado para corte das amostras. (a) Visão geral do equipamento. (b) Placa de identificação da máquina e suas especificações. Fonte: AUTORES, 2022.	46
Figura 28 – Resultado parcial após processo de corte e imagem das amostras. Fonte: AUTORES, 2022.	47
Figura 29 – Ferritoscópio FMP30 da marca FERITSCOPE. Fonte: AUTORES, 2022.	49
Figura 30 – Ensaio de permeabilidade magnética. Fonte: VALLE, et. al, 2019.	50
Figura 31 – Célula eletrolítica preparada para o ensaio PERC: ER: eletrodo de referência; ET: eletrodo de trabalho; CT: contra eletrodo de platina. Fonte: AUTORES, 2022.	52
Figura 32 – Amostras em etapa intermediária de preparação para o ensaio de corrosão. Fonte: AUTORES, 2022.	52
Figura 33 – Padrões de curvas de aços duplex para o ensaio PERC. (a) Amostra solubilizada. (b) Amostra envelhecida por 4 horas. (c) Amostra envelhecida por 6 horas. Fonte: MORAIS et. al, 2012.	53
Figura 34 – Célula eletroquímica em banho maria. (a) Equipamento NOVA para o banho maria. (b) Célula eletroquímica. ER: eletrodo de referência; ET: eletrodo de trabalho; CT: contra eletrodo de platina. Fonte: AUTORES, 2022.	55
Figura 35 – Determinação do Potencial de Pite (E_{PITE}) e do Potencial de Circuito Aberto (E_{PCA}).	55
Figura 36 – Microestrutura obtida do AISD UNS S32760 laminado como recebido (L0). (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.	56
Figura 37 – Microestrutura obtida do AISD UNS S32760 laminado envelhecido à 550°C por 4 horas (L4). (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.	57
Figura 38 – Microestrutura obtida do AISD UNS S32760 laminado envelhecido à 550°C durante 8 horas (L8). (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.	58

Figura 39 – Microestrutura do AISD UNS S32760 fundido como recebido (F0). (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.....	59
Figura 40 – Microestrutura do AISD UNS S32760 fundido envelhecido à 550°C durante 4 horas (F4). (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.	59
Figura 41 – Microestrutura do AISD UNS S32760 fundido envelhecido à 550°C durante 8 horas (F8). (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.	60
Figura 42 – Microestrutura do AISD UNS S32760 forjado como recebido (FO0). (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.....	61
Figura 43 – Microestrutura do AISD UNS S32760 forjado envelhecido à 550°C durante 4 horas (FO4). (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.	61
Figura 44 – Microestrutura do AISD UNS S32760 forjado envelhecido à 550°C durante 8 horas (FO8) Behara. (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.....	62
Figura 45 – Variação específica de ferrita (δ) do AISD UNS S32760 em relação a condição como recebida. Fonte: AUTORES, 2022.	63
Figura 46 – Microdurezas do AISD UNS S32760 em função das condições de processamento e envelhecimento térmico. Fonte: AUTORES, 2022.	65
Figura 47 – Curva de polarização para as amostras laminadas. (a) Como recebida. (b) Com tratamento térmico de 4 horas. (c) Com tratamento térmico de 8 horas. Fonte: AUTORES, 2022.	66
Figura 48 – Curva de polarização para as amostras forjadas. (a) Como recebida. (b) Com tratamento térmico de 4 horas. (c) Com tratamento térmico de 8 horas. Fonte: AUTORES, 2022.	68
Figura 49 – Curva de polarização para as amostras fundidas. (a) Como recebida. (b) Com tratamento térmico de 4 horas. (c) Com tratamento térmico de 8 horas. Fonte: AUTORES, 2022.	69
Figura 50 – Curva de polarização para as amostras fundidas. (a) Como recebida. (b) Com tratamento térmico de 4 horas. (c) Com tratamento térmico de 8 horas. Fonte: AUTORES, 2022.	70
Figura 51 – Curva de potencial de formação de pite para amostras. (a) Fundidas. (b) Laminadas. Fonte: AUTORES, 2022.	71
Figura 52 – Curva de potencial de formação de pite das amostras forjadas. Fonte: AUTORES, 2022.	72

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química dos aços inoxidáveis duplex e superduplex forjados e laminados.....	17
Tabela 2 – Aplicações AID e AISD.	18
Tabela 3 – Série de Potenciais de Eletrodo Padrão.	29
Tabela 4 – Classificação do processo quanto a temperatura.	40
Tabela 5 – Composição Química e PRE do aço superduplex UNS S32760.	41
Tabela 6 – Dados da ferritoscopia para os AISD S32760 envelhecido a 850°C em diferentes tempos.....	43
Tabela 7 – Características dos materiais recebidos.	45
Tabela 8 – Composições químicas dos materiais recebidos (% em peso). (Fe) balanço.....	45
Tabela 9 – Dimensões e distribuição das amostras.	46
Tabela 10 – Identificação e quantidades para cada condição analisada.	47
Tabela 11 – Percentual de ferrita (δ) por amostra.	62
Tabela 12 – Medidas de microdurezas do AISD UNS S32760 em função das condições de processamento e envelhecimento térmico.	65
Tabela 13 – Parâmetros obtidos das curvas de polarização potenciodinâmica cíclica.....	72

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1	13
1 INTRODUÇÃO	13
CAPÍTULO 2	15
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E SUPERDUPLEX	15
2.2 PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA E SEUS EFEITOS	18
2.2.1 Cromo (Cr).....	19
2.2.2 Molibdênio (Mo).....	20
2.2.3 Níquel (Ni).....	20
2.2.4 Nitrogênio (N).....	21
2.2.5 Manganês (Mn).....	21
2.2.6 Cobre (Cu).....	21
2.2.7 Tungstênio (W)	22
2.2.8 Silício (Si)	22
2.3 PRINCIPAIS FASES SECUNDÁRIAS FORMADAS	22
2.3.1 Fase Sigma (σ).....	23
2.3.2 Fase Chi (χ)	24
2.3.3 Austenita Secundária (γ_2)	24
2.3.4 Fase Alfa Linha (α')	25
2.3.5 Carbetos de Cromo.....	26
2.3.6 Nitretos de Cromo	27
2.3.7 Fase R.....	27
2.4 RESISTÊNCIA A CORROSÃO DOS AID E AISD	28
2.4.1 Corrosão Generalizada	28
2.4.2 Corrosão Galvânica.....	29
2.4.3 Corrosão por Placas.....	30
2.4.4 Corrosão por Aeração Diferencial	30
2.4.5 Corrosão Localizada.....	31
2.4.5.1 Corrosão por frestas	31
2.4.5.2 Corrosão sob tensão	32
2.4.5.3 Corrosão puntiformes ou pites	32
2.4.5.4 Corrosão intergranular	33
2.5 EFEITOS DOS PROCESSOS DE FABRICAÇÃO.....	34
2.5.1 Aspectos do Processo de Fundição	35
2.5.2 Aspectos do Processo de Laminação	36
2.5.3 Aspectos do Processo de Forjamento.....	38
2.6 O AÇO SUPERDUPLEX UNS S32760	40
CAPÍTULO 3	45
3 MATERIAIS E MÉTODOS	45
3.1 MATERIAIS	45
3.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	45
3.3 TRATAMENTO TÉRMICO.....	47
3.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	48
3.4.1 Microscopia Óptica	48

3.4.2 Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV).....	48
3.4.3 Permeabilidade Magnética	48
3.5 PROPRIEDADES MECÂNICAS	51
3.5.1 Ensaio de Microdureza	51
3.6 ENSAIO DE CORROSÃO	51
3.6.1 Polarização Eletroquímica com Reativação Cíclica (PERC).....	51
3.6.2 Polarização Potenciodinâmica Cíclica	54
CAPÍTULO 4	56
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	56
4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	56
4.1.1 Amostras Laminadas	56
4.1.2 Amostras Fundidas.....	58
4.1.3 Amostras Forjadas.....	60
4.2 PERMEABILIDADE MAGNÉTICA	62
4.3 MICRODUREZA	64
4.4 POLARIZAÇÃO ELETROQUÍMICA COM REATIVAÇÃO CÍCLICA	66
4.4.1 Amostras laminadas	66
4.4.2 Amostras Forjadas.....	67
4.4.3 Amostras Fundidas.....	68
4.5 POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA CÍCLICA.....	70
CAPÍTULO 5	73
5 CONCLUSÃO.....	73
CAPÍTULO 6.....	74
6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	74
REFERÊNCIAS	75

CAPÍTULO 1

1 INTRODUÇÃO

O aço inoxidável surperduplex (AISD) UNS S32760, também denominado de aço inoxidável austeno-ferrítico, é uma liga ferrosa que combina uma elevada resistência mecânica com altos valores de resistência à corrosão, produto da fina microestrutura bifásica composta de proporções semelhantes das fases ferrita (δ) e austenita (γ) e, principalmente, pela presença dos elementos Cr, Mo e N contidos em solução sólida, estendendo assim suas aplicações a peças trabalhadas (“*wrought*”) e fundidas (“*cast*”) em instalações “*offshore*” e nos setores energético e naval, com grande aplicação em reatores, trocadores de calor, tubulações, bombas e vasos de pressão. Entretanto, muitos cuidados devem ser levados em consideração nos processos de fabricação desta classe de aço inoxidável, tais como no tratamento térmico, conformação a quente e/ou nos processos de solidificação que podem conduzir ao desbalanço microestrutural e à precipitação de fases deletérias, afetando negativamente a tenacidade e resistência à corrosão do material (GUNN, 2003; MARTINS et. al, 2007; TAVARES et. al, 2018)

A avaliação da integridade do aço UNS S32760, quando submetido às altas temperaturas, e os efeitos das mudanças microestruturais produzida por diferentes formas de processamento, na microestrutura e na resistência à corrosão deste material é de grande interesse, tanto para as indústrias de processos, como para os setores naval e “*offshore*”. Tal importância é devido ao fato de muitos processos de deformação plástica e solidificação em aços inoxidáveis superduplex (AISD) serem muito empregados na fabricação de equipamentos e acessórios de tubulações para aplicações em produtividade contínua com elevada temperatura. Portanto, a caracterização das mudanças microestruturais e da resistência à corrosão gerada é de grande relevância, já que a forma processamento fabril pode alterar significativamente o desempenho do AISD, quando utilizado em diversos componentes industriais, tais como tubulações e vasos de pressão (MAGNABOSCO, 2001; GARCIA, 2012; PARDAL et. al, 2013).

Neste contexto, este trabalho tem como objetivo realizar o estudo comparativo do aço inoxidável superduplex UNS S32760 obtido através dos processos de laminação, fundição e forjamento, buscando avaliar os efeitos do tratamento de envelhecimento térmico à 550°C durante 4 e 8 horas, na microestrutura e da resistência à corrosão destes materiais.

Para isso, este trabalho foi dividido em seis capítulos:

O primeiro capítulo trata-se de uma introdução, trazendo uma contextualização a respeito do tema do trabalho.

O segundo capítulo diz a respeito da revisão bibliográfica, onde será discutido sobre os aços inoxidáveis duplex e superduplex, os principais elementos de liga encontrados em suas composições e as fases que tendem a precipitar. Será também abordado os tipos de corrosão encontrados e as diferentes formas de processo para obtenção dos aços inoxidáveis superduplex.

O terceiro capítulo diz a respeito a parte de materiais e métodos utilizados durante a parte experimental do trabalho.

No quarto capítulo serão apresentados os resultados obtidos e discussão.

O quinto capítulo falará a respeito das conclusões finais deste projeto.

O sexto capítulo, apresentará sugestões para trabalhos futuros.

CAPÍTULO 2

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E SUPERDUPLEX

A liga de aço convencional é composta minimamente pelos elementos químicos ferro (Fe), carbono (C) e outras impurezas em menor proporção. Através da variação percentual de cada elemento, foi viabilizado a criação das ligas de aços inoxidáveis. Para as ligas de aço inoxidáveis (AI), serem caracterizadas de tal forma, elas necessitam de um percentual mínimo de 10,5% de cromo (Cr). Sendo este o principal elemento desta categoria, responsável em prover a propriedade de elevada resistência à corrosão (CHIAVERINI, 2005).

Em um panorama geral, os aços inoxidáveis (AI) têm extrema importância em diversos ramos industriais e suas aplicações podem ser das mais diversas, se caracterizando como um tipo de material altamente relevante para a fabricação de componentes críticos como vasos de pressão, válvulas e tubos, como também para simples aplicações domésticas, abrangendo utensílios e eletrodomésticos (MONFERRATO, 2021).

Entre as classes dos aços inoxidáveis (AI) é possível verificar a existência de grupos que são categorizados em função da adição de determinados elementos de liga e, conseqüentemente, da microestrutura obtida à temperatura ambiente. Dentre estes grupos, estão os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD), que são ligas bifásicas de alta resistência mecânica e à corrosão. Tais propriedades são oriundas da quantidade das fases ferrita (δ) – estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) – e austenita (γ) – estrutura cúbica de face centrada (CFC) – que terão suas proporções variadas de acordo com a composição química dos aços e o tratamento térmico aplicado (MATIAS et. al, 2016; LEITE, 2009).

Os aços inoxidáveis duplex existem há mais de 80 anos, sendo as primeiras ligas de cromo, níquel e molibdênio produzidas em 1930 na Suécia e aplicadas na indústria de celulose com o objetivo de minimizar problemas de corrosão intergranular que eram recorrentes nos aços austeníticos com alto teor de carbono (IMOA, 2012).

Historicamente os AID são divididos em três gerações:

- **Primeira geração:** os aços inoxidáveis duplex possuíam boas características de desempenho, porém suas aplicações eram limitadas em processos que necessitavam de soldagem. Nestes casos as zonas termicamente afetadas (ZTA)

das soldas possuíam baixa tenacidade devido ao excesso de ferrita (δ), e uma resistência a corrosão reduzida quando comparado ao metal base (IMOA, 2012).

- **Segunda geração:** fase caracterizada pela adição do nitrogênio nos aços duplex com a invenção, em 1968, do processo de refino do aço inoxidável AOD (“*Argon Oxygen Decarburization*”), o que proporcionou o aumento da tenacidade e da resistência à corrosão na ZTA. Devido ao desenvolvimento de plataformas offshore houve a demanda por aços com propriedades mecânicas superiores e de maior resistência à corrosão. A adição do nitrogênio nas ligas tornou possível atingir valores ainda maiores de resistência mecânica e à corrosão. Por consequência do aumento da resistência, foi possível reduzir a espessura das estruturas dos equipamentos e, com isso, o peso das plataformas (IMOA, 2012).
- **Terceira geração:** devido a necessidade do desenvolvimento de materiais para aplicações em ambientes mais agressivos surgiram, a partir dos AID, os AISD. Os aços dessa geração possuem uma maior quantidade de teores de elementos de liga – 25% Cr, 6-7% Ni, 3-4% Mo – o que melhora suas propriedades físicas – principalmente a tenacidade e resistência à corrosão (SOUZA, 2016; GUNN, 1997).

O grande diferencial entre os AID e AISD está no índice de equivalência de resistência ao pite ou PRE (“*Pitting Resistance Equivalent*”), um número empírico que informa o nível de resistência à corrosão por pites dos aços inoxidáveis. Valores de PRE acima de 40 são característicos de AISD, enquanto valores inferiores a 40 são característicos de AID. O cálculo do PRE de um aço inoxidável é apresentado na Equação 1 (GUNN, 1997).

$$\text{PRE} = \% \text{Cr} + 3,3 \times (\% \text{Mo}) + 16 \times (\% \text{N}) \quad (1)$$

Com a adição de elementos de liga, a Equação 1 pode sofrer variações, como é o caso da Equação 2, que considera o tungstênio (W) no cálculo do PRE (GUNN, 1997).

$$\text{PRE}_w = \% \text{Cr} + 3,3 \times (\% \text{Mo} + 0.5 \times \% \text{W}) + 16 \times (\% \text{N}) \quad (2)$$

A Tabela 1 apresenta a composição química e o PRE dos AID forjados e laminados da primeira, segunda e terceira gerações.

Tabela 1 – Composição química dos aços inoxidáveis duplex e superduplex forjados e laminados.

Designação UNS	Cr	Mo	Ni	Cu	Mn	C	N	Outros	PRE
Aços Inoxidáveis Duplex – Primeira Geração									
S31500	18,5	2,7	4,9	-	1,2-2,0	0,03	0,05-1	1,7Si	27
S32404	21	2,2	6	1,4	2	0,04	-	-	28
S32900	26	1,5	4,5	-	1	0,08	-	-	31
Aços Inoxidáveis Duplex – Segunda Geração									
“Lean” Duplex									
S32001	20	0,6	1,6	-	4,0-6,0	0,03	0,05-0,17	-	22
S32101	21	0,4	1,5	0,5	4,0-6,0	0,04	0,20-0,25	-	26
S32202	22,5	0,4	2,2	2		0,03	0,18-0,26	-	27
S32304	23	0,3	4	0,3	2,5	0,03	0,05-0,20	-	26
S82011	21	0,4	1,5	2,0-3,0		0,03	0,15-0,27	-	26
S82012	19,5	0,3	1,2	-	2,0-4,0	0,05	0,16-0,26	-	25
S82013	20	-	1	0,8	2,5-3,5	0,06	0,20-0,30	-	24
S82122	21	0,6	2	1	2,0-4,0	0,03	0,15-0,20	-	25
“Lean” Duplex – Contendo Molibdênio									
S32003	22	1,8	3,3	-	2	0,03	0,14-0,20	-	30
S81921	21	1,5	3	-	2,0-4,0	0,03	0,14-0,20	-	27
S82031	21	1	3	-	2,5	0,05	0,14-0,24	-	27
S82121	21,5	0,8	3	-	2	0,04	0,15-0,25	-	27
S82441	23,5	1,5	3,5	-	2,5-4,0	0,03	0,20-0,30	-	33
Duplex “Padrão”									
S31803	21	2,7	5	-	2	0,03	0,08-0,20	-	31
S32205	22	3	5	-	2	0,03	0,14-0,20	-	35
S31200	25	1,7	6	-	2	0,03	0,14-0,20	-	32
S32950	26,5	1,5	4,8	-	2	0,03	0,15-0,35	-	34
S31260	25	3	7	0,5	1	0,03	0,10-0,30	0,3W	37
S32808	27	1	7	-	1,1	0,03	0,30-0,40	2,3W	39
Superduplex									
S32506	25	3	6	-	1	0,03	0,08-0,20	0,15W	40
S32520	25	4	6,5	1	1,5	0,03	0,20-0,35		41
S32550	25	3,5	6	2	1,5	0,04	0,10-0,25		40
S32750	25	4	7	-	1,2	0,03	0,24-0,32		42
S32760	25	3,5	7	0,7	1	0,03	0,20-0,30	0,7W	41
S32906	28	2	6	-	0,8-1,5	0,03	0,30-0,40	-	40
S39274	25	3	7	0,5	1	0,03	0,24-0,32	1,8W	42

Fonte: IMO, 2012 [MODIFICADO].

Dentre as principais propriedades que se destacam nos AID e AISD estão a boa resistência mecânica e à corrosão em temperaturas elevadas, sendo aços com boa resistência à fluência. Os AID apresentam maior resistência sob tensão e a tenacidade em relação aos aços austeníticos. Já quando comparado aos aços ferríticos, os AID possuem maior soldabilidade, menores chances de fragilização por hidrogênio, maior tenacidade à fratura e capacidade operar em serviços em temperaturas menores sem ocorrência de fratura frágil. Tais características –

somadas a excelente resistência à corrosão por pites e frestas – possibilitam sua aplicação em larga escala em ambientes mais agressivos, como na indústria naval e “*offshore*” (LONDOÑO, 2001).

A Tabela 2 apresenta algumas aplicações dos AID e AISD assim como seus respectivos PRE.

Tabela 2 – Aplicações AID e AISD.

Aplicações	23% Cr, sem Mo PRE = 25	22% Cr + Mo 30 < PRE < 36	25% Cr 32 < PRE < 40	26% - 27% Cr PRE > 40
Indústria Química	Tubulações	Bombas, tanques de produtos químicos, serpentinas para fusão de enxofre e centrífugadores	Extratores de uréia, reatores agitadores e trocadores de calor	Evaporação salina, tubulações, bombas, sistemas de refrigeração de água do mar
Indústria Petroquímica (<i>Onshore</i>)	Reatores tubulares com revestimento de aço carbono	Unidades de dessalinização e destilação	Carcaças de bombas de dessulfuração	Tubulações para meios contendo Cl ou HCl
Indústria de Papel e Celulose	Digestores, pré-aquecedores e evaporadores	Digestores contendo sulfatos e sulfitos	Digestores e pré-aquecedores	Equipamento de branqueamentos contendo cloretos
Usinas de Geração de Energia	Reaquecedores, aquecedores de água de alimentação	Tubo de injeção de alta velocidade em poços geométricos	-	Trocadores de calor e sistemas em condições geométricas ou salinas
Instalações de Petróleo e Gás (<i>Offshore</i>)	Refrigeradores, tubulações e linhas de distensão	Estruturas e revestimentos (H ₂ S + CO ₂)	Transporte de gás sulfuroso, bombas de injeção de água salgada	Sistemas de refrigeração, bombas separadoras, vasos de pressão e válvulas

Fonte: SOUZA, 2016 [MODIFICADO].

2.2 PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA E SEUS EFEITOS

Os elementos de ligas são adicionados aos aços duplex e superduplex a fim de garantir uma melhora em suas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão. Entretanto, cada elemento influenciará na formação da microestrutura destes aços.

Dentre os elementos existem dois grupos principais: os austenitizantes e os ferritizantes. Os austenitizantes, quando adicionados, ampliam a estabilidade da formação de

austenita (γ) durante o resfriamento. Em contrapartida, os ferritizantes irão ampliar o campo da ferrita (δ). Abaixo são listados alguns dos elementos estabilizadores de tais fases (SILVA, 2018):

Elementos Austenitizantes (γ): Ni, N, C, Mn, Cu.

Elementos Ferritizantes (δ): Cr, Mo, Si, Nb, W, Ti, Al, V.

Para quantificar os elementos de liga presentes na composição dos aços, são utilizadas as fórmulas de Cromo equivalente (Cr_{eq}) – principal elemento ferritizante – e de Níquel equivalente (Ni_{eq}) – principal elemento austenitizante, como podem ser vistas nas equações 3 e 4 (MIRANDA, 2011).

$$Ni_{eq} = \%Ni + 0,5(\%Mn) + 30(\%C) + 20(\%N) \quad (3)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5(\%Si) \quad (4)$$

Portanto, adições de cromo, molibdênio e silício terão uma grande contribuição para a estabilização da ferrita (δ), enquanto adições de níquel, manganês, carbono e nitrogênio irão contribuir para a estabilização da austenita (γ).

Nos próximos tópicos será apresentado um pouco mais sobre os principais elementos de ligas e suas importâncias para os AID e AISD.

