CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

SUSCETIBILIDADE À CORROSÃO SOB TENSÃO POR SULFETO DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX UNS S32205 PRODUZIDOS POR METALURGIA DO PÓ E LAMINAÇÃO A QUENTE

Tatiana Silva Barros

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

Orientador: Sérgio Souto Maior Tavares, D.Sc.
Coorientador: André Rocha Pimenta, D.Sc.

Rio de Janeiro
Outubro de 2025

SUSCETIBILIDADE À CORROSÃO SOB TENSÃO POR SULFETO DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX UNS S32205 PRODUZIDOS POR METALURGIA DO PÓ E LAMINAÇÃO A QUENTE

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

Tatiana Silva Barros

Banca Examinadora:

Documento assinado digitalmente
gov.br SERGIO SOUTO MAIOR TAVARES
Data: 07/11/2025 11:10:45-0300
Verifique em https://validar.iti.gov.br

Presidente, Professor Dr. Sérgio Souto Maior Tavares (CEFET/RJ) (Orientador)

Documento assinado digitalmente
gov.br ANDRE ROCHA PIMENTA
Data: 10/11/2025 10:15:35-0300
Verifique em https://validar.iti.gov.br

Professor Dr. André Rocha Pimenta (IFRJ) (Coorientador)

Documento assinado digitalmente
gov.br TATIANE DE CAMPOS CHUVAS
Data: 11/11/2025 15:20:43-0300
Verifique em https://validar.iti.gov.br

Professora Dra. Tatiane de Campos Chuvas (CEFET/RJ)

Documento assinado digitalmente
gov.br HUMBERTO NOGUEIRA FARNEZE
Data: 11/11/2025 17:26:32-0300
Verifique em https://validar.iti.gov.br

Professor Dr. Humberto Nogueira Farneze (CEFET/RJ)

Documento assinado digitalmente
gov.br GERONIMO PEREZ
Data: 11/11/2025 20:07:18-0300
Verifique em https://validar.iti.gov.br

Professor Dr. Geronimo Perez (UFF)

Documento assinado digitalmente
gov.br PEDRO SOUCASAUX PIRES GARCIA
Data: 14/11/2025 12:30:42-0300
Verifique em https://validar.iti.gov.br

Professor Dr. Pedro Soucasaux Pires Garcia (UERJ)

Rio de Janeiro
Outubro de 2025

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

B277 Barros, Tatiana Silva
Suscetibilidade à corrosão sob tensão por sulfeto de aços inoxidáveis duplex UNS S32205 produzidos por metalurgia do pó e laminação a quente / Tatiana Silva Barros. — 2025.
164f. + anexo : il. color. , enc.

Tese (Doutorado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2025.
Bibliografia: f. 150-164
Orientador: Sérgio Souto Maior Tavares
Coorientador: André Rocha Pimenta

1. Aço inoxidável. 2. Metalurgia. 3. Metais - Corrosão. 4. Laminação (Metalurgia). I. Tavares, Sérgio Souto Maior. (Orient.). II. Pimenta, André Rocha (Coorient.). III. Título.

CDD 620.17

Elaborada pela bibliotecária Tania Mello – CRB/7 nº 5507/04

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus avós, ***Seu Luiz*** *e* ***Dona Inês****, que me criaram como filha e que mesmo sem muito estudo, se dedicaram ao máximo para que eu pudesse chegar até aqui, e que continuam me iluminado lá no céu; ao meu esposo,* ***Arthur****, por todo suporte, carinho e incentivo; à* ***minha mãe, meus irmãos, meus sobrinhos, minhas tias e primos, meus sogros*** *e a todos aqueles contribuíram de alguma forma durante todo o caminho percorrido de mais uma vitória em minha vida.*

AGRADECIMENTOS

A *Deus,* pelo dom da vida, por me manter de pé em cada obstáculo e por me dar oportunidade de ser melhor a cada dia.

À Nossa Senhora, por ser minha protetora e advogada.

Aos meus avós, *Luiz e Inês*, por serem meus exemplos, escudo e fortaleza, e que são meus anjos no céu.

Ao meu esposo, *Arthur*, pelo amor e companheirismo durante todos os momentos.

À minha mãe, *Lúcia*, pelas orações, amizade, carinho e todo apoio.

À minha sogra, *Janete*, por todas as orações e por mostrar que sempre devemos dar graças a Deus em tudo. Que Deus a receba no céu!

Aos meus irmãos, meus sobrinhos, minhas tias e primos, por serem fontes de alegria e inspiração.

Ao meu orientador, *Professor Sérgio Souto,* pela confiança, pela orientação, sugestões e disposição durante todo esse período.

Ao meu coorientador, *Professor André Pimenta*, por toda paciência, ensinamentos, sugestões e demais contribuições.

Aos membros da banca, por todo o tempo e conhecimento dedicado a avaliação desta tese.

À *UFF*, pela disponibilidade da estrutura para a realização dos ensaios de metalografia, tratamentos térmicos, ensaios mecânicos e ensaios de corrosão.

Ao *INT*, através do LATEP, *LAH$_2$S*, *CENANO* e *LACPM*, pela realização de ensaios mecânicos e de corrosão, porosidade e Microscopia Eletrônica de Varredura.

À *Tecmetal*, pela realização de ensaios de impacto.

À Capes, pelo fomento desta pesquisa por meio da concessão de bolsa.

Ao *CEFET-RJ*, pela oportunidade em cursar o Doutorado.

Por último, agradeço a todos que contribuíram de alguma forma, seja com ensinamentos, orações, recursos e palavras incentivo, para a conclusão desta tese.

EPÍGRAFE

"Escrever é fácil.
Você começa com uma letra maiúscula
e termina com um ponto final.
No meio, você coloca ideias."

(Pablo Neruda)

RESUMO

Suscetibilidade à corrosão sob tensão por sulfeto de aços inoxidáveis duplex UNS S32205 produzidos por metalurgia do pó e laminação a quente

Os aços inoxidáveis duplex (AIDs) são uma alternativa interessante para os materiais dos equipamentos que precisam operar em ambientes contendo H_2S devido às suas propriedades. Ainda assim, composições de aço inoxidável duplex podem ser suscetíveis à corrosão assistida por ambiente (EACs). Ensaios de baixa taxa de deformação são utilizados para avaliar a resistência à EAC, incluindo fragilização por hidrogênio e corrosão sob tensão por sulfeto. Nestas aplicações, os limites de operação dos AIDs não são claramente definidos e variam de acordo com os processos de fabricação. Peças podem ser produzidas por processos de conformação convencionais, como a laminação, ou por processos mais avançados, como a metalurgia do pó com prensagem isostática a quente (PM-HIP). A PM-HIP pode ser utilizada para geometrias complexas sem usinagem ou com operações mínimas, sendo também chamado de processo *near-net shape*. A microestrutura dos AIDs consiste aproximadamente em partes iguais de ferrita (δ) e austenita (γ). Enquanto a estrutura de solidificação do aço inoxidável duplex é tipicamente isotrópica, a aparência das duas fases no produto final revela a direção do processamento. Quando o aço é produzido por laminação, as ilhas de austenita tornam-se alongadas na direção da laminação, mesmo que seja aplicado um tratamento térmico de solubilização. O aço produzido por PM-HIP apresenta microestrutura isotrópica, homogênea e sem orientações preferenciais. Neste trabalho, um AID laminado a quente e um AID PM-HIP com composição semelhante foram comparados quanto à suscetibilidade à corrosão sob tensão por sulfetos em soluções salinas com três níveis de pH (3,5; 4,5 e 5,5). Ambos os materiais podem ser classificados como UNS S32205 e foram provenientes de tubos e tarugos. Os aços foram solubilizados a 1060°C por 1 hora e resfriados em água até a temperatura ambiente. Os parâmetros de suscetibilidade foram avaliados por ensaios de tração com baixa taxa de deformação (BTD). Os resultados mostraram que ambos os materiais sofreram fragilização em soluções com pH mais baixo, mas na solução com pH 5,5, o material laminado a quente apresentou comportamento dúctil durante a fratura, enquanto o PM-HIP foi mais frágil. Isso pode ser atribuído às características microestruturais do material, como o tamanho de grão e o espaçamento entre as ilhas de austenita.

Palavras-chave: Aço inoxidável duplex, metalurgia do pó, prensagem isostática a quente, laminação a quente.

ABSTRACT

Susceptibility to Sulfide Stress Corrosion of Duplex Stainless Steels UNS S32205 Produced by Powder Metallurgy and Hot Rolling

Duplex stainless steels (DSS) are an interesting alternative for equipment materials that need to operate in H2S-containing environments due to their properties. However, duplex stainless steel compositions can be susceptible to environmentally assisted corrosion (EAC). Low strain rate tests are used to evaluate resistance to EAC, including hydrogen embrittlement and sulfide stress corrosion cracking. In these applications, the operating limits of DSS are not clearly defined and vary according to manufacturing processes. Parts can be produced by conventional forming processes, such as rolling, or by more advanced processes, such as powder metallurgy with hot isostatic pressing (PM-HIP). PM-HIP can be used for complex geometries without machining or with minimal operations, also called the near-net shape process. The microstructure of DSS consists of approximately equal parts ferrite (δ) and austenite (γ). While the solidification structure of duplex stainless steel is typically isotropic, the appearance of the two phases in the final product reveals the direction of processing. When steel is produced by rolling, the austenite islands become elongated in the rolling direction, even if a solution treated. Steel produced by PM-HIP has an isotropic, homogeneous microstructure without preferential orientations. In this study, hot-rolled DSS and PM-HIP DSS with similar compositions were compared in terms of susceptibility to sulfide stress corrosion cracking in saline solutions with three pH levels (3.5, 4.5, and 5.5). Both materials can be classified as UNS S32205 and were sourced from tubes and billets. The steels were solution treated at 1060°C for 1 hour and water quenched to room temperature. Susceptibility parameters were evaluated by slow strain rate tensile tests (SSRT). The results showed that both materials embrittlement in solutions with lower pH, but in the solution with pH 5.5, the hot rolled material exhibited ductile behavior during fracture, while the PM-HIP was more brittle. This can be attributed to the microstructural characteristics of the material, such as grain size and spacing between austenite islands.

Keywords: Duplex stainless steel, powder metallurgy, hot isostatic pressing, hot rolling.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Quadro resumo do histórico dos aços inoxidáveis..... 27
Figura 2 - Estrutura em árvore que mostra a evolução dos aços inoxidáveis considerando-se as microestruturas à temperatura ambiente partindo-se do aço carbono. 33
Figura 3 - (a) Estrutura duplex com designação de fases austenita (γ) e ferrita (δ); (b) Microestrutura de um aço inoxidável duplex. A fase escura é a ferrita e a fase clara é a austenita. 35
Figura 4 - Tensão de teste representativa nas direções de laminação e transversal, em função da espessura da chapa. 40
Figura 5 - Diagrama pseudo-binário a partir do sistema ternário Fe-Cr-Ni a 70%Fe para o AID 2205. 43
Figura 6 - Curva de transformação isotérmica de precipitação para o aço inoxidável duplex 2205, solubilizado a 1050°C (os aços 2304 e 2507 são mostrados a título de comparação)..... 45
Figura 7 - Correlação entre as tensões limite de resistência e resistência à corrosão de diferentes graus das famílias de aços inoxidáveis duplex (esferas em cinza claro) e austeníticos (esferas pretas). 49
Figura 8 - Diagrama de *riser* flexível (*flexible riser*) e linhas de fluxo (*flowlines*) conectados ao tubo conector da cabeça do poço (*wellhead jumper*). 50
Figura 9 - Duto flexível de produção..... 51
Figura 10 - Esquema de *tubing* de produção com sistemas de elevação artificial na produção de óleo em fundo de poço (*downhole*)..... 52
Figura 11 - Contêiner de carga fabricado em 2205 de um navio transportador de produtos químicos. 55
Figura 12 - Representação esquemática do efeito dos fenômenos da recuperação, recristalização e crescimento de grão nas propriedades mecânicas, na forma e tamanho dos grãos. 57
Figura 13 - Alguns produtos produzidos por laminação. 59
Figura 14 - Fluxo de grãos em uma peça típica feita por fundição, corte de uma chapa laminada e forjamento. 60
Figura 15 - Arranjo do laminador Mannesmann para produção de tubos sem costura. . 61
Figura 16 - Esquema básico de um processo de produção de tubos sem costura por laminação a quente. 62
Figura 17 - Evolução da microestrutura durante a laminação a quente..... 63
Figura 18 - Microestrutura do aço inoxidável duplex 2205 laminado a quente. 64
Figura 19 - Etapas do processo de metalurgia do pó convencional..... 68
Figura 20 - Atomização a gás e a água de pós metálicos 69
Figura 21 - Desenho esquemático da prensagem isostática a quente. 72
Figura 22 - Perfil de temperatura e pressão para um ciclo HIP nominal de 1100ºC e 200MPa por 2 h. 73
Figura 23 - Microestrutura do aço 2205 obtido por PM-HIP. 74

Figura 24 - Várias formas de pites..... 76
Figura 25 - Processo autocatalítico da corrosão por pites de cloreto. 79
Figura 26 - Curva de polarização cíclica e respectivos parâmetros de corrosão. As setas indicam a direção da polarização..... 82
Figura 27 - Estágios da falha por corrosão sob tensão por sulfetos. 89
Figura 28 - Corpos de prova utilizados para ensaios de corrosão sob tensão em forma de C com deformação constante ou com carga constante. 92
Figura 29 - Corpos de prova utilizados para ensaios de corrosão sob tensão em forma de U com deformação constante. 92
Figura 30 - Dispositivos para teste de corrosão sob tensão por flexão. 93
Figura 31 - Corpo de prova padrão do ensaio de tração sob BTD. 94
Figura 32 - Aparatos do ensaio de Tração sob BTD. (a) Máquina de ensaio. (b) Autoclave..... 95
Figura 33 - Fotografias do material PM-HIP “como recebido”. 98
Figura 34 - Fotografias do material HR “como recebido”. 99
Figura 35 – Fluxograma-resumo das atividades de pesquisa desenvolvidas. 100
Figura 36 - Ilustração de matriz contagem sistêmica sobre um campo de uma amostra PM-HIP..... 103
Figura 37 - Exemplo da determinação do tamanho de grão usando o método do intercepto. 104
Figura 38 - Medição do espaçamento de austenita para aço HR usando o método de intercepto. Linhas traçadas perpendicularmente à direção de laminação. O espaçamento de austenita é definido como a distância média ao longo das linhas vermelhas entre os grãos de austenita (fase clara)..... 105
Figura 39 - Corpos de prova para realização do ensaio..... 106
Figura 40 - (a) Suporte de amostra para pesagem em água e (b) Balança SHIMADZU AUY220. 106
Figura 41 - Durômetro modelo HPO 250..... 107
Figura 42 - Microdurômetro digital modelo HVS-1000. 108
Figura 43 - Máquina universal de ensaio Instron 3382. 109
Figura 44 - Corpo de prova antes do ensaio de tração..... 109
Figura 45 - Detalhe da direção de retirada dos corpos de prova do material laminado. 110
Figura 46 - Corpo de prova Charpy antes da execução dos ensaios..... 110
Figura 47 - Pêndulo universal Losenhausenwerk..... 111
Figura 48 - Corpo de prova antes da realização dos ensaios. 112
Figura 49 - Diagrama esquemático da montagem do ensaio de Temperatura Crítica de Pite (CPT)..... 112
Figura 50 - Componentes do ensaio de polarização anódica potenciodinâmica cíclica: 1 - computador para registro dos dados, 2 - potenciostato μAutolab® Type III, 3 - dummy cell, 4 - célula eletroquímica em banho-maria. 113
Figura 51 - Máquina de ensaio CORTEST. 114
Figura 52 - Regiões de susceptibilidade a corrosão sob tensão por sulfetos em função da pressão parcial de H2S (X in kPa) e do pH (Y). 115

Figura 53 - (a) Diagrama esquemático do corpo de prova usado no ensaio de BTD. (b) corpo de prova antes do ensaio. 115
Figura 54 - Corpo de prova em banho de ultrassom com álcool isopropílico. 116
Figura 55 - Autoclave do ensaio BTD com destaque para o corpo de prova. (a) parte inferior. (b) parte superior. 117
Figura 56 - Montagem do ensaio de BTD em meio corrosivo. 117
Figura 57 - Microestrutura do material laminado revelada com ataque de Behara: (a) direção longitudinal; (b) direção transversal. 120
Figura 58 - Microestrutura do material PM-HIP revelada com ataque de Behara. 121
Figura 59 - Microestrutura do PM-HIP revelada com ataque eletrolítico com solução de 40%HNO3 (os grãos de ferrita são os escuros e os grãos de austenita são os claros). 122
Figura 60 - Microestrutura de HR revelada com ataque eletrolítico com solução de 40%HNO_3 (os grãos de ferrita são os escuros e os grãos de austenita são os claros). (a) seção longitudinal do tubo; (b) seção transversal do tubo. 123
Figura 61 - Curvas de Tração: (a) HR; (b) PM-HIP. 126
Figura 62 - Curvas tensão-deformação modeladas com as equações de Hollomon e Ludvik: (a) HR; (b) PM-HIP. 127
Figura 63 - Superfícies de fratura de corpos de prova de tração: 128
Figura 64 - Superfícies de fratura das amostras Charpy: (a-b) HR e (c-d) PM-HIP. ... 130
Figura 65 - Curvas de densidade de corrente versus temperatura abaixo de 700 mV para determinação de CPT em solução de NaCl 1M para amostras PM-HIP e HR. 131
Figura 66 - Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica. (a) HR; (b) PM-HIP..... 132
Figura 67 - Curvas de tensão nominal versus deformação nominal do ensaio de tração sob BTD. (a) HR; (b) PM-HIP. 134
Figura 68 - Corpos de prova após o ensaio de BTD. (a) HR; (b) PM-HIP. 136
Figura 69 - Macrografias dos AIDs 2205 depois ensaio de BTD (a) HR ao ar; (b) PM-HIP ao ar; (c) HR pH 3,5; (d) PM-HIP pH 3,5; (e) HR pH 4,5; (f) PM-HIP pH 4,5; (g) HR pH 5,5; (h) PM-HIP pH 5,5. 137
Figura 70 - Macrografia dos corpos de prova de BTD fraturados. (a) HR 3,5; (b) PM-HIP 3.5; (c) HR 5,5; (d)PM-HIP 5,5. 138
Figura 71 - Micrografias dos AIDs 2205 depois ensaio de BTD reveladas com o ataque Behara: (a) HR 3,5; (b) PM-HIP 3,5; (c) HR 4,5; (d) PM-HIP 4,5; (e) PM-HIP 5,5... 139
Figura 72 - Linhas de deformação perpendiculares à direção de laminação observadas no corpo de prova ensaiado com pH 4,5, reveladas com o ataque de Behara: (a) barreira à propagação de trincas próximo à região afetada; (b) aparecimento de ondas; (c) e (d) indentações na região ondulada e áreas adjacentes. 141
Figura 73 - Superfícies de fratura das amostras de tração sob BTD ensaiadas ao ar. .. 142
Figura 74 - Superfícies de fratura das amostras de tração sob BTD ensaiadas ao meio corrosivo com pH 3,5: (a) HR; (b) PM-HIP. 143
Figura 75 - Superfícies de fratura das amostras de tração sob BTD ensaiadas ao meio corrosivo com pH 4,5: (a) HR; (b) PM-HIP. 143
Figura 76 - Superfícies de fratura das amostras de tração sob BTD ensaiadas ao meio corrosivo com pH 5,5: (a) HR; (b) PM-HIP. 144

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composições químicas nominais de aços inoxidáveis duplex. 38
Tabela 2 -Propriedades mecânicas de tração dos principais aços inoxidáveis duplex e austeníticos mais comuns. 39
Tabela 3 - Exemplos de usos de aços inoxidáveis duplex em plantas químicas, petroquímicas e de refino. 53
Tabela 4 - Temperaturas e pressões HIP típicas para metais. 73
Tabela 5 - Efeitos dos elementos do meio corrosivo na resistência à formação de pite 77
Tabela 6 - Composição química dos AIDs estudados. 99
Tabela 7 - Ataques metalográficos utilizados nas análises microestruturais..... 102
Tabela 8 - Frações volumétricas de austenita e ferrita medidas por metalografia quantitativa. 121
Tabela 9 - Tamanhos de grãos médios. 123
Tabela 10 - Densidade (ρ), densidade relativa (DR) e porosidade das amostras do AID PM-HIP..... 124
Tabela 11 - Dureza Vickers (HV30)..... 124
Tabela 12 - Propriedades mecânicas de tração para HR e PM-HIP 126
Tabela 13 - Parâmetros n e K das modelagem de Hollomon e Ludwik. 127
Tabela 14 - Energia absorvida e lateral expansão do ensaio Charpy a -46ºC. 129
Tabela 15 - Parâmetros eletroquímicos calculados pelas curvas de polarização. 133
Tabela 16 - Propriedades mecânicas do HR e PM-HIP..... 135
Tabela 17 - Relações de suscetibilidade obtidas a partir de dados BTD (a suscetibilidade a CST é maior quando RE, REU, RRA e RAreaσxε são menores)..... 144