2.2.1 Cromo (Cr)

O cromo é um dos principais elementos ferritizantes e tem como característica principal o aumento da resistência à corrosão nos aços inoxidáveis (GUNN, 1997). Quando em teores elevados – no mínimo 10,5% – e em contato com o oxigênio, ocorre uma reação com seu entorno formando um filme estável, regenerativo e passivo – permanecendo o aço inalterado no meio ao seu redor – sendo esse filme o responsável pela proteção contra a corrosão das ligas (GUNN, 1997; CHIAVERINI, 1988). A Figura 1 ilustra o efeito do cromo na resistência à corrosão dos aços.

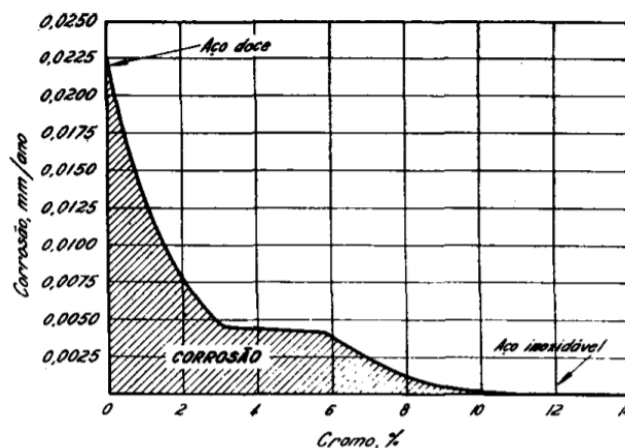


Figura 1 – Passividade dos aços-cromo expostos durante 10 anos a uma atmosfera industrial. Fonte: CHIAVERINI, 1988.

Entretanto altas concentrações de cromo podem causar a precipitação de fases intermetálicas – como a fase sigma (σ) – que tendem a reduzir a resistência à corrosão e a tenacidade ao impacto dos aços inoxidáveis (GUNN, 1997).

2.2.2 Molibdênio (Mo)

Elemento estabilizador da ferrita, o molibdênio proporciona o aumento da resistência à corrosão por pites e por frestas (“*crevice corrosion*”) dos aços inoxidáveis duplex e superduplex. Sua adição, assim como o cromo, ajuda na formação da camada passiva (GUNN, 1997).

Os teores deste elemento devem ser limitados a 4%, já que em temperaturas acima de 1000° C ele pode promover a precipitação da fase sigma (σ) (GUNN, 1997).

2.2.3 Níquel (Ni)

O níquel é um elemento estabilizador da austenita e está relacionado ao aumento da resistência à corrosão nas ligas, além de proporcionar um aumento na tenacidade dos aços inoxidáveis (SILVA, 2018).

Para manter o balanço tanto da austenita (γ) quanto da ferrita (δ), o teor desse elemento irá variar de acordo com os elementos ferritizantes existentes na liga, principalmente de acordo com os níveis de cromo (GUNN, 1997).

Teores elevados de níquel podem acelerar a precipitação da fase intermetálica alfa linha (α'), fragilizando os aços inoxidáveis duplex e superduplex (GUNN, 1997).

2.2.4 Nitrogênio (N)

O nitrogênio é um elemento austenitizante que proporciona o aumento da resistência à corrosão por pites e por frestas (“*crevice corrosion*”) nos aços inoxidáveis. Tais propriedades tendem a ser melhores quando há presença de molibdênio na liga.

Além disso, esse elemento tem a capacidade de estabilizar as ligas duplex contra a precipitação de fases intermetálicas – como as fases chi (χ) e sigma (σ) (GUNN, 1997).

2.2.5 Manganês (Mn)

O manganês é um elemento estabilizador da austenita (γ). Sua adição nos aços inoxidáveis proporciona o aumento da resistência a abrasão e ao desgaste do aço além de aumentar a resistência mecânica sem haver perdas na ductilidade do material. O manganês também aumenta a solubilidade do nitrogênio (GUNN, 1997).

Entretanto, elevados teores de nitrogênio – 3% a 6% – combinados com baixos teores de manganês – 0,1% a 0,23% – reduzem drasticamente a temperatura crítica de pites (CPT), devido ao aumento de inclusões de MnS – que podem iniciar a formação de corrosão por pite. Sendo assim, é necessário controlar a adição de ambos os elementos para obter uma melhora na resistência à corrosão por pite (GUNN, 1997).

2.2.6 Cobre (Cu)

O cobre é um elemento austenitizante e sua adição nos aços inoxidáveis duplex e superduplex melhora a resistência à corrosão em meios não oxidantes – como ambientes marítimos ou que possuem H_2S e alta taxa de corrosão – devido a formação de uma camada protetora (GUNN, 1997).

O cobre também está relacionado a uma melhora das propriedades mecânicas de materiais com baixos teores de enxofre (S) e oxigênio (O), endurecendo as ligas devido à precipitação de pequenos compostos intermetálicos ricos em cobre durante a exposição do material entre as faixas de 300°C - 600°C, aumentando a resistência à abrasão (GUNN, 1997).

Entretanto, sua adição nos aços inoxidáveis duplex e superduplex deve ser limitado em até 2%, já que teores mais elevados tendem a reduzir a ductilidade a quente além de aumentar a dureza dos aços, devido a precipitação de compostos intermetálicos ricos em cobre – fase Epsilon (ϵ) (GUNN, 1997).

2.2.7 Tungstênio (W)

Elemento estabilizador da ferrita, o tungstênio, quando adicionado em teores até 2% aumenta a resistência à corrosão por pites dos aços inoxidáveis duplex e superduplex. Esse elemento também aumenta a resistência à corrosão por frestas em ambientes que trabalham com soluções quentes de cloreto (GUNN, 1997).

Todavia, altas concentrações de tungstênio tendem a acelerar a precipitação das fases chi (χ) e sigma (σ), que reduzem a resistência à corrosão e a tenacidade dos aços (GUNN, 1997).

2.2.8 Silício (Si)

O silício é um elemento ferritizante e sua adição proporciona um aumento na resistência à corrosão por pite, reduz os riscos de falhas súbitas relacionadas a fragilização por corrosão sob tensão (SCC) – sendo indicado para meios que contenham altas concentrações de ácido nítrico – além de aumentar a resistência à oxidação em altas temperaturas (GUNN, 1997).

Entretanto, o silício é um elemento que potencializa a precipitação da fase sigma (σ), sendo recomendado limitar os teores deste elemento em até 1% (GUNN, 1997).

2.3 PRINCIPAIS FASES SECUNDÁRIAS FORMADAS

Devido a adição de elementos de liga e variações de temperatura – causado por tratamentos térmicos, condições de serviços ou durante o processo de soldagem – é possível que ocorra a precipitação de outras fases além da ferrita (δ) e austenita (γ) (LONDOÑO, 2001). A Figura 2 tem como objetivo ilustrar, de maneira esquemática, o diagrama temperatura-tempo-transformação (TTT) das possíveis fases que podem precipitar nos aços inoxidáveis duplex e superduplex.

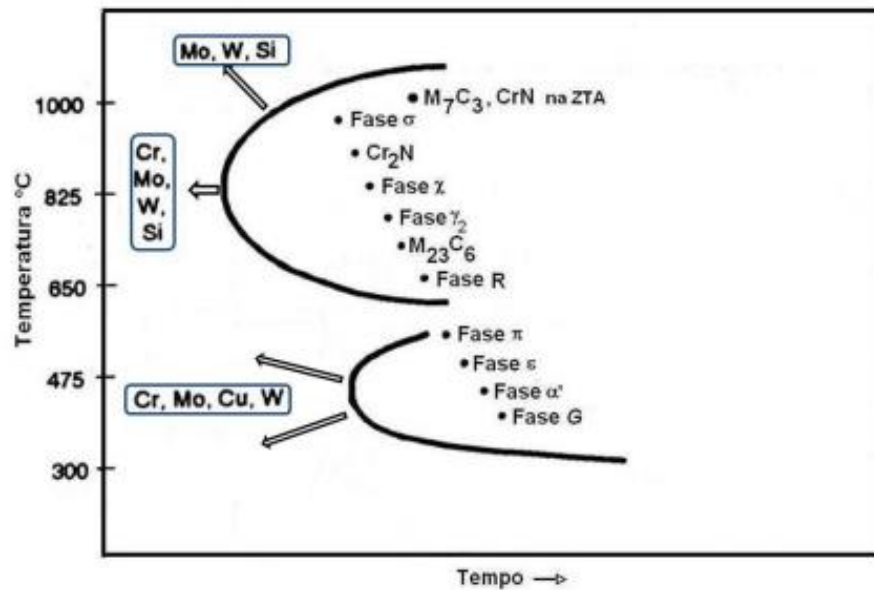


Figura 2 – Diagrama TTT esquemático das fases precipitadas nos AID e AISD. Fonte: PARDAL et. al, 2013.

Cada fase precipitada possuirá uma característica específica, alterando as propriedades dos aços inoxidáveis duplex e superduplex. Grande parte destes precipitados irão causar uma redução das propriedades mecânicas, principalmente na tenacidade e na resistência à corrosão dos aços (PARDAL et. al, 2013).

Nos tópicos a seguir serão apresentadas as principais fases precipitadas e suas principais características.

2.3.1 Fase Sigma (σ)

A precipitação da fase sigma (σ), ilustrada na Figura 3, pode ocorrer na faixa de temperaturas entre 600°C e 1000°C (MARQUES et. al, 2017), sendo rica em cromo e molibdênio, o que empobrece a região ao seu redor. Tal precipitado irá reduzir a resistência à corrosão e a tenacidade dos aços (MAGNABOSCO, 2009).

Esta fase pode surgir de três maneiras possíveis (MAGNABOSCO, 2009):

- Nucleação e crescimento do grão original de ferrita (δ);
- Decomposição eutetóide da ferrita: $\delta \rightleftharpoons \gamma_2 + \sigma$;
- Crescimento da austenita (γ) após o consumo total de ferrita (δ).

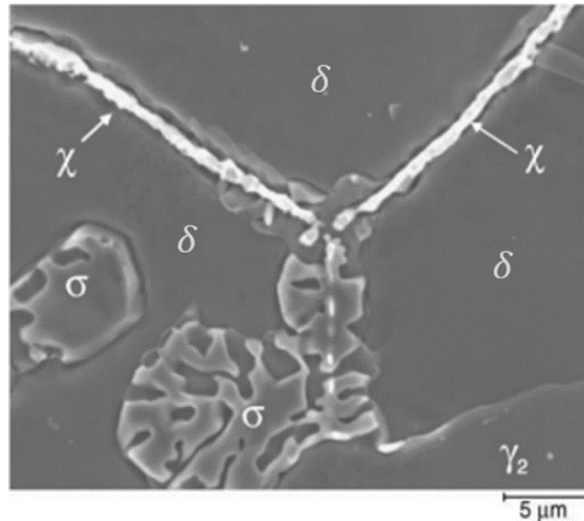


Figura 3 – Formação da fase chi (χ) e crescimento da fase sigma (σ), em um aço inoxidável duplex.

Fonte: OLIVEIRA, 2014.

2.3.2 Fase Chi (χ)

A fase chi (χ), também representada na Figura 3, é uma fase deletéria de ocorrência menor que a sigma (σ), entretanto que também ocasiona a redução da resistência à corrosão e tenacidade dos aços. Sua precipitação pode ocorrer entre as faixas de temperaturas de 700°C e 900°C (PARDAL, 2009), sendo comum o seu surgimento simultaneamente com a fase sigma (σ). É uma fase rica em molibdênio e pobre em cromo (ARMAS et. al, 2009).

A nucleação desses precipitados se dá de forma preferencial entre a interface de ferrita (δ) e a austenita (γ) ou nos contornos de grão δ/δ (GUNN, 1997).

2.3.3 Austenita Secundária (γ_2)

A precipitação da austenita secundária (γ_2) pode ocorrer por três tipos de decomposição distintas, variando de acordo com a temperatura:

- **Temperaturas até 650°C:** neste caso, a composição química da austenita secundária (γ_2) é semelhante à ferrita (δ) ao seu redor, o que pode representar uma transformação adifusional, semelhante à transformação martensítica (GUNN, 1997);
- **Temperaturas entre 650°C e 800°C:** devido a maior velocidade de difusão, pode ocorrer a precipitação da austenita secundária (γ_2) com morfologia

Widmanstätten. Esta fase é rica em Ni – o que reduz a resistência à corrosão por pites nas regiões em volta ao precipitado formado – e com teores menores de Cr e N quando comparada com a austenita primária (GUNN, 1997);

- **Temperaturas entre 700°C e 900°C:** formada na reação eutetóide ($\delta \rightleftharpoons \gamma_2 + \sigma$). Essa fase é pobre em Cr e em Mo, que são absorvidos durante a precipitação da fase sigma (σ) e rica em Ni, o que reduz a resistência à corrosão por pites nas regiões que ficam ao redor deste precipitado (GARCIA, 2014).

2.3.4 Fase Alfa Linha (α')

A fase alfa linha (α'), ilustrada na Figura 4, é uma fase deletéria rica em cromo, o que reduz a resistência à corrosão nas áreas vizinhas ao precipitado. Como principal característica mecânica, esta fase aumenta a resistência e dureza dos aços, entretanto, reduz a tenacidade dos mesmos, tornando-os mais frágeis (FONTES, 2009).

A fase alfa linha (α') tende a se formar entre as faixas de temperaturas de 300°C e 550°C. Ocorrendo mais comumente na temperatura de 475°C, sendo também conhecida como fragilização a 475°C (FONTES, 2009).

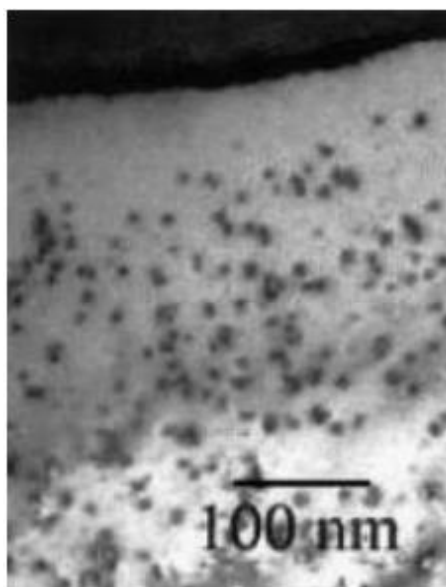


Figura 4 – Precipitados de alfa linha (α') analisados por microscopia eletrônica de transmissão (MET). Fonte: OTÁROLA et. al, 2005.

2.3.5 Carbetos de Cromo

Grande parte dos aços inoxidáveis duplex e superduplex contém valores relativamente baixos de carbono – até 0,03%. Entretanto, devido à mobilidade do carbono, a precipitação de carbeto tende a ocorrer antes da formação de outras fases (ARMAS et. al, 2009). Quando os teores de carbono são menores que 0,02%, raramente irá ocorrer a precipitação dos carbeto do tipo $M_{23}C_6$ ou M_7C_3 (GUNN, 1997).

O carbeto do tipo $M_{23}C_6$ precipita entre as faixas de 700°C - 900°C – em tempos de exposição menores que 30 minutos – ou em faixas de temperaturas de 550°C - 700°C após um elevado tempo de exposição (ARMAS et. al, 2009).

Os carbeto do tipo $M_{23}C_6$ precipitam principalmente entre os contornos do grão de ferrita (δ) – fase rica em cromo – e da austenita (γ) – fase rica em carbono. Estes carbeto são ricos em cromo e por isso, reduzem tal elemento nas regiões ao redor dos contornos de grão da ferrita (δ), reduzindo assim a resistência à corrosão intergranular dos aços (ARMAS et. al, 2009).

Já em faixas de temperaturas mais elevadas – entre 950°C e 1050°C – pode ocorrer a precipitação de carbeto do tipo M_7C_3 . A formação dessa fase ocorre preferencialmente nas interfaces δ/γ , resultando em uma queda da resistência à corrosão dos aços. Essa fase pode ser evitada controlando o resfriamento do aço, para isso é necessário garantir durante o processo de tratamento térmico, que o tempo de exposição máximo nessa faixa de temperatura seja menor que 10 minutos (GUNN, 1997).

A Figura 5, ilustra a precipitação de carbeto de cromo em um aço inoxidável duplex.

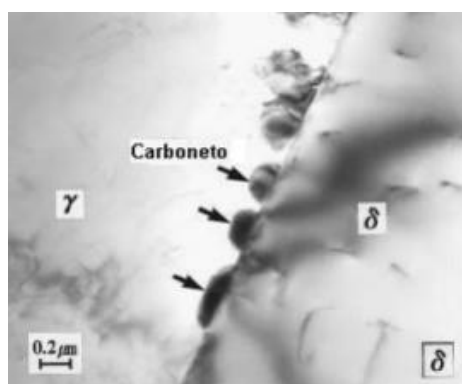


Figura 5 – Imagem obtida por MET apresentando os carbeto $Cr_{23}C_6$ precipitados na interface δ/γ em um SAF 2205 envelhecido a 800°C por 30 min. Fonte: OLIVEIRA, 2014.

2.3.6 Nitretos de Cromo

Com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas, o nitrogênio, elemento estabilizador da austenita, é adicionado aos aços inoxidáveis. No entanto, em faixas de temperatura entre 700°C e 950°C pode ocorrer a precipitação de Cr₂N nos contornos de grão δ/δ , o que reduz a resistência à corrosão e a tenacidade dos aços (GUNN, 1997).

Além disso, com a diminuição da temperatura ocorre uma queda na solubilidade do nitrogênio na ferrita (δ), ou seja, dependendo da velocidade de resfriamento pode ocorrer uma supersaturação do nitrogênio ocorrendo a precipitação intragranular de Cr₂N na ferrita (δ) (AMARAL, 2021; MAGNABOSCO, 2001).

Já a precipitação de CrN é recorrente em processos que envolvem a soldagem dos aços duplex e superduplex sendo formados na Zona Termicamente Afetada (ZTA). Estes precipitados também reduzem a resistência à corrosão e mecânica desses aços (GUNN, 1997).

A Figura 6 mostra a precipitação de Nitretos de Cromo em um aço UNS S32760.

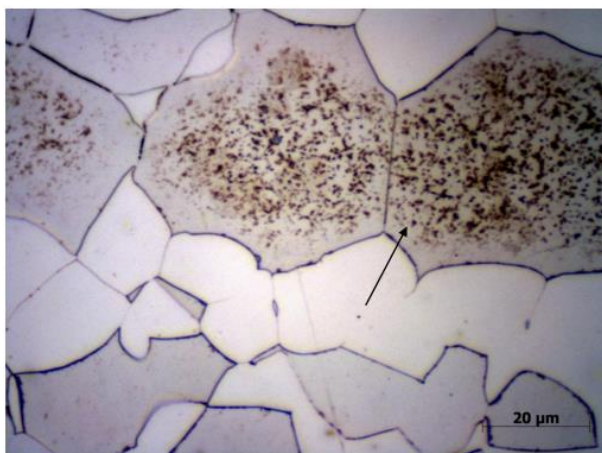


Figura 6 – Precipitados de Nitretos de Cromo nos grãos de ferrita (δ) no aço UNS 32760 solubilizado a 1220°C. Fonte: MIRANDA, 2011.

2.3.7 Fase R

Quando exposto a longos períodos entre as temperaturas de 550°C e 700°C, pode ocorrer a formação de pequenos precipitados chamados de fase R – Fe₂Mo – podendo ser tanto intragranular quanto intergranular. Essa fase intermetálica é rica em molibdênio, e sua presença tende a reduzir a tenacidade, assim como a resistência à corrosão, principalmente por pites (GUNN, 1997; PARDAL, 2009).

2.4 RESISTÊNCIA A CORROSÃO DOS AID E AISD

A corrosão pode ser caracterizada como um fenômeno heterogêneo relacionado a perda de propriedades físico-químicas e mecânicas de um componente através da ação química no meio exposto ou eletroquímica. Sendo mais usual em materiais metálicos, gerando uma camada de óxido superficial e redução das propriedades de operação do material. Dessa forma, a oxidação é um produto da corrosão de um material em presença de uma substância que sofre redução (SANCHES, 2009; KRELLING, 2021).

A vantagem das ligas de AID e AISD é a combinação entre a alta resistência mecânica e elevada resistência à corrosão por pites (PARDAL et al., 2013). Entretanto, não é possível desconsiderar os aspectos corrosivos e avaliar os diferentes processos que ocorrem em ligas metálicas. Nesse caso, para entender o processo de corrosão e avaliar seus efeitos dentro de uma instalação, é necessário fazer a sua caracterização através do tipo de perda do material em sua seção transversal.

2.4.1 Corrosão Generalizada

A corrosão generalizada ou corrosão uniforme, ocorre através da reação química ou eletroquímica, que gera uma camada de óxido ao longo de toda sua superfície, conforme a Figura 7, que em aspectos gerais não traz problemas graves, pois é possível ter uma previsibilidade em relação a vida útil do material (KRELLING, 2021).

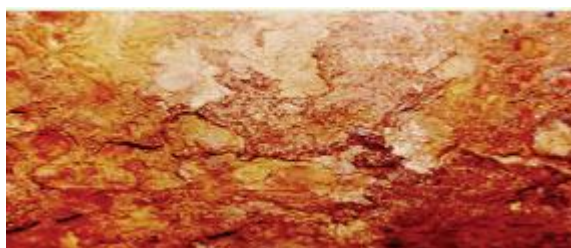


Figura 7 – Corrosão uniforme em chapas de aço-carbono. Fonte: KRELLING, 2021.

Outros processos de corrosão são mais danosos, por gerar grande perda de material e aumentar a dificuldade na previsão da vida útil do mesmo.

2.4.2 Corrosão Galvânica

O processo corrosivo ocorre através do contato de diferentes materiais metálicos na presença de um eletrólito ou solução condutora, que gera uma diferença de potencial e fluxo de corrente entre os mesmos.

Através da série galvânica, conforme demonstrado na Tabela 3, é possível prever o processo corrosivo e medir a vida útil através da reatividade relativa dos mais diversos materiais e ligas. Quanto menor o potencial galvânico, maior será o processo de oxidação (SANCHES, 2009).

Tabela 3 – Série de Potenciais de Eletrodo Padrão.