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AID	Aço Inoxidável Duplex
AISI	American Iron and Steel Institute
AOD	Argon Oxygen Decarburization (Descarbonetação de oxigênio com argônio)
ASTM	American Society for Testing and Materials
BTD	Ensaio de Tração sob Baixa Taxa de Deformação
CC	corrente contínua
CCC	cúbico de corpo centrado
CFC	cúbico de face centrada
CIP	Cold Isostatic Pressing (Prensagem isostática a frio)
CPT	Critical Pitting Temperature
CRA	Corrosion Resistant Alloys (Ligas resistentes à corrosão)
C-ring	C-ring Stress-Corrosion Test
CST	Corrosão sob tensão
DGC	Dessulfuração de gás combustível
DIN	Deutsches Institut für Normung
DNV	Det Norske Veritas
DR	Densidade relativa
DSSs	Duplex stainless steels
EAC	Environmentally assisted corrosion (corrosão assistida por ambiente)
GPES	General Purpose Electrochemical System
HE	Hydrogen Embrittlement (Fragilização por hidrogênio)
HIP	High Isostatic Pressure (prensagem isostática a quente)
HR	Hot rolling

ICP-OES	Inductively Coupled Plasma Optical Emission Spectroscopy (Espectroscopia de emissão óptica de plasma acoplado indutivo)
INT	Instituto Nacional de Tecnologia
ISO	International Organization for Standardization
LABMETT	Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos
LAH_2S	Laboratório de Corrosão Sob Tensão por H_2S, CO_2 e Corrosividade
LATEP	Laboratório de Tecnologia da Pós
LEM	Laboratório de Ensaios Mecânicos
LPBF	Laser Powder Bed Fusion (Manufatura Aditiva com Fusão a Laser em Leito de Pó)
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótica
NACE	National Association of Corrosion Engineers
NBR	Norma Brasileira
PDP	Polarização potenciodinâmica
PEBD	Polietileno de Baixa Densidade
PELBD	Polietileno Linear de Baixa Densidade
PM	Powder metallurgy (Metalurgia do pó)
PM-HIP	Powder Metallurgy with Hot Isostatic Pressing (Metalurgia do pó com prensagem isostática a quente)
PREN	Pitting Resistance Equivalent Number (Número Equivalente de Resistência à Corrosão por Pites)
$PREN_W$	Pitting Resistance Equivalent Number with Tungsten (Número Equivalente de Resistência à Corrosão por Pites com o Tungstênio)
SAF	Sandvik Austenitic Ferritic
SCE	Saturated Calomel Electrode (Eletrodo de Calomelano Saturado)
SIS	Svenska Institutet för Standarder
SSCC	Sulfide stress corrosion cracking
SSRT	Slow strain rate tensile tests

TIG	Tungsten inert gas welding
U-Bend	U-Bend Stress-Corrosion Test
UFF	Universidade Federal Fluminense
UNS	Unified Numbering System
VV	Razão de volume

LISTA DE SÍMBOLOS

ρ	Densidade
γ	fase austenita
χ	fase chi
δ	fase ferrita
ρ_{H2O}	densidade da água
ρ_{th}	densidade teórica do material
α	fase ferrita
ε_{N-P}	deformação nominal
ε_V	deformação verdadeira
σ	fase sigma
σ_e	tensão limite de escoamento
σ_N	tensão nominal
σ_o	nível de tensão verdadeiro exato de início da deformação plástica
σ_{RT}	tensão limite de resistência
σ_V	tensão verdadeira
Al	Alumínio
C	carbono
$C_2H_3NaO_2$	acetato de sódio
$CaCl_2$	Cloreto de Cálcio
Co	Cobalto
CO	Monóxido de carbono
CO_2	Dióxido de carbono
Cr	Cromo
Cr_2N	Nitreto de crómio

Cr_2O_3	óxido de cromo (III)
Cr_{eq}	número equivalente de cromo
CrS	Sulfeto de cromo
Cu	cobre
E_{corr}	potencial de corrosão
El	alongamentos
E_{pite}	potencial de pite
E_{rep}	potencial de repassivação
Fe	Ferro
$FeCl_3$	cloreto de ferro (III)
FeS	sulfeto de ferro
G	Tamanho de grão
H_2S	Sulfeto de hidrogênio
H_2SO_4	Ácido sulfúrico
HCl	Ácido clorídrico
HCl	Ácido clorídrico
HNO_3	ácido nítrico
HRC	Dureza Rockwell C
HV	Dureza Vickers
HV0,025	Microdureza Vickers com carga de 25 gf
HV30	Dureza Vickers com carga de 30 kgf
K	coeficiente de resistência
M_{ap}	massa da amostra submersa em água
$MgCl_2$	Cloreto de Magnésio
Mn	Manganês
MnS	Sulfeto de manganês
Mo	Molibdênio

MoO_3	Trióxido de molibdênio
M_S	massa da amostra seca,
M_U	massa da amostra molhada.
N	nitrogênio
n	coeficiente de encruamento
NaCl	cloreto de sódio
NaOH	Hidróxido de sódio
Nb	Nióbio
n_H	coeficiente de encruamento da equação de Hollomon
Ni	Níquel
Ni_{eq}	número equivalente de níquel
n_L	coeficiente de encruamento da equação de Ludwig
PVC	policloreto de vinila
R_{AREA}	razão entre as áreas das curvas tensão versus deformação
RE	relação dos alongamentos
REU	relação entre os alongamentos uniformes
RRA	relação entre as reduções de áreas dos corpos de prova
S	enxofre
Si	Silício
SiO_2	Sílica
Ti	Titânio
TiS	Sulfeto de titânio
T_m	Ponto de fusão absoluto
UEI	alongamentos uniformes
VS	Sulfeto de Vanádio

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO 21
1.1. OBJETIVOS 23
1.1.1. Objetivo geral: 23
1.1.2. Objetivos específicos: 23
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 25
2.1. Histórico dos aços inoxidáveis e dos aços inoxidáveis duplex 25
2.2. Metalurgia dos aços inoxidáveis duplex 32
2.2.1. Classificação dos aços inoxidáveis 33
2.2.2. Microestrutura dos aços inoxidáveis duplex 35
2.2.3. Tipos de aços Duplex 36
2.2.4. Propriedades mecânicas 39
2.2.5. Resistência à corrosão 40
2.2.6. Efeitos dos elementos de liga 42
2.2.7. Fases deletérias 44
2.2.8. Tratamento Térmico de Solubilização 46
2.3. Aplicações dos aços inoxidáveis duplex 47
2.4. Laminação 55
2.4.1. Laminação Mannesmann 60
2.4.2. Laminação e os aços duplex 62
2.5. Metalurgia do pó 66
2.6. Corrosão por pites 76
2.7. Corrosão sob Tensão 84
3. MATERIAIS E MÉTODOS 98
3.1. Materiais 98
3.2. Metodologia 99
3.2.1. Tratamento Térmico de Solubilização 101
3.2.2. Caracterização microestrutural 101
3.2.2.1. Microscopia Ótica 101
3.2.2.2. Quantificação das Fases 102
3.2.2.3. Determinação dos tamanhos de grão 103
3.2.2.4. Determinação do espaçamento das ilhas de austenita 104
3.2.3. Determinação da densidade pelo princípio de Arquimedes 105

3.2.4. Ensaios Mecânicos 107
3.2.4.1. Dureza Vickers 107
3.2.4.2. Microdureza Vickers 107
3.2.4.3. Ensaios de Tração 108
3.2.4.4. Ensaio de Impacto Charpy 110
3.2.5. Ensaios de corrosão 111
3.2.5.1. Ensaios de Determinação da Temperatura Crítica de Pite (CPT) e de Polarização Anódica Potenciodinâmica Cíclica 111
3.2.5.2. Ensaios de tração a Baixa Taxa de Deformação (BTD) 113
3.2.6. Análise Fractográfica 119
3.2.6.1. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) 119
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO 120
4.1. Caracterização microestrutural 120
4.1.1. Microscopia Ótica (MO) 120
4.1.2. Quantificação de fases 121
4.1.3. Determinação do Tamanho de grão 121
4.1.4. Determinação do espaçamento da austenita 123
4.2. Densidade pelo princípio de Arquimedes 124
4.3. Dureza Vickers 124
4.4. Propriedades Mecânicas em Ensaio de Tração 125
4.4.1. Análise fractográfica 128
4.5. Impacto Charpy 129
4.5.1. Análise fractográfica 129
4.6. Temperatura Crítica de Pites (CPT) 130
4.7. Polarização Anódica Potenciodinâmica Cíclica 132
4.8. Ensaios de tração sob baixa taxa de deformação (BTD) 133
4.8.1. Microdureza Vickers 140
4.8.2. Análise fractográfica 141
4.8.3. Relações de suscetibilidade 144
5. CONCLUSÕES 146
6. TRABALHOS FUTUROS 148
7. PRODUÇÃO CIENTÍFICA 149
8. REFERÊNCIAS 150
ANEXO A – FOLHA DE DADOS DO AID 2205 PM-HIP 165
ANEXO B – FOLHA DE DADOS DO AID 2205 HR 169

1. INTRODUÇÃO

Aços inoxidáveis duplex (AID) são ligas resistentes à corrosão (CRA) que se tornaram amplamente utilizadas devido à sua excelente combinação de alta resistência mecânica, resistência à corrosão localizada e tenacidade. Essas ligas constituídas de Fe-Cr-Ni-N, devem apresentar, em sua microestrutura, quantidades aproximadamente iguais das fases ferrita (δ) e austenita (γ) e ausência de intermetálicos considerados como fases deletérias. A composição dos AID's é cuidadosamente equilibrada para garantir a microestrutura bifásica, e consequentemente, uma excelente resistência à corrosão em diferentes ambientes (GUNN, 1997). Igualmente importante ao equilíbrio entre as fases ferrita e austenita, é evitar a presença de outras fases, em geral consideradas deletérias, na microestrutura.

A microestrutura adequada é obtida pelo controle da composição química e do tratamento térmico. Quando um tratamento térmico de solubilização adequado é aplicado, os aços dessa família atingem uma tenacidade muito alta, com limite de escoamento em torno de 70 ksi (485 MPa) ou mais. Um tratamento térmico de solubilização a 1020-1100 °C seguido de resfriamento rápido é recomendado para obter a combinação de melhor microestrutura e propriedades (ASTM A789/A789M, 2018).

As proporções das fases δ e γ podem ser controladas pelo correto equilíbrio da composição química e solubilização, mas o tamanho e a morfologia dessas fases estão principalmente relacionados ao processo de fabricação. Métodos de fabricação convencionais, como fundição, forjamento e laminação, têm sido usados por muitos anos para manufatura de componentes na indústria de petróleo e gás. O processo de laminação a quente de um AID para produção de tubos sem costura (processo Mannesman) produz grãos de ambas as fases alongados e alinhados na direção da laminação, resultando em uma microestrutura anisotrópica. Consequentemente, as propriedades mecânicas do aço são fortemente dependentes dessa direção e do comportamento de ferrita e austenita durante a deformação plástica (FALODUN *et al.*, 2021). No entanto, novas técnicas avançadas de fabricação, como metalurgia do pó com prensagem isostática a quente (PM-HIP), estão ganhando destaque (BECKER *et al.*, 2022; MATIAS *et al.*, 2019; SHULGA, 2015). Os materiais PM-HIP oferecem inúmeras vantagens sobre os métodos tradicionais, incluindo homogeneidade química, menos defeitos de fabricação e menor dependência de usinagem e soldagem de peças. Peças de aços obtidos por PM-HIP apresentam um

nível muito baixo de porosidade e uma microestrutura isotrópica (CLEMENT *et al.*, 2022; LOH; SIA, 1992).

Entre as classes de AID disponíveis, o UNS S32205, denominado comercialmente de “2205” é o mais popular e utilizado nas indústrias de fabricação naval e de petróleo e gás. O 2205 contém cerca de 22% em peso de cromo e 5% em peso de Níquel. Além de cromo e níquel, outros elementos de liga são adicionados para obter propriedades específicas. Por exemplo, o molibdênio é adicionado para aumentar a resistência à corrosão por pite, o manganês é adicionado para melhor resistência à oxidação e o nitrogênio aumenta a resistência mecânica da fase de austenita, melhora a resistência à corrosão localizada e atua como um elemento austenitizante para atingir uma proporção ideal de austenita/ferrita de aproximadamente 1:1 (COLÁS; TOTTEN, 2016; KNYAZEVA; POHL, 2013).

Graças à sua alta resistência à corrosão sob tensão e à fadiga por corrosão, especialmente em meios que contêm cloreto, os AID’s são amplamente empregados na indústria do petróleo e gás, em petroquímicas, ambientes marinhos e em outras aplicações similares. No entanto, quando fontes de hidrogênio estão presentes, a fragilização por hidrogênio é uma preocupação na aplicação de AIDs. As trincas por hidrogênio podem ocorrer na zona afetada pelo calor produzida durante o processo de soldagem. Durante o serviço, as fontes de hidrogênio incluem processos de corrosão, proteção catódica e sulfeto de hidrogênio (H_2S). A fragilização em ambientes contendo H_2S é chamada de corrosão sob tensão por sulfeto (SSCC), e a expressão *sour service* é usada para descrever o serviço em soluções com alta pressão parcial de H_2S e baixo pH. Esta é a situação mais crítica para a aplicação de ligas resistentes à corrosão (CRAs) na produção offshore de petróleo e gás. A resistência dos AIDs à corrosão sob tensão (CST) é reduzida pelo baixo pH, pela presença de H_2S e por tensões aplicadas elevadas. Em relação ao efeito da temperatura, a maior suscetibilidade dos AIDs à CST é observada na temperatura de 80 °C (FRANCIS, 1993; ISO 15156-3, 2020; ŁABANOWSKI *et al.*, 2019; VAN GELDER *et al.*, 1987).

A trinca assistida pelo ambiente (EAC), incluindo a corrosão sob tensão por sulfeto e a fragilização por hidrogênio (HE), pode ser estudada por meio de ensaios de tração sob baixa de taxa de deformação (BTD), consiste em testar o corpo de prova submetido a uma solução de teste agressiva. O material objeto do estudo e as condições de serviço em que ele deve trabalhar devem ser avaliados para a seleção adequada da solução de teste. O principal resultado do BTD é a curva de tensão versus deformação do

material na solução de teste, que deve ser comparada com a curva do material testado em uma atmosfera inerte, onde normalmente é dúctil. Outros resultados que podem ser extraídos do BTD incluem a redução da área, as características da superfície da fratura e as trincas secundárias que geralmente aparecem quando o corpo de prova sofre considerável fragilização (ASTM G129, 2021; GALAKHOVA *et al.*, 2021).

A comparação entre processos de fabricação para os aços duplex é interessante e pouco explorada. AID's de um mesmo grade mas obtidos por processos fabricação diferentes podem apresentar variações em suas propriedades mecânicas e de corrosão, o que pode influenciar em determinadas aplicações. Nesta pesquisa, a microestrutura, as propriedades mecânicas e de resistência de corrosão de dois aços inoxidáveis duplex (AID) com composição semelhante, mas produzidos por processos de fabricação diferentes: laminação a quente (HR) e metalurgia do pó com prensagem isostática a quente (PM-HIP), concorrentes para algumas aplicações, como *manifolds* na indústria de petróleo e gás; submetidos à tratamento térmico de solubilização a 1060ºC por 60 minutos e resfriamento rápido em água; foram analisados e comparados para avaliar a suscetibilidade à corrosão sob tensão.

O estudo baseou-se em experimentos de tração com baixa taxa de deformação (BTD) em ambientes salinos contendo sulfetos com três níveis de pH (3,5, 4,5 e 5,5), com 10 kPa de pressão parcial de H_2S.

Outras técnicas foram utilizadas para complementar as análises: Microscopia Ótica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Tração, Impacto Charpy, Dureza e Microdureza Vickers, Determinação da densidade, Temperatura Crítica de Pite (CPT) e Polarização Anódica Potenciodinâmica Cíclica.

1.1. OBJETIVOS

1.1.1. Objetivo geral:

- Comparar a resistência a corrosão sob tensão de dois aços inoxidáveis "2205" (UNS S32205) produzidos por metalurgia do pó com prensagem isostática a quente e por laminação a quente.

1.1.2. Objetivos específicos:

- Estudar os efeitos da solubilização dos aços inoxidáveis 2205, com relação às microestruturas, propriedades mecânicas e de resistência à corrosão;

- Caracterizar a microestrutura através estereoscopia e microscopia óptica e da microscopia eletrônica de varredura, no intuito de identificar fases; determinar tamanhos de grão, frações volumétricas das fases (δ e γ); determinar o espaçamento entre as ilhas de austenita; detectar possíveis pites de corrosão, microvazios, trincas secundárias, e quaisquer outros aspectos relacionados;
- Avaliar as propriedades mecânicas através de ensaios de tração, impacto Charpy e dureza Vickers;
- Avaliar a susceptibilidade à corrosão sob tensão e à corrosão por pites através da polarização potenciodinâmica cíclica; da determinação da temperatura crítica de pites (CPT); e do ensaio de tração com baixa taxa de deformação (BTD) em ambiente agressivo com três níveis de pH (3,5, 4,5 e 5,5);
- Avaliar qual de método de fabricação apresentou melhor resistência mecânica e a corrosão.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Histórico dos aços inoxidáveis e dos aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis são, em geral, mais resistentes à corrosão do que aços carbono e de baixa liga, principalmente devido à presença do elemento de liga cromo (Cr), normalmente em concentrações acima de 10,5%p Cr, obtendo-se situações de até 30%p Cr (SHACKELFORD, 2015). Apesar do cromo, e da resistência a ambientes ácidos ser conhecida desde a descoberta do elemento químico em meados de 1797, a história dos aços resistentes à corrosão só teve início de fato no fim do século XIX, com os aços inoxidáveis em si, como uma classe de aços, surgindo apenas no início do século XX em vários países quase que simultaneamente (KNYAZEVA; POHL, 2013). A figura 1 apresenta um quadro resumo do histórico dos aços inoxidáveis.

O aço inoxidável duplex é uma liga que combina microestruturas de ambos os aços austenítico e ferrítico, de modo a torná-lo acessível, com alta resistência mecânica e de elevada resistência à corrosão. No entanto, essa liga metálica nem sempre foi o que se tornou atualmente. Concebidas nas primeiras décadas do século XX, as ligas austeno-ferríticas possuem longa história, tão longa quanto a dos aços inoxidáveis, passando por grande evolução ao longo dos anos (LILJAS; SJÖHOLM, 2013; VIJ, 2018).

Historicamente, a primeira referência formal aos aços inoxidáveis duplex foi feita em 1927 e limitava-se a algumas peças fundidas, não sendo utilizado na maioria das aplicações de engenharia devido ao alto teor de carbono. No entanto, o teor de carbono foi posteriormente reduzido para até 0,03% como padrão e esses aços estão sendo cada vez mais utilizados em diversas aplicações, constituindo-se uma alternativa técnica interessante aos demais aços inoxidáveis martensíticos, ferríticos e austeníticos (LILJAS; SJÖHOLM, 2013; OMIOGBEMI *et al.*, 2022).

Por volta da década 1930, a siderúrgica *Avesta*, atualmente conhecida por *Outokumpu*, na Suécia, produziu as duas primeiras ligas duplex comerciais a partir de uma combinação das fases ferrita e austenita. Uma dessas ligas, a *Avesta 453S*, possuía composição química 26% Cr, 5% Ni e 1,5% Mo, e foi estabelecida como liga metálica resistente a ácidos para aplicações semelhantes às do aço austenítico 316, principalmente na forma de chapas, contudo em menor escala de fabricação, visto que aquela liga era de trabalhabilidade mais difícil devido às propriedades de maiores dureza e resistência mecânica. Essas propriedades mecânicas do material durante muito tempo foram

consideradas úteis em componentes mecânicos sujeitos ao desgaste, tais como fusos, bombas, eixos, etc. Além disso, a liga *Avesta 453S* também possuía propriedades de moldabilidade em fundição superiores, em muitos casos substituindo até componentes fundidos em 316, principalmente nas indústrias de papel e celulose, em plantas de branqueamento de papéis, assim como em indústrias de alimentos, tais como em válvulas e bombas de produção de laticínios (KAYSUNS PIPES, 2024; LILJAS; SJÖHOLM, 2013; OUTOKUMPU, 2025).

A outra liga, *Avesta 453E*, continha composição química 26% Cr e 4% Ni, e era empregada principalmente como uma classe resistente ao calor. Devido ao seu alto teor de cromo, ela tinha uma alta temperatura de formação de carepa, que era utilizada em aplicações de alta temperatura, por exemplo, para equipamentos de chumbo fundido e para insertos de fornos de pirita (LILJAS; SJÖHOLM, 2013). A usina *Avesta* iniciou a comercialização dessas duas ligas duplex especialmente para clientes que necessitavam reduzir a corrosão intergranular em temperaturas elevadas, que pode afetar principalmente os aços inoxidáveis ferríticos (KAYSUNS PIPES, 2024; OUTOKUMPU, 2025).

Embora em 1932 as primeiras ligas de aço duplex já representassem em torno de 6,5% do mercado global de aços inoxidáveis de 5500 toneladas, a falta de controle sobre a natureza química e as dificuldades de soldagem tornaram-se entraves do desenvolvimento pleno dos referidos produtos (ASSDA, 2023; KAYSUNS PIPES, 2024; OUTOKUMPU, 2025).

Em 1936, a siderúrgica *J. Holtzer* obteve uma patente francesa para obtenção de AIDs com boa resistência à corrosão intercristalina, de modo a se estabelecer um aço comercial de composição química 20% Cr, 8% Ni, 2,5% Mo e 1,5% Cu, denominado *Uranus 50*. Esse aço foi utilizado em produtos e aplicações similares às do *Avesta 453S*, a exemplo de hélices fundidas, máquinas de tingimento de tecidos, bem como vasos para as indústrias química, petroquímica, alimentícia e de papel e celulose. Essa siderúrgica também chegou a produzir aços duplex resistentes ao calor, semelhantes ao *Avesta 453E* (LILJAS; SJÖHOLM, 2013).

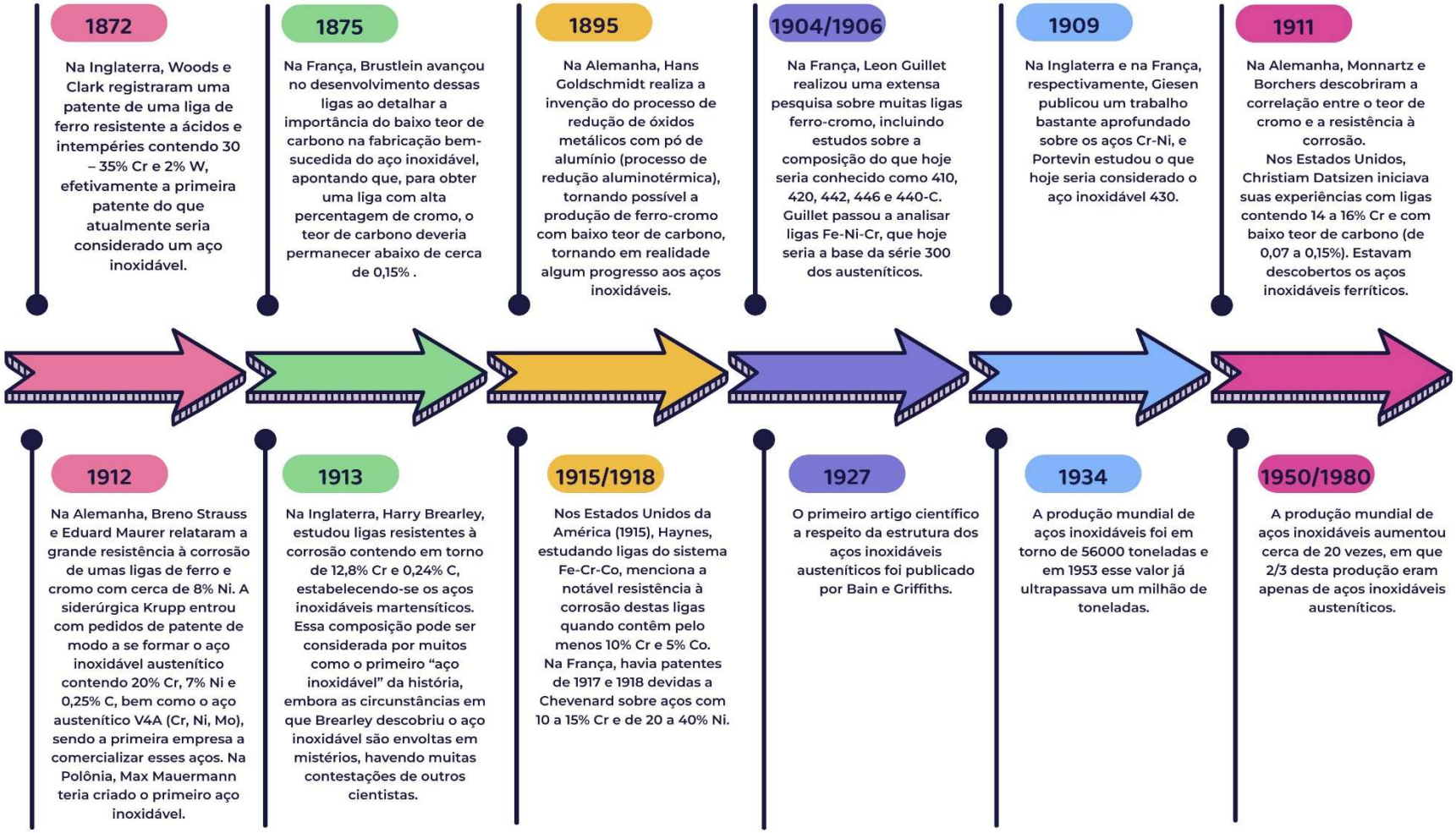


Figura 1 - Quadro resumo do histórico dos aços inoxidáveis.

Fonte: (BSSA, 2025; MODENESI, 2001; PADILHA; GUEDES, 2004)

Nas décadas seguintes, metalurgistas desenvolveram técnicas de redução de teor de carbono e a introdução do nitrogênio para controle da ductilidade e da soldabilidade. A escassez de níquel durante a Segunda Guerra Mundial (de 1939 a 1945) também motivou maior interesse pelo desenvolvimento de novos aços duplex, demandando dos produtores de aço composições com teores menores desse elemento de liga (KAYSUNS PIPES, 2024; OUTOKUMPU, 2025).

O conceito de aço inoxidável duplex tornou-se popular, particularmente para uso na indústria de papel e celulose. Na Suécia, a maioria dos produtores de aço inoxidável produzia o tipo 26Cr-5Ni-1,5Mo, incluído na norma sueca (SIS 2324) em 1947 e, posteriormente, nas normas americanas, tais como AISI 329 (UNS S32900), estabelecendo-se a primeira geração de aços inoxidáveis duplex (LILJAS; SJÖHOLM, 2013; SCHWEITZER, 2003). As melhorias a partir da década de 1950 incluíram o desenvolvimento de classes de aços duplex com a adição de nitrogênio visando reduzir o risco de trincamentos durante operações de fundição e de soldagem (KAYSUNS PIPES, 2024; OUTOKUMPU, 2025).

Embora os primeiros AIDs tenham sido aplicados com sucesso em condições em que os aços austeníticos podiam sofrer corrosão sob tensão por cloretos, apenas na década de 1950 que pesquisadores demonstraram o efeito positivo da microestrutura duplex em situações com exigência de alta resistência à corrosão sob tensão. Um dos primeiros tipos de liga duplex desenvolvida especificamente para combate desse tipo corrosão foi a *Sandvik 3RE60* (inicialmente produzido sem adição deliberada de nitrogênio). O tipo 329 tornou-se bem estabelecido após a Segunda Guerra Mundial e foi amplamente utilizado em tubos de trocadores de calor para serviços com ácido nítrico. Ao longo da década de 1960 e início da década de 1970, ambas as classes de ligas duplex nas formas fundida e conformada foram especificadas para uma variedade de aplicações nas indústrias de processamentos, tais como refinarias e petroquímicas, em trocadores, vasos de pressão e bombas. Esses dois tipos de aços inoxidáveis duplex apresentavam boas características de desempenho, contudo ainda com limitações importantes principalmente na condição soldada (JITHIN *et al.*, 2015; LILJAS; SJÖHOLM, 2013; SILVA; MEI, 2010).

O desenvolvimento do aço duplex atingiu seu auge na década de 1970. Os aços inoxidáveis duplex obtiveram uma maior resistência à corrosão intergranular, e consequentemente mais aplicações e maior sucesso comercial. A partir de uma perspectiva metalúrgica, essas classes de aços utilizavam mais nitrogênio em sua composição com o intuito de aumentar a formação do campo austenítico, de modo a evitar

que que a microestrutura duplex revertesse para o campo ferrítico em sua totalidade na zona termicamente afetada após operações de soldagem ou de trabalho a quente. Esse elemento de liga também promove a elevação da resistência à corrosão por pites e, simultaneamente, o aumento da resistência mecânica do material (KAYSUNS PIPES, 2024; OUTOKUMPU, 2025).

Uma versão mais moderna do *Avesta 453S* e com baixo teor de carbono, denominada 25-5-1L, foi selecionada em meados da década de 1970 para a produção de cloreto de polivinila (PVC), onde ocorre uma recuperação do monômero de cloreto de vinila por meio de operações de chispagem (*flash*) e decapagem (*stripping*). As condições ambientais no interior de vasos de decapagem podem resultar em corrosão sob tensão (CST) em aços inoxidáveis austeníticos, diferentemente de vasos fornecidos em 25-5-1L, que para um projeto específico, tais como temperatura de operação de cerca de 85 °C, pH entre 3,0 e 3,5, com fase aquosa com teor médio de cloretos de 60 ppm, ocasionando 150 ppm de concentração (LILJAS; SJÖHOLM, 2013).

Ainda na década de 1970, a introdução da tecnologia de descarbonização com argônio-oxigênio (AOD - *Argon-Oxygen Decarburization*) além de promover a produção de aços com baixo teor de carbono, permitiu um controle mais preciso e econômico do nitrogênio no aço inoxidável. Embora o nitrogênio tenha sido utilizado inicialmente por ser um formador de austenita barato, substituindo parte do níquel, rapidamente se percebeu que ele possuía outros benefícios, principalmente quanto ao aprimoramento de propriedades de tração e de resistência à corrosão por pites e por frestas (SCHWEITZER, 2003; VIJ, 2018). Essas inovações também possibilitaram a adição de altos teores de cromo e de níquel nos aços, tornando-os atraentes para uso industrial generalizado (FRANCIS; BYRNE, 2021).

Somente a partir do fim dos anos 1970 houve a formação de um aço inoxidável duplex moderno, não apenas resistente mecanicamente, mas também resistente à corrosão sob tensão em determinados meios. Embora a sua utilização não tenha disparado imediatamente, começou a ser adotado comercialmente após uma época de escassez de níquel ter ocasionado um aumento de custos dos aços inoxidáveis austeníticos. O tipo de aço inoxidável duplex mais comum, o 2205 (UNS S32205), foi desenvolvido na Alemanha neste período, sendo único na época em razão das extremas resistências mecânica e à corrosão (VIJ, 2018). Ele chegou ao mercado, inicialmente como tubo, depois como produtos laminados planos e outros. O diferencial em relação às tentativas anteriores de produção de ligas de duplex foi em razão do controle mais bem

documentado da técnica de soldagem, levando a um aumento da utilização de duplex (ASSDA, 2023).

As indústrias que mais utilizavam as ligas duplex até os anos 1970 foram principalmente as de celulose e papel, química e petroquímica. Devido à extensa pesquisa sobre esses aços ocorreu um aumento de aplicação deles em ambientes contendo CO_2 e H_2S, por exemplo, na indústria de óleo e gás. Técnicas metalúrgicas aprimoradas, tais como o processo AOD e uma melhor compreensão da microestrutura duplex, resultaram na introdução da segunda geração de aços inoxidáveis duplex, aços com teores de nitrogênio controlados. No mesmo período, houve um importante avanço comercial para um tipo duplex 22Cr para gasodutos de gás natural na indústria de óleo e gás. Desde então, os AIDs têm sido amplamente utilizados tanto em equipamentos quanto em tubulações e dutos onshore e offshore para transporte de óleo e gás (LILJAS; SJÖHOLM, 2013; SILVA; MEI, 2010).

A partir da década de 1980 ocorreu principalmente o desenvolvimento da terceira geração de aços inoxidáveis duplex, na formação de aços superduplex, especialmente os aços *Forta SDX 2507* e *Forta SDX 100*. Essas classes de aços contêm mais elementos de liga que os duplex da segunda geração e, portanto, têm propriedades superiores, a exemplo de maiores resistência mecânica e excelentes resistências à corrosão por pites e corrosão sob tensão, porém a um custo mais alto. Desde então, embora mais dispendiosos, os aços superduplex têm atendido necessidades das indústrias de óleo e gás, especialmente em ambientes muito corrosivos de perfurações offshore de poços em águas profundas, além de setores de alimentos e bebidas, e indústria química (KAYSUNS PIPES, 2024; OUTOKUMPU, 2025; VIJ, 2018).

Na metade dos anos 1980, no extremo oposto do desenvolvimento de aços duplex, a *Avesta* lançou uma nova classe de aços inoxidáveis de baixa liga, denominadas “lean duplex”, com o objetivo em minimizar os custos com matérias-primas, especialmente no caso do níquel como elemento de liga. Ao longo desses anos, o preço desse elemento estava com variações acentuadas. Portanto, ao se reduzir o teor de níquel, havia uma oportunidade de ocorrência de estabilidade de preços e de previsões comerciais mais precisas por parte dos fornecedores de tubos e conexões em aços inoxidáveis duplex. Dentre os aços *lean duplex* produzidos, o *Forta LDX 2101* foi o mais popular. Ele possui altos teores de manganês e de nitrogênio, elementos estabilizadores da fase austenita, como modo de compensação dos menores teores de níquel, de modo a oferecer uma alta

resistência mecânica, boa resistência à corrosão, além de uma boa soldabilidade (KAYSUNS PIPES, 2024; OUTOKUMPU, 2025).

Entre os anos 1980 e 1990 houve a introdução de um novo grupo de aços inoxidáveis duplex, os chamados aços hiperduplex, altamente ligados, que embora possuam teores de cromo, molibdênio e de nitrogênio maiores que os dos aços superduplex, habilitando-os a dispor de uma resistência muito alta às corrosões por pites e por frestas, por exemplo. Atualmente há relativamente poucas aplicações em grande escala que exijam um nível extremamente alto de resistência à corrosão, principalmente em ambientes muito agressivos, tais como a exploração de óleo e gás *subsea*, em águas ultraprofundas, onde os aços hiperduplex podem ser utilizados como umbilicais e outros equipamentos (LILJAS; SJÖHOLM, 2013; OUTOKUMPU, 2025).

O descobrimento dos aços inoxidáveis significou um grande avanço no desenvolvimento de materiais resistentes à corrosão e à oxidação. O desenvolvimento dos aços inoxidáveis não parou por aí. Hoje, as normas internacionais e de cada país apresentam dezenas de composições distintas voltadas para aplicações diversas e exigências específicas. Embora os aços inoxidáveis duplex representem apenas uma pequena parte do mercado moderno de aço inoxidável, eles são muito eficazes aos seus propósitos de resistência à corrosão, principalmente. Ao longo das últimas décadas, as aplicações dos aços duplex têm sido ampliadas, desde tubos a peças forjadas, conexões a serem soldadas e muito mais. Atualmente, o aço 2205 é o duplex mais empregado na indústria, respondendo por aproximadamente 80% da produção mundial de aços duplex (PADILHA; GUEDES, 2004; SILVA; MEI, 2010; VIJ, 2018).

Com o rápido desenvolvimento de novas ligas de classes duplex, é difícil obter uma visão geral prática de todas as classes existentes. Por exemplo, somente nas normas ASTM, há listada pelo menos 17 classes duplex diferentes. Embora as versões atuais do aço inoxidável duplex sejam de alta qualidade, pesquisadores continuam a impulsionar o avanço tecnológico deste aço. Os avanços estão acontecendo, embora lentamente, contudo com mais consistência. À medida que mais avanços são realizados, mais indústrias devem ser capazes de colher os benefícios do aço inoxidável duplex. A sua resistência mecânica e resistência à corrosão a um custo cada vez mais acessível tornam-no um material muito valioso (LILJAS; SJÖHOLM, 2013; VIJ, 2018).

2.2.Metalurgia dos aços inoxidáveis duplex

Aços inoxidáveis são ligas à base de ferro com teor significativo de cromo; em muitos casos, juntamente com o cromo, outros elementos químicos especiais são adicionados intencionalmente, tais como níquel e molibdênio. As principais características dessa família de aços são a resistência à corrosão úmida, ou corrosão eletroquímica, em ambientes agressivos, tais como água doce, água do mar, soluções à base de água contaminada, tanto ambientes ácidos quanto alcalinos, atmosferas industriais etc. Outra característica importante desta categoria de aço é a resistência à oxidação a altas temperaturas, ou corrosão química, como ocorre normalmente em gases de processo quentes (BONIARDI; CASAROLI, 2014).

O cromo é o principal elemento de liga, e o cromo não ligado ao carbono determina a resistência à corrosão. Um aço pode ser considerado inoxidável quando sua composição química possui um teor mínimo de cromo de 10,5% (fração em massa) e um máximo de carbono de 1,2% (fração em massa) (ISO 15510, 2014). No entanto, deve-se observar que em praticamente todos os tipos de aço inoxidável disponíveis no mercado, o teor de cromo é muito superior a esse valor, em geral, variando, nos casos mais comuns, entre 13% e 18%, embora haja classes de inoxidáveis com teores superiores a 20% de cromo: isso se deve ao fato de que, na prática, é necessário um teor de cromo de pelo menos 12% para obter resistência satisfatória à corrosão em soluções à base de água (BONIARDI; CASAROLI, 2014). O aço inoxidável mais primitivo é o ferrítico, formado pela adição de 11,5% (fração em massa) de cromo ao aço (KHANNA, 2013). Os aços inoxidáveis podem ter uma ampla variedade de propriedades mecânicas, mas em muitos caso a principal razão para utilizá-los é a resistência à corrosão (HEIDERSBACH, 2011).

A fase da matriz principal presente na microestrutura pode ser ajustada de acordo com a composição do aço. Três fases distintas podem coexistir como fases matriciais na microestrutura dos aços inoxidáveis: austenita, ferrita e martensita. Outras fases secundárias, geralmente na forma de micro ou nanoprecipitados (carbonetos, nitretos, óxidos, sulfetos e fases intermetálicas) podem estar presentes na microestrutura, dependendo da composição, processamento termomecânico ou condições de serviço. Algumas dessas segundas fases são promovidas intencionalmente com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas, enquanto outras podem aparecer na microestrutura de forma indesejada e reduzir o desempenho ou levar à ruptura do material em condições de serviço. Com relação ao papel dos elementos de liga no favorecimento da formação de

qualquer uma dessas três fases principais, eles podem ser subdivididos em dois grupos, o primeiro que estabiliza ou promove a formação da austenita (austenitizantes) e o segundo que promove a formação de ferrita (ferritizantes) (RANA, 2021).

2.2.1. Classificação dos aços inoxidáveis

Com base nas três principais fases matriciais que podem coexistir na microestrutura à temperatura ambiente (martensita, ferrita e austenita), os aços inoxidáveis podem ser classificados em quatro grandes grupos (ou famílias):

- Aços Inoxidáveis Martensíticos (com microestrutura martensítica);
- Aços Inoxidáveis Ferríticos (com microestrutura ferrítica);
- Aços Inoxidáveis Austeníticos (com microestrutura austenítica);
- Aços Inoxidáveis Duplex (ou Aços Inoxidáveis Austeno-Ferríticos) (com microestrutura mista austenítica e ferrítica).

Uma quinta família de aços inoxidáveis pode ser adicionada a essas quatro anteriores, ou seja, a família dos aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, a qual não é definida pela estrutura metalúrgica do aço à temperatura ambiente, mas sim, por meio do mecanismo de aumento de resistência utilizado para a sua produção (endurecimento por precipitação) (BONIARDI; CASAROLI, 2014; KHANNA, 2013; SAN-MARTIN *et al.*, 2021).