	<i>Reação do Eletrodo</i>	<i>Potencial do Eletrodo Padrão, V² (V)</i>
↑ Cada vez mais inerte (catódico)	$\text{Au}^{3+} + 3e^{-} \longrightarrow \text{Au}$	1,420
	$\text{O}_2 + 4\text{H}^{+} + 4e^{-} \longrightarrow 2\text{H}_2\text{O}$	1,229
	$\text{Pt}^{2+} + 2e^{-} \longrightarrow \text{Pt}$	1,200
	$\text{Ag}^{+} + e^{-} \longrightarrow \text{Ag}$	0,800
	$\text{Fe}^{3+} + e^{-} \longrightarrow \text{Fe}^{2+}$	0,771
	$\text{O}_2 + 2\text{H}_2\text{O} + 4e^{-} \longrightarrow 4(\text{OH}^{-})$	0,401
	$\text{Cu}^{2+} + 2e^{-} \longrightarrow \text{Cu}$	0,340
	$2\text{H}^{+} + 2e^{-} \longrightarrow \text{H}_2$	0,000
	$\text{Pb}^{2+} + 2e^{-} \longrightarrow \text{Pb}$	-0,126
	$\text{Sn}^{2+} + 2e^{-} \longrightarrow \text{Sn}$	-0,136
↓ Cada vez mais ativo (anódico)	$\text{Ni}^{2+} + 2e^{-} \longrightarrow \text{Ni}$	-0,250
	$\text{Co}^{2+} + 2e^{-} \longrightarrow \text{Co}$	-0,277
	$\text{Cd}^{2+} + 2e^{-} \longrightarrow \text{Cd}$	-0,403
	$\text{Fe}^{2+} + 2e^{-} \longrightarrow \text{Fe}$	-0,440
	$\text{Cr}^{3+} + 3e^{-} \longrightarrow \text{Cr}$	-0,744
	$\text{Zn}^{2+} + 2e^{-} \longrightarrow \text{Zn}$	-0,763
	$\text{Al}^{3+} + 3e^{-} \longrightarrow \text{Al}$	-1,662
	$\text{Mg}^{2+} + 2e^{-} \longrightarrow \text{Mg}$	-2,363
	$\text{Na}^{+} + e^{-} \longrightarrow \text{Na}$	-2,714
$\text{K}^{+} + e^{-} \longrightarrow \text{K}$	-2,924	

Fonte: CALLISTER, 2002 [MODIFICADO].

Para evitar o processo de corrosão galvânica são utilizadas técnicas que visam aumentar a proteção de estruturas metálicas (ferragens de reforço de estruturas de concreto), tubulações submersas ou aéreas, como no caso de oleodutos ou linhas de processos em plantas industriais e ambientes mais hostis – como plataformas, navios e embarcações.

O processo de proteção pode ocorrer de duas maneiras, sendo a primeira delas por proteção catódica, no qual são utilizados anodos galvânicos de ligas de magnésio, zinco ou

alumínio. O segundo processo se dá pelo método do sistema de corrente impressa, no qual é utilizado uma fonte externa de corrente ao meio, em que o material é exposto – no qual ela é a responsável pela criação da corrente, e anodos inertes. Dentre esses, os mais utilizados são os de ferro-silício-cromo e os de titânio (IEC, 2020).

2.4.3 Corrosão por Placas

Um processo de corrosão que ocorre é através da formação de placas, que a camada de óxido é gerada em regiões distintas e não ocorre uma continuidade na superfície, apresentando um tipo de degradação local no material, conforme ilustrado na Figura 8 (KRELLING, 2021).



Figura 8 – Corrosão por placas em uma chapa de aço-carbono. Fonte: KRELLING, 2021.

2.4.4 Corrosão por Aeração Diferencial

Grande responsável por núcleos de ação local, gerando a formação de células concentradas que favorecem o processo corrosivo local.

A formação de células concentradas ocorre quando um material metálico ou parte dele, está submerso em solução eletrolítica com diferentes níveis de aeração, de forma que grande parte das soluções aquosas estejam em contato com oxigênio atmosférico, ou diferentes concentrações de ar (SANCHES, 2009).

O processo tem origem por conta da geometria ou outros fatores que exercem influência sobre a distribuição irregular de oxigênio com a peça, gerando pontos locais de maior concentração. Este fenômeno é chamado de Aeração Heterogênea, por conta do maior gradiente entre a região anódica (menor contato com oxigênio) e região catódica (maior contato com oxigênio), formando a Pilha de Aeração Diferencial.

Nesse processo a região anódica tende a sofrer maior corrosão, conforme ilustrado na Figura 9.



Figura 9 – Princípio esquemático de aeração diferencial. Fonte: Mecânico das Aeronaves.

2.4.5 Corrosão Localizada

O processo de corrosão localizada tem característica mais agressiva e perigosa aos equipamentos e instalações de processo, gerando grande dificuldade para monitoramento. Dois processos típicos de corrosão localizada serão apresentados a seguir.

2.4.5.1 Corrosão por frestas

As discontinuidades da superfície, levam a formação de pequenos espaços livres, onde há uma maior dificuldade no escoamento do fluido em que o material está exposto, ocorrendo a formação de regiões com maior tendência corrosiva, conforme a geometria estrutural do sistema, como é ilustrado na Figura 10 (SANCHES, 2009). São usualmente associados a este tipo de corrosão juntas soldadas sobrepostas, juntas rebitadas, ligações flangeadas, ligações roscadas, revestimentos com chapas aparafusadas (PARDAL et. al, 2013).

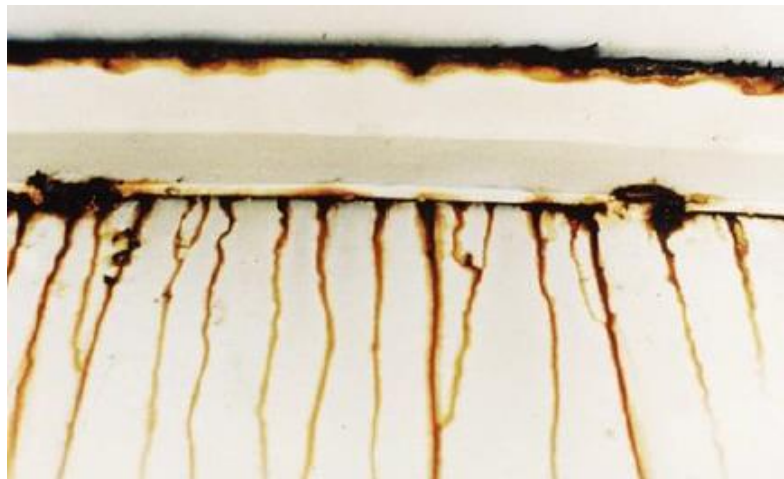


Figura 10 – Corrosão no interior de juntas sobrepostas. Fonte: GENTIL, 2003.

2.4.5.2 Corrosão sob tensão

O processo é caracterizado como o efeito resultante da combinação da exposição do material a um meio corrosivo e estado de tensão inferior ao que o material resiste em meio não corrosivo, conforme ilustrado na Figura 11. Dessa forma a temperatura, estrutura e composição da liga, composição da solução e tensão na superfície são os principais aspectos a serem avaliados para este tipo de corrosão (SANCHES, 2009).

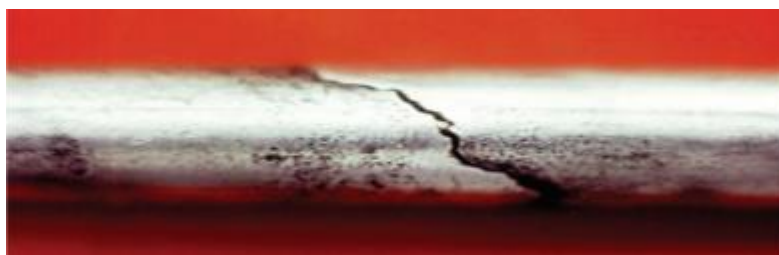


Figura 11 – Corrosão sob tensão em tubulação de aço inoxidável. Fonte: OLIVEIRA, 2012.

As ligas de aço superduplex tem um melhor desempenho entre aços inoxidáveis ferríticos e aços inoxidáveis austeníticos, quando comparados no seguinte meio reacional: solução contendo cloreto em temperatura superior a 50°C (PARDAL et. al, 2013).

Em meios contendo NaCl a 3% com temperatura superior a 250°C, os AISD apresentam excelente desempenho (GUNN, 1997).

2.4.5.3 Corrosão puntiformes ou pites

O processo ocorre através da formação de cavidades com pequenas aberturas, gerando um fundo anguloso e profundidade maior que seu diâmetro de abertura (GENTIL, 2003).

As discontinuidades geradas pelo processo de formação do pite são danosas ao ciclo de vida dos materiais e equipamentos, porque o surgimento de perfurações ou fraturas podem ocorrer em um número de ciclo menor do que o previsto, ocasionando vazamentos em tanques e tubulações, como também a falhas por fadiga e fragilização por hidrogênio (GENTIL, 2003). Por conta disso há uma redução no intervalo programado para as paradas de manutenção.

O ponto de partida do processo é na região com menor índice de aeração (região anódica), que estão protegidas por uma camada fina de óxido. Essa película é rompida na medida em que o potencial passivo na presença de ânions de Cl^- atingem o potencial de corrosão por pites, em pontos de maior fragilidade ou menor espessura (POURBAIX, 1987).

Superfícies rugosas e o trabalho a frio favorecem o surgimento de pites por conta da irregularidade superficial nos aços e a formação de poças íons cloreto (OLIVEIRA, 2014). As formas de pite variam conforme apresentado na Figura 12, devido a diferença de pH, concentração do meio e outros fatores (RAMANATHAN, 1988).

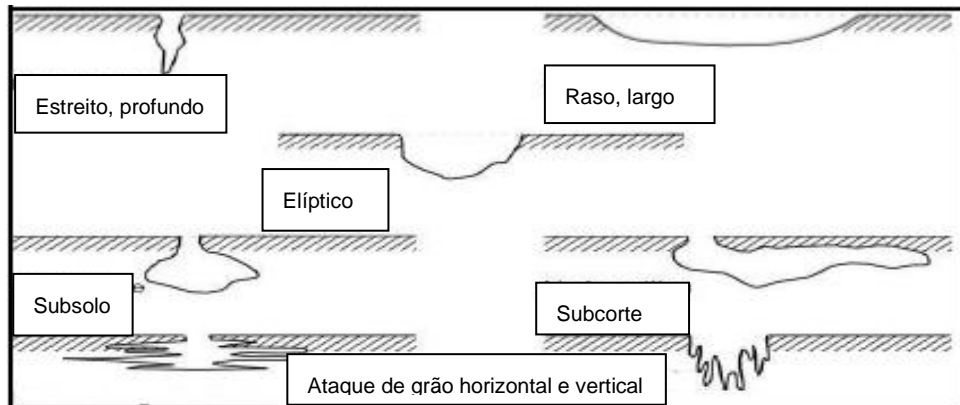


Figura 12 – Variações na formação do pite em superfícies metálicas. Fonte: ROBERGE, 1999 [MODIFICADO].

Os elementos que são capazes de aumentar a resistência a corrosão por pites em ligas de AISD são: cobre (Cu), cromo (Cr), molibdênio (Mo) e nitrogênio (N). Adicionalmente o silício (Si) é responsável pela estabilização da película protetora na camada superficial (GUNN, 1997).

Através da grande utilização em atmosferas com presença de íons de cloreto, a necessidade pelo cálculo da resistência a corrosão por pite se torna essencial, podendo ser estimada através do número de resistência à corrosão por pites PRE (*“Pitting Resistance Equivalent”*), que é função da composição química do material. (GUNN, 1997).

2.4.5.4 Corrosão intergranular

A aglomeração dos cristais com orientações cristalográficas distintas, quando reunidos formam estruturas granulares de transição de matéria, denominadas de contornos de grão (CHADWICK, 1972). O arranjo formado pela união dos grãos impacta nos aspectos de resistência a corrosão e propriedades mecânicas dos materiais (CIHAL, 1984).

As ligas de aços inoxidáveis em grande proporção, possuem uma estrutura policristalina que favorecem a ocorrência da precipitação de fases secundárias e segregação de

impureza na região de fronteira. O processo de precipitação de fases secundárias pode ser ativado quando o aço é exposto a tratamentos térmicos inapropriados ou falhas no processo de fabricação (CRAIG, 1987).

Por outro lado, a fragilização da região do contorno de grão ocorre devido a dissolução desses grãos ou da região mais próxima. Através da dissolução dos cristais, ocorre a mudança na composição química do material, gerando regiões empobrecidas de certos elementos. Tal fenômeno é denominado de sensitização (BRIANT et. al, 1978).

A sensitização indica a precipitação na região dos contornos de grão, conforme demonstrado na Figura 13, de fases de carbeto de cromo e/ou outras fases, que afetam a fase de cromo e favorece a corrosão nessa região (SOLOMON et. al, 1982).

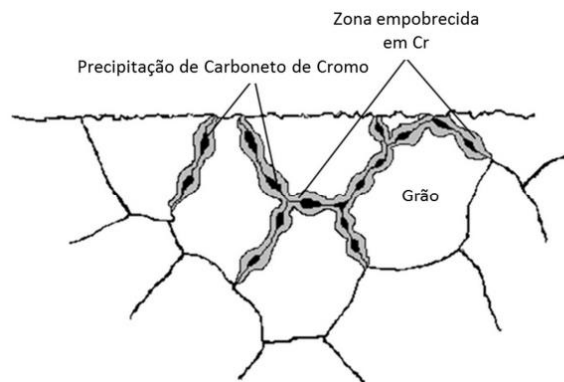


Figura 13 – Representação da formação de Carbeto de Cromo na região intergranular. Fonte: CARVALHO, 2018.

2.5 EFEITOS DOS PROCESSOS DE FABRICAÇÃO

As ligas de AID e AISD, possuem boas propriedades mecânicas aliadas a um excelente comportamento em relação a corrosão. A combinação destes fatores favorece a sua utilização em equipamentos de processo com pequenas espessuras de parede, em relação a outros tipos de aços inoxidáveis, gerando redução econômica na fabricação e no peso do equipamento fabricado (GUNN, 1997).

Entretanto, as ligas podem ser obtidas através de diversas rotas de fabricação, entre elas: laminação, fundição e forjamento. Tendo cada processo suas particularidades na execução e diferentes efeitos nas características finais do aço em fabricação.

2.5.1 Aspectos do Processo de Fundição

A fabricação de peças de aços fundidos é usualmente feita em fornos elétricos ou fornos de indução. O processamento segue as seguintes etapas: fusão, ajuste na composição, ajuste da temperatura de vazamento e desoxidação.

Quando utilizado o forno elétrico a arco em comparação ao forno por indução, pode ser notada a presença de escória no estado líquido que permite o seu refino após a fusão. Enquanto em fornos por indução, a agitação em contato com o ar, promove uma camada fina de oxidação (FUOCO, 2005).

O processo de desoxidação é feito através da adição de um elemento desoxidante fraco, como o silício e na sequência um desoxidante forte, como o alumínio. As inclusões resultantes da desoxidação por silício (SiO_2), tem tamanho significativo com morfologia esférica e poucas consequências as propriedades do material (FINARDI, 1993). A Figura 14 mostra a microestrutura característica de um AID fundido.

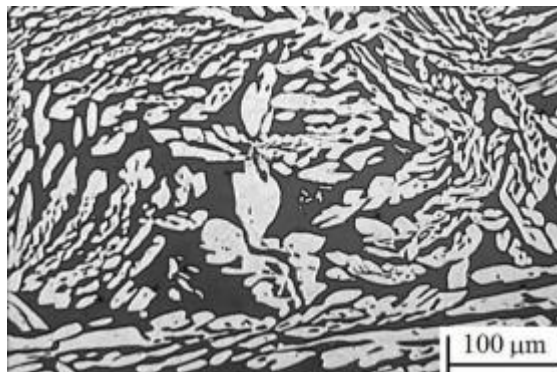


Figura 14 – Microscopia de peça de AID fundido. Fonte: MATIAS et. al, 2016.

Durante a etapa de vazamento, o aço líquido em queda livre e em contato com oxigênio, está sujeito a perturbações que podem promover a turbulência no escoamento do fluido e exposição a atmosfera do molde (FUOCO, 2005), gerando falhas no preenchimento do molde e defeitos superficiais (FUOCO, 2005). A partir da Figura 15, pode ser exemplificado uma peça obtida por fundição e do acabamento superficial obtido.



Figura 15 – Aspecto Superficial de peça de aço inoxidável duplex obtida por processo de fundição.

Fonte: RMC – “*Reliable Manufacturing Company*”.

2.5.2 Aspectos do Processo de Laminação

O processo de laminação ocorre através da deformação gerada no metal durante a passagem do mesmo entre dois cilindros, de aço ou ferro fundido, com sentidos de rotação opostos. O atrito entre o cilindro e a peça é fator importante para o deslocamento da peça no laminador. Após o tracionamento, os cilindros realizam uma compressão na peça que gera a deformação no material, conforme demonstrado na Figura 16 (KRELLING, 2021).

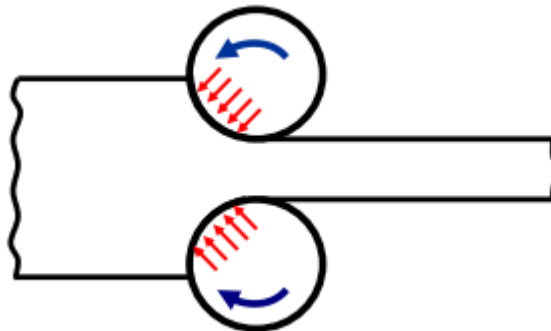


Figura 16 – Desenho esquemático do Processo de laminação. Fonte: KRELLING, 2021.

A modificação no material consiste na redução da espessura da seção transversal, com finalidade de criar um novo perfil ao material, tanto quanto refinar sua microestrutura, permitindo a melhoria de suas propriedades mecânicas (METALURGIA SPILLERE, 2022).

As peças laminadas, em grande parte, são adequadas em 3 tipos de formato, sendo eles: Blocos (“*Blooms*”), utilizados em peças com perfis estruturais; Tarugos (“*Billets*”) conforme ilustrado na Figura 17, para obtenção de barras e vergalhões; e Placas (“*Slabs*”), com diversos tipos de espessura.



Figura 17 – Acabamento superficial de peça laminada. Fonte: Aços Nobres.

Conforme as características do material que irá ser laminado, a temperatura se torna um fator importante a ser observado. Visto que o atrito entre o cilindro laminador e a peça geram um grande aquecimento superficial que é capaz de alterar sua microestrutura. Na Figura 18, pode ser observado a microestrutura típica de uma peça de aço inoxidável superduplex laminado.

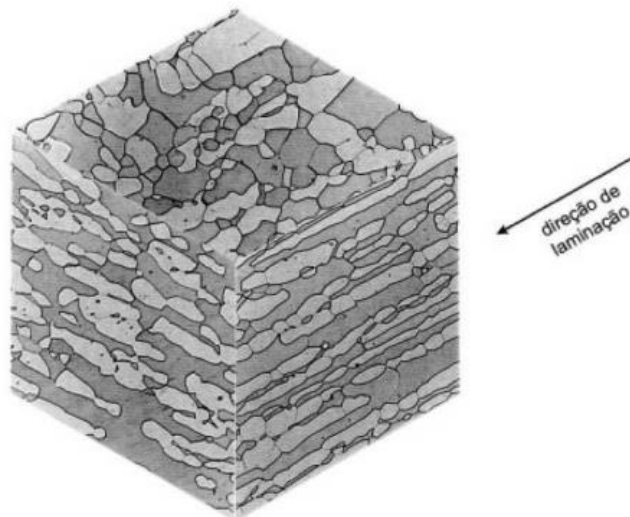


Figura 18 – Microestrutura do AISI UNS S32750 laminado, no estado como recebido. Fonte: LONDOÑO, 2001.

Dessa forma, para materiais com boa plasticidade a frio, capazes de sofrer grandes reduções de espessura, que não necessitem de parâmetros de acabamento e tolerância dimensional com maior precisão, o processo de laminação a quente se torna o processo mais

utilizado, gerando menores valores para as forças de laminação. Entretanto, para peças que precisam ter um melhor acabamento e maior precisão dimensional, o processo mais indicado é o de laminação a frio. Vale ressaltar que o processo de laminação a frio é precedido pelo processo de laminação a quente com o propósito de reduzir o efeito do encruamento (HELMAN, 2005).

A laminação a quente, gera uma orientação preferencial das partículas e impurezas, conforme ilustrado na Figura 19, gerando uma maior anisotropia e criando regiões com menor tenacidade em determinado sentido da fibra (CHIAVERINI, 1988).

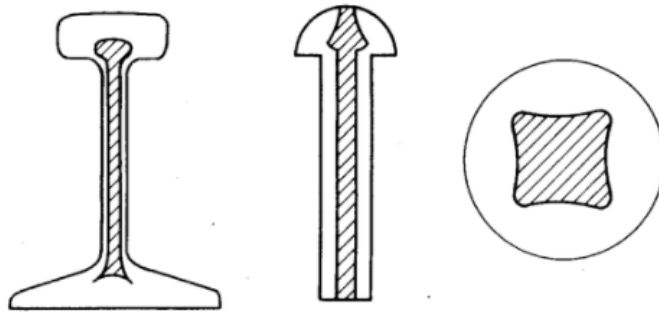


Figura 19 – Segregação de impurezas de peças laminadas. Fonte: KRELLING, 2021.

2.5.3 Aspectos do Processo de Forjamento

O processo de forjamento consiste na conformação de metais, tendo sua origem por volta de 1600 A.C. O aprimoramento do seu processo permaneceu estagnado durante séculos e com pequenos avanços até a implementação do martelo com guia no final do século VII D.C. (SINGER, 1967).

Existem dois ferramentais básicos para o forjamento: os martelos de forja e as prensas. Em ambos os casos o metal fica sujeito a forças de compressão, tendo como variante a velocidade de colisão do equipamento com o material. No martelamento, são aplicados golpes rápidos e consecutivos, com a intensidade máxima durante o primeiro contato do martelo com a peça, seguida de uma queda brusca da intensidade conforme a energia é absorvida pelo material. Enquanto na prensagem, a força de compressão é aplicada a baixa velocidade e forma linear, tendo como valor máximo de tensão o momento imediato anterior a retirada da prensa. Através da Figura 20, pode ser visto um exemplo de peça obtida após o processo de forjamento.



Figura 20 – Exemplo de peça obtida através do processo de forjamento e aspecto superficial. Fonte: USP.

Em uma análise microestrutural, a prensagem promove maior alteração granular devido a aplicação constante da força de compressão, enquanto o martelamento promove alterações nas camadas superficiais, devido sua ação dinâmica (CHIAVERINI, 1988), conforme ilustrado na Figura 21.

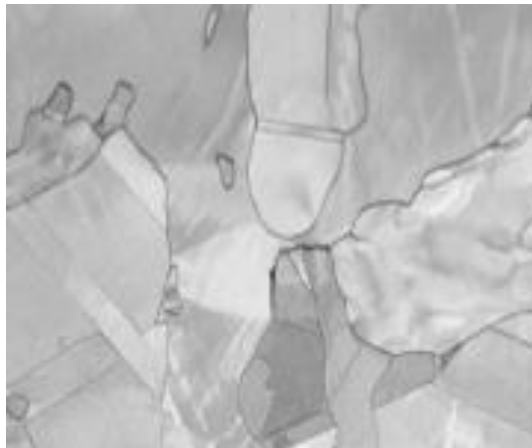


Figura 21 – Microscopia de peça de AISI forjada. Fonte: COJOCARU et. al, 2017.