Os principais tipos de aço inoxidável podem ser resumidos em uma analogia de árvore apresentada na Figura 2:

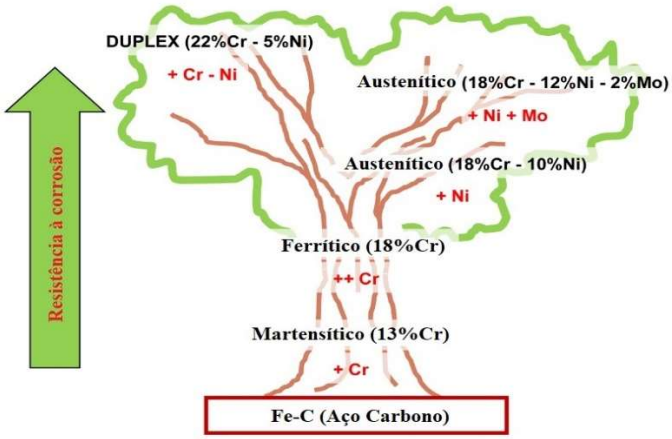


Figura 2 - Estrutura em árvore que mostra a evolução dos aços inoxidáveis considerando-se as microestruturas à temperatura ambiente partindo-se do aço carbono.
Fonte: (BONIARDI; CASAROLI, 2014) (adaptada).

Os aços inoxidáveis austeníticos são aços ligados com uma combinação de elementos de liga níquel, manganês, cobre, nitrogênio e carbono, de modo a estabilizar a austenita (γ), que para o ferro puro, existe como uma estrutura estável entre 910 e 1400 °C. A austenita (γ), uma fase de estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), não-magnética, é a principal ou única fase do aço inoxidável austenítico à temperatura ambiente, existindo como uma estrutura estável ou metaestável, dependendo da composição química. Essa família de aços inoxidáveis possui, dependendo do grau do aço, teores de cromo que variam entre 16 e 25 % (em peso), e de níquel entre 1 e 22% (em peso) (ISO 15510, 2014; SAN-MARTIN *et al.*, 2021; SCHWEITZER, 2003).

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas de ferro-cromo que têm a mesma estrutura metalúrgica do ferro puro à temperatura ambiente, a fase ferrita (α ou δ), uma fase cúbica de corpo centrada (CCC), de natureza ferromagnética, e possuem propriedades mecânicas semelhantes às do aço carbono, embora sejam menos dúcteis. Eles podem ser endurecidos moderadamente por trabalho a frio, mas não por tratamento térmico (ISO 15510, 2014; SAN-MARTIN *et al.*, 2021; SCHWEITZER, 2003).

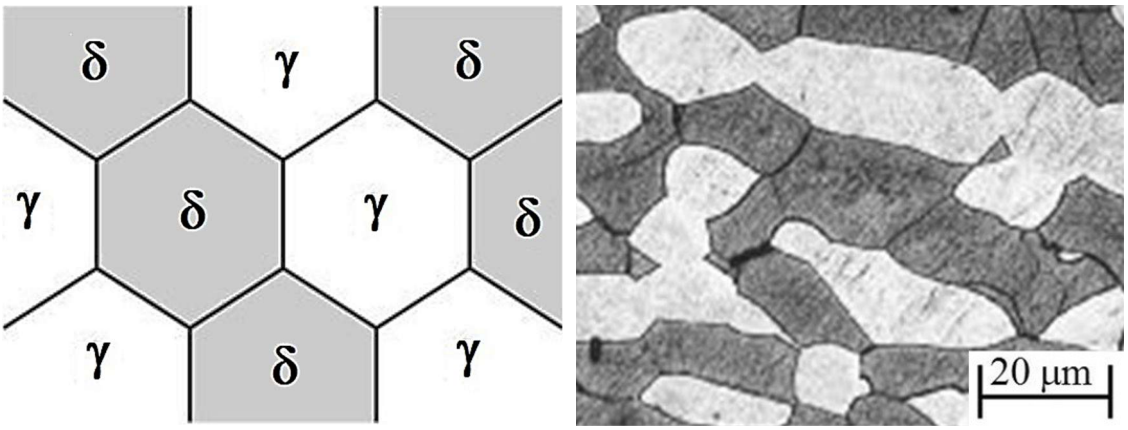
Embora os aços ferríticos não sejam propensos à corrosão sob tensão por cloretos, em comparação com os aços inoxidáveis austeníticos, que possuem forte tendência à corrosão sob tensão por cloretos, os primeiros têm menor resistência do que os segundos. Para obter um efeito combinado de baixa tendência à corrosão sob tensão por cloretos e alta resistência mecânica, realiza-se uma combinação de aços inoxidáveis ferrítico e austenítico, denominando-se de aço inoxidável duplex. Estes possuem uma resistência mecânica muito superior do que ambos os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos e, decorrente à presença da fase ferrítica, trincas, caso apareçam na fase austenítica, serão mais bruscas ao atingir a fase ferrítica (KHANNA, 2013).

Os aços inoxidáveis austeno-ferríticos (duplex) possuem microestrutura mista ferrítica-austenítica (idealmente em frações volumétricas igualmente equilibradas de ferrita e austenita (50/50%), resultando em uma combinação favorável de propriedades, tais como altas resistências mecânica e à corrosão sob tensão provenientes da contribuição da fase ferrítica, bem como altas ductilidade e tenacidade a baixas temperaturas, e resistência à corrosão uniforme, influenciadas pela fase austenítica (BIEZMA *et al.*, 2013; BOILLOT; PEULTIER, 2014; BONIARDI; CASAROLI, 2014; CHAPGAON, 2013; FRANCIS; BYRNE, 2021; GONÇALVES *et al.*, 2018; ISO 15510, 2014; JITHIN *et al.*, 2015; MALTA *et al.*, 2019; SAN-MARTIN *et al.*, 2021). Essas vantagens se devem a uma microestrutura de ferrita-austenita com equilíbrio de fases, porém essas

características ideais simultâneas podem ser praticamente impossíveis decorrente à formação de fases secundárias deletérias durante o processamento em altas temperaturas, tais como conformação a quente, tratamentos térmicos e soldagem (BIEZMA *et al.*, 2013).

2.2.2. Microestrutura dos aços inoxidáveis duplex

As estruturas duplex são caracterizadas essencialmente por dois componentes distintos, por exemplo, para os aços inoxidáveis austeno-ferríticos, compostas das fases austenita (γ) e ferrita (δ), como grãos do mesmo tamanho distribuídos estatisticamente um ao lado do outro (razão de volume $VV(\delta) \approx VV(\gamma) \approx 0,5$), estabelecendo-se três tipos de contornos: δ/δ, γ/γ e δ/γ (Figura 3(a)) (KNYAZEVA; POHL, 2013). A Figura 3(b) apresenta um exemplo de microestrutura de um aço inoxidável duplex, em que as fases escura e clara indicam, respectivamente, a ferrita e a austenita (HEIDERSBACH, 2011).



(a) (b)

Figura 3 - (a) Estrutura duplex com designação de fases austenita (γ) e ferrita (δ); (b) Microestrutura de um aço inoxidável duplex. A fase escura é a ferrita e a fase clara é a austenita.

Fontes: (HEIDERSBACH, 2011; KNYAZEVA; POHL, 2013) (adaptada)

Os aços inoxidáveis duplex mais modernos são normalmente aços com baixo teor de carbono (0,03-0,06% em peso), contendo Cr em teores entre 21 e 26% em peso, porém possibilitando ampliações entre 20 e 30% Cr (em peso) quando não considerado apenas os aços duplex propriamente ditos; e Ni entre 2 e 7% em peso. As adições de Mo (≤ 4% em peso), N (≤ 0,3% em peso) e Cu (≤ 2% em peso) proporcionam a esses aços uma boa

resistência à corrosão (BONIARDI; CASAROLI, 2014; ISO 15510, 2014; SAN-MARTIN *et al.*, 2021).

2.2.3. Tipos de aços Duplex

Com o desenvolvimento dos aços inoxidáveis duplex ocorrendo de modo contínuo ao longo dos anos, e muitas normas estabelecendo parâmetros, tais como PREN (Pitting Resistance Equivalent Number), como ferramenta para definição de aplicações desses materiais, é possível em termos de PREN estabelecer-se quatro tipos distintos de aços duplex:

- Aços Inoxidáveis Lean Duplex ($24 \leq PREN < 30$);
- Aços Inoxidáveis Duplex (propriamente ditos, ou duplex padrão) ($30 \leq PREN < 40$), e $Cr \geq 19\%$ (em peso);
- Aços Inoxidáveis Superduplex ($40 \leq PREN < 48$);
- Aços Inoxidáveis Hiperduplex ($48 \leq PREN \leq 55$), e $Cr \leq 33\%$ (FEDOROV *et al.*, 2024; FRANCIS; BYRNE, 2021; ISO 17781, 2017).

Os aços inoxidáveis Lean Duplex, Duplex e Super Duplex estão crescendo em demanda para uma ampla gama de aplicações onde são necessárias resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas. Os Duplex e Super Duplex já estão bem estabelecidos em vários setores industriais, incluindo óleo e gás, papel e celulose, dessalinização etc. Os duplex são muito atrativos em períodos de alta flutuação dos preços de níquel e molibdênio e utilizados como grades alternativas aos *grades* tradicionais como os austeníticos 316L e 304L (SAITHALA *et al.*, 2011).

O aço inoxidável duplex, considerado o membro mais novo da família dos aços inoxidáveis, está sendo produzido comercialmente há mais de 50 anos, apresentou taxa de crescimento de cerca de 4,7% entre 2016 e 2021, utilizado principalmente nas indústrias de óleo e gás, de processos químicos, papel e celulose, mineração, nuclear, dentre outros (PATRA *et al.*, 2021). Dentre esses quatro tipos de aços inoxidáveis, os aços duplex padrão (duplex propriamente ditos) continuam sendo os mais conhecidos. Esse grupo de aços possui entre 21,0 e 23,0% Cr (em peso), 4,5 e 6,5% Ni (em peso) e entre 2,5 e 3,5% Mo (em peso) (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Embora alguns dos aços inoxidáveis duplex mais antigos ainda estejam disponíveis, as composições químicas da Tabela 1 foram restritas às ligas conformadas mecanicamente representantes dos quatro tipos de aços inoxidáveis duplex mais comumente utilizadas em plantas industriais (FRANCIS; BYRNE, 2021).

A liga UNS S31803 é a especificação original do duplex padrão. No entanto, seu teor de nitrogênio poderia ser tão baixo quanto 0,08%, com implicações adversas para a soldabilidade e a resistência à corrosão. Por outro lado, a liga UNS 32205 foi introduzida para garantir um nível consistentemente alto de resistência à corrosão com teores mínimos mais altos de cromo, molibdênio e nitrogênio, sendo a composição química preferida, embora ocorra uma dupla certificação 2205 de acordo com ambas as certificações, amplamente especificada em muitos setores, principalmente quando a resistência à corrosão das ligas austeníticas da série 300 é inadequada. Ela oferece maior resistência mecânica e menor custo do que a liga austenítica 904L, com resistência à corrosão semelhante em muitos fluidos. Os aços duplex 2205 são os “cavalos de batalha” CRA do setor de óleo e gás (FRANCIS; BYRNE, 2021).

Tabela 1 - Composições químicas nominais de aços inoxidáveis duplex.

Tipo	**UNS nº**	**Nomenclatura Genérica**	**Composição Química (% em peso)**											**PREN**	**PRENw**
			Fe	**Cr**	**Ni**	**Mo**	**N**	**C** máx.	**Si**	**Mn**	**P**	S	Cu	Outros	
Lean Duplex	S32304	2304	Bal.	21,5-24,5	3,00-5,50	0,05-0,60	0,05-0,20	0,030	1,00	2,50	0,040	0,040	0,05-0,60	-	24	24
	S32101	2101	Bal.	21,0-22,0	1,35-1,70	0,10-0,80	0,20-0,25	0,040	1,00	6,00	0,040	0,030	0,10-0,80	-	26	26
	S32202	2202	Bal.	21,5-24,0	1,00-2,80	0,45 máx.	0,18-0,26	0,030	1,00	2,00	0,040	0,010	-	-	26	26
	S32003	2003	Bal.	19,5-22,5	3,00-4,00	1,50-2,00	0,14-0,20	0,030	1,00	2,00	0,030	0,020	-	-	> 30	> 30
Duplex	S32205	2205	Bal.	22,0-23,0	4,50-6,50	3,00-3,50	0,14-0,20	0,030	1,00	2,00	0,030	0,020	-	-	35	35
	S31803	2205	Bal.	21,0-23,0	4,50-6,50	2,50-3,50	0,08-0,20	0,030	1,00	2,00	0,030	0,020	-	-	34	34
Superduplex	S32750	2507	Bal.	24,0-26,0	6,00-8,00	3,00-5,00	0,24-0,32	0,030	0,80	1,20	0,035	0,020	0,50 máx.	-	> 41	> 41
	S32760	Z100	Bal.	24,0-26,0	6,50-8,00	3,00-4,00	0,20-0,30	0,030	1,00	1,00	0,030	0,010	0,50-1,00	W: 0,50-1,00	> 40	> 41
Hiperduplex	S32707	2707	Bal.	26,0-29,0	5,50-9,50	4,00-5,00	0,30-0,50	0,030	0,50	1,50	0,035	0,010	1,00 máx.	Co: 0,50-2,00	49	49
	S33207	3207	Bal.	29,0-33,0	6,00-9,00	3,00-5,00	0,40-0,60	0,030	0,80	1,50	0,035	0,010	1,00 máx.	-	> 50	> 50

Fonte: (FRANCIS; BYRNE, 2021; IMOA, 2012) (adaptada)

2.2.4. Propriedades mecânicas

Os aços inoxidáveis duplex apresentam excelentes propriedades mecânicas. A tabela 2 apresenta as propriedades mecânicas de tração dos principais aços inoxidáveis duplex e austeníticos mais comuns. O limite de escoamento em temperatura ambiente na condição solubilizado pode ser quase duas vezes maior do que o dos aços inoxidáveis austeníticos sem nitrogênio. Isto pode permitir ao engenheiro de projeto diminuir a espessura de parede em algumas aplicações. Com isso, as propriedades de tração dos *grades* duplex são influenciadas pela espessura da chapa, tornando-se cada vez mais anisotrópicas com a redução da espessura (Figura 4). A anisotropia e o reforço simultâneos são devidos ao refinamento da estrutura, com a estrutura ferrita/austenita sendo alongada paralelamente ao eixo principal de deformação. As propriedades mecânicas dos AID's forjados ou laminados são altamente anisotrópicas, ou seja, elas podem variar dependendo da orientação. Esta anisotropia é causada pelos grãos alongados e a textura cristalográfica que resulta da laminação a quente ou a frio. Enquanto a estrutura de solidificação do aço inoxidável duplex é tipicamente isotrópica, a aparência das duas fases no produto final revela a direção do processamento. A resistência mecânica é mais alta perpendicularmente à direção de laminação do que na direção de laminação. A tenacidade ao impacto é maior quando o entalhe é posicionado perpendicular à direção da laminação do que na direção da laminação (GUNN, 1997; IMOA, 2012).

Tabela 2 -Propriedades mecânicas de tração dos principais aços inoxidáveis duplex e austeníticos mais comuns.

Tipo	**UNS nº**	**Limite de escoamento (MPa)**	**Resistência à tração (MPa)**	**Alongamento (%)**
Austenítico	S30400	300	590	60
	S31600	290	580	50
	S31000	320	670	50
Lean Duplex	S32202	450	650	30
	S32304	400	630	25
Duplex	S31803	460	655	25
	S32205	460	655	25
Superduplex	S32520	550	795	25
	S32550	550	750	25
	S32760	550	750	25

Fonte: (ARCELORMITTAL, 2019; SILVA; MEI, 2021) (adaptada)

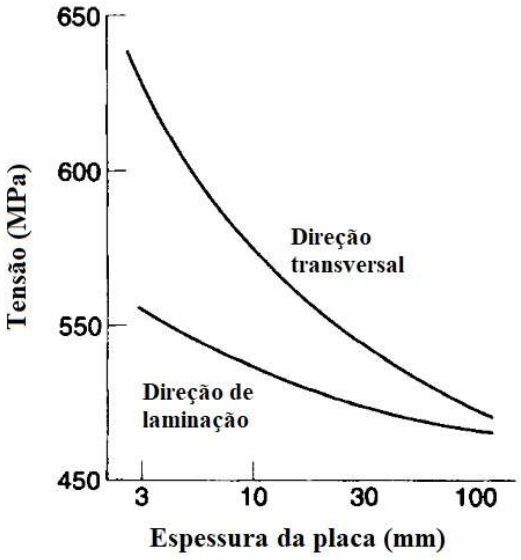


Figura 4 - Tensão de teste representativa nas direções de laminação e transversal, em função da espessura da chapa.

Fonte:(GUNN, 1997) (adaptada)

2.2.5. Resistência à corrosão

Os aços inoxidáveis fazem parte de um grande grupo de ligas denominado "corrosion resistant alloys" (CRA's), ou seja, ligas destinadas a serem resistentes à corrosão generalizada e localizada em ambientes que são corrosivos aos aços carbono (ISO 15156-1, 2020). Outros exemplares de CRA's são as ligas não-ferrosas de níquel, cobalto, titânio, cobre e alumínio (HEIDERSBACH, 2011).

A presença do elemento de liga cromo promove a formação de uma camada muito fina de óxido (também conhecida como camada passiva) na superfície do aço, composta principalmente por óxidos e hidróxidos de cromo (Cr_2O_3 e $Cr(OH)_3$), de modo que esta película é insolúvel, compacta e bem aderente ao substrato, protegendo assim o material sobre o qual ela é formada contra manchas, "ferrugem", corrosão ou oxidação em ambientes onde os aços normais são susceptíveis. Entretanto, para prevenir formas de corrosão localizadas, a exemplo de corrosão por pites ou por frestas, em ambientes mais hostis, outros elementos de liga além do cromo, tais como molibdênio e nitrogênio também se tornam necessários (BONIARDI; CASAROLI, 2014; SAN-MARTIN *et al.*, 2021).

A película passiva é extremamente fina – apenas alguns nanômetros – e transparente à radiação luminosa, conferindo ao aço inoxidável seu típico acabamento

metálico cinza-prateado, contudo não é composta apenas por óxidos e hidróxidos de cromo, na verdade há a presença adicional de ferro e molibdênio (novamente na forma de óxidos e hidróxidos), e com o níquel tendendo a se acumular na interface entre a película passiva e o substrato de aço (BONIARDI; CASAROLI, 2014).

Uma propriedade importante da camada passiva nos aços inoxidáveis é a sua capacidade de repassivação quando há algum arranhão, risco ou é danificada mecanicamente, se formando espontaneamente novamente na superfície do componente, restaurando imediatamente a proteção contra qualquer ação corrosiva generalizada, bem como a presença do cromo também contribui para uma resistência otimizada de outras formas localizadas de corrosão, tais como pites e frestas (BONIARDI; CASAROLI, 2014):

A corrosão por pites é caracterizada por um ataque superficial localizado que cresce rapidamente, formando cavidades profundas que podem comprometer gravemente a integridade estrutural do material. Nos aços inoxidáveis, a resistência à corrosão por pite é principalmente uma função da composição química (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). Em 1969, com o objetivo de avaliar a resistência à corrosão por pites e por frestas em meios contendo cloretos, *Lorenz e Medawar* (LORENZ; MEDAWAR, 1969) propuseram o conceito de Número Equivalente de Resistência à Corrosão por Pites (ou PREN, Pitting Resistance Equivalent Number), e a partir de então várias fórmulas empíricas que correlacionam a composição química, principalmente os teores de cromo, molibdênio e de nitrogênio, a essas resistências à corrosão foram implementadas (KNYAZEVA; POHL, 2013). Quanto maior o valor do PREN, maior é a resistência a ataques localizados. Além do PREN, um outro parâmetro considera também um efeito multiplicador do tungstênio (W), que é o Número Equivalente de Resistência à Corrosão por Pites com o Tungstênio (ou $PREN_W$, Pitting Resistance Equivalent Number with Tungsten) (FRANCIS; BYRNE, 2021; ISO 15156-3, 2020; ISO 17781, 2017). As expressões PREN e $PREN_W$ mais frequentemente utilizadas na indústria e adotadas em diferentes normas estão indicadas, respectivamente, nas Equações 1 e 2 (ISO 15156-3, 2020; ISO 17781, 2017; ISO 21457, 2010).

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

$$PREN_W = \%Cr + 3{,}3\big(\%Mo + 0{,}5(\%W)\big) + 16(\%N) \quad (2)$$

Os aspectos mais detalhados relacionados a resistência à corrosão serão tratados nos tópicos sobre corrosão sob tensão e corrosão por pites nas seções 2.6 e 2.7, respectivamente.

2.2.6. Efeitos dos elementos de liga

Existem dois parâmetros decisivos que influenciam as propriedades dos AIDs: o histórico de processamento e a composição química. O diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni apresentado na Figura 5 mostra que a formação da fase austenítica para a composição química do AID 2205 inicia-se aproximadamente a 1250 °C. A 1050 °C, a fração volumétrica de austenita atinge 50% (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2013). Entre os campos de fase austenita e ferrita há uma região restrita ($\delta + \gamma$) que pode ser utilizada para obter estruturas bifásicas ou duplex em aços inoxidáveis. Para obter uma estrutura duplex, é normalmente necessário um aumento do teor de cromo para acima de 20% em peso. Em condições de equilíbrio, os elementos ferritizantes (Cr, Mo, W, Nb, Si, Ti e V) são concentrados por difusão na estrutura ferrítica. Ao mesmo tempo, os elementos austenitizantes (Ni, Mn, C, N, Co e Cu) são concentrados por difusão na estrutura austenítica. No entanto, as proporções exatas de δ e γ são determinadas por meio de tratamento térmico. Considerando a seção γ do diagrama de equilíbrio, para se manter a faixa de 1000–1300ºC acarretará com que o teor de ferrita varie em limites mais amplos. O tratamento térmico de solubilização usual é realizado entre 1020ºC e 1100ºC, quando o teor de ferrita não é muito sensível à taxa de resfriamento subsequente (ASTM A789/A789M, 2018; BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006; VINOTH JEBARAJ *et al.*, 2017).

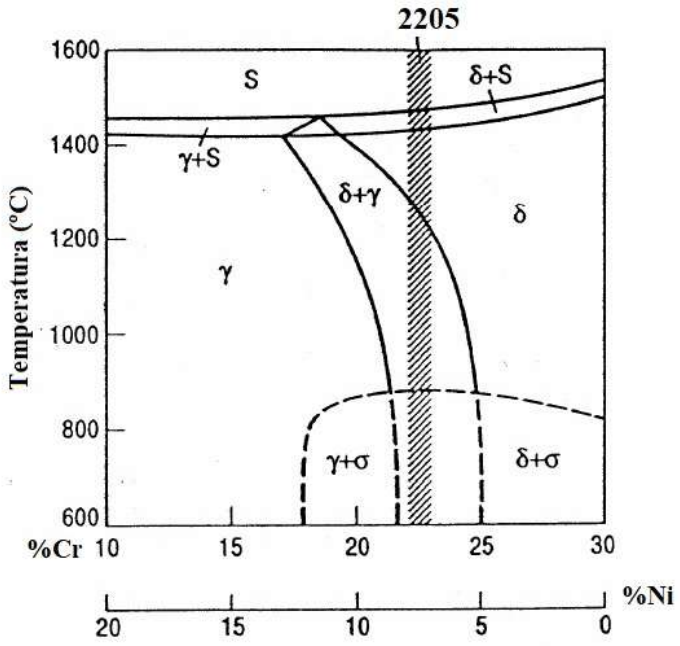


Figura 5 - Diagrama pseudo-binário a partir do sistema ternário Fe-Cr-Ni a 70%Fe para o AID 2205.
Fonte:(ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2013) (adaptada)

A adição de cromo ao aço melhora a resistência à corrosão localizada do AID, pela formação de uma película passiva. No entanto, há um limite para o nível de cromo que pode ser adicionado a esse aço, pois o efeito benéfico de níveis cada vez maiores é anulado pela precipitação aumentada de fases intermetálicas, como sigma. Essas fases frequentemente levam à redução da ductilidade, tenacidade e propriedades de corrosão. O cromo e outros elementos estabilizam a ferrita, embora o efeito de diferentes elementos varie. Equações foram derivadas para quantificar os efeitos elementares (os chamados cromo equivalentes, Cr_{eq}), das quais o mais utilizada é (DELONG, 1960; GUNN, 1997; SCHAEFFLER, 1949):

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0.7 \times \%Nb \quad (3)$$

Além do efeito estabilizador de ferrita do cromo, existe outro grupo de elementos que estabilizam a austenita:

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35 \times \%C + 20 \times \%N + 0.25 \times \%Cu \quad (4)$$

Para manter cerca de 40% a 60% de ferrita, equilibrando a austenita, os elementos estabilizadores de ferrita, equação (3), precisam ser balanceados com os estabilizadores

de austenita, equação (4). Por esse motivo, o nível de adição de níquel a uma determinada liga duplex dependerá principalmente do teor de cromo (GUNN, 1997).

O manganês tem sido citado como um estabilizador de austenita para aços austeníticos, mas para ligas duplex, tem pouco efeito no equilíbrio da fase. Apesar disso, o Mn pode aumentar a faixa de temperatura e a taxa de formação da fase sigma prejudicial. Adições de manganês ao aço inoxidável aumentam a resistência à abrasão e ao desgaste e as propriedades de tração sem perda de ductilidade. O Mn aumenta a solubilidade sólida do nitrogênio e, assim, permite que maiores teores de nitrogênio sejam alcançados sem risco de liberação de gases. Além disso, a adição combinada de Mn e N em ligas duplex modernas melhora a resistência à corrosão por pites e neutraliza os problemas singulares associados ao Mn (GUNN, 1997). O nitrogênio é um elemento intersticial que se difunde mais rapidamente do que os outros elementos de liga substitucionais presentes no AID devido ao seu menor tamanho atômico. O efeito austenitizante do nitrogênio é proporcionalmente maior do que o do níquel. Além disso, o nitrogênio endurece a austenita por solução sólida, tem uma influência semelhante à do Cr e do Mo aumentando a resistência à corrosão por pites e pode retardar a cinética de formação de fases intermetálicas (VINOTH JEBARAJ *et al.*, 2017). O molibdênio tem efeito marcante na resistência à corrosão localizada e na resistência à corrosão sob tensão. O molibdênio amplia a faixa de potencial passivo e tem um efeito semelhante ao do cromo na estabilidade da ferrita (GUNN, 1997). Por outro lado, o Mo acentua a formação de ferrita δ, fase sigma (σ), fase Chi (χ) e Fe_2Mo (PADILHA; GUEDES, 2004).

2.2.7. Fases deletérias

Fases prejudiciais como sigma, alpha linha, carbonetos e chi podem se formar em uma questão de minutos em certas temperaturas. Consequentemente, os tratamentos térmicos exigidos para o processamento e trabalho, assim como os ciclos de serviço, devem levar em consideração a cinética da reação da formação de fase para garantir que a resistência à corrosão desejada e as propriedades mecânicas sejam obtidas (IMOA, 2012).

A figura 6 apresenta curvas de transformação isotérmica de precipitação para o AID 2205, solubilizado a 1050ºC, em comparação aos aços inoxidáveis lean duplex 2304 e superduplex 2507. A fase sigma pode precipitar na faixa de temperatura de 700 a 1000 °C e sua formação é fortemente promovida pelos teores de cromo e molibdênio do

material. O principal efeito desta fase é favorecer a diminuição da resistência à corrosão por pites do aço, devido à formação de uma zona empobrecida de cromo nas áreas circundantes. A cinética de formação de carbonetos é somente marginalmente afetada pelo cromo, níquel e molibdênio, portanto todos os tipos de aço inoxidável duplex ligados ao nitrogênio têm cinética similar ao 2205 no que concerne estes precipitados. A alfa linha pode se formar na fase ferrita na faixa de temperatura de 350 a 550 °C e diminui a tenacidade do material (ARCELORMITTAL, 2019; IMOA, 2012).

As curvas da figura 6 indicam o tempo necessário, a cada temperatura, para início de precipitação da fase indicada (carbonetos, sigma, chi, alfa linha). As linhas pontilhadas indicam o início da precipitação de intermetálicos em duas outras composições típicas de aços duplex (2507 e 2304). A precipitação dessas fases é mais rápida no aço com teores de cromo e molibdênio mais altos (2507), por outro lado, o aço inoxidável 2304, com teores de molibdênio muito inferiores, tem um início mais lento para a formação de sigma e chi. O AID 2205 possui precipitação intermediária de intermetálicos (SILVA; MEI, 2021).

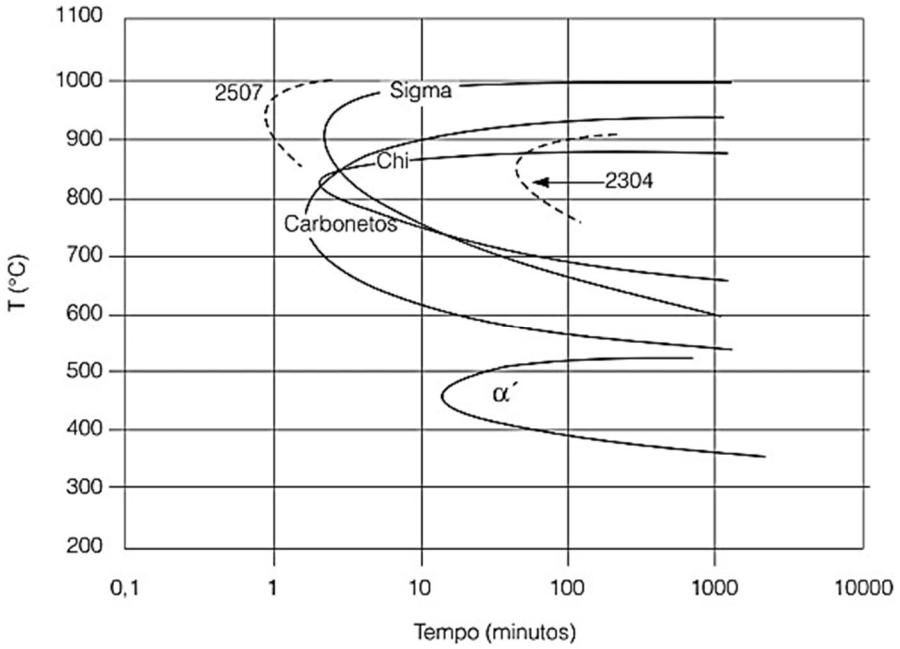


Figura 6 - Curva de transformação isotérmica de precipitação para o aço inoxidável duplex 2205, solubilizado a 1050°C (os aços 2304 e 2507 são mostrados a título de comparação).
Fonte: (SILVA; MEI, 2021) (adaptada)

2.2.8. Tratamento Térmico de Solubilização

Os tratamentos térmicos de solubilização são empregados em aços inoxidáveis para regular as fases, em virtude desses aços exibirem alta resistência mecânica à corrosão quando as frações volumétricas de ferrita (δ) e austenita (γ) são em torno de 50/50, sem a presença de fases deletérias, como nitretos, carbonetos ou sigma. A dissolução da fase sigma (σ), aumenta com a temperatura de solubilização. Da mesma forma, o aumento da temperatura de solubilização aumenta a fração de ferrita. Em temperaturas próximas de 1050-1060 °C, a fase sigma é completamente dissolvida e a fração de austenita e ferrita torna-se aproximadamente 50%, obtendo-se a melhor combinação entre as propriedades de resistência, tenacidade e corrosão (PINEDO, 2021; SILVA; MEI, 2021).

Quando os aços duplex são submetidos ao processo de soldagem, uma rápida solidificação pode acarretar redistribuição dos elementos químicos, propiciando alterações na relação ferrita/austenita ou a formação de fases indesejáveis. Quando o percentual de ferrita é superior a 50%, propriedades como, tenacidade e resistência à corrosão tendem a diminuir. Além disso, existe uma maior tendência à precipitação de nitretos de cromo devido ao resfriamento rápido da zona fundida. O tratamento térmico favorece o ajuste dos elementos de liga para a condição de equilíbrio, ou seja, mais próxima da relação 1:1, otimizando as propriedades mecânicas e de corrosão (SILVA; MEI, 2021).

O tratamento consiste em um aquecimento a alta temperatura para garantir a dissolução dos elementos de liga dentro dos grãos; em seguida, segue-se um rápido resfriamento da peça (no ar ou na água) para evitar a precipitação dos carbonetos de cromo. (ASM HANDBOOK 4, 1990). Dependendo da liga específica em questão, temperaturas entre 1040 e 1205 ° C (1900 e 2200 ° F) garantirão dissolução completa de todos os carbonetos e fases, como σ e χ, que às vezes se formam em aços inoxidáveis. O AID geralmente é solubilizado em 1020 °C a 1100 °C com durações apropriadas. Embora o tratamento térmico de solubilização seja aplicado com o propósito de dissolver fases indesejadas, ele é frequentemente associado ao engrossamento do grão, possível transformação de fase austenita em ferrita e mudanças na química específica de fase. Naturalmente, espera-se que tais mudanças nas microestruturas reflitam no desempenho da corrosão (ASM HANDBOOK 4, 1990; ASTM A789/A789M, 2018; MONDAL *et al.*, 2020).

O uso do tratamento térmico de solubilização para o aço 2205 foi relatado por diversos autores (CHAUDHARI; DESHMUKH, 2020; FALODUN *et al.*, 2021; LUO *et al.*, 2017; ZHANG *et al.*, 2023; ZHAO *et al.*, 2022).

Zhao e colaboradores (2022) estudaram os efeitos de diferentes temperaturas de solubilização na microestrutura e propriedades mecânicas do aço 2205. As amostras de foram submetidas a tratamentos térmicos de solubilização de 1000 ℃ a 1160 ℃ em intervalos de 40 graus, e o tempo de retenção de 40 min (ZHAO *et al.*, 2022). Zhang e colaboradores (2023) estudaram a influência do tratamento térmico de solubilização na microestrutura e propriedades mecânicas de uma placa laminada a quente de aço inoxidável duplex 2205. As amostras foram submetidas ao tratamento térmico de solubilização em temperaturas de 950, 1000, 1020, 1050, 1080, 1100, 1150 e 1200 °C e mantidas por 0,5, 1,0 e 1,5 h (ZHANG *et al.*, 2023). Chaudhari e Deshmukh (2020) estudaram o efeito do tratamento térmico na microestrutura e resistência à corrosão do aço 2205. As amostras foram submetidas a tratamentos térmicos de solubilização a 880°C e 1080°C, seguido de resfriamento em água (CHAUDHARI; DESHMUKH, 2020). Falodun e colaboradores (2021) investigaram a influência do tratamento térmico de solubilização na microestrutura, propriedades mecânicas e de desgaste de um aço inoxidável duplex 2205 laminado a quente. As amostras de AID foram submetidas ao tratamento térmico de solubilização em diferentes temperaturas de 1000, 1040, 1080 e 1150 °C, mantidas por 30 min e resfriadas em água (FALODUN *et al.*, 2021). Zhao, Zhang e Chaudhari, obtiveram melhores propriedades mecânicas e de resistência a corrosão para os AID's solubilizados em temperaturas acima de 1050 °C (fase sigma completamente dissolvida e a fração de austenita e ferrita aproximadamente 50%). Já para Falodun, as amostras "como recebidas" apresentaram maior dureza, resistência à tração, resistência ao escoamento e exibiram alta resistência ao desgaste em comparação com as amostras tratadas termicamente por solubilização.

2.3. Aplicações dos aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis duplex (AIDs), devido à sua estrutura bifásica de austenita e ferrita, apresentam uma combinação favorável das propriedades de ambas as fases, consistindo em boa resistência mecânica, tenacidade, ductilidade, boa soldabilidade e alta resistência à corrosão, além de custo relativamente baixo devido à adição de baixo teor

de níquel, em comparação aos aços inoxidáveis austeníticos (EGHBALI *et al.*, 2011; LEE *et al.*, 2013; LI *et al.*, 2018; TAVARES *et al.*, 2020). Essa combinação exclusiva de alta resistência à corrosão e resistência mecânica os tornou uma alternativa competitiva aos aços inoxidáveis austeníticos e até mesmo ao aço carbono pintado, cada vez mais empregados em ambientes altamente agressivos, principalmente em muitas aplicações que envolvam corrosão sob tensão e corrosão por pites, especialmente nos setores de óleo e gás, indústrias química, petroquímica, de papel e celulose, alimentícia, farmacêutica, controle de poluição, usinas nucleares, instalações de dessalinização, de dessulfuração de gás combustível (DGC) em usinas de energia fóssil, transportes marítimos, processamento mineral, engenharia civil e estrutural, e ambientes marinhos (BADJI *et al.*, 2008; EGHBALI *et al.*, 2011; FARGAS; MATEO, 2009; FRANCIS; BYRNE, 2021; LI *et al.*, 2018; LILJAS; SJÖHOLM, 2013; LIPPOLD; KOTECKI, 2005; TAVARES *et al.*, 2020).

No setor de óleo e gás, a fabricação de equipamentos com materiais resistentes a meios agressivos é um dos maiores desafios (FERREIRA *et al.*, 2022). A principal aplicação dos aços inoxidáveis duplex na atualidade é nos segmentos de óleo e gás e nas indústrias química e petroquímica, devido especialmente àquela combinação de alta resistência à corrosão por pites e corrosão sob tensão em ambientes contendo cloretos, bem como à alta resistência mecânica em combinação com boa tenacidade (GONÇALVES *et al.*, 2018). Os aços duplex não apenas protegem contra a corrosão, mas também são capazes de suportar os pesos próprios dos componentes quando submetidos em águas profundas. A Figura 7 compara diferentes especificações de aços inoxidáveis em termos de resistência mecânica e sua resistência à corrosão em aplicações de óleo e gás (KHANNA, 2013).

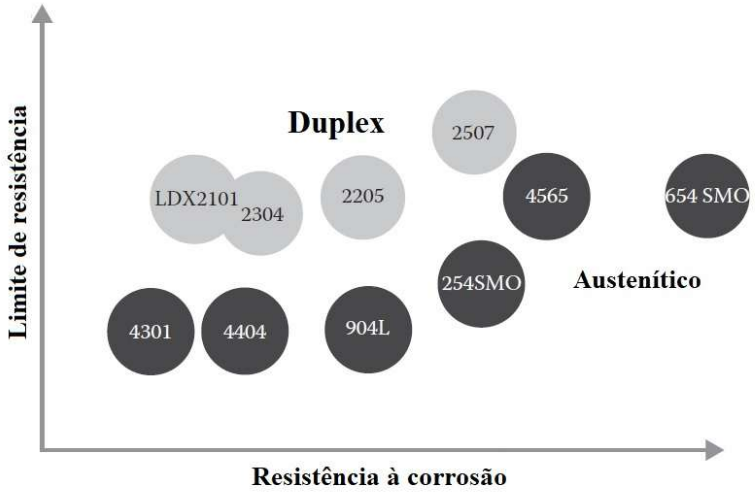


Figura 7 - Correlação entre as tensões limite de resistência e resistência à corrosão de diferentes graus das famílias de aços inoxidáveis duplex (esferas em cinza claro) e austeníticos (esferas pretas).
Fonte: (KHANNA, 2013) (adaptada)

O AID 2205 e outros graus de aços duplex têm sido amplamente especificados, por exemplo, para sistemas de tubulação de processo, vasos separadores, depuradores de gás, bombas, *manifolds*, componentes de árvores de Natal (*Christmas tree*), linhas de fluxo (*flowlines*) e dutos de transporte de óleo e gases corrosivos, para essas finalidades. Os aços duplex também tornaram-se padrão na tubulação interna de tubos flexíveis e em umbilicais (FERREIRA *et al.*, 2022; KHANNA, 2013).

Embora o petróleo propriamente dito não seja muito corrosivo, os ambientes *onshore* e *offshore* ao redor dos locais de produção e o próprio processo de extração podem proporcionar meios corrosivos, incluindo principalmente, óleo e gás não tratados podendo conter teores elevados de CO_2 e H_2S, além de condições ácidas severas (baixos pH) e presença de água e cloretos, afetando significativamente a corrosividade do meio. Para os ambientes *offshore*, a utilização de água do mar é necessária, requisitando-se materiais resistentes à corrosão, com os aços inoxidáveis duplex, por exemplo, possuindo, em geral, alta resistência a trincamentos por corrosão sob tensão induzidas por cloretos. A extração de recursos naturais, como óleo e gás, frequentemente envolve poços encontrados em grandes profundidades, e a necessidade de transportes por longas distâncias, o que explica por que grande parte da demanda por aço inoxidável neste setor consiste em produtos tubulares. Os ambientes mais corrosivos ocorrem em poços profundos com altas temperaturas e pressões. O alto custo de falhas em campos de

petróleo em grandes profundidades torna imperativo que o material mais adequado para o trabalho seja selecionado desde o início (KHANNA, 2013; LILJAS; SJÖHOLM, 2013).