Conforme a espessura da peça, as diferenças entre as propriedades mecânicas se tornam mais relevantes, devido a orientação cristalina preferencial para a formação das fibras. Dessa forma, ao idealizar o projeto da peça forjada é preciso considerar as direções dos esforços mecânicos estáticos e dinâmicos que irão atuar (BRESCIANI, 1997).

O forjamento é realizado de diversas formas conforme a temperatura – forjamento a frio e forjamento a quente, conforme demonstrado na Tabela 4, e operação – forjamento livre ou matriz aberta e matriz fechada (SOUZA, 2015).

Tabela 4 – Classificação do processo quanto a temperatura.

-	Temperatura
Frio	$< 0.3 T_{\text{fusão}}$
Quente	$>0.6 T_{\text{fusão}}$

Fonte: SOUZA, 2015 [MODIFICADO].

Em relação as características mecânicas, é possível notar diferenças relevantes em suas propriedades. Em peças forjadas a frio, devido ao encruamento, o limite de resistência é maior com menor ductibilidade, já em peças forjadas a quente a relação é o oposto.

2.6 O AÇO SUPERDUPLEX UNS S32760

O material de estudo desse projeto é o aço inoxidável superduplex UNS S32760. Um aço de alta liga de estrutura austeno-ferrítico com excelente resistência mecânica e à corrosão, sendo utilizado em ambientes agressivos – como água salgada e plataformas “*offshore*”. Entre as principais características desse aço, estão (SAWCZEN, 2014):

- Alta resistência mecânica e alta tenacidade;
- Alta resistência à corrosão por pites e por frestas;
- Alta resistência à corrosão sob tensão, corrosão por fadiga e erosão;
- Boa resistência à corrosão sob tensão em meios que contêm sulfetos;
- Baixo coeficiente de expansão térmica;
- Boa trabalhabilidade e soldabilidade.

Por possuir excelentes propriedades mecânicas e corrosivas, o AISD UNS S32760 pode ser utilizado em diversas operações, entre elas (SAWCZEN,2014):

- Peças e equipamentos aplicados em ambientes marítimos;
- Trocadores de calor e dutos para transporte de óleo e gás;
- Equipamentos aplicados na indústria nuclear;
- Equipamentos usados no transporte de substâncias ricas em cloretos;
- Eixos, rotores, turbinas, entre outros equipamentos que necessitam de elevada resistência à corrosão por fadiga;
- Tanques e vasos para a indústria química.

A Tabela 5 informa sobre a composição química do AISD UNS S32760, assim como o seu PRE, calculado de acordo com a Equação 1 do item 2.1 (OLIVEIRA, 2014).

Tabela 5 – Composição Química e PRE do aço superduplex UNS S32760.

AISI/UNS	%Cr	%Ni	%Mo	%N	%Cu	%W	PRE
S32760	25	7	3,5	0,25	0,7	0,7	40,55

Fonte: OLIVEIRA, 2014.

Em OLIVEIRA (2014) foi realizado um estudo para analisar a microestrutura do AISD S32760 como recebido, envelhecido à 850°C durante 10 minutos e 1 hora, como pode ser visto nas Figuras 22 (a-b), 23 (a-b) e 24 (a-b).

A Figura 22.a retrata a microestrutura do AISD como recebido. Nela é possível observar que na análise por microscopia ótica não houve a formação de precipitados, apresentando apenas ferrita (δ) e austenita (γ). Na análise por MEV, Figura 22.b, não foi observado pontos brilhantes na microestrutura, apenas pontos pretos, que são referentes a presença de inclusões não-metálicas (OLIVEIRA, 2014).

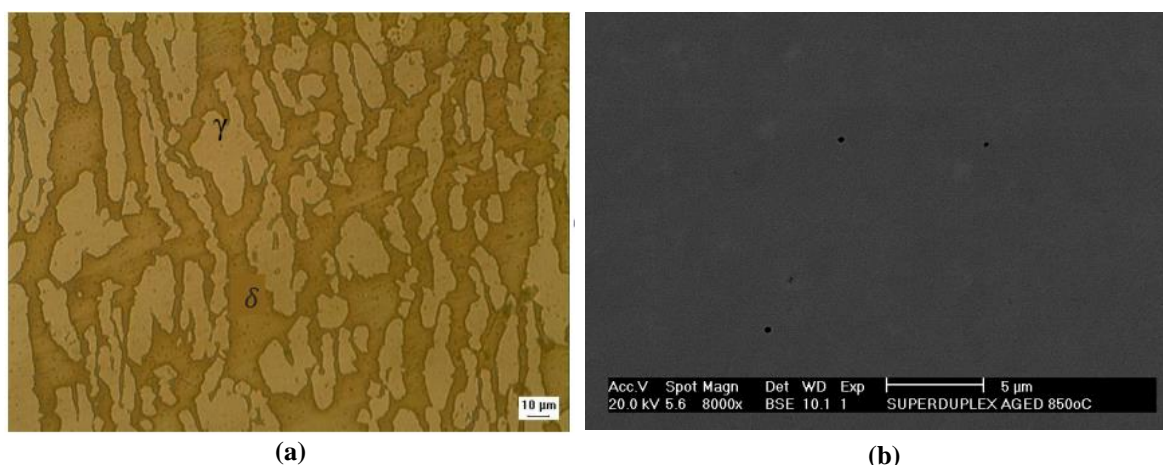


Figura 22 – Microestrutura do AISD S32760 como recebido. (a) Analisado no MO. Aumento de 500x. (b) Analisado por MEV. Aumento de 8000x. Ataque: NaOH. Fonte: OLIVEIRA, 2014 [MODIFICADO].

Já quando envelhecido a 850°C durante 10 minutos foi possível notar, na microscopia ótica, a presença de ferrita (δ), austenita (γ) e inclusões no material, como retratado na Figura 23.a. Na análise por MEV, Figura 23.b, foi observado pontos brilhantes na microestrutura, indicando a precipitação de fases secundárias (OLIVEIRA, 2014).

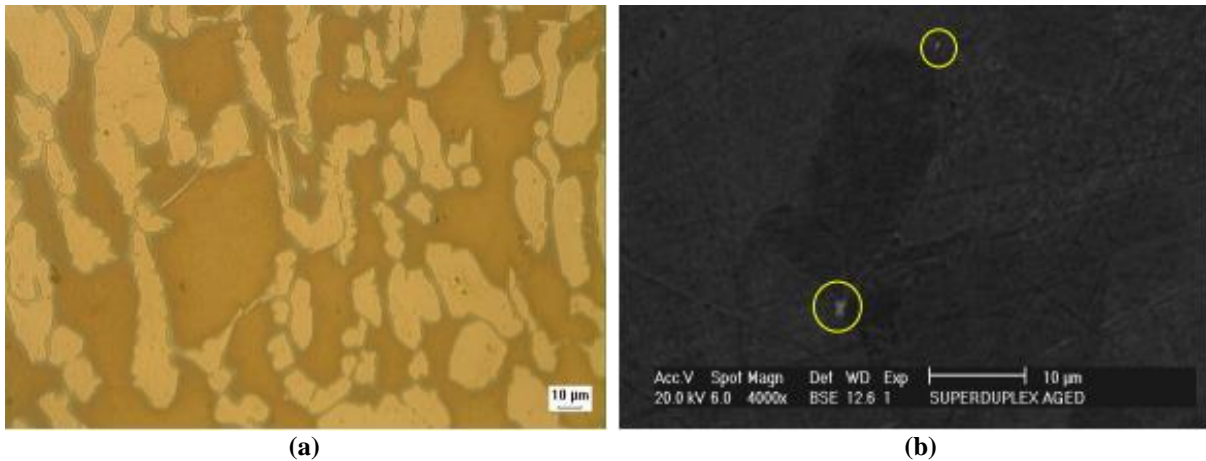


Figura 23 – Microestrutura do AISD S32760 envelhecido a 850°C durante 10 minutos. (a) Analisado no MO. Aumento de 500x. (b) Analisado por MEV. Aumento de 4000x. Ataque: NaOH. Fonte: OLIVEIRA, 2014.

Quando tratado a 850°C por 1 hora é possível notar, na microscopia ótica, a formação de precipitados no interior das lamelas de ferrita (δ) e nos contornos δ/γ , como é ilustrado na Figura 24.a. Quando avaliado por MEV, ilustrado na Figura 24.b, foi possível observar a precipitação das fases sigma (σ), chi (χ) e austenita secundária (γ_2) (OLIVEIRA, 2014).

O aumento da precipitação de fases deletérias em relação aos tratamentos anteriores é esperado devido ao acréscimo no tempo do tratamento térmico.

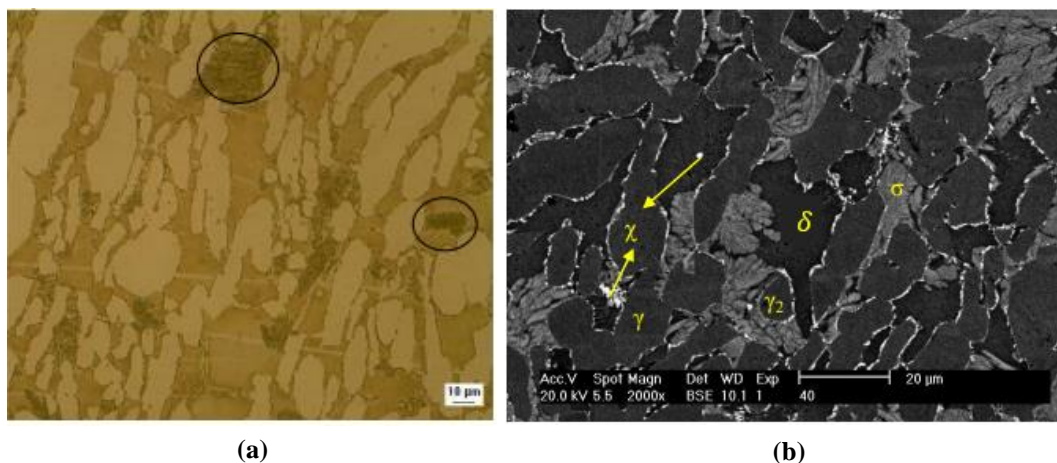


Figura 24 – Microestrutura do AISD S32760 envelhecido a 850°C durante 1 hora. (a) Analisado no MO. Aumento de 500x. (b) Analisado por MEV. Aumento de 2000x. Ataque: NaOH. Fonte: OLIVEIRA, 2014.

OLIVEIRA (2014) também realizou a quantificação por análise magnética dos materiais envelhecidos. As fases deletérias são formadas a partir da decomposição da ferrita (δ), com isso, avaliando a porcentagem de ferrita (δ) presente na microestrutura do material é possível comparar a precipitação de fases deletérias entre as amostras.

De acordo com a Tabela 6 é possível notar que, com o aumento do tempo de exposição do material na temperatura de 850°C, ocorreu a redução da porcentagem de ferrita (δ) disponível no material, o que mostra que com o aumento do tempo, ocorreu uma maior decomposição de ferrita (δ), indicando a formação de fases deletérias.

Tabela 6 – Dados da ferritoscopia para os AISD S32760 envelhecido a 850°C em diferentes tempos.

Temperatura	Tempo	% Ferrita (δ)
Sem Tratamento	0 min	56,5%
850°C	1 min	51,9%
	10 min	50,9%
	1 hora	21,1%
	10 horas	0,0%

Fonte: OLIVEIRA, 2014 [MODIFICADO].

LEITE (2009) realizou um estudo que analisou a microestrutura do AISD S32760 tratado à 550°C. Na Figura 25, que apresenta a micrografia do material tratado à 550°C durante 2 horas, é possível notar que não houve a precipitação de fases intermetálicas. No entanto, para um resultado mais preciso, seria necessário realizar uma análise por MEV, onde seria possível afirmar se houve formação de fases intermetálicas.

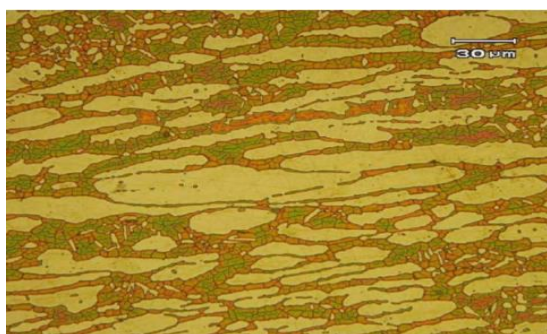


Figura 25 – Microestrutura do AISD S32760 tratado 550°C por 2 horas. Ataque: KOH 56%. Fonte: LEITE, 2009.

Já PARDAL (2009) realizou um estudo analisando os efeitos dos tratamentos térmicos nos aços inoxidáveis superduplex. A Figura 26 apresenta a microestrutura do AISD UNS

S32760 envelhecido a 550° C durante 24 horas. Quando comparada com LEITE (2009) e OLIVEIRA (2014), devido ao tempo de tratamento térmico fica nítido a maior precipitação de fases deletérias – pontos pretos – na microestrutura do aço, como pode ser visto na Figura 26.a.

A Figura 26.b apresenta a análise da microestrutura com o auxílio do MEV, onde é possível notar a presença de pontos brilhantes – fase chi (χ) – confirmando a precipitação de fases intermetálicas.

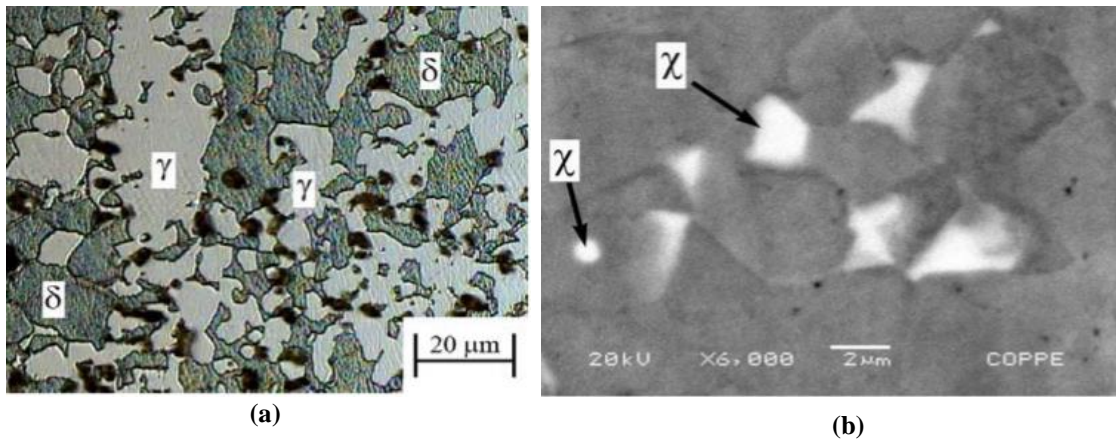


Figura 26 – Microestrutura do AISI S32760 solubilizado e envelhecido 550°C por 24 horas. (a) Analisado no MO. (b) Analisado por MEV. Ataque: KOH. Fonte: PARDAL, 2009.

CAPÍTULO 3

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Este trabalho analisou o aço superduplex UNS S32760 nas condições de fundido (ASTM 890A/890M grau 6A) no estado solubilizado a 1140°C por 4 horas, fornecido pela empresa SULZER; forjado (ASTMA484/A484M – 20b) no estado solubilizado a 1120°C por 4 horas, fornecido pela empresa MULTIALLOY e laminado a quente no estado solubilizado a 1120°C por 3 horas, fornecido pela empresa VILLARES METALS. A Tabela 7 apresenta as características dos materiais recebidos e a Tabela 8 mostra a composição química de cada um destes materiais, conforme certificado do fabricante.

A Tabela 8 também apresenta o indicador de resistência a corrosão por pites (PRE), calculado pela Equação 2, que foi apresentada no item 2.1. Este indicador é a primeira avaliação da resistência das ligas à corrosão localizada.

Tabela 7 – Características dos materiais recebidos.

Designação	Produto	Dimensões (mm)	Norma Atendida
UNS S32760	Lingote fundido	45 x 45 x 145	ASTM 890A/890M
	Disco forjado	Ø 140 x 45	ASTM A 484/A 484M
	Barra quadrada laminada	12,7	ASTM A 240

Tabela 8 – Composições químicas dos materiais recebidos (% em peso). (Fe) balanço.

Material	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	S	P	Cu	W	N	PRE
Fundido	0,029	25,03	7,69	0,72	0,88	3,35	0,006	0,018	0,71	0,82	0,211	40,8
Forjado	0,019	24,96	7,12	0,70	0,33	3,51	0,0001	0,022	0,596	0,629	0,241	41,4
Laminado	0,010	25,36	7,02	0,57	0,35	3,59	0,0005	0,017	0,53	0,66	0,246	42,2

3.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Durante esta etapa do estudo foram definidas a quantidade de subamostras e dimensões necessárias para as mesmas. Dessa forma, foi estabelecido que seriam cortadas 18 peças, sendo

6 amostras para cada produto recebido, com dimensões aproximadas conforme demonstrado na Tabela 9.

Tabela 9 – Dimensões e distribuição das amostras.

Origem	Dimensões (mm)	Quantidade
Forjamento	17 x 7 x 6	6
Fundição	17 x 7 x 6	6
Laminação	12,7 x 12,7 x 6	6

Fonte: AUTORES, 2022.

A etapa de corte das amostras foi realizada em parceria com o Laboratório de Usinagem da Universidade Federal Fluminense (UFF) no Campus da Praia Vermelha. O processo foi realizado com o equipamento de serrote de fita MR-275 do fabricante MANROD, conforme ilustrado na Figura 27.

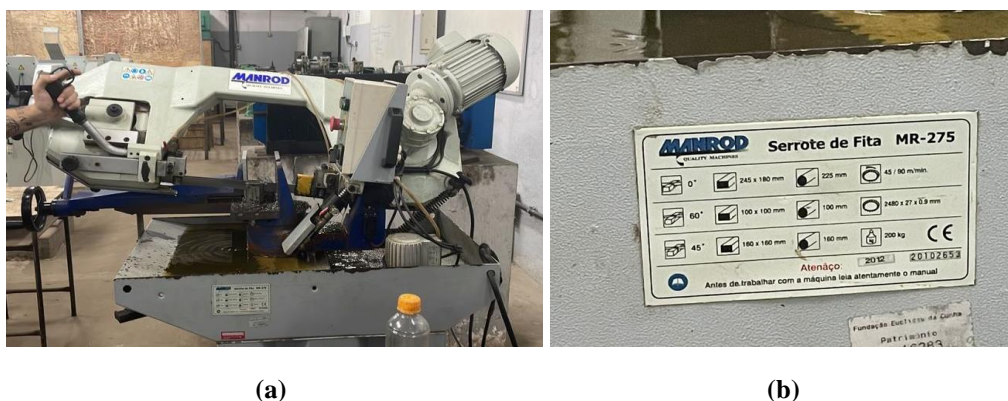


Figura 27 – Equipamento utilizado para corte das amostras. (a) Visão geral do equipamento. (b) Placa de identificação da máquina e suas especificações. Fonte: AUTORES, 2022.

Ao fim da etapa de corte, foi necessário realizar o processo de limagem para retirada de cantos vivos e rebarbas oriundos do processo. O resultado parcial após essas etapas está ilustrado na Figura 28.



Figura 28 – Resultado parcial após processo de corte e limagem das amostras. Fonte: AUTORES, 2022.

3.3 TRATAMENTO TÉRMICO

O envelhecimento térmico foi realizado em um forno a resistência convencional, no Laboratório de Soldagem (LASOL) do CEFET/RJ, na temperatura de 550°C, por períodos de 4 horas e 8 horas, com posterior resfriamento em água. É ressaltado que estas condições foram comparadas à condição do material como recebido, ou seja, sem tratamento de envelhecimento. O envelhecimento foi realizado nesta temperatura porque pode ser atingida em algumas aplicações do aço UNS S32760.

Das 18 amostras analisadas, 6 permaneceram em seu estado como recebido (CR) e as outras 12 foram tratadas termicamente, conforme apresentado na Tabela 10.

Tabela 10 – Identificação e quantidades para cada condição analisada.

Condição	Identificação	Quantidade
CR – Laminada	L0	2
CR – Fundida	F0	2
CR – Forjada	FO0	2
Laminada 550°C – 4h	L4	2
Laminada 550°C – 8h	L8	2
Fundida 550°C – 4h	F4	2
Fundida 550°C – 8h	F8	2
Forjada 550°C – 4h	FO4	2
Forjada 550°C – 8h	FO8	2

Fonte: AUTORES, 2022.

3.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

3.4.1 Microscopia Óptica

As amostras foram preparadas e analisadas no Laboratório de Materiais (LAMAT) do CEFET/RJ. Foi realizada a preparação com embutimento em resina termofixa de cura a quente (baquelite) usando uma embutidora PRE 30 da Arotec. Concluído o embutimento das amostras, foi realizado um processo cuidadoso de lixamento, em meio úmido, com diminuição progressiva da granulometria (100, 220, 320, 400, 600 e 1200 *mesh*) e polimento utilizando suspensão aquosa de abrasivo de alumina (Al_2O_3) com granulometria $1\mu\text{m}$. Esse procedimento foi realizado com o auxílio de uma politriz Aropol 2V da Arotec.

Para revelar as fases ferrita (δ) e austenita (γ) nas amostras e caracterizar possíveis mudanças microestruturais no material, foi utilizado o ataque químico com reagente de Behara, que consiste em uma solução aquecida à 40°C , composta de: 20 ml de HCl em 100 ml de H_2O destilada + 0,3g de metabissulfato de potássio. As amostras foram imersas no reagente durante 20 segundos. As análises foram realizadas no microscópio óptico, modelo BX60M da marca Olympus.

3.4.2 Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV)

As amostras foram caracterizadas por MEV (“*Scanning Electron Microscopy*” – SEM), através do microscópio Quanta FEG 450, pertencente ao Instituto Nacional de Tecnologia (INT). A preparação das amostras também seguiu a mesma preparação descrita no item 3.4.1 com ataque químico posterior, obtendo-se imagens por elétrons secundários (“*Secondary electrons*” – SE), que possuem baixa energia e na imagem final o contraste é dado pela topografia das fases presentes na amostra (USP, 2022).

3.4.3 Permeabilidade Magnética

O ensaio de permeabilidade magnética é um ensaio não destrutivo que tem como objetivo medir o teor de ferrita (δ) presente na amostra. As fases deletérias são formadas a partir da decomposição da ferrita (δ), logo, de acordo com a porcentagem dessa fase presente na

microestrutura do material é possível obter uma relação direta com a precipitação de fases intermetálicas (OLIVEIRA, 2014).

O ensaio foi realizado no Laboratório de Materiais (LAMAT) no CEFET/RJ, sendo utilizado o ferritoscópio FMP30 da marca Helmut Fischer®, conforme ilustrado na Figura 29. As medidas foram realizadas nas mesmas amostras preparadas para os ensaios de corrosão, onde a descrição da preparação será apresentada no item 3.6.1.



Figura 29 – Ferritoscópio FMP30 da marca FERITSCOPE. Fonte: AUTORES, 2022.

O funcionamento do instrumento ocorre através do princípio da permeabilidade magnética, onde um campo magnético, gerado por uma bobina, interage com as fases ferromagnéticas da amostra. Essas fases então provocam uma variação nesse campo magnético, induzindo uma tensão, que é proporcional à quantidade de ferrita (δ) presente na amostra. Essa tensão é medida através de uma segunda bobina, como ilustrado na Figura 30 (VALLE, et. al, 2019) e (SCHWINGEL et. al, 2015).

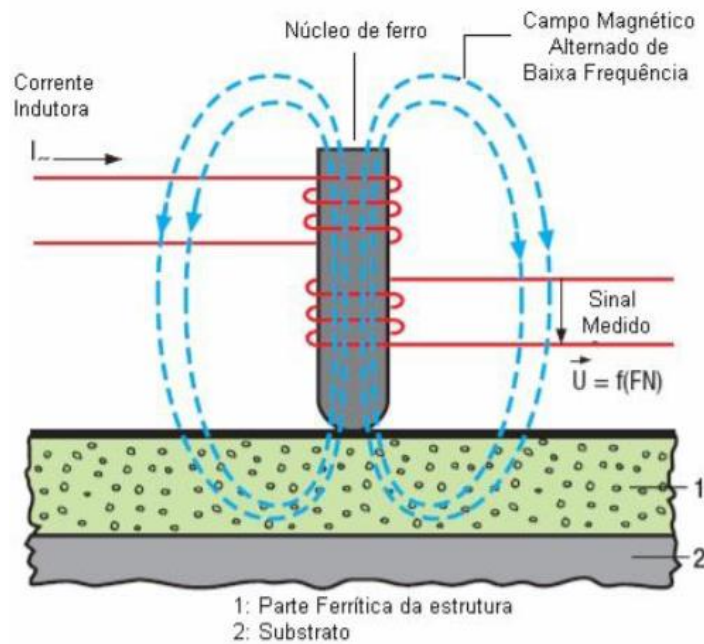


Figura 30 – Ensaio de permeabilidade magnética. Fonte: VALLE, et. al, 2019.

Os valores de tensão medidos pela segunda bobina são então convertidos, através de algoritmos do próprio instrumento, no teor de ferrita (δ) presente na amostra (SCHWINGEL et. al, 2015).

Conforme proposto por PARDAL (2009), é possível mensurar, de acordo com a Equação 5, a variação específica da ferrita (δ) com o auxílio do ferritoscópio, com objetivo de avaliar a precipitação de fases intermetálicas formadas na microestrutura do material.

$$\frac{\Delta\delta}{\delta_i} = \frac{(\delta_i - \delta_e)}{\delta_i} \times 100 \quad (5)$$

Sendo:

$\Delta\delta/\delta_i$: Variação específica da ferrita δ medida no ferritoscópio.

δ_i : Percentual de ferrita δ na condição inicial.

δ_e : Percentual de ferrita δ na condição de envelhecimento a ser analisado.

Para obter um resultado com maior precisão durante o ensaio, foram realizadas 10 medições para cada amostra, e para obter o valor final de cada uma foi utilizado o valor médio das medições.

3.5 PROPRIEDADES MECÂNICAS

3.5.1 Ensaio de Microdureza

Para o ensaio de microdureza, foi utilizado o microdurômetro da marca Instron Wilson modelo 422MVD no Laboratório de Materiais (LAMAT) do CEFET/RJ. A preparação da superfície das amostras também seguiu o mesmo procedimento descrito no item 3.4.1 e as medições foram realizadas através do método Vickers, com carga de 0,5 kgf aplicada durante 15 segundos, conforme a norma ASTM E384-17.

Para cada condição de estudo, foram realizadas 4 medições distintas, dispostas aleatoriamente e sem precisão do posicionamento, nas superfícies das amostras, obtendo os valores médios, assim como os seus respectivos desvios padrões.

3.6 ENSAIO DE CORROSÃO

3.6.1 Polarização Eletroquímica com Reativação Cíclica (PERC)

Esse ensaio tem por finalidade avaliar a susceptibilidade do material à corrosão intergranular, principalmente por mudanças microestruturais decorrentes de exposições à temperaturas elevadas. Através dessa metodologia, é obtido o grau de sensitização que permite verificar os efeitos provocados pela formação de fases intermetálicas, que são prejudiciais as características do material (PARDAL, 2009). Este ensaio também pode ser nomeado como “*Double Loop Electrochemical Potentiokinetic Reactivation*” (DL-EPR)

Para realização deste ensaio foi utilizado o potenciostato modelo PGSTAT 204 do fabricante AUTOLAB com auxílio software NOVA, versão 2.1.2, para obtenção dos resultados. A célula eletroquímica empregada consistiu em um eletrodo de trabalho (ET), um contra eletrodo de platina (CE) e um eletrodo de referência de calomelano saturado (ER), como é ilustrado na Figura 31. Todo o ensaio foi realizado conforme a norma ASTM G108.

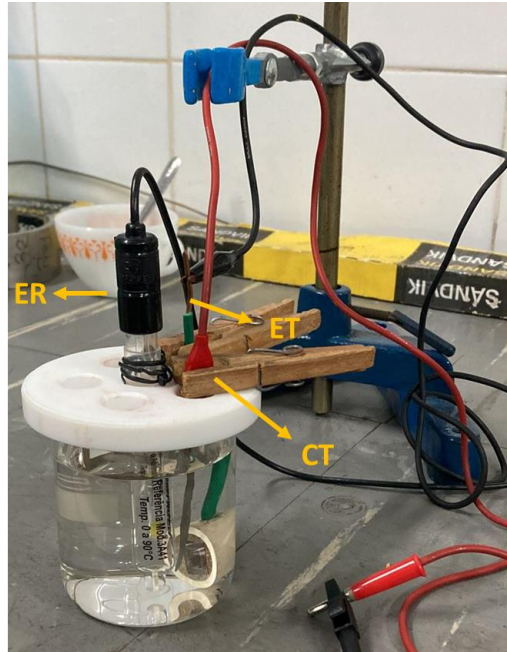


Figura 31 – Célula eletrolítica preparada para o ensaio PERC: ER: eletrodo de referência; ET: eletrodo de trabalho; CT: contra eletrodo de platina. Fonte: AUTORES, 2022.

Nos ensaios PERC foi utilizada uma solução aquosa contendo $2,5\text{M H}_2\text{SO}_4 + 0,1\text{M KSCN} + 1\text{M NaCl}$, que vem a ser mais agressiva do que a solução padrão para aços AISI 304 e 304L. Os eletrodos de trabalho foram fabricados através da abertura de um rasgo na amostra e a união realizada por prensagem da amostra com um fio rígido de cobre e em seguida os eletrodos foram embutidos com resina de cura a frio, como ilustrado na Figura 32. Os eletrodos de trabalho foram lixados até lixa de granulometria 400. Para que não ocorresse corrosão por frestas nas amostras, as interfaces entre a amostra e a resina foram cobertas com esmalte incolor, selecionando sempre uma janela de exposição com uma área livre de aproximadamente $0,7\text{ cm}^2$.



Figura 32 – Amostras em etapa intermediária de preparação para o ensaio de corrosão. Fonte: AUTORES, 2022.

Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente (25°C). A varredura foi iniciada em alguns minutos após a estabilização do potencial de circuito aberto (E_{PCA}). Em seguida, o potencial foi aumentando no sentido anódico com uma taxa de 1 mV/s até atingir 300 mV_{SCE}. Atingido este valor, a varredura foi invertida no sentido catódico, até retornar ao valor inicial do potencial de circuito aberto. A perda de resistência à corrosão, devido às regiões empobrecidas em cromo, foi avaliada a partir da relação entre o pico da corrente de reativação (I_r) e da corrente de ativação (I_a) na varredura anódica, definindo o grau de sensitização (GDS), obtido pela Equação 7.

$$GDS = I_r/I_a \quad (7)$$

Na Figura 33 podem ser observadas curvas típicas deste ensaio em um aço duplex UNS S31803, na condição de solubilizado e envelhecido termicamente à 800°C por períodos de 4 e 6 horas.

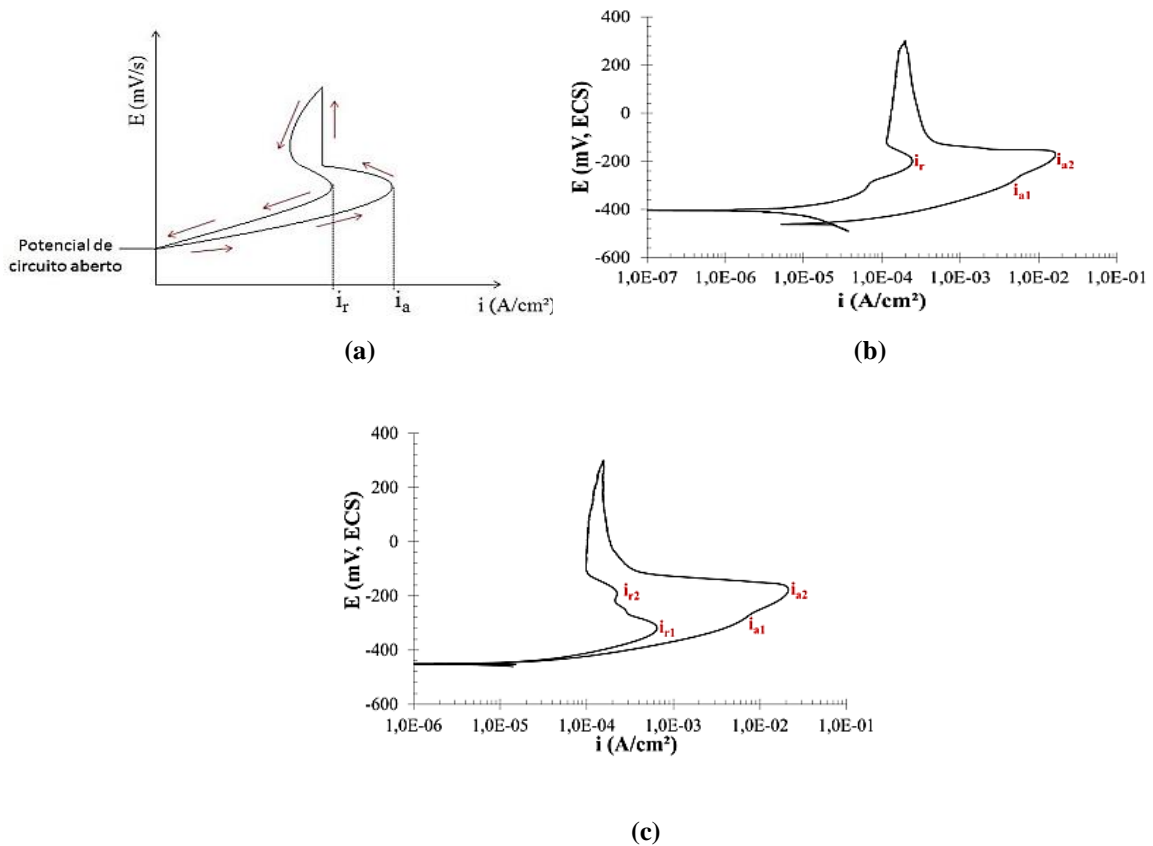


Figura 33 – Padrões de curvas de aços duplex para o ensaio PERC. (a) Amostra solubilizada. (b) Amostra envelhecida por 4 horas. (c) Amostra envelhecida por 6 horas. Fonte: MORAIS et. al, 2012.

3.6.2 Polarização Potenciodinâmica Cíclica

O ensaio de corrosão do tipo polarização potenciodinâmica cíclica tem como principal objetivo a determinação do potencial de pite (E_p), uma medida importante para analisar a resistência do aço à corrosão por pites. Além disso, com esse teste é possível analisar o potencial de repassivação (E_{rp}) dos aços.

A montagem da célula foi feita da mesma forma descrita no item 3.6.1, mas neste caso, a célula foi mergulhada numa solução de 3,5 % de NaCl, conforme a norma ASTM G 61. A solução foi mantida à temperatura de 60°C, utilizando o equipamento de banho maria da marca NOVA modelo NI 1215, conforme mostrado na Figura 34. Os eletrodos de trabalho foram lixados até a lixa de granulometria 600, diferenciando, apenas neste aspecto, da preparação descrita no item 3.6.1. O ensaio foi realizado no Laboratório de Materiais (LAMAT) do CEFET/RJ, utilizando o mesmo potenciostato galvanostato e software descrito no item 3.6.1

O potenciostato galvanostato tem a função de impor, de maneira controlada, um potencial no eletrodo de trabalho a fim de obter os valores do potencial de pite (E_{pite}). Pela curva de histerese é possível realizar uma análise quantitativa, através da área obtida que irá sinalizar a tendência a propagação da corrosão por pites (GEMELLI, 2001).

A varredura foi iniciada 20 minutos após estabilização do potencial de circuito aberto (E_{PCA}) e prosseguiu no sentido anódico a uma taxa de 1mV_{SCE}/s e foi revertida para o sentido catódico ao ser atingida a densidade de corrente de 1mA/cm². Os dados gerados foram em função da variação de potencial e da corrente, e foram exportados e tratados através de software apropriado, para se obter a densidade de corrente e do potencial e foram utilizados apenas valores positivos das densidades de corrente. Ao observar um gráfico de densidade versus potencial, o potencial de pite (E_{PITE}) geralmente é no ponto da curva onde há um aumento brusco da densidade de corrente, como pode ser exemplificado na Figura 35.

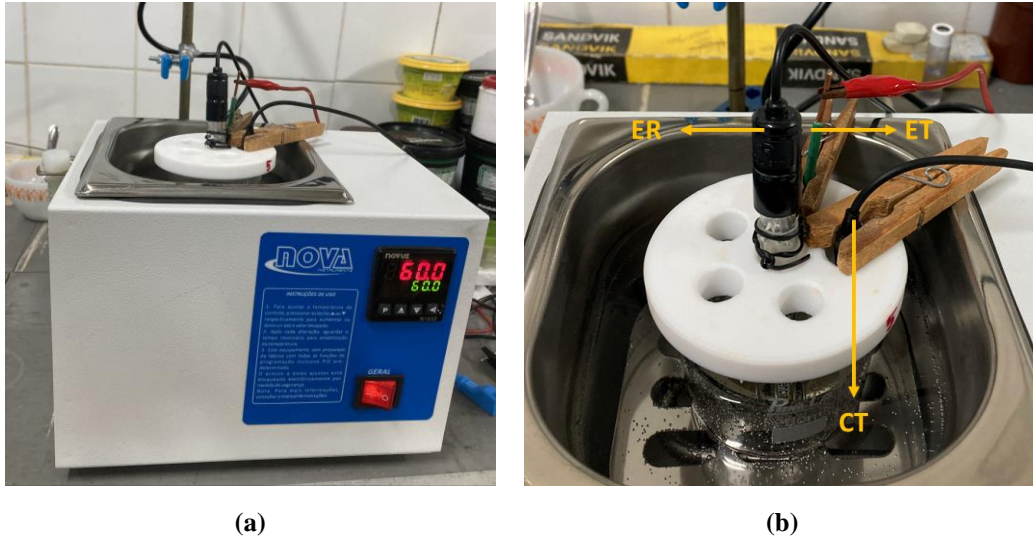


Figura 34 – Célula eletroquímica em banho maria. (a) Equipamento NOVA para o banho maria. (b) Célula eletroquímica. ER: eletrodo de referência; ET: eletrodo de trabalho; CT: contra eletrodo de platina. Fonte: AUTORES, 2022.

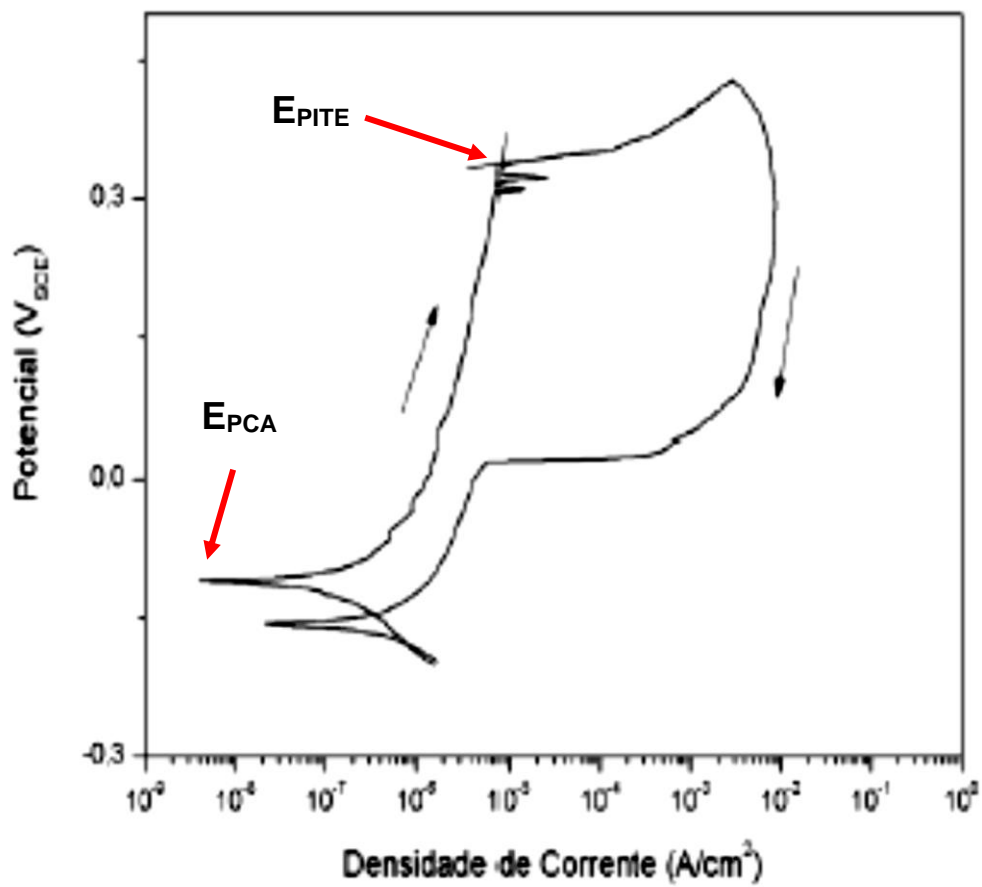


Figura 35 – Determinação do Potencial de Pite (E_{PITE}) e do Potencial de Circuito Aberto (E_{PCA}).

CAPÍTULO 4

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

4.1.1 Amostras Laminadas

As Figuras 36 (a-b) e 37 (a-b) apresentam as microestruturas, das amostras L0 e L4, respectivamente, observadas por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Nas imagens é possível observar as fases ferrita (δ) – mais escura e austenita (γ) – mais clara.

Tanto na amostra L0 quanto na amostra L4, é possível observar que não houve a formação de fases intermetálicas. Tais observações convergem com os resultados obtidos por SILVA (2014) em seu estudo analisando o AISD UNS S31803 envelhecido termicamente à 475°C e 570°C por 4 horas.

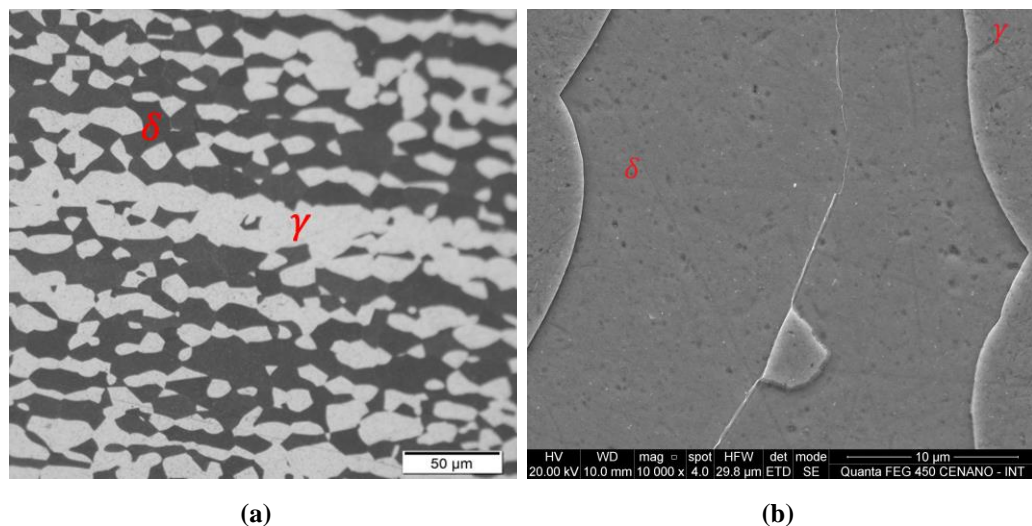


Figura 36 – Microestrutura obtida do AISD UNS S32760 laminado como recebido (L0). (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.

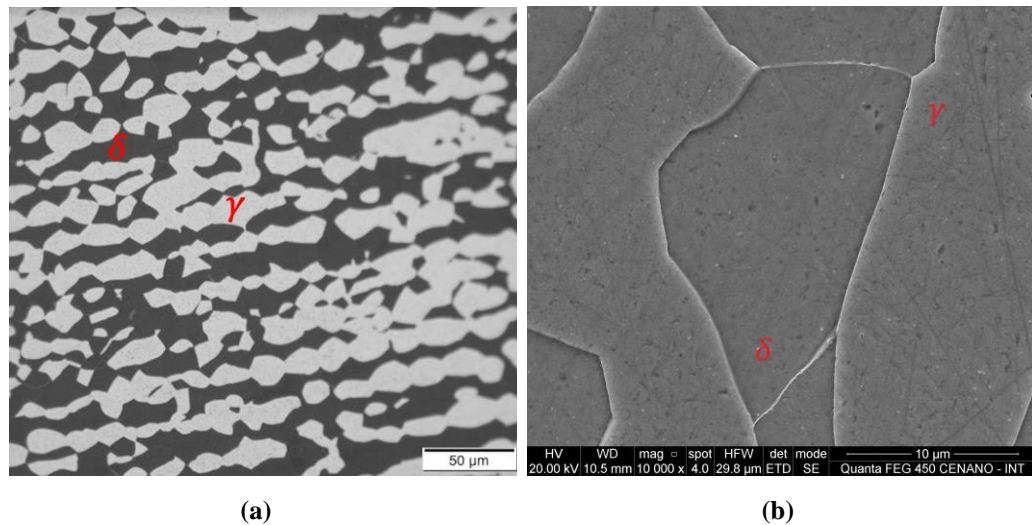


Figura 37 – Microestrutura obtida do AISD UNS S32760 laminado envelhecido à 550°C por 4 horas (L4).