Uma importante aplicação dos aços inoxidáveis duplex na indústria de óleo e gás é na fabricação de linhas de fluxo (*flowlines*) e de dutos flexíveis para *risers* submarinos (Figura 8) utilizados no transporte de óleo e gás natural em altas e baixas pressões, com temperaturas variáveis (BAI; BAI, 2019; DAUDT; CAMPOS, 2024; LILJAS; SJÖHOLM, 2013). O principal grau de AID empregado nessas linhas de fluxo é o 2205, com variados exemplares de linhas de fluxo de UNS S31803 em serviço desde o fim da década de 1970 sem problemas, tanto *onshore* quanto *offshore* (GUNN, 1997; LILJAS; SJÖHOLM, 2013). Linhas de fluxo e *risers* flexíveis são utilizados para recuperar o petróleo e conectar os equipamentos submarinos às unidades de produção de superfície. Essas linhas de transporte do petróleo extraído são frequentemente construídas como tubos flexíveis. Elas consistem em camadas de diferentes materiais, e a camada de aço inoxidável é composta por várias pequenas seções conectadas umas às outras, formando um tubo que é flexível até certo ponto; daí o nome tubo flexível (LILJAS; SJÖHOLM, 2013). A Figura 9 é um exemplo de duto flexível de produção (DAUDT; CAMPOS, 2024).

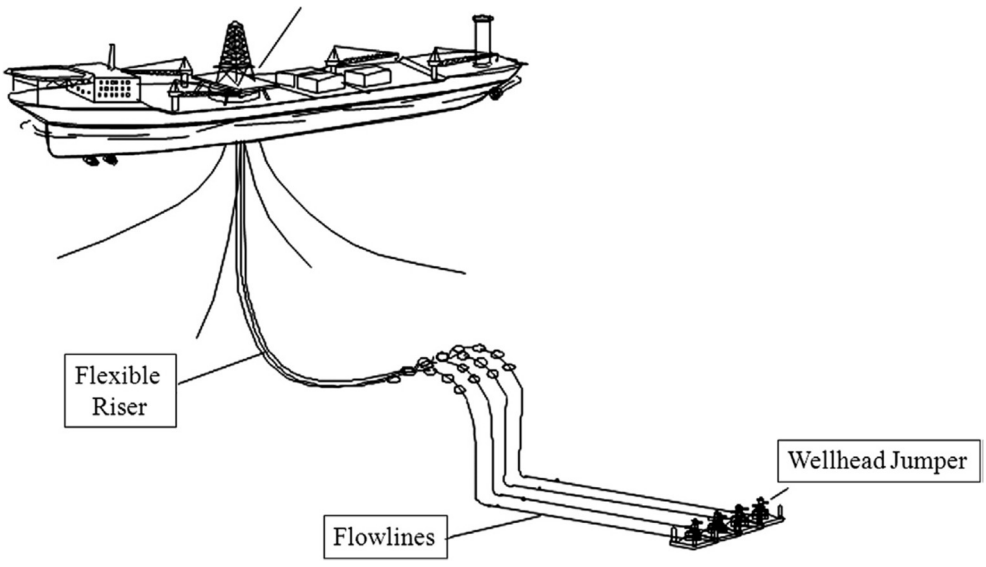


Figura 8 - Diagrama de *riser* flexível (*flexible riser*) e linhas de fluxo (*flowlines*) conectados ao tubo conector da cabeça do poço (*wellhead jumper*).
Fonte: (BAI; BAI, 2019).



Figura 9 - Duto flexível de produção.
Fonte: (DAUDT; CAMPOS, 2024)

A redução da pressão nas linhas de fluxo causa condensação da água e, em combinação com a presença de cloretos e H_2S, cria um ambiente com risco real de corrosão. As temperaturas de trabalho e as altas vazões nas linhas de transporte aumentam ainda mais a necessidade de um material robusto e resistente à corrosão. Graças à sua superior resistência mecânica e alta resistência à corrosão, o AID é utilizado por todos os grandes fabricantes de dutos flexíveis para *risers* e linhas de fluxo (LILJAS; SJÖHOLM, 2013).

Outro exemplo de aplicação de aços inoxidáveis duplex no setor de óleo e gás é na fabricação de *tubings* de fundo de poço (*downhole*), conforme apresentados na Figura 10. O uso mais antigo remonta ao início da década de 1980, com limites de resistência de até 965 MPa (140 ksi). Juntamente com os aços inoxidáveis superduplex, esses aços têm sido especificados principalmente em poços mais corrosivos e, na maioria dos casos, têm sido bem-sucedidos (GUNN, 1997).

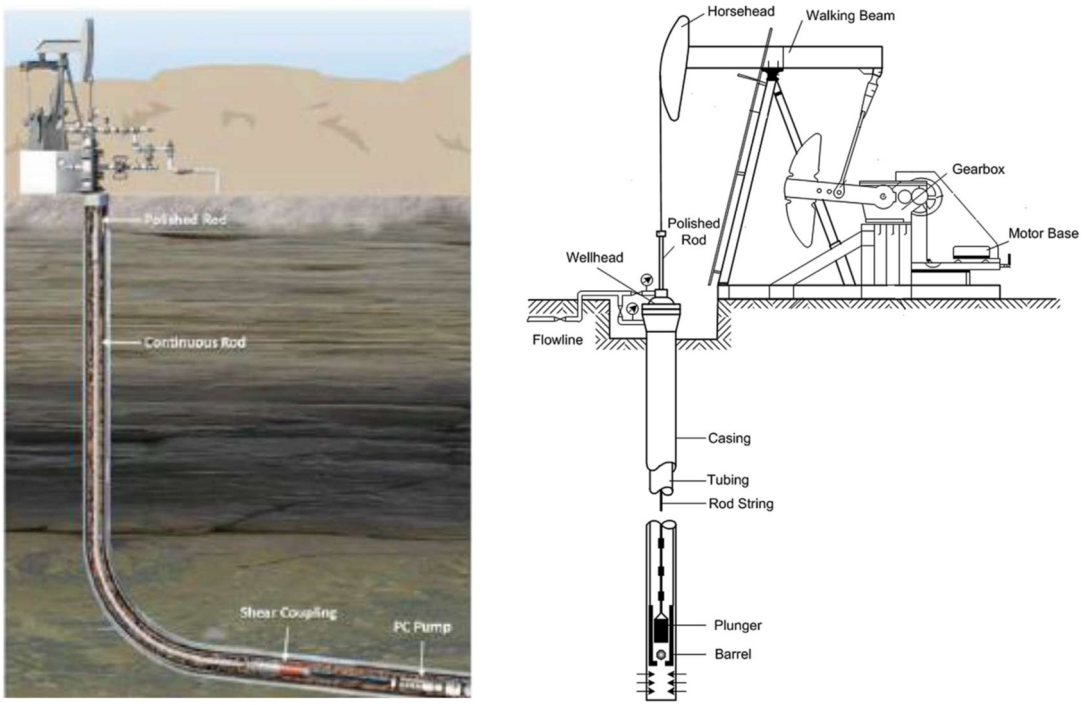


Figura 10 - Esquema de *tubing* de produção com sistemas de elevação artificial na produção de óleo em fundo de poço (*downhole*).
Fontes: (MEDVEDOVSKI, 2023; TAKACS, 2015).

Cabe destacar também a utilização de aços inoxidáveis duplex em serviços de manuseio de salmouras e de água produzida, bem com água do mar com adições de cloro. Eles são altamente resistentes a sistemas de processo de CO_2 "doce", mesmo em condições de baixo pH (2,5), altas concentrações de cloreto (150.000 mg/L) e presença de sólidos arenosos, com vazões de até 30 m/s (GUNN, 1997). Sob condições específicas em termos de fatores ambientais e de propriedades do material, estabelecidas pela norma ISO 15156-3:2020, por exemplo, é possível especificar ligas duplex em ambientes mais agressivos, em serviços ácidos (*sour*) com presença de H_2S (GUNN, 1997; ISO 15156-3, 2020). Os aços inoxidáveis duplex também têm sido utilizados em aplicações que lidam com água desaerada e misturas de óleo/água, tais como permutadores de calor em refinarias, além de bombas elevatórias para água do mar, carcaças de compressores e em válvulas de sistemas de injeção de água (GUNN, 1997).

Nas plantas químicas, petroquímicas e em refinarias de petróleo, os aços inoxidáveis duplex têm sido amplamente utilizados e a Tabela 3 apresenta algumas dessas aplicações, seja para resistir à corrosão sob tensão onde os aços inoxidáveis austeníticos são susceptíveis, ou para lidar com licores muito corrosivos (FRANCIS; BYRNE, 2021).

Tabela 3 - Exemplos de usos de aços inoxidáveis duplex em plantas químicas, petroquímicas e de refino.

Área	Aplicação
Papel e celulose	Digestores de celulose
	Recuperadores químicos, evaporadores
	Unidades de branqueamento (lavadoras de polpa marrom)
	Rolos de sucção em máquina de produção do papel
Petroquímicas	Dessulfurização de gases de combustão
	Dessalinização de água salgada
	Destilação
Refinaria	Dessalgadora de óleo cru
	Torres de amina
	Unidades de recuperadoras de amina com cáusticos
	Tambores de filtros (sob risco de *stress corrosion cracking*)
	Resfriadores de águas doce e salobras
Aromáticos	Torres de fracionamento de alimentação, aletas de ar / tubulações / vasos
	Unidades de separação entre Aromáticos/Hidrocarbonetos
Polímeros	Tubulações, tambores, coletores de pó, secadores e equipamentos rotativos de produção de PP
	Tanques de pasta de elastômeros, vasos, tubulações, e equipamentos rotativos de produção de elastômeros
	Tubulações de copolímeros de PEBD
	Eixos de alimentação da extrusora de PELBD
	Cilindros e parafusos extrusores de produção de elastômeros
Fluidos diversos	Serviços corrosivos com ácidos orgânicos, ácido sulfúrico, ácido nítrico, ácido fosfórico, soda cáustica, carbonilas etc. À altas temperaturas e pressões

Fontes: (FRANCIS; BYRNE, 2021; GUNN, 1997) (adaptadas).

A indústria de papel e celulose em seu processo *Kraft* foi uma das primeiras indústrias químicas a adotar os aços inoxidáveis duplex, onde cavacos de madeira são tratados com soda cáustica quente, utilizando um catalisador de sulfeto de sódio. À medida que os fluidos do processo se tornaram mais agressivos, inicialmente o aço carbono e, em seguida, o aço inoxidável austenítico 316L sofreram corrosão excessiva e/ou corrosão sob tensão. Posteriormente, os aços inoxidáveis duplex solucionaram inúmeros problemas de corrosão (FRANCIS; BYRNE, 2021).

Nas indústrias de refino e petroquímica, uma aplicação interessante para os aços inoxidáveis duplex é na produção de soda cáustica, particularmente em temperaturas e concentrações mais elevadas. O aço carbono tem seu uso limitado pela corrosão generalizada e pela corrosão sob tensão nesse meio corrosivo, e o aço inoxidável austenítico 316L é limitado a cerca de 70 °C devido à sua susceptibilidade à corrosão sob tensão cáustica (FRANCIS; BYRNE, 2021).

Além da produção de químicos nas indústrias químicas, o transporte e o armazenamento desses produtos também merecem todo o cuidado no que se refere a aspectos de seleção e especificação de materiais dos tanques e contêineres, por exemplo.

Tanques de armazenamento cilíndricos são provavelmente uma das aplicações mais importantes para o aço inoxidável duplex. Isso se deve, em parte, ao grande número dessas construções em todo o mundo e, em parte, às propriedades do aço duplex que proporcionam uma excelente economia de peso em comparação aos materiais austeníticos. Dependendo do volume do tanque de armazenamento, bem como do fluido armazenado, o peso total da carcaça do tanque pode ser de 25 a 30% menor com o uso do aço duplex em comparação ao aço inoxidável austenítico padrão. Como a família de aços inoxidáveis duplex fornece diversos graus, diferentes especificações de aços duplex podem ser realizadas de acordo com a agressividade do fluido armazenado. Contêineres-tanque para transportes rodoviário ou ferroviário frequentemente utilizam aço inoxidável como material de construção. Dependendo das regulamentações e dos requisitos para as mercadorias transportadas, há diferentes projetos e opções de materiais para o contêiner-tanque. Enquanto há restrições quanto à seleção de aços inoxidáveis duplex na camada de revestimento interno desses contêineres-tanque em contato direto com fluidos em temperaturas criogênicas, em função de baixas tenacidades do material nessas temperaturas muito baixas, não há dificuldades técnicas quanto ao uso desses aços em contêineres-tanque móveis, especialmente para tanques projetados para operar sob pressões elevadas. Para transportes mais longos de produtos químicos nos mares do mundo, navios-tanque químicos são frequentemente empregados. Os produtos químicos líquidos são armazenados em contêineres de carga, construídos como compartimentos separados no porão de carga. É prática comum transportar vários produtos químicos utilizando o mesmo contêiner de carga, com lavagem intermediária. Embora os navios-tanque químicos não sejam totalmente de aço inoxidável, os contêineres de carga que contêm os produtos transportados devem ser resistentes à corrosão. A boa resistência à corrosão e a alta resistência mecânica dos AID's de alta resistência os tornam uma escolha adequada e amplamente utilizada atualmente. Comparado aos aços inoxidáveis austeníticos, tais como o 316LN (com um mínimo de 2,5 ou 2,75% Mo), o aço duplex 2205 possui resistência superior a muitos produtos químicos importantes, a exemplo do ácido fosfórico. Desde a década de 1980, grandes tonelagens de AID já foram instaladas em navios de transporte de produtos químicos (Figura 11). A economia de peso na seleção de um aço duplex em vez de um aço austenítico nesta aplicação é de cerca de 10%, equivalente a algumas centenas de toneladas para um único navio. Isso significa um grande aumento na capacidade de carga do produto químico a ser transportado pelo transportador (LILJAS; SJÖHOLM, 2013).



Figura 11 - Contêiner de carga fabricado em 2205 de um navio transportador de produtos químicos.
Fonte: (LILJAS; SJÖHOLM, 2013).

2.4. Laminação

Processos de conformação consistem em processos de fabricação nos quais uma intensa força é aplicada na liga metálica no estado sólido provocando sua deformação plástica (deformação permanente) e, assim, mudando a sua forma até aquela da peça desejada. Esses processos usam uma ferramenta, geralmente chamada de matriz, com que se aplicam as forças necessárias. O metal, então, se deforma e toma a forma determinada parcialmente ou quase totalmente pela geometria da matriz (KIMINAMI *et al.*, 2021).

Os processos de conformação podem ser divididos em dois grandes grupos: os processos de conformação de volumes, que são caracterizados por significantes deformações e grandes mudanças de forma, compreendendo os processos de laminação, forjamento, extrusão e trefilação, e os processos de conformação de chapas que são as operações aplicadas a chapas, tiras e bobinas (KIMINAMI *et al.*, 2021).

A conformação do metal pode ser realizada a frio, a morno e a quente. Seu comportamento e trabalhabilidade dependem em grande parte se a deformação ocorre abaixo ou acima da temperatura de recristalização do metal. A conformação a frio ou trabalho a frio é realizada à temperatura ambiente ou abaixo da temperatura de recristalização do metal e a conformação a quente ou trabalho a quente é feita acima da temperatura de recristalização, mas abaixo do ponto de fusão do metal (KAUSHISH, 2010).

Durante o aquecimento, ocorrem três fenômenos: recuperação, recristalização e crescimento de grão. A recuperação ocorre em uma determinada faixa de temperatura abaixo da temperatura de recristalização do metal. As tensões residuais em regiões altamente deformadas são aliviadas, seguidas pelo início da formação de contornos de subgrãos. Nesse caso, não há alteração apreciável na dureza e na resistência do metal. A recristalização é o processo no qual, em uma determinada faixa de temperatura, novos grãos equiaxiais e livres de deformação são formados, substituindo os grãos antigos. A temperatura para recristalização varia entre aproximadamente 0,3 T_m e 0,5 T_m, onde T_m é o ponto de fusão absoluto do metal. A recristalização resulta na diminuição da densidade de discordâncias, redução da resistência e aumento da ductilidade. Como a recristalização depende do grau de encruamento prévio ou trabalho a frio, quanto maior o trabalho a frio, menor a temperatura necessária para que a recristalização ocorra. A recristalização é uma função do tempo, pois envolve difusão (ou seja, o movimento e a troca de átomos através dos contornos de grão). Enquanto a perda de fragilidade e o aumento da tenacidade são proporcionados pelo processo de recuperação, a resistência ao escoamento e a ductilidade são restabelecidas pela recristalização, que pode ser definida como a nucleação e o crescimento de grãos livres de tensão fora da matriz do metal trabalhado a frio. Em geral, as propriedades do metal recristalizado são as mesmas do metal antes do trabalho a frio. O crescimento de grão é o processo no qual, quando a temperatura do metal é aumentada além da recristalização, os grãos começam a crescer e seu tamanho pode até se tornar maior do que o dos grãos originais. Durante o processo de crescimento do grão, o metal fica macio, perde resistência e dureza, mas ganha ductilidade (KAUSHISH, 2010).

A Figura 12 ilustra esquematicamente o efeito desses três fenômenos nas propriedades mecânicas, na forma e tamanho dos grãos.

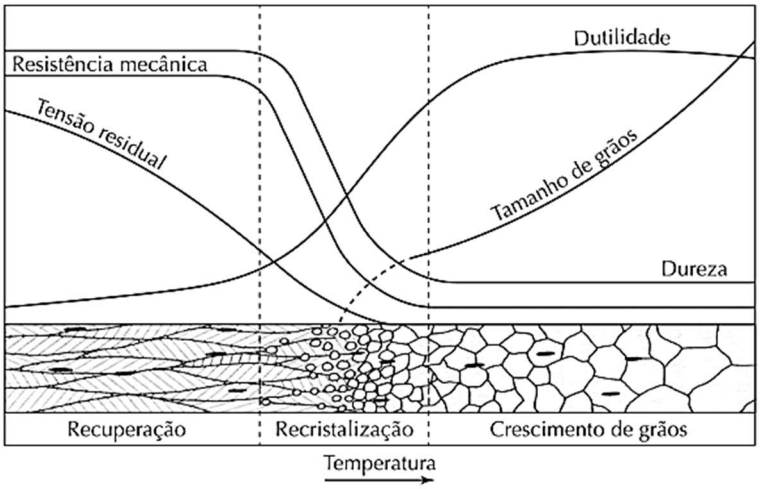


Figura 12 - Representação esquemática do efeito dos fenômenos da recuperação, recristalização e crescimento de grão nas propriedades mecânicas, na forma e tamanho dos grãos.
Fonte: (KIMINAMI *et al.*, 2021)

Na conformação a frio, a conformabilidade é bastante limitada, devido ao encruamento, sendo necessárias potência e forças elevadas para deformar o material. Para maiores graus de deformação, tratamentos de recozimento devem ser efetuados para a recuperação da ductilidade e, assim, possibilitar maiores deformações, o que aumenta os custos. Por outro lado, devido à temperatura ser baixa, tem-se boa precisão dimensional devido à inexistência da contração de resfriamento, bom acabamento superficial devido à inexistência de oxidação superficial, economia de energia de aquecimento e consequente aumento de resistência mecânica e dureza (GROOVER, 2021).

O trabalho a quente é a etapa inicial na conformação mecânica da maioria dos metais e ligas. Este trabalho não só requer menos energia para deformar o metal e proporcionar maior habilidade para o escoamento plástico, sem o surgimento de trincas, como também ajuda a diminuir as heterogeneidades da estrutura dos lingotes fundidos, isso devido às altas taxas de difusão presentes às temperaturas de trabalho a quente. As bolhas de gás e porosidades são eliminadas pelo caldeamento destas cavidades, enquanto a estrutura colunar dos grãos grosseiros da peça fundida é quebrada e refinada em grãos equiaxiais recristalizados de menor tamanho (KIMINAMI *et al.*, 2021).

A laminação é um processo de conformação no qual a espessura do metal é reduzida por esforços compressivos exercidos por meio de dois cilindros. Os cilindros giram para puxar e, ao mesmo tempo, comprimir o metal que está compreendido entre eles (GROOVER, 2021).