(a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.

O aspecto microestrutural por MO e MEV da amostra L8 é apresentado na Figura 38 (a-b), sendo possível observar a presença de fases intermetálicas (FI) no interior dos grãos de ferrita (δ). De acordo com SILVA (2014) e BORBA et. al (2008), essa fase intermetálica pode corresponder a fase sigma (σ), pois, mesmo que em temperaturas inferiores à 600°C, o aumento no tempo de exposição pode afetar na precipitação dessa fase. Também é possível verificar a precipitação de compostos intermetálicos nos contornos de grãos da ferrita (δ). Segundo PARDAL (2009) na temperatura de envelhecimento a 550°C pode ocorrer a coexistência das fases χ e R. É importante salientar que a precipitação de qualquer uma destas fases resultará em um efeito deletério na resistência à corrosão do material.

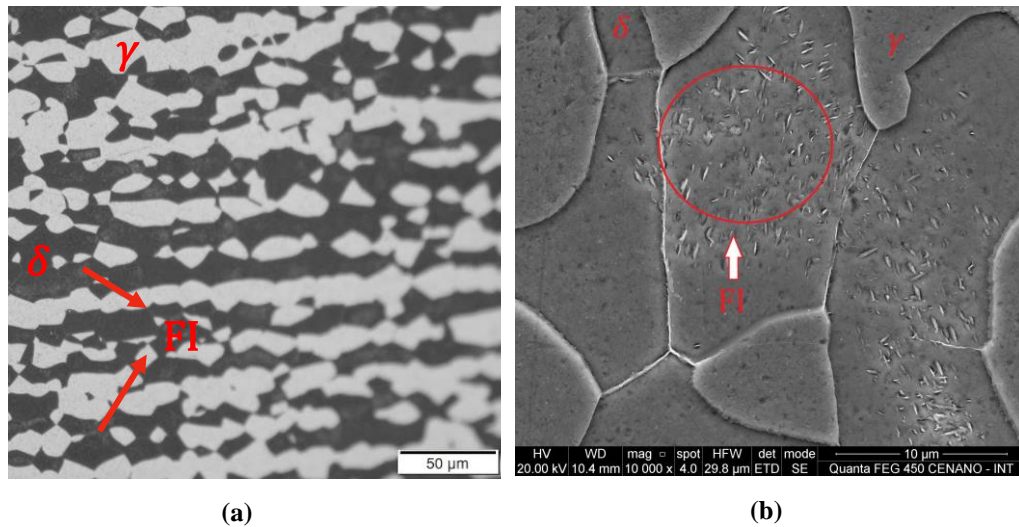


Figura 38 – Microestrutura obtida do AISD UNS S32760 laminado envelhecido à 550°C durante 8 horas (L8). (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.

4.1.2 Amostras Fundidas

Os aspectos microestruturais das amostras F0, F4 e F8, analisados por MO e MEV, são mostrados nas Figuras 39 (a-b), 40 (a-b) e 41 (a-b), respectivamente. É possível observar a presença de fases intermetálicas (FI) no interior da ferrita, tanto na amostra como recebida (F0), como nas amostras envelhecidas termicamente (F4 e F8).

Entretanto, nas amostras F4 e F8, a formação desses precipitados na microestrutura do AISD ficou mais intensificada, denotando uma maior evolução das fases intermetálicas (FI) na amostra F8.

Tais resultados vão de acordo com o encontrado por MARTINS (2014), em seu estudo analisando os aços inoxidáveis superduplex fundidos ASTM A 890/A 890M Grau 5A e ASTM A890/A 890M Grau 6A tratados termicamente à 475°C. MARTINS (2014) e FONTES (2009), afirmam que devido a temperatura de tratamento térmico é possível que possa ocorrer a formação de precipitados da fase alfa linha (α') comumente formados entre as temperaturas de 300°C e 550°C. Entretanto, TERADA (2003) salienta que o ataque com o reagente Behara e o uso do MEV e MO não permitem a visualização da fase alfa linha (α'), pois esta é muito pequena, da ordem de 20 a 200 Å, e possui pouco contraste e similaridade estrutural com a ferrita, sendo possível observar a fase α' através da microscopia eletrônica de transmissão (MET).

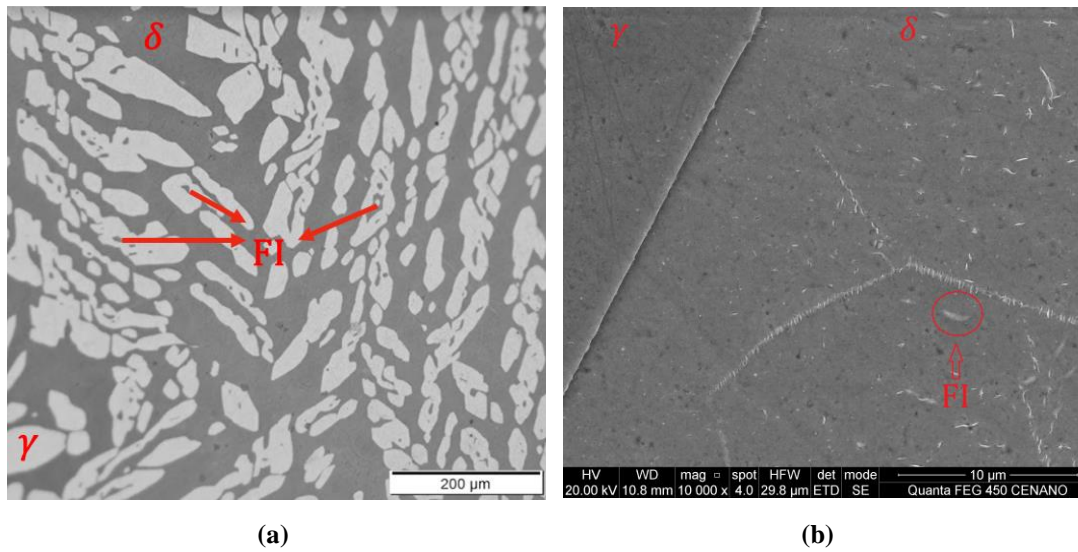


Figura 39 – Microestrutura do AISD UNS S32760 fundido como recebido (F0). (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.

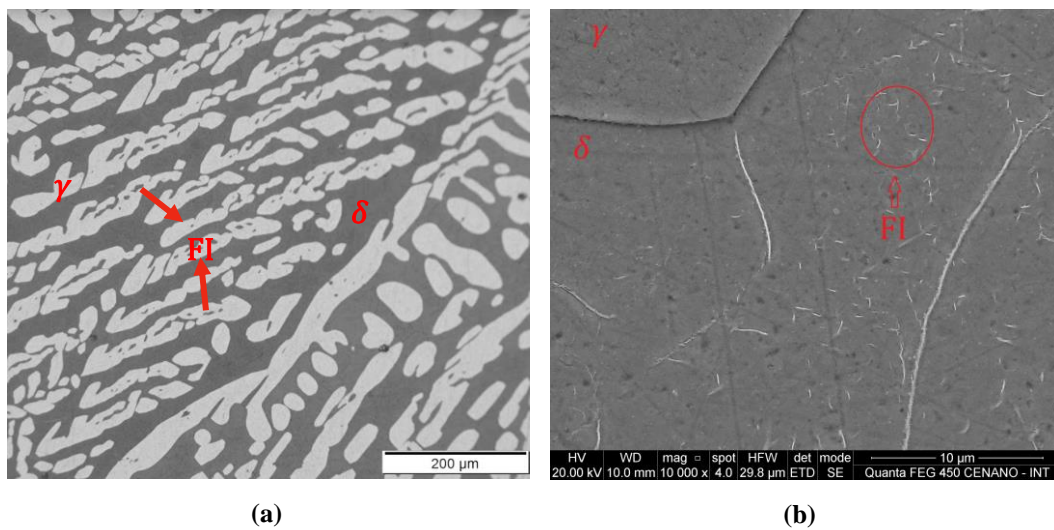


Figura 40 – Microestrutura do AISD UNS S32760 fundido envelhecido à 550°C durante 4 horas (F4). (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.

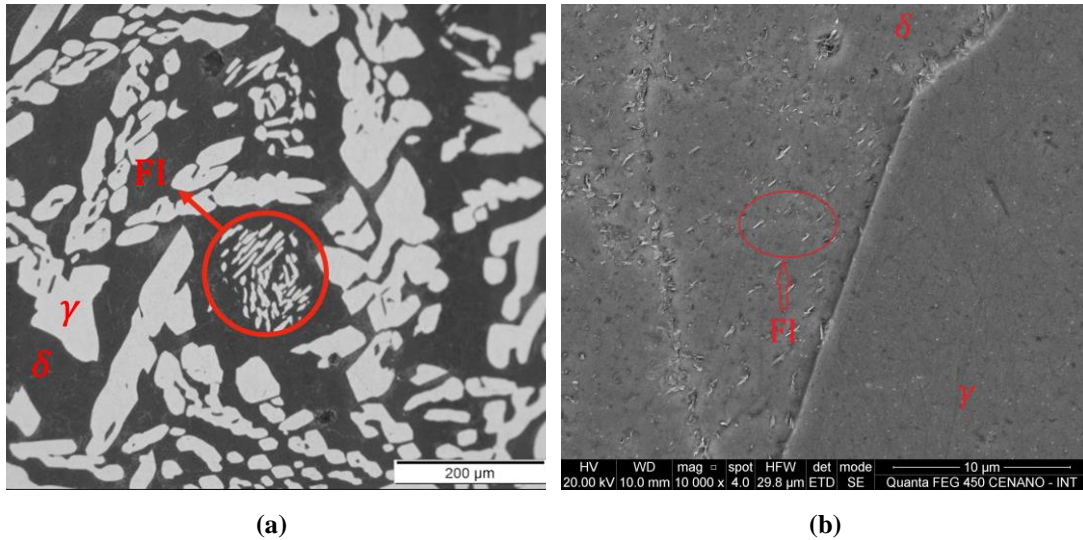


Figura 41 – Microestrutura do AISD UNS S32760 fundido envelhecido à 550°C durante 8 horas (F8).

(a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.

4.1.3 Amostras Forjadas

As Figuras 42 (a-b), 43 (a-b) e 44 (a-b) apresentam as microestruturas, por MO e MEV, das amostras FO0, FO4 e FO8, respectivamente. Assim como nas amostras anteriores é possível identificar as fases de ferrita (δ) e austenita (γ) presentes no AISD.

Assim como nas amostras fundidas, todas as amostras forjadas apresentaram fases intermetálicas (FI) em sua microestrutura. Com o aumento do tempo de exposição, no tratamento térmico, as precipitações de fases intermetálicas (FI) se acentuaram, revelando-se também os contornos δ/δ pela precipitação destes compostos nesses sítios.

O comportamento da microestrutura vai de acordo com o estudo realizado por CORRÊA (2015) que analisou o AISD UNS S31803 forjado envelhecido à 780°C, onde, de acordo com ele e ROCHA (2015), houve a precipitação de fases intermetálicas chi (χ), sigma (σ), e austenita secundária (γ_2), assim como carbeto e nitreto de cromo.

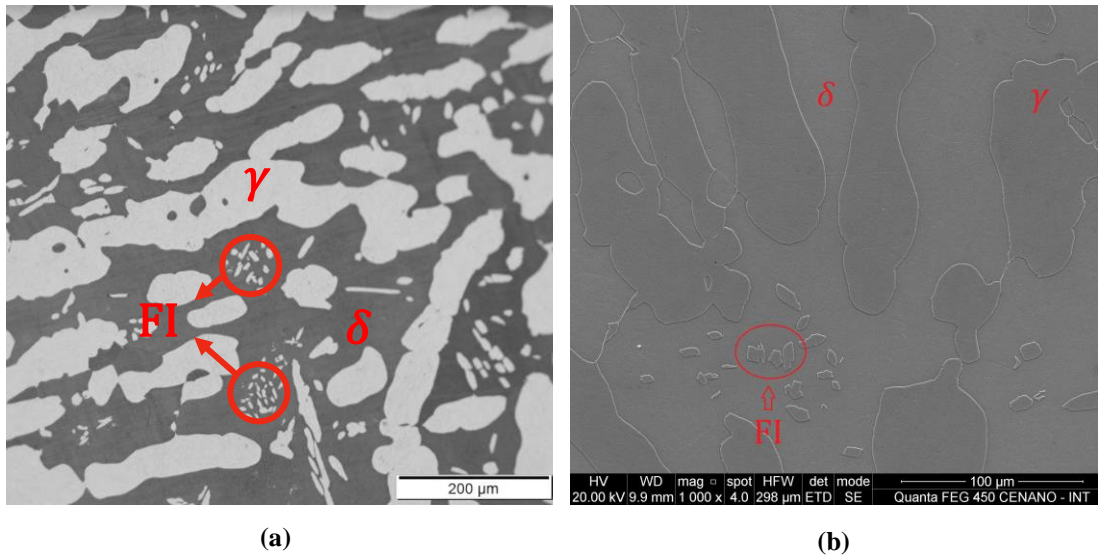


Figura 42 – Microestrutura do AISD UNS S32760 forjado como recebido (FO0). (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara Fonte: AUTORES, 2022.

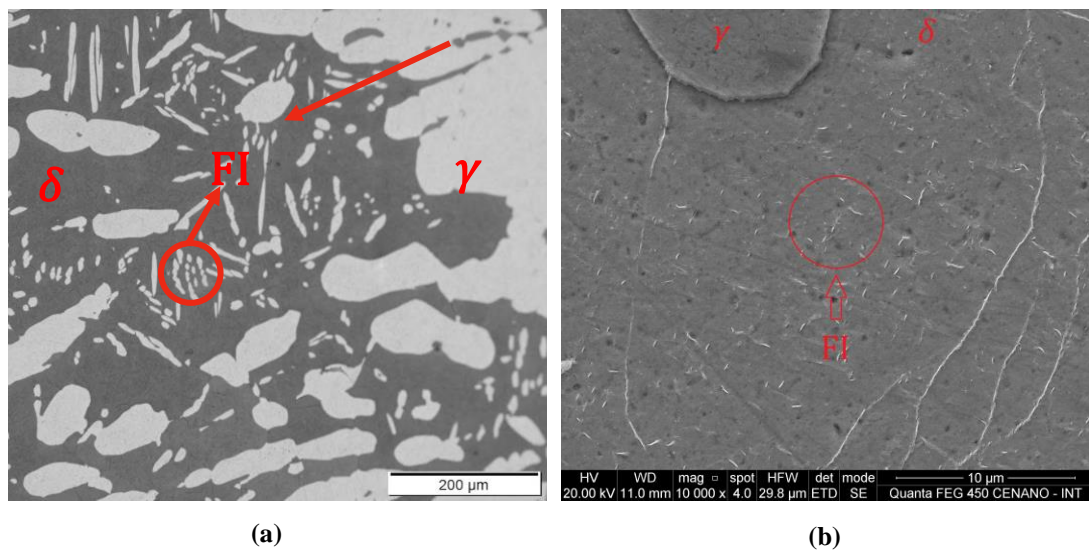


Figura 43 – Microestrutura do AISD UNS S32760 forjado envelhecido à 550°C durante 4 horas (FO4). (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.

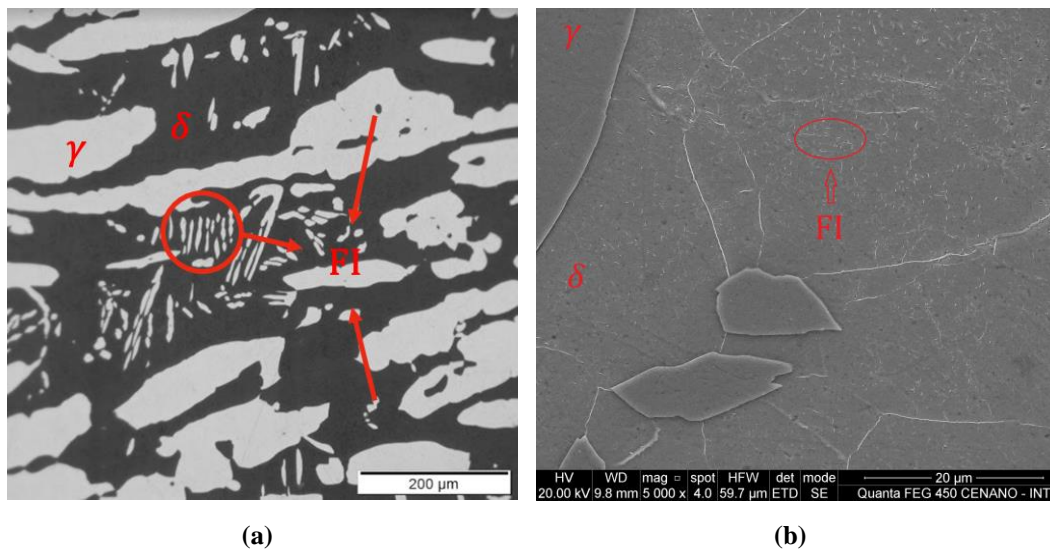


Figura 44 – Microestrutura do AISD UNS S32760 forjado envelhecido à 550°C durante 8 horas (FO8) Behara. (a) Via microscopia óptica. (b) Via microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Behara. Fonte: AUTORES, 2022.

4.2 PERMEABILIDADE MAGNÉTICA

Os resultados apresentados na Tabela 11, que indica os valores médios obtidos para o teor de ferrita (δ), indicam que com o aumento do tempo de exposição de tratamento térmico, houve a redução da fração volumétrica de ferrita (δ) nos AISD laminado, forjado e fundido. Tais resultados vão de acordo com os estudos de OLIVEIRA (2014) e PARDAL (2009), que concluem que devido o aumento da temperatura de envelhecimento térmico ou do tempo de exposição em altas temperaturas, ocorrerá uma maior decomposição da fase de ferrita (δ) dos AISD, o que indica o aumento da precipitação de fases intermetálicas.

Tabela 11 – Percentual de ferrita (δ) por amostra.
(continua)

Identificação	Fracão Volumétrica (%)	
	Ferrita (δ)	Austenita (γ)
L0	59,3 ± 0,5	40,7 ± 0,5
L4	53,9 ± 0,7	46,1 ± 0,7
L8	47,4 ± 2,8	52,6 ± 2,8
F0	47,8 ± 1,9	52,2 ± 1,9

Tabela 11 – Percentual de ferrita (δ) por amostra.

(conclusão)

Fracão Volumétrica (%)		
Identificação	Ferrita (δ)	Austenita (γ)
F4	$47,2 \pm 1,2$	$52,8 \pm 1,2$
F8	$44,3 \pm 1,6$	$55,7 \pm 1,6$
FO0	$52,1 \pm 2,1$	$47,9 \pm 2,1$
FO4	$47,9 \pm 1,9$	$52,1 \pm 1,9$
FO8	$48,0 \pm 2,3$	$52,0 \pm 2,3$

Fonte: AUTORES, 2022.

De acordo com a Figura 45, que mostra a variação específica de ferrita (δ) em relação a condição como recebida, é possível notar que microestrutura mais afetada pela redução de ferrita (δ) e aumento de fases deletérias foi a amostra laminada, enquanto a fundida apresentou menor variação específica de ferrita (δ). De acordo com PARDAL (2009), o tamanho do grão da microestrutura influencia na cinética de precipitação de fases deletérias, sendo assim, grãos mais finos irão apresentar uma precipitação maior do que grãos mais grosseiros. Desta forma, era esperado que a precipitação de fases intermetálicas fosse maior nos AISD forjados, seguido dos laminados e por fim dos fundidos. PARDAL (2009) também salienta que na temperatura de 550°C o comportamento é instigante, pois pode ocorrer a formação de certa quantidade de austenita secundária (γ_2), que também contribui para um decréscimo do sinal lido no ferritoscópio, mas também de outras fases deletérias tais como R, χ e σ . Desta forma, para o aprofundamento deste estudo seria necessário a quantificação destas fases e avaliação das suas contribuições para o decréscimo do sinal.

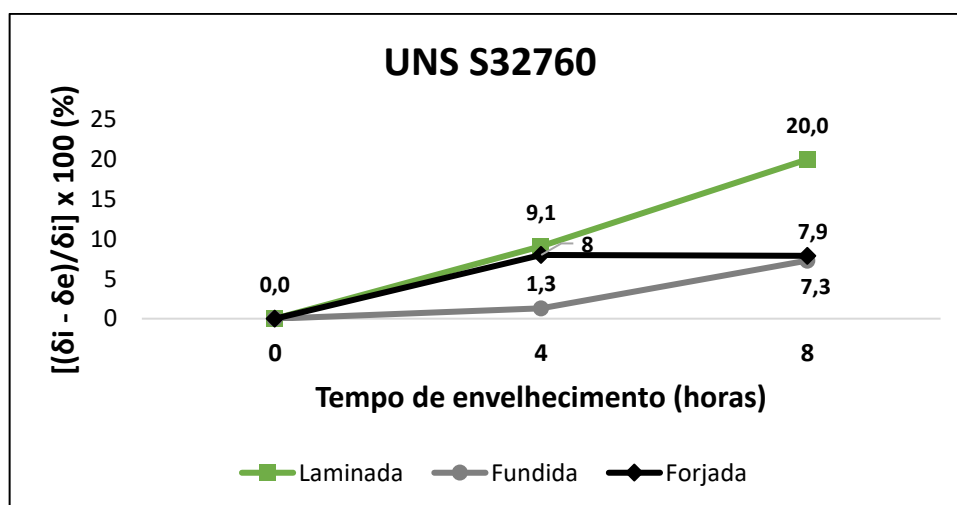


Figura 45 – Variação específica de ferrita (δ) do AISD UNS S32760 em relação a condição como recebida.

Fonte: AUTORES, 2022.

4.3 MICRODUREZA

A Figura 46 e a Tabela 12 ilustram os valores encontrados no ensaio de microdureza das amostras. Quando analisado junto com o desvio padrão, a amostra laminada apresentou a maior dureza no estado como recebido, seguido da forjada e da laminada. Já quando envelhecidas durante 4 horas, os valores de dureza das três ficaram próximos. Por fim, na condição envelhecida durante 8 horas, a amostra forjada foi a que apresentou o maior resultado de microdureza, seguido da laminada e da fundida.