Os processos de laminação demandam um custo elevado, pois seu maquinário é composto por componentes robustos, chamados trem de laminação. Com isso, o investimento exige que os laminadores sejam usados para produção em grande escala de itens padronizados, tais como chapas finas e grossas. Grande parte dos processos de laminação é realizada por meio de trabalho a quente, chamado laminação a quente, em razão da necessidade de grande volume de material a ser deformado. O metal laminado a quente é geralmente isento de tensões residuais, e suas propriedades são isotrópicas. Desvantagens da laminação a quente são relacionadas com a impossibilidade de serem obtidos produtos com tolerâncias estreitas e a superfície apresentar uma camada característica de óxido (GROOVER, 2021).

Na laminação a quente, o metal inicia sob a forma de um lingote de aço fundido recém-solidificado. Enquanto este ainda se encontra quente, o lingote é colocado em um forno no qual permanece por muitas horas até alcançar temperatura uniforme em todo o corpo; assim, o metal escoa de forma consistente durante a laminação. A operação de aquecimento é chamada encharcamento, e os fornos nos quais esta etapa é realizada são denominados fornos poços (GROOVER, 2021).

A laminação pode ser (a) laminação plana e (b) laminação de perfis. Na laminação plana, os produtos finais da laminação têm seções transversais retangulares, como placas, chapas, etc. Na laminação de perfis, o produto final pode ter várias formas de seção transversal, como vigas I, canais, ângulos, quadrados ou hastes hexagonais e tubos, etc. Os lingotes fundidos possuem estrutura tipicamente dendrítica com grãos grossos e não uniformes e também possuem alguma porosidade e são duros (KAUSHISH, 2010).

Blocos são laminados para produzir formas estruturais e trilhos para linhas ferroviárias. Tarugos são laminados para produzir barras quadradas e barras de seção circular, e estes produtos são usualmente as matérias-primas em processos de usinagem, trefilação de arames, forjamento e outros processos de transformação dos metais. Placas são laminadas para produzir chapas grossas, chapas finas e tiras. Chapas grossas laminadas a naval, pontes, caldeiras, estruturas soldadas para diversas máquinas pesadas, tubos com costura e muitos outros produtos. A Figura 13 mostra alguns destes produtos laminados de aço. O desempenamento (operação realizada nas chapas grossas e finas) é comumente obtido por laminação a frio, e seu objetivo é prepará-las conformação de chapas. A laminação a frio aumenta a permite tolerâncias mais estreitas na espessura. Além disso, a superfície da chapa é isenta de carepas, e geralmente melhor se comparada ao a quente. Estas características tornam as chapas finas, tiras e bobinas matérias-primas

ideais para estampas, painéis externos e outros componentes desde automóveis a utensílios e material de escritório (GROOVER, 2021).

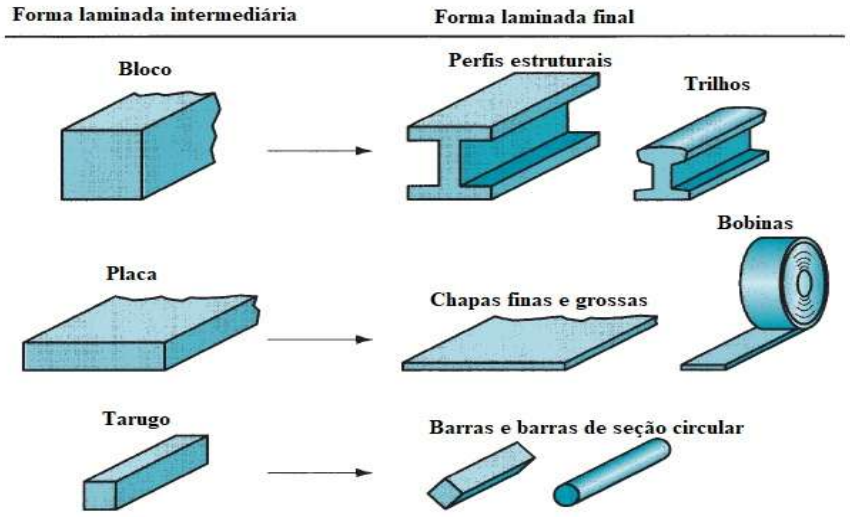


Figura 13 - Alguns produtos produzidos por laminação.

Fonte: (GROOVER, 2010) adaptada

A redução ou desbaste inicial dos lingotes em blocos, tarugos ou placas é realizada normalmente por laminação a quente. Depois dessa etapa, segue-se uma nova etapa de laminação a quente, para transformar o produto em chapas grossas, tiras a quente, vergalhões, barras, tubos, trilhos ou perfis estruturais. A laminação a frio, que ocorre após a laminação de tiras a quente, produz tiras a frio de excelente acabamento superficial, com boas propriedades mecânicas e controle dimensional do produto final bastante rigoroso (KIMINAMI *et al.*, 2021).

Cada rota de processamento (fundição, laminação e forjamento) deixa suas marcas distintas na textura morfológica e cristalográfica, ou seja, nas características microestruturais e mecânicas do produto fabricado. O tamanho do grão, o tamanho da fase e a distribuição de sua fração volumétrica, podem elucidar aspectos metalúrgicos, como a resistência à corrosão. A textura cristalográfica (função de distribuição da orientação de todos os grãos de cada fase) é uma ferramenta excepcionalmente boa para rastrear alterações no estado sólido de materiais, mesmo que não sejam visíveis ao microscópio (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2013). Estruturas típicas de uma peça fundida, barra laminada e forjamento são mostradas na Figura 14. Em comparação, temos a estrutura aleatória de uma peça fundida, orientação retilínea do grão em uma peça laminada e fibras unidirecionais alinhadas em uma peça forjada. Essas

diferenças nas estruturas dos grãos são responsáveis pelas vantagens secundárias de um aço inoxidável em relação a outro aço inoxidável de mesmo *grade* de acordo com a rota de fabricação utilizada (KAUSHISH, 2010; SCHWEITZER, 2003).



Figura 14 - Fluxo de grãos em uma peça típica feita por fundição, corte de uma chapa laminada e forjamento.
Fonte:(KAUSHISH, 2010) (adaptada)

2.4.1. Laminação Mannesmann

Os tubos são classificados em dois tipos básicos: sem costura e com costura. Tubos sem costura são manufaturados por meio de processos laminação com madril e acabados por meio do estiramento de tubos a frio. Os tubos com costuras são manufaturados com a utilização de tiras de chapa, que são conformadas de acordo com o perfil e especificação definidos e depois são soldados na junta. A produção de tubos sem costura na forma bruta é realizada pelo laminador Mannesmann. A laminação Mannesmann é um processo especializado de conformação a quente para produção de tubos de paredes grossas sem costuras. Um mandril é utilizado para controlar o tamanho e acabamento do furo criado por essa ação (BOLANHO, 2021; GROOVER, 2021).

O processo Manesmann foi desenvolvido em 1885 pelos irmãos Manesmann, na Alemanha. O processo consiste na passagem de um tarugo aquecido e posicionado entre dois cilindros de um laminador oblíquo, montados com inclinação entre si, tomando como referência o plano horizontal. Essa montagem dos rolos e seu movimento de rotação, que ocorre no mesmo sentido, desenvolvem um empuxo radial e uma rotação do tarugo, que é movimentado para frente em direção a um mandril que tem a função de conformar o diâmetro interno do tubo. A figura 15 mostra o arranjo do laminador Mannesmann para produção de tubos sem costura (BOLANHO, 2021; KIMINAMI *et al.*, 2021).

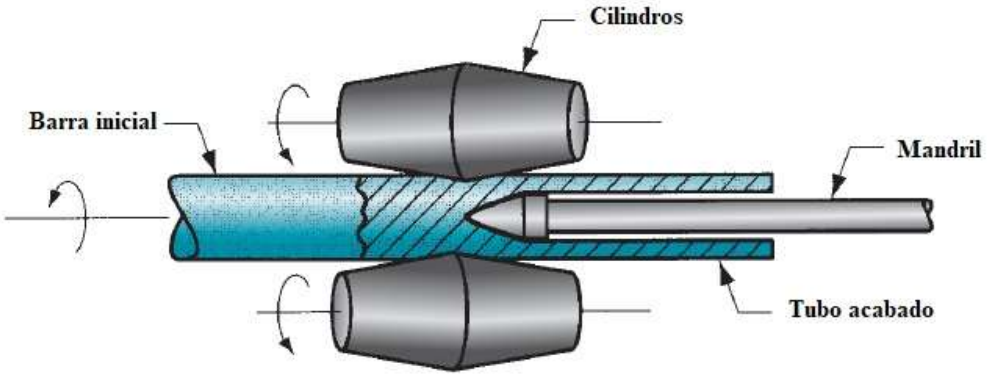


Figura 15 - Arranjo do laminador Mannesmann para produção de tubos sem costura.

Fonte: *(GROOVER, 2010)* adaptada

Para produção de tubos sem costura, um tarugo é submetido a diferentes operações de conformação que envolvem a laminação a quente. Esse processo é realizado acima da temperatura de recristalização do aço inoxidável, o que permite a obtenção de uma microestrutura recristalizada e equiaxial após a laminação. O material é aquecido acima de 1200ºC antes de ser colocado no laminador. O tarugo passa pelo laminador Mannesmann e é encaminhado para outro laminador onde o diâmetro externo e a espessura de parede serão reduzidos. O tubo é tratado termicamente e então dimensionado por um moinho de dimensionamento para as dimensões especificadas. O sistema de resfriamento é um conjunto de bancos de resfriamento de água lamelar com fluxo de água controlado. Após a laminação a quente, os tubos também podem passar por um processo de laminação a frio para reduzir ainda mais a sua espessura. Em seguida, a maioria dos aços inoxidáveis recebe um tratamento de recozimento e decapagem. O recozimento depende do tipo de aço e geralmente é realizado em uma linha de recozimento contínua. Com esse tratamento térmico, as tensões internas são aliviadas e a estrutura é amolecida após o processamento termomecânico. A seguir, os aços passam por um processo de desincrustação. A incrustação que se acumula na superfície do aço durante a laminação a quente e o recozimento é removida por diferentes métodos: (i) a decapagem; uma mistura de ácidos (nítrico, fluorídrico e, às vezes, sulfúrico) é usada para remover a incrustação do forno. (ii) a eletrolimpeza utiliza corrente elétrica e ácido fosfórico para desincrustar. A desincrustação ajuda a promover a película superficial passiva que ocorre naturalmente nos aços inoxidáveis (SAN-MARTIN *et al.*, 2021). A figura 16 apresenta um esquema básico de um processo de produção de tubos sem costura por laminação a quente.

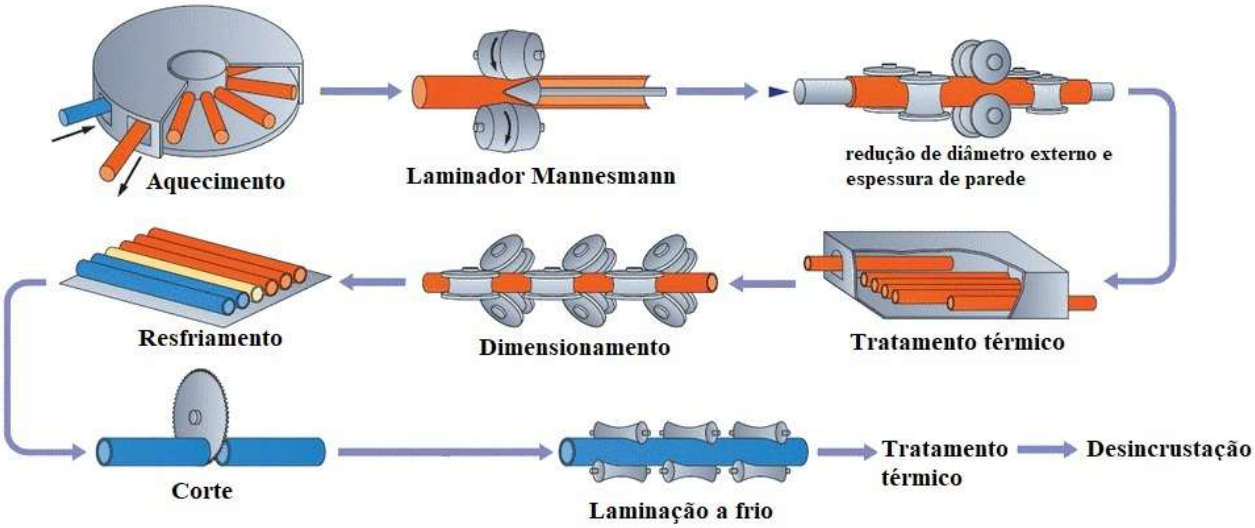


Figura 16 - Esquema básico de um processo de produção de tubos sem costura por laminação a quente.

Fonte: (PIPESFACTORY, 2019) adaptada

2.4.2. Laminação e os aços duplex

Os aços inoxidáveis duplex apresentam excelente conformabilidade a quente com cargas relativamente baixas até pelo menos 1230 ºC (2250 º F). Todavia, se a conformação a quente acontece em temperatura muito baixa, a deformação se acumula na ferrita, o que pode resultar em trincamento da ferrita na região deformada. Além disso, uma grande quantidade de fase sigma pode ser precipitada quando a temperatura de trabalho é muito baixa. Em temperaturas altas, o aço inoxidável duplex se torna mole e as peças trabalhadas como fundos de tanques ou tubulações deformam-se ou cedem no forno se elas não estiverem apoiadas. Nestas temperaturas o aço pode também se torna muito mole para certas operações de confirmação à quente (IMOA, 2012).

A deformação a quente do aço 2205 ocorre quando o material é aquecido acima de sua temperatura de recristalização durante o processo de deformação. A fase ferrítica mais macia absorve a maior parte da deformação nas fases iniciais e é dominada pela recristalização dinâmica. À medida que a deformação aumenta, a carga é gradualmente transferida para a fase austenítica, levando a mais discordâncias até que ocorra a recristalização dinâmica. A distribuição de deformações entre a austenita e a ferrita resulta

em um comportamento complexo de deformação a quente. Quando a deformação a quente alinha as discordâncias dentro dos limites dos subgrãos, mudanças de fase podem ocorrer simultaneamente à recuperação dinâmica e estática. A restauração, a deformação e a interação de transição de fase são essenciais no processamento termomecânico de materiais como o aço inoxidável duplex. A laminação a quente é um dos processos de fabricação que comumente envolve processos dinâmicos de recristalização e recuperação. Em comparação com aços inoxidáveis ferríticos ou austeníticos monofásicos, a evolução da microestrutura e a interação mecânica das fases ferrítica e austenítica durante o processo de deformação a quente do duplex 2205 são mais complexas. Ao aumentar a temperatura e diminuir a taxa de deformação, a recristalização dinâmica da austenita é aprimorada. Durante a deformação a quente do 2205, a fase ferrítica apresenta um componente de recristalização dinâmica maior do que a fase austenítica. A figura 17 apresenta a evolução da microestrutura durante a laminação a quente. Quando a recristalização se inicia ainda durante a deformação, tem-se "recristalização dinâmica". Se um intervalo de tempo após a deformação é necessário para a recristalização inicial, tem-se "recristalização estática". (BARUWA; NDOU, 2025; COLPAERT; SILVA, 2008).

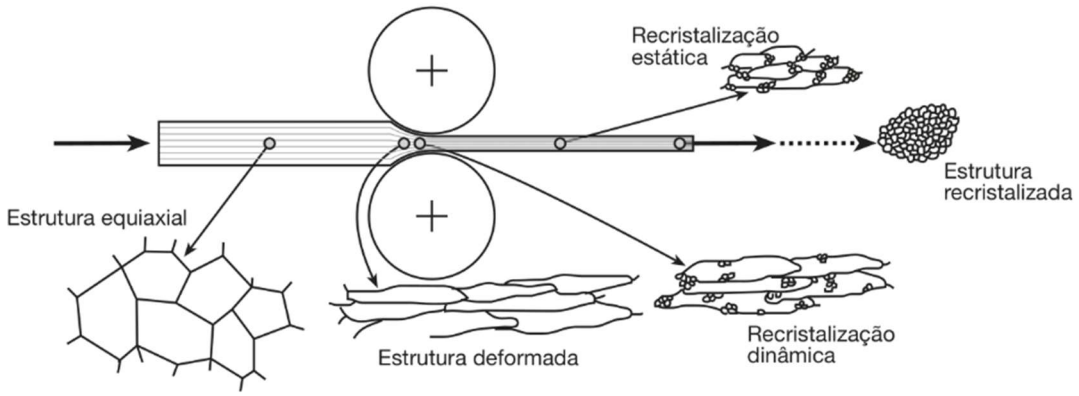


Figura 17 - Evolução da microestrutura durante a laminação a quente.

Fonte: (COLPAERT; SILVA, 2008)

Na operação de laminação dos aços duplex, ferrita e austenita se alinham na direção de laminação, resultando em uma microestrutura anisotrópica. Essas consequências tornam suas propriedades mecânicas fortemente dependentes da direção. A figura 18 apresenta um detalhe da microestrutura em diferentes direções. O comportamento dos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos tem sido geralmente

caracterizado principalmente por meio de ensaios de tração e compressão a quente durante a conformação a quente (FALODUN *et al.*, 2021).

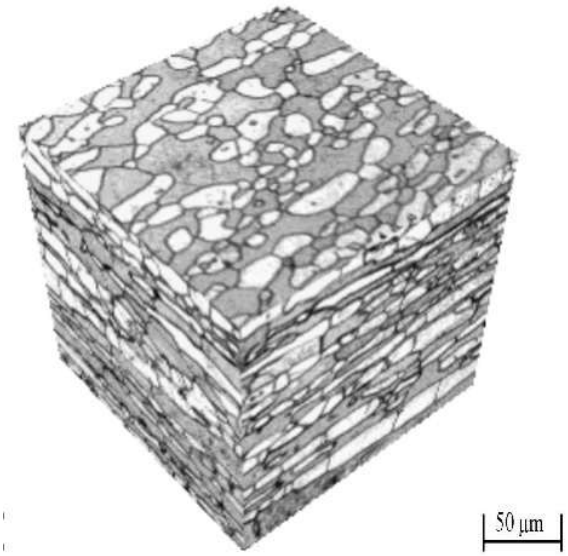


Figura 18 - Microestrutura do aço inoxidável duplex 2205 laminado a quente.

Fonte: A própria autora.

As microestruturas laminadas a quente podem ser modificadas pela aplicação de diferentes parâmetros de laminação a quente (temperatura, deformação e taxa de deformação) para ativar a recristalização dinâmica. Em altas temperaturas e altas taxas de deformação, a liga sofre recristalização dinâmica descontínua, enquanto em temperaturas mais baixas e taxas de deformação baixas, ocorre a recristalização dinâmica contínua. No caso da contínua, os grãos originais são alongados na direção do cisalhamento. Os subgrãos se formam dentro dos grãos, preferencialmente perto dos contornos iniciais dos grãos. Enquanto no caso da descontínua, grãos recentemente recristalizados não têm orientações preferenciais (intensidade muito baixa dos componentes de textura). Portanto, parece que uma maior temperatura de laminação a quente e maior taxa de deformação são necessárias para favorecer a descontínua, a fim de obter uma microestrutura com grãos recristalizados exibindo orientações aleatórias que ajudam a melhorar a conformabilidade (RANA, 2021).

Em ligas duplex, a microestrutura consiste em $\delta + \gamma$ em temperaturas de reaquecimento (~ 1200 ◦C). Durante a laminação a quente, os grãos de ferrita δ são formadas paralelamente à direção de laminação, enquanto os grãos γ são refinados por

meio de recristalização. Como resultado, uma microestrutura bandeada paralela à direção de laminação, consistindo em uma mistura de ferrita e austenita (CHEN; RANA, 2021).

Durante o trabalho a quente (reaquecimento e laminação a quente), a distribuição dos elementos C, Mn e Al entre as fases δ e γ, ocorre acompanhada por uma pequena quantidade de transformação de fase γ → α. A fase α pode se formar ao longo dos contornos δ / γ ou dentro dos grãos γ ao longo das discordâncias. Devido à divisão dos elementos entre duas fases, os teores de C e Mn na austenita são maiores do que a composição nominal. A estabilidade e os produtos de transformação da austenita na microestrutura duplex dependem da composição da liga e dos parâmetros de processamento (CHEN; RANA, 2021).

O AID 2205 laminado a quente também foi estuda por outros autores (FALODUN *et al.*, 2021; LEI *et al.*, 2024; MAKHATHA *et al.*, 2022; PAHLAVAN *et al.*, 2021; PERAL *et al.*, 2024; RODRÍGUEZ-APARICIO *et al.*, 2024).