Em parte, os resultados de microdureza vão de acordo com os estudos de PARDAL (2009), MARTINS (2014) e ALMEIDA (2019), que analisaram, respectivamente, os AISD como laminado, fundido e forjado e encontraram como valores, no estado recebido, 274 HV, 247 HV e 256,5 HV, respectivamente. Entretanto de acordo com MARTINS (2014) com o aumento do tempo de exposição ao tratamento térmico, é esperado que ocorra o aumento na dureza dos materiais. Tal fato pode ser explicado devido ao aumento na precipitação de fases intermetálicas, como as fases chi (χ) e sigma (σ), ricas em Cr e Mo, como apontado por VALENTIM (2018). Com exceção das amostras laminadas e fundidas, apenas a forjada apresentou o fenômeno apontado por MARTINS (2014) e VALENTIM (2018). No entanto, FARNEZE (2016) explica que para longos tempos de exposição em altas temperaturas, pode ocorrer a difusão do cromo das regiões ricas para as regiões pobres, conhecido como “*healing*”. Com isso, pode ocorrer a redução de fases intermetálicas presentes no material e consequentemente, uma redução na microdureza do material.

Os resultados de microdureza podem ser comparados junto com os obtidos no ferritoscópio. É possível observar que, com o aumento no tempo de exposição, houve uma redução do teor de ferrita (δ) presente na amostra, indicando a decomposição dessa fase. O aumento nos resultados de microdureza indicam que houve a precipitação de fases intermetálicas, fases essas que são formadas a partir da decomposição da ferrita (δ).

Outro ponto que vai de acordo com a literatura diz respeito os grãos da microestrutura dos materiais. É possível observar que dentre as amostras analisadas, a forjada foi a que apresentou a maior dureza entre as três no envelhecimento à 550°C durante 8 horas. PARDAL (2009) afirma que o tamanho de grão da microestrutura dos AISD influencia na cinética de precipitação de fases deletérias. Sendo assim, microestruturas de grãos mais finos – como é observada na microscopia ótica do AISD forjado – pode propiciar uma maior formação de compostos intermetálicos mais ricos em Cr e Mo e, assim, aumento na dureza. Por outro lado,

é possível observar que as amostras fundidas, que apresentam tamanho de grãos maiores, como pode ser visto na microscopia ótica (MO) do AISD fundido, mostraram uma maior estabilidade na microdureza.

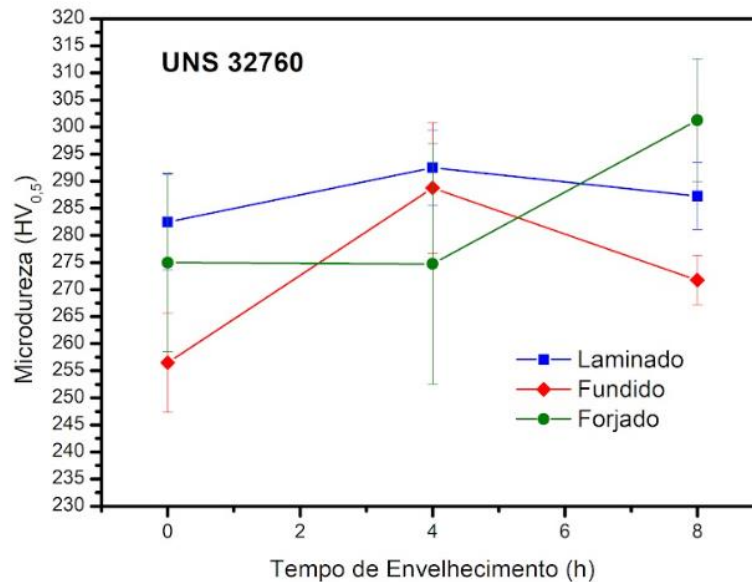


Figura 46 – Microdurezas do AISD UNS S32760 em função das condições de processamento e envelhecimento térmico. Fonte: AUTORES, 2022.

Tabela 12 – Medidas de microdurezas do AISD UNS S32760 em função das condições de processamento e envelhecimento térmico.

Amostra	Microdureza (HV _{0,5})
L0	282,5 ± 8,8
L4	292,5 ± 7,0
L8	287,3 ± 6,2
F0	256,5 ± 9,1
F4	288,8 ± 12,0
F8	271,8 ± 4,6
FO0	275,0 ± 16,5
FO4	274,8 ± 22,2
FO8	301,3 ± 11,3

Fonte: AUTORES, 2022.

4.4 POLARIZAÇÃO ELETROQUÍMICA COM REATIVAÇÃO CÍCLICA

4.4.1 Amostras laminadas

A partir da análise dos dados obtidos através do ensaio e do software, foi possível obter a curva de polarização de cada amostra conforme demonstrado na Figura 47 (a-c).

Para as amostras laminadas, foi possível observar um pico de corrente de reativação com tensão infinitesimal em comparação ao pico de corrente de ativação. Visto isso, pode-se dizer que o grau de sensitização é muito baixo e os índices da amostra L8 se mantiveram no patamar da amostra como recebido (L0), podendo ser desconsiderado os seus efeitos prejudiciais na resistência a corrosão na rota de processamento em questão.

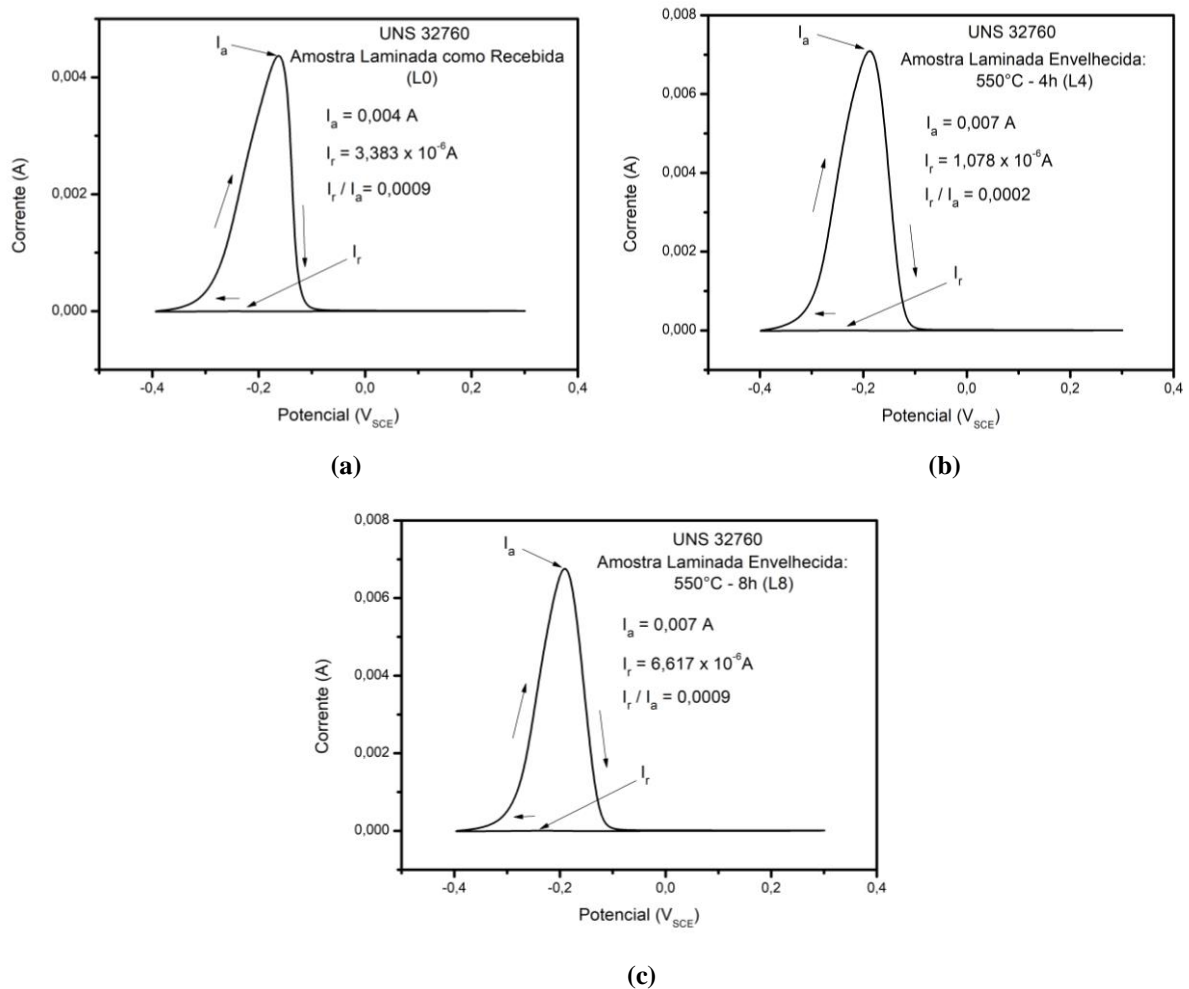


Figura 47 – Curva de polarização para as amostras laminadas. (a) Como recebida. (b) Com tratamento térmico de 4 horas. (c) Com tratamento térmico de 8 horas. Fonte: AUTORES, 2022.

4.4.2 Amostras Forjadas

A partir das curvas obtidas para as amostras forjadas, conforme demonstrada na Figura 48 (a-c), foi possível notar um aumento do grau de sensitização devido a influência do tratamento térmico. Entretanto, em caso análogo as amostras laminadas, a curva de varredura catódica se mostrou muito abaixo tendo pouca influência sobre o grau de sensitização das amostras. Logo, através da análise gráfica individual de cada amostra e segundo PALACIO (2008) o grau de sensitização, por apresentar um valor muito baixo, pode ser desconsiderado o seu efeito deletério na resistência a corrosão do material.

Por outro lado, ao avaliar o valor obtido do grau de sensitização para cada amostra, foi possível verificar um aumento do índice, que pode acarretar efeito prejudicial ao material.

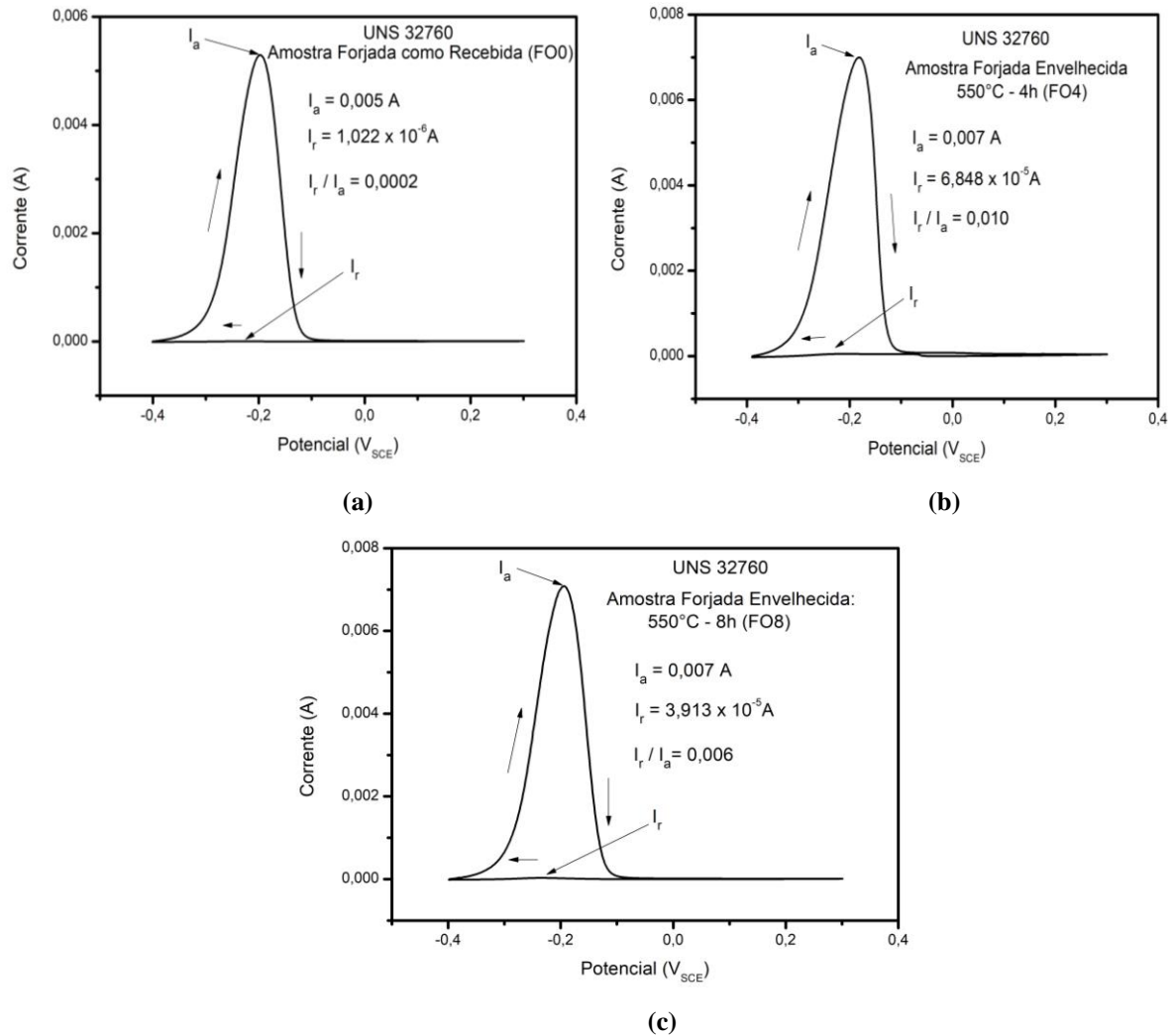


Figura 48 – Curva de polarização para as amostras forjadas. (a) Como recebida. (b) Com tratamento térmico de 4 horas. (c) Com tratamento térmico de 8 horas. Fonte: AUTORES, 2022.

4.4.3 Amostras Fundidas

Durante análise das curvas para as amostras fundidas, foi notado o mesmo comportamento semelhante ao visto nas amostras forjadas. Logo, conforme ilustrado na Figura 49, houve um aumento do grau de sensitização, reduzindo sua resistência a corrosão desde a amostra do estado como recebido (F0) até a amostra com maior tempo de exposição ao tratamento térmico (F8). Por outro lado, não foi possível verificar o processo de *healing* do material. Tal processo pode não ter ocorrido devido ao fato do maior tamanho de grão da estrutura, reduzindo, desta forma, a velocidade de difusão e dissolução das fases deletérias precipitadas em sua matriz.

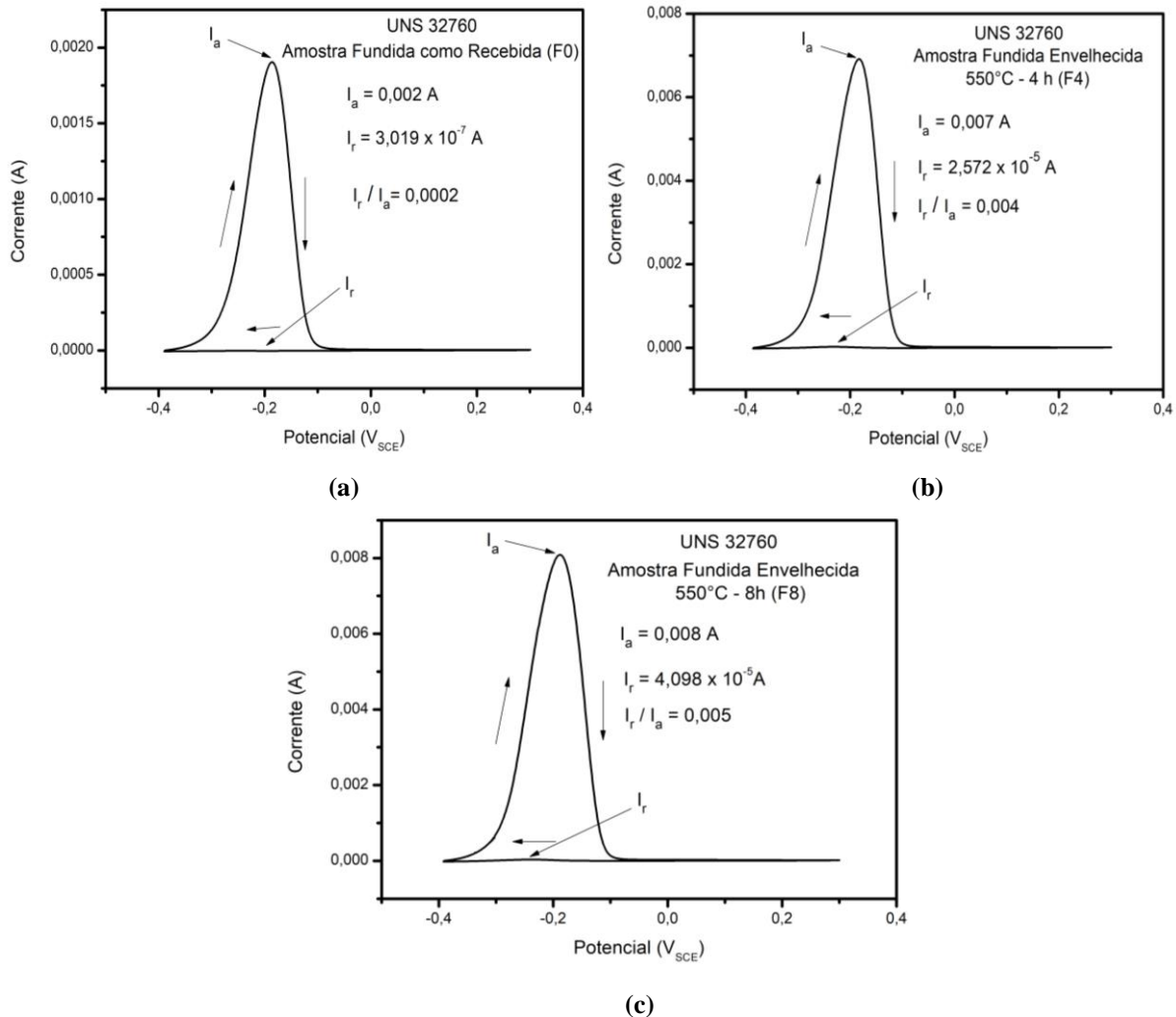


Figura 49 – Curva de polarização para as amostras fundidas. (a) Como recebida. (b) Com tratamento térmico de 4 horas. (c) Com tratamento térmico de 8 horas. Fonte: AUTORES, 2022.

A Figura 50, apresenta o comportamento do grau de sensitização em função do tempo de exposição para as amostras obtidas pelas rotas de processamento analisadas neste trabalho. A partir da análise foi possível verificar que o material forjado apresentou maior grau de sensitização. Tal constatação converge com o estudo de PARDAL (2009). Este pesquisador indica que a exposição de uma peça deformada plasticamente a um envelhecimento térmico pode ocasionar na aceleração da precipitação da fase α' que gera efeito deletério na resistência a corrosão do material. Entretanto, ao comparar as amostras FO4 e FO8 foi possível verificar uma redução significativa do grau de sensitização, indicando um possível efeito do fenômeno de cura ou healing, acarretando uma redistribuição de Cr na ferrita (PARDAL, 2009).

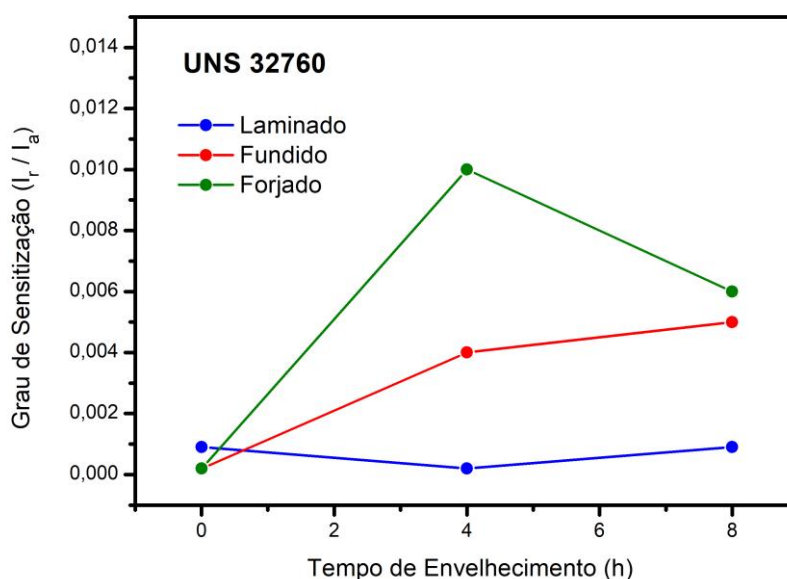


Figura 50 – Curva de polarização para as amostras fundidas. (a) Como recebida. (b) Com tratamento térmico de 4 horas. (c) Com tratamento térmico de 8 horas. Fonte: AUTORES, 2022.

4.5 POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA CÍCLICA

As Figuras 51 (a-b) e 52 exibem as curvas obtidas em cada condição avaliada. Os parâmetros obtidos nas curvas de polarização são mostrados na Tabela 13, ou seja, potencial de circuito aberto (E_{PCA}) e potencial de pites (E_{PITE}). Quanto maior for o potencial de pites (E_{PITE}) e o intervalo de passivação ($E_{PITE} - E_{PCA}$), mais elevada é a resistência à corrosão por pites do material. É possível observar na Figura 51 e na Tabela 13 que as amostras laminadas e fundidas, ao serem submetidas ao envelhecimento térmico, mantiveram aproximadamente, a mesma resistência à corrosão por pites da condição não envelhecida. Na mesma Tabela e na Figura 52 verifica-se a ocorrência de queda da resistência à corrosão localizada com o aumento do tempo de exposição à temperatura elevada nas amostras forjadas. Segundo GEMILLI (2001), a redução do potencial de pites (E_{PITE}) indica um efeito prejudicial no seu desempenho devido a maior tendência a formação de núcleos para formação de pites. Tal comportamento vai de encontro ao demonstrado por CORRÊA (2015), que devido ao efeito do tratamento térmico para materiais forjados, encontrou uma redução no potencial de formação de pite, indicando um efeito prejudicial na propriedade de resistência a corrosão.

Segundo URA (1994), tal redução do potencial pode ter ocorrido por causa da temperatura de ensaio que iniciou a precipitação de fase α' . Enquanto NILSSON et. al (1993),

associam a queda do potencial de precipitação a formação preferencial de fase σ em regiões com menor teor de cromo. Adicionalmente ADHE (1996), apresenta uma teoria que unifica as ideias apresentadas previamente, citando que a redução do potencial ocorreu em função da presença de fase σ e α' . Outro aspecto que pode ser considerado é o efeito do refino de grão na amostra forjada. A literatura encontrada diverge sobre a influência do tamanho de grão do material na resistência à corrosão. Os estudos de RALSTON et. al (2010) e XIN et al. (2011) sugerem que a influência do refino de grão depende da capacidade de passivação da superfície. Por outro lado, AGHUY et al. (2015) apontam que o tamanho de grão da amostra não apresenta influência direta na resistência a corrosão. Divergentemente, DI SCHINO et. al (2010) indicam que as amostras que possuem menor tamanho de grão têm uma maior resistência a corrosão, por conta da delimitação do espaço disponível para a formação dos núcleos de pite. A divergência de opiniões e resultados reforça a necessidade de estudos e pesquisas mais abrangentes e conclusivas.

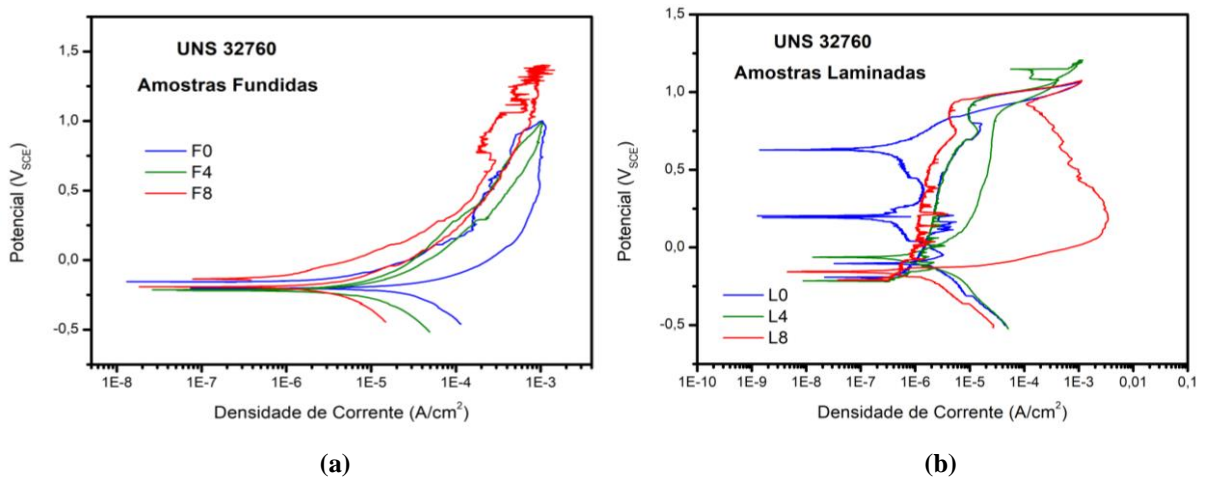


Figura 51 – Curva de potencial de formação de pite para amostras. (a) Fundidas. (b) Laminadas.

Fonte: AUTORES, 2022.

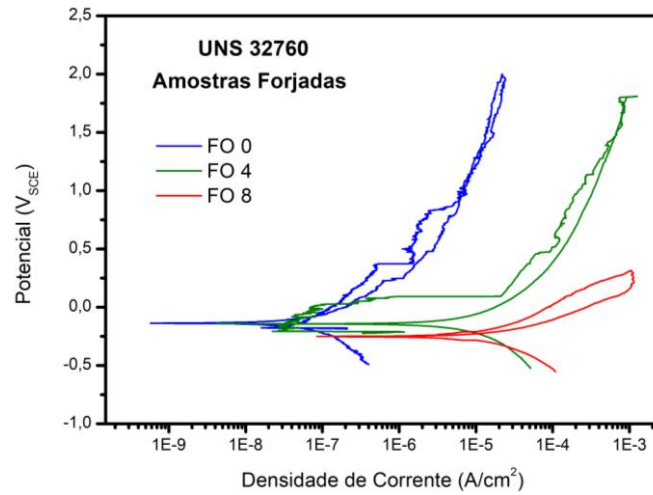


Figura 52 – Curva de potencial de formação de pite das amostras forjadas. Fonte: AUTORES, 2022.

Tabela 13 – Parâmetros obtidos das curvas de polarização potenciodinâmica cíclica.

Condição	Resistência à Corrosão por Pite		
	E _{PCA} (V _{SCE})	E _{PITE} (V _{SCE})	E _{PITE} - E _{PCA} (V _{SCE})
L0	- 0,19	0,95	1,14
L4	- 0,22	0,94	1,16
L8	- 0,21	0,94	1,15
F0	- 0,15	0,90	1,05
F4	- 0,21	0,89	1,10
F8	- 0,14	1,06	1,20
FO0	- 0,14	0,83	0,97
FO4	- 0,21	0,47	0,68
FO8	- 0,25	0,23	0,48

Fonte: AUTORES, 2022.

CAPÍTULO 5

5 CONCLUSÃO

- Entre as rotas de fabricação avaliadas durante os ensaios de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, pode ser observado nas amostras laminadas maior formação de fases intermetálicas, visto que em seu estado como recebido (L0) não foi detectada presença de fases intermetálicas. Enquanto nas amostras fundidas e forjadas, desde seus estados como recebido (F0 e F00, respectivamente) já houve a identificação de fases intermetálicas e após o processo de tratamento térmico ocorreu o aumento do percentual dessas fases, indo de encontro ao resultado encontrado no ensaio de permeabilidade magnética.
- Em comparação as amostras recebidas, todos os materiais apresentaram um aumento na microdureza indicando que houve a formação de fases intermetálicas, como foi observado via MO, MEV e com os ensaios de permeabilidade magnética. Enquanto a amostra forjada apresentou um aumento na microdureza com o aumento do tempo de exposição, as amostras laminadas e fundidas, apresentaram uma redução entre os tempos de 4 horas e 8 horas, tal fato pode ter sido devido ao fenômeno de “*healing*”.
- Durante a avaliação pelo método de polarização eletroquímica com reativação cíclica (PERC), foi possível verificar que desde o seu estado como recebido e após o tratamento térmico, todas as amostras das rotas de fabricação avaliadas tiveram um grau de sensibilização com um valor muito baixo através de análise gráfica, indicando pouca influência dos efeitos da exposição. Entretanto os resultados deste ensaio convergem com os aspectos microestruturais e os parâmetros obtidos nos ensaios de corrosão por pites.
- Das rotas de produção avaliadas, desde o seu estado como recebido até a conclusão do processo de tratamento térmico, as amostras fundidas foram as que apresentaram melhor desempenho em relação a resistência à corrosão localizada. Visto que tiveram menor percentual de decomposição da fase ferrita (δ) para formação de fases intermetálicas. Todavia, pelo ensaio de corrosão por pites foi verificado que as amostras forjadas apresentaram maior redução da resistência à corrosão localizada, quando comparada as demais amostras e condições avaliadas neste estudo.

CAPÍTULO 6

6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Complementar a análise dos resultados obtidos durante o ensaio de Polarização Eletroquímica com Reativação Cíclica (PERC) o através da análise da região do contorno de grão por MEV.
- Estudar, através de ensaios de polarização anódica e CPT, o potencial e a temperatura crítica na formação de pites, sob as condições de envelhecimento térmico deste trabalho.
- Realizar análise de microscopia utilizando o ataque com o reagente hidróxido de potássio (KOH), para melhor detecção e quantificação de fases intermetálicas presentes nas microestruturas.
- Realizar estudos por microscopia eletrônica de transmissão (MET) nas condições deste trabalho, para melhor caracterização das fases intermetálicas precipitadas.
- Por conta da divergência na literatura avaliada, é sugerido o estudo aprofundado relacionando o efeito do tamanho de grão sobre o aspecto de resistência a corrosão dos aços inoxidáveis superduplex.

REFERÊNCIAS

AGHUY, A. A.; ZAKERI, M.; MOAYED, M.H.; MAZINANI, M. *Effect of Grain Size on Pitting Corrosion of 304L Austenitic Stainless Steel*. *Corrosion Science*, 2015.

ADHE, K. N. KAIN, V. MADANGOPAL, K. GADIYAR, H. S. *Influence of sigma-phase formation on the localized corrosion behavior of a duplex stainless steel*. *Journal of materials engineering and performance*. v. 5 n. 4 ago. 1996 p.500-6.

ALMEIDA, B.B. **Análise de Falha de um Flange de Aço Inoxidável Superduplex**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal Fluminense, Niterói, RJ, Brasil, 2019.

ALVAREZ-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREUIL, S. *Duplex Stainless Steels*. [S.l.] John Wiley & Sons, Inc., 2009.

AMARAL, E.M. **Estudo Microestrutural de Aços Inoxidáveis Duplex Fe-25%Cr-5%Ni com teores de carbono entre 0,02% e 0,37% em massa**. Dissertação de Mestrado, Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2021.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM A 240/A 240M – Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications*. 12 P., Philadelphia, 2004.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6023**: informação e documentação: referências: elaboração. Rio de Janeiro, 2002.

ASSUMPÇÃO, R.F. et al. **Corrosão por Pite de Aço Inoxidável Duplex UNS S32205 Laminado a Forno**. 17º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, São Paulo, 2017.

BORBA, R. M.; MAGNABOSCO, R. **Alterações microestruturais entre 550°C e 650°C para o aço UNS S31803 (SAF 2205)**. In: INOX 2008, 9., São Paulo, 2008.

BRESCIANI, Ettore. F. **Conformação Plástica dos Metais**. 5ª ed. Campinas, SP. Editora da UNICAMP. 1997.

BRIANT, C.L.; BANERJI, S.K. *Intergranular failure in steel: the role of grain-boundary composition*, International Materials Review, 1978, v.23.

CALLISTER, W.D., **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**, 5º ed., Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2002.

CARVALHO, B.M.T. **Estudo do Efeito da Substituição do Molibdênio por Tungstênio no Desempenho de Aços Inoxidáveis Austeníticos**. Dissertação de Mestrado, Centro Universitário FEI, São Bernardo do Campo, SP, Brasil, 2018.

CIHAL, V. *Intergranular Corrosion of Steels and Alloys*, Material Science Monography, v.18, Elsevier Science Publisher Company, INC. Amsterdam, 1984.

CIHAL, V. *A Potentiokinetic Reactivation Method for Predicting The I.C.C. and I.G.S.C.C. Sensitivity of Stainless Steels and Alloys*. Corrosion Science, v. 20, n. 6, 1980. p. 737-744.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**, 7ª ed., Publicação da Associação Brasileira de metais, 2005.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 6. ed. ABM, 1988.

COJOCARU, V.D.; RADUCANU, D.; ANGELESCU, M.L.; VINTILA, N.; SERBAN, N.; DAN, I.; COJOCARU, M.E.; CINCA, I. *Influence of Solution Treatment Duration on Microstructural Features of an Industrial Forged UNS S32750/1.4410/F53 Super Duplex Stainless Steel (SDSS) Alloy*. The Mineral, Metals & Materials Society, 2017.

CORRÊA, F.T. **Estudo Influência de Fases Intermetálicas Precipitadas em Aço UNS S31803 Forjado na sua Resistência à Corrosão**. Trabalho de Conclusão de Curso, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, Brasil, 2015.

CRAIG, B. *Environmentally Induced Cracking*. Metals Handbook vol. 13, 9ª ed. ASM International. Metal Parks, Ohio, 1987.

DI SCHINO, A.; KENNY, J. M. *Effects of the Grain Size on the Corrosion Behavior of Refined AISI 304 Austenitic Stainless Steels*. Journal of Materials Science Letters. vol. 21. p. 1631-1634, 2002.

FARNEZE, H. N. **Efeitos do Envelhecimento Térmico nas Propriedades Mecânicas e na Resistência à Corrosão de Metais de Solda de Aço AISI 317L pelos Processos GTAW e FSW**. Tese de Doutorado, Universidade Federal Fluminense, Niterói, RJ, Brasil, 2016.

FINARDI, J. **Refino e desoxidação de aço destinado a peças fundidas**. ABIFA – CONAF 93, 1993, São Paulo.

FONTES, F.F. **Efeito da Fase Alfa Linha nas Propriedades Mecânicas e de Resistência à Corrosão do Aço Inoxidável Duplex UR 52N+**. Dissertação de Mestrado, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, SP, Brasil, 2009.

FUOCO, R. **Fratura intergranular em peças fundidas de aço devido à precipitação de nitretos de alumínio (Rock Candy)**. Tecnologia em Metalurgia e Materiais. (2005), São Paulo, v.1, n.3, Jan-março.

GARCIA, D.P. **Efeito da Velocidade de Resfriamento após Tratamento Térmico em Alta Temperatura na Corrosão Localizada do Aço UNS S31803**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Espírito Santos, Vitória, ES, Brasil, 2014.

GARCIA, R. R. A., **Estudo da Corrosão do Aço Superduplex UNS S32750 com Diferentes Proporções Ferrita/Austenita em Soluções Ácidas Contendo Cloreto**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012.

GEMELLI, Enori. **Corrosão de Materiais Metálicos e sua Caracterização**. São Paulo: LTC, 2001.

GENTIL, V.; **Corrosão**, LTC Editora: Rio de Janeiro, 2003.

GUNN, R. N., *Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications*. Cambridge: Woodhead Publishing, 1997.

GUNN, R.N. Duplex stainless steels. *Microstructure, properties and applications*. Cambridge - England: Abington Publishing, 2003.

HELMAN, H. e CETLIN, P. R., **Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais**, Ed. Artliber, 2005.

IEC – Instalações e Engenharia de Corrosão, **Proteção Catódica**, 2020. Disponível em: <<https://www.iecengenharia.com.br/noticia/o-que-e-protecao-catodica/#:~:text=A%20prote%C3%A7%C3%A3o%20cat%C3%B3dica%20%C3%A9%20uma,refor%C3%A7o%20de%20estruturas%20de%20concreto.>>. Acesso em: 18 de fevereiro de 2022

IFSC - Instituto Federal de Santa Catarina, **Processos de Fabricação – Forjamento**.

Disponível em:

<http://joinville.ifsc.edu.br/~valterv/Processos_de_Fabricacao/Aula%206%20Forjamento.pdf

>. Acesso em: 20 de fevereiro de 2022.

KRELLING, A. **Laminação**. Instituto Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC.

Disponível em: <

<http://joinville.ifsc.edu.br/~anael.krelling/Tecnologia%20em%20Mecatr%C3%B4nica/PFB64/3%20-%20Laminacao.pdf> >. Acesso em: 20 de fevereiro de 2022.

LEITE, R. A. **Avaliação da Tenacidade à Fratura de uma Junta Soldada de um Aço Inoxidável Superduplex com a Utilização de Proteção Catódica**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, 2009.

LONDOÑO, A.J.R. **Precipitação de Fases Intermetálicas e Austenita Secundária na ZAC de Soldagens Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex**. Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2001.

MAGNABOSCO, R. *Kinetics of Sigma Phase Formation in a Duplex Stainless Steel*. *Materials Research*, vol. 12, n° 3, pp. 321-327, 2009.

MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2001.

MARQUES, I. J., VICENTE, A.A., TENÓRIO, J.A.S., SANTOS, T.F.A. *Double Kinetics of Intermetallic Phase Precipitation in UNS S32205 Duplex Stainless Steels Submitted to Isothermal Heat Treatment*. *Materials Research*, vol. 20, n° 2, pp. 152-158, 2017.

MARTINS, A. S. **Estudo Comparativo da Resistência à Corrosão dos Aços Inoxidáveis Super Duplex ASTM A 890 / A 890M GRAU 5A E GRAU 6A**. Trabalho de Pós-Graduação, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, 2014.

MARTINS, M.; CASTELETTI, L. C. **Aços Inoxidáveis Duplex e Super Duplex - Obtenção e Caracterização**, Revista Fundição e Serviços, 2007.

MARTINS, M.; RETONI, E. **Tenacidade ao impacto dos aços Duplex CD4MCu e CD4MCuN.12p**. CONAF, 2007.

MATIAS, J.V.S.; TAVARES, S.S.M.; PARDAL, J.M. Fragilização e Queda de Resistência á Corrosão em Aço Inoxidável Duplex Fundido. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 22º CBECBiMat, 2016, Natal-RN.

Mecânico de Aeronaves. **Corrosão**. Disponível em: <<http://mecanicoanvs.blogspot.com/p/corrosao-apostila.html>>. Acesso em: 18 de junho de 2022.

Metalúrgica Spillere Ltda. **Processo de Laminação de Aço**, Disponível em: <<https://www.spillere.com.br/processo-de-laminacao-de-aco/>>. Acesso em: 20 de fevereiro de 2022.

MIRANDA, M. **Aspectos Metalúrgicos e de Corrosão do Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750 Solubilizado**. Trabalho de Conclusão de Curso, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2011.

MONFERRATO, N. **A HISTÓRIA DO AÇO E SUAS APLICAÇÕES**. Disponível em: <<https://monferrato.com.br/a-historia-do-aco-e-suas-aplicacoes/>> Acesso em: 25 de janeiro de 2021.

MORAIS, L.C; DOS SANTOS, D.C; MAGNABOSCO, R. **Estudo exploratório do grau de sensitização do aço UNS S31803 envelhecido a 800°C por ensaios de reativação potenciodinâmica de duplo loop**. In: Congresso anual da ABM, 67, 2012.

NILSSON, J. O. WILSON, A. *Influence of isothermal phase transformations on toughness and pitting corrosion of super duplex satinless steel SAF 2507*. Materials science and technology jul. 1993 v. 9 p. 545-54.

OLIVEIRA, A.R. **Corrosão e Tratamento de Superfície**. Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia, Belém, PA, 2012.

OLIVEIRA, C.G. **Avaliação da Susceptibilidade à Corrosão dos Aços Inoxidáveis Super Duplex UNS S32750 (SAF 2507) e UNS S32760 (ZERON100) Utilizando uma Célula de EPR Portátil.** Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, 2014.

Orientações Práticas para Processamento dos Aços Inoxidáveis Duplex. IMOA - International Molybdenum Association – 2ª edição, pág 1-64, 2012

OTÁROLA, T., HOLLNER, S., BONNEFOIS, B., ANGLADA, M., COUDREUSE, L., MATEO, A., *Embrittlement of a Superduplex Stainless Steel in the Range of 550- 700°C.* Engineering Failure Analysis., Vol. 12, p.930-941, 2005.

PALACIO, F.O. **Efeito do Tratamento Térmico no Grau de Sensitização do Aço Inoxidável Austenítico AISI 304, avaliado por método de reativação eletroquímica potenciodinâmica na versão ciclo duplo (DL-EPR).** Trabalho de Conclusão de Curso, Universidade Federal do Espírito Santo, ES, 2008.

PARDAL, J. M. **Efeitos dos Tratamentos Térmicos nas Propriedades Mecânicas, Magnéticas e na Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis Superduplex.** Tese de Doutorado, Universidade Federal Fluminense, Niterói, RJ, Brasil, 2009.

PARDAL, J. M.; TAVARES, S. S. M.; PONZIO, E. A.; SCHMITT, V. M., “**Uma Revisão da Resistência à Corrosão em Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex,**” Revista Virtual de Química, vol. 5, Agosto, 2013.

POURBAIX, M., **Lições de Corrosão Eletroquímica,** 3ªed., CEBELCOR, Bruxelas, 1987.

Practical Guide to Using Duplex Stainless Steels. Nickel Institute - 2ª edição, 2020.

RALSTON, K.D.; BIRBILIS, N. *Effect of Grain Size on Corrosion: A Review.* Corrosion. vol. 66. n. 7, 2010.

RAMANATHAN, LAUGUDI V., **Corrosão e seu Controle.** Hemus, São Paulo, SP, 1988.

ROCHA, C. L. F. **Influência das fases intermetálicas precipitadas a 780 °C em um aço UNS S31803.** Tese de Doutorado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, 2015.

ROBERGE, PIERRE R., *Handbook of Corrosion Engineering.* MacGraw-Hill Ed., New York 1999

SAWCZEN, T. **Caracterização Eletroquímica e Proposta de Metodologia para a Determinação da Temperatura Crítica de Pite de Aços Inoxidáveis Duplex UNS S32760.** Dissertação de Mestrado, Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2014.

SCHWINGEL, G.; LEMES, H.G.; PISTELLI, J.E.C; MORELLI, J.V. **A Influência do Teor de Ferrita na Permeabilidade Magnética da Solda em Aços Austeníticos.** Trabalho de Conclusão de Curso, Universidade São Francisco, Campinas, SP, 2015.

SINGER, C.; HOLMYARD, E.J.; HALL, A.R., *A History of Technology*, Vol I, 1967.

SILVA, G.T. **Efeitos do Envelhecimento Térmico na Microestrutura e na Resistência à Corrosão do Metal de Solda em Aço Inoxidável Superduplex.** Trabalho de Conclusão de Curso, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2018.

SILVA, C.H.P.S. **Estudo do Efeito da Temperatura e do Tempo de Tratamento Térmico na Corrosão Localizada do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803.** Trabalho de Pós - Graduação, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, ES, Brasil, 2014.

SANCHES, L.P., **Estudo comparativo quanto a resistência a corrosão entre aços inoxidáveis utilizados em trocadores de calor.** Trabalho de Conclusão de Curso, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, 2009.

SOLOMON, H. D. DEVINE Jr., T. M. *Duplex stainless steels – a tale of two phases.* In: Duplex stainless steels – conference proceedings. ASM Metals Park : Ohio 1982

SOUZA, E. D. **Estudo comparativo para fabricação de peças aeronáuticas: Forjamento x Usinagem.** UNESP, Guaratinguetá, 2015

SOUZA, G.C. **Avaliação de Técnicas não destrutivas para caracterização Microestrutural de Juntas Soldadas de Aços Inoxidáveis Austeno-Ferríticos.** Tese de Doutorado, Universidade Federal Fluminense, Rio de Janeiro, RJ, 2016.

TAVARES, S.S.M.; Pardal, J.M.; ALMEIDA, B.B.; MENDES, M.T.; FREIRE, J.L.F.; VIDAL, A.C. *Failure of superduplex stainless steel flange due to inadequate microstructure and fabrication process.* Engineering Failure Analysis, v. 84, p. 1-10, 2018.

TERADA, M. **Estudo da fragilização de 475°C nos aços inoxidáveis ferríticos DIN W. Nr. 1.4575 (28%Cr-4%Ni-2%Mo-Nb) e INCOLOY MA 956 (20%Cr-5%Al-Ti-Y₂O₃)**. Dissertação de Mestrado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.

USP - Universidade do Estado de São Paulo, **Microscopia Eletrônica de Varredura e Microanálise Elementar**, Departamento de Química – FFCLRP. Disponível em: <<https://emu.ffclrp.usp.br/mev/>>. Acesso em 15 de Julho de 2022.

USP - Universidade do Estado de São Paulo, **Processo de Forjamento**, Disponível em: <https://sistemas.eel.usp.br/docentes/arquivos/5840793/LOM3004/Aula4CM.pdf>. Acesso em: 20 de fevereiro de 2022

VALENTIM, R.N. **Efeitos do Tratamento de Solubilização e Envelhecimento Térmico na Resistência à Corrosão do Aço Inoxidável Superduplex UNS 32750**. Trabalho de Conclusão de Curso, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2018.

VALLE, C.R.; Matschinske, M.G. **Influência do Tratamento Térmico de Solubilização na Transformação Martensítica do Aço Inoxidável Austenítico AISI 304L**. Trabalho de Conclusão de Curso, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2019.

XIN, S. S.; XU, J.; LANG, F.; LI, M. *Effect of Temperature and Grain Size on the Corrosion Behavior of 316L Stainless Steel in Seawater*. Advanced Materials Research. vols 299-300. P. 175-178, 2011.