Makhatha e colaboradores (2022) investigaram a influência do tratamento térmico do AID 2205 laminado a quente para eliminar a precipitação nos contornos de grão. Os tratamentos térmicos do 2205 laminado foram realizados para atingir as morfologias de austenita equiaxial e Widmanstätten. Os resultados mostraram que não houve a iniciação de fases prejudiciais, como χ e σ, em ambas as microestruturas, o que significa que o aço inoxidável duplex 2205 não será suscetível a trincas devido à essas fases. Os diferentes métodos de resfriamento favorecem a presença de fases como martensita e cementita nas morfologias Widmanstätten e equiaxial, respectivamente. Os autores concluíram que a estrutura equiaxial melhora o deslizamento e minimiza as trincas associadas ao 2205 laminado a quente (MAKHATHA *et al.*, 2022).

Rodrígues-Aparicio e colaboradores (2024) estudaram o comportamento mecânico do AID grau 2205 por meio de ensaios de tração em ambiente de gás hidrogênio puro a diferentes pressões. Os corpos de prova foram usinados em orientações longitudinal e transversal a partir de uma chapa laminada a quente para estudar a anisotropia. Os resultados mostram a influência da orientação nas propriedades mecânicas. A resistência à tração final em amostras lisas é pouco afetada pela pressão e anisotropia, atingindo uma fragilização máxima de 1,4%. No entanto, a redução da área (RA) diminui com o aumento da pressão e a orientação transversal é ligeiramente mais fragilizada do que a longitudinal. Os mecanismos de falha foram analisados, resultando no comportamento frágil característico do AID (RODRÍGUEZ-APARICIO *et al.*, 2024).

Zhao e colaboradores (2023) investigaram a corrosão por pites do aço inoxidável duplex 2205 após deformação em U sob ciclo úmido-seco de gotas de $MgCl_2$. As amostras de AID 2205 foram preparadas a partir de uma chapa laminada a quente antes da deformação em U. Os resultados mostraram que tanto as tensões de tração quanto as de compressão diminuíram a concentração crítica de cloreto para a corrosão por pites e aumentaram a probabilidade de corrosão por pites na curvatura em U do aço inoxidável duplex 2205 sob condições de ciclo úmido-seco de gotas de $MgCl_2$. A observação da morfologia dos pites mostrou que a dissolução preferencial da fase austenítica se transforma na dissolução preferencial da ferrita durante a propagação dos pites no lado da tração. Os pites mudaram de arredondados para irregulares com microfissuras. No entanto, pites arredondados rasos, sem dissolução preferencial da fase, cresceram no lado da deformação compressiva (ZHAO, XIAO-YAN *et al.*, 2023).

Al-Saadi (2016) estudou a influência do processo de laminação e forjamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um Sanmac 2205. Foram investigadas três barras sólidas de diâmetros diferentes para cada processo. Os resultados mostraram que o teor médio de ferrita para as amostras laminadas e forjadas foi praticamente o mesmo. As variações nas propriedades de tração para as amostras laminadas versus forjadas foram muito pequenas. Os valores de dureza Rockwell para a laminação foram ligeiramente maiores do que os do forjamento (AL-SAADI, 2016).

2.5. Metalurgia do pó

A maioria dos processos de fabricação conhecidos utiliza metais e ligas no estado fundido (como na fundição) ou no estado sólido (como no forjamento). Metalurgia do Pó (PM – *Powder Metallurgy*) é um processo de fabricação que permite a confecção de peças a partir de pós metálicos (GROOVER, 2021).

Dentre as aplicações da metalurgia do pó está a fabricação de peças com características particulares, impossíveis ou muito difíceis de serem fabricadas por outros processos, como peças porosas, tais como filtros e engrenagens com impregnação de óleo, núcleos magnéticos, filamento de lâmpadas incandescentes e peças com metais de altas temperaturas de fusão, como, por exemplo, tungstênio e molibdênio. A PM também é empregada na produção de peças para os setores: automobilístico (capas de mancais, anéis

sincronizadores, bielas, cubos sincronizadores, peças para amortecedores); eletrodomésticos (engrenagens, buchas e outras peças de liquidificadores, ventiladores, compressores de geladeiras e ar-condicionado); ferramentas elétricas e equipamentos de jardinagem (mancais, flanges, buchas e engrenagens de furadeiras, cortadores de grama, serras, plainas); produtos para saúde (implantes médicos); aeroespacial (partes de asas de aeronaves). Uma ampla gama de materiais pode ser processada pela metalurgia do pó, como ligas leves, aços inoxidáveis, aços rápidos, superligas à base de Ni e Co, ligas de titânio, metais refratários etc. (KIMINAMI *et al.*, 2021; LEMOISSON; FROYEN, 2005; RODRIGUES, 2024).

Geralmente, a produção em PM convencional possui as seguintes etapas básicas: mistura, compactação e sinterização. O pó metálico é pesado e misturado aos elementos de liga e ao lubrificante A mistura visa garantir a dispersão adequada dos pós, o que afetará significativamente as propriedades estruturais. Vale exaltar a importância do lubrificante, uma vez que este diminui o desgaste do molde, facilita a ejeção da peça e age para distribuir a pressão em toda a peça enquanto ela está sendo compactada. Os pós são compactados no formato desejado e, aquecidos para promover a ligação entre as partículas obtendo-se um aglomerado sólido e rígido. A compactação é realizada em prensas com ferramentas específicas para a manufatura das peças. O tratamento térmico, denominado sinterização, é executado a temperaturas abaixo do ponto de fusão dos metais. A temperatura de sinterização geralmente está abaixo do ponto de fusão do principal constituinte da mistura de pó. O ferramental, que consiste basicamente em uma matriz e um ou mais punções, possui geralmente custo elevado e por esta razão o processo é mais indicado para médias e grandes produções (GROOVER, 2021; ROSIAK *et al.*, 2019; TRIPATHY *et al.*, 2018). A figura 19 apresenta um diagrama das etapas do processo de metalurgia do pó convencional.

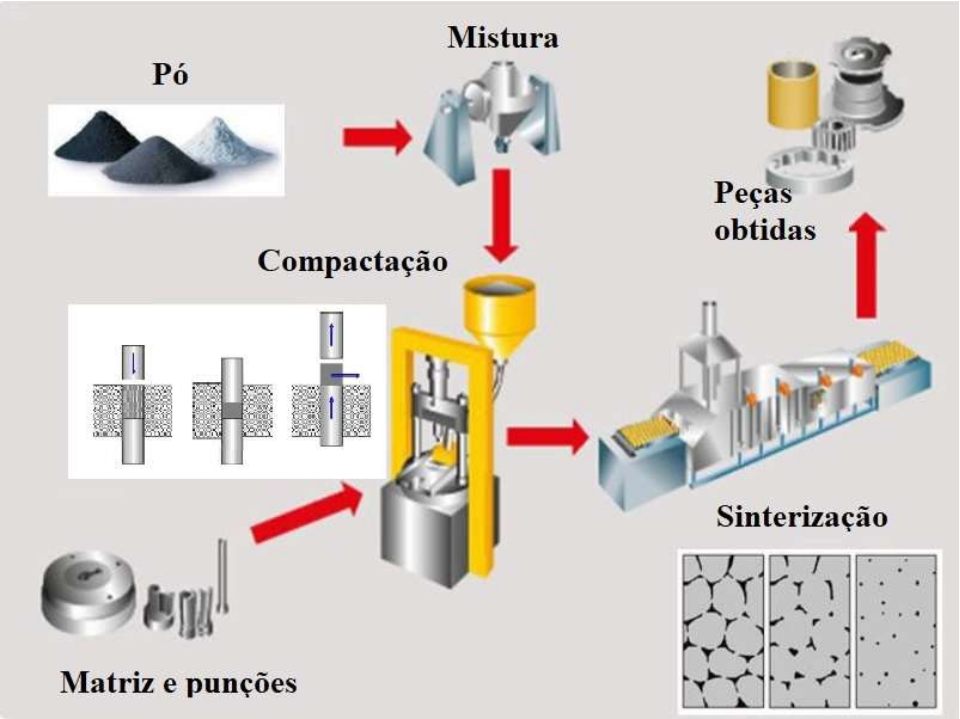


Figura 19 - Etapas do processo de metalurgia do pó convencional.

Fonte: (TRIPATHY *et al.*, 2018) (adaptada)

Os pós metálicos mais comumente usados são de ferro, cobre, estanho, alumínio, níquel, titânio e metais refratários de alto ponto de fusão (como tungstênio, molibdênio e tântalo). A escolha de um método obtenção do pó depende de certas características desejadas do pó metálico, tais como forma, tamanho, distribuição, porosidade, pureza química e características da superfície. O formato de partícula necessário depende do processo usado para obter o produto final. Pós atomizados esféricos são necessários quando os pós são utilizados para pulverização térmica, sinterização de pó solto ou consolidação a quente (extrusão, prensagem isostática). Pós irregulares são mais adequados para prensagem a frio para garantir uma resistência a verde suficientemente alta para manuseio (KAUSHISH, 2010; LEMOISSON; FROYEN, 2005).

Uma classificação mais comum quanto ao método de obtenção dos pós considera três categorias: (i) processos mecânicos (moagem), (ii) metalúrgicos (envolvendo fusão do metal ou liga, como a atomização) e (iii) químicos (por precipitação, eletrolíticos, decomposição gasosa e redução). Em geral, qualquer metal ou liga metálica podem ser convertidos em pó por um desses métodos. O método selecionado pode levar em consideração o processo de conformação do pó a ser empregado. Se o método for compressão uniaxial seguida de sinterização, por exemplo, o pó deve deformar

plasticamente com facilidade, exibindo boa resistência a verde, garantido boa resistência à manipulação e facilitando transporte para a sinterização (RODRIGUES, 2024).

A atomização é o método mais versátil e popular para produção de pós metálicos, aplicável a quase todos os metais, tanto ligas metálicas, como metais puros. Este método envolve a transformação do metal fundido em gotas pulverizadas que se solidificam em forma de pós. O resfriamento é rápido, obtendo-se os benefícios microestruturais da solidificação rápida (minimização das segregações, homogeneidade composicional, estrutura refinada). O tamanho das partículas formadas depende da temperatura do metal, do fluxo, do tamanho do bocal e das características do jato. A forma das partículas é arredondada quando a atomização é a gás inerte ou ar e, de forma irregular e superfície rugosa, quando atomizadas com água (GROOVER, 2021; KIMINAMI *et al.*, 2021). A figura 20 apresenta o processo de atomização a gás e a água.

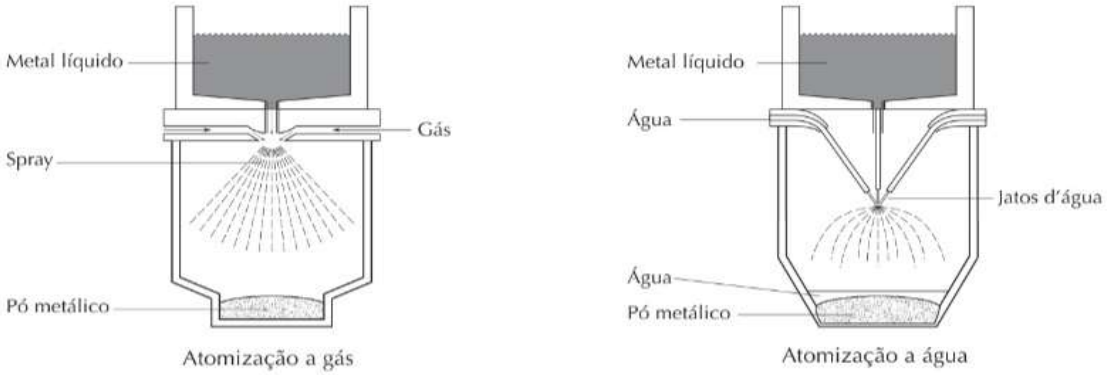


Figura 20 - Atomização a gás e a água de pós metálicos

Fonte:(KIMINAMI *et al.*, 2021) (adaptada)

Após a prensagem, a peça é chamada compactado verde e possui resistência adequada para o manuseio. O compactado verde é constituído de inúmeras partículas distintas, cada uma com sua própria superfície individual, e assim a área superficial total no compactado é muito elevada. Sob a influência do calor, a área superficial é reduzida pela formação e crescimento de ligações entre as partículas, com a redução associada da energia superficial. Quanto mais fino for o pó inicial, maior será a área de superfície total e maior a força motriz associada ao processo (GROOVER, 2021).

Os pós de aço inoxidável destinados ao processamento de PM devem ter formato suficientemente irregular para apresentar boa resistência a verde; ao mesmo tempo, devem se deformar e densificar facilmente sob pressões compatíveis com prensas e

ferramentas de compactação comerciais. Os pós também devem apresentar boas propriedades de fluxo para preencher a cavidade da matriz em um período de tempo razoavelmente curto. Em comparação com pós de ferro e aço de baixa liga, os pós de aço inoxidável geralmente apresentam resistências a verde mais baixas, o que frequentemente leva a taxas de compactação relativamente mais lentas para evitar danos às peças a verde. No entanto, é possível formular pós de aço inoxidável com resistências a verde na faixa de 15,2 MPa (2200 psi), a uma pressão de compactação de 552 MPa (40 tsi), e ainda apresentar compressibilidade e vazão muito boas (KLAR; SAMAL, 2007).

A sinterização é um tratamento térmico realizado no compactado para unir as suas partículas metálicas, aumentando assim a resistência e a dureza. O tratamento é em geral realizado a temperaturas entre 0,7 e 0,9 de ponto de fusão do metal (escala absoluta). Os termos sinterização no estado sólido ou sinterização de fase sólida são por vezes utilizados para se referenciar à sinterização convencional, porque o metal permanece não fundido a estas temperaturas de tratamento (GROOVER, 2021).

O método de compactação convencional é o de prensagem uniaxial, em que punções opostos pressionam pós contidos numa matriz rígida. A pressão aplicada na compactação resulta inicialmente no reordenamento dos pós em um arranjo mais eficiente, reduzindo o espaço dos poros e aumentando o número de pontos de contato entre as partículas. Conforme a pressão aumenta, as partículas deformam plasticamente, aumentando de contato interpartículas e conduzindo a junção das partículas adicionais. As prensas usadas na compactação podem ser mecânicas, hidráulicas, ou uma combinação de ambas. A compactação convecional possui boa compatibilidade com pós atomizados a água de baixo custo e à sua versatilidade em relação ao formato e tamanho dos componentes. No entanto, esse processo não é adequado para a produção de componentes sem poros, devido limitações sobre a geometria da peça, uma vez que os pós metálicos não escoam com facilidade em direções perpendiculares à pressão aplicada, conduzindo a variações de densidade do compactado após a prensagem (GROOVER, 2021; KLAR; SAMAL, 2007).

A porosidade em aços PM de baixa liga processados convencionalmente é responsável, em grande parte, pelas diferenças de resistência mecânica entre componentes forjados e PM. No entanto, para aços inoxidáveis PM, a falta de controle das quantidades de intersticiais (carbono, nitrogênio, oxigênio) pode ofuscar os efeitos da porosidade. Aços inoxidáveis PM processados convencionalmente normalmente atingem densidades sinterizadas na faixa de 6,6 a 7,3 g/cm³, o que se traduz em volumes de poros na faixa de

16 a 7%. O efeito adverso da porosidade é geralmente mais severo nas propriedades mecânicas dinâmicas, como fadiga e resistência ao impacto, e mais para materiais frágeis do que para materiais dúcteis, quando comparado às propriedades mecânicas estáticas (KLAR; SAMAL, 2007).

A grande maioria dos pós de aço inoxidável é consolidada por um de quatro métodos: compactação em matriz rígida (convencional), moldagem por injeção de metal, extrusão e prensagem isostática a quente. As técnicas de moldagem por injeção de metal e prensagem isostática a quente são comumente utilizadas para a produção de produtos com densidade total ou quase total (baixíssima porosidade) (KLAR; SAMAL, 2007).

Na prensagem isostática, a pressão é aplicada em todas as direções contra os pós que estão contidos em um molde flexível e uma prensa hidráulica é usada para realizar a compactação. A prensagem isostática pode ser realizada em duas alternativas: (1) prensagem isostática a frio e (2) prensagem isostática a quente (GROOVER, 2021).

A prensagem isostática a frio (CIP – *Cold Isostatic Pressing*) executa a compactação à temperatura ambiente. O molde, confeccionado de borracha ou outro elastômero, é superdimensionado para compensar a contração. Água ou óleo são usados para fornecer a pressão hidrostática contra o molde no interior da câmara. As vantagens da CIP incluem densidade mais uniforme, ferramentas menos dispendiosas e maior aplicabilidade para menores produções. As desvantagens incluem dificuldade em conseguir uma boa precisão dimensional devido à utilização de molde flexível, e necessidade de operações de acabamento subsequentes para se obter as dimensões requeridas, antes ou após a sinterização (GROOVER, 2021).

A prensagem isostática a quente (*HIP – Hot Isostatic Pressing)* é executada a temperaturas e pressões elevadas utilizando um gás (argônio ou hélio) como meio de compressão. A HIP possibilita a prensagem e a sinterização em uma única etapa. O pó metálico é introduzido em um recipiente metálico. O ar é evacuado e o recipiente é selado (encapsulamento/solda) e aquecido a uma temperatura de superior a 1100ºC, mantendo-o sob elevada pressão hidrostática (cerca de 100 MPa), sendo então, compactado isostaticamente a quente e conformado (GROOVER, 2021; KAUSHISH, 2010; RODRIGUES, 2024).

Para a maioria dos pós metálicos, os recipientes feitos de chapa fina de metal são adequados para a produção de peças. O metal do recipiente deve ter boa soldabilidade para vedação segura da cápsula. O formato da cápsula deve ser projetado de acordo com a contração local durante o HIP. Aço de baixo carbono, aço inoxidável austernítico e

titânio são materiais típicos de encapsulamento. Cápsulas de aço podem ser usadas até 1400°C, o titânio é adequado para compactação a quente de metais refratários na faixa de temperatura de 1400-1650°C. Outros métodos de encapsulamento de relevância prática incluem moldes de revestimento cerâmicos e encapsulamento de vidro (THUMMLER; OBERACKER, 1993). A figura 21 apresenta um desenho esquemático da prensagem isostática a quente.

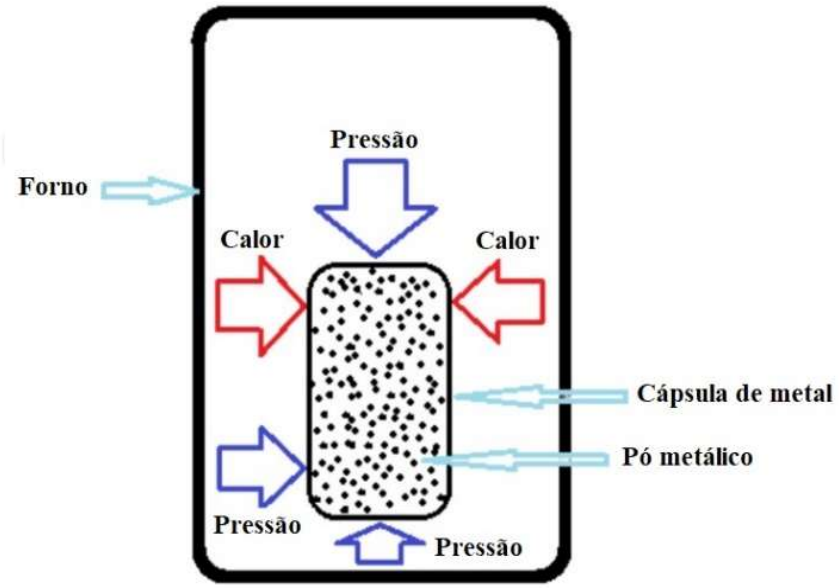


Figura 21 - Desenho esquemático da prensagem isostática a quente.

Fonte: (POST-PROCESSING OF AM METAL COMPONENTS: HIPING, 2014) (adaptada)

As prensas HIP comerciais são capazes de atingir temperaturas de até 2000°C e pressões de até 280 MPa. Normalmente, bombas de argônio de alta pressão são usadas para aumentar a pressão da câmara HIP para cerca de 70 MPa à temperatura ambiente, com a pressão restante desenvolvida à medida que a temperatura aumenta. Após o tempo necessário à temperatura e pressão máximas, a temperatura é reduzida à temperatura ambiente e a pressão restante é descarregada. Um exemplo de ciclo temperatura-pressão para HIP é ilustrado na figura 22. Como a pressão e a temperatura são aplicadas simultaneamente durante a HIP, os mecanismos que controlam a consolidação da HIP diferem daqueles para compactação a frio ou sinterização (BEDDOES; BIBBY, 1999).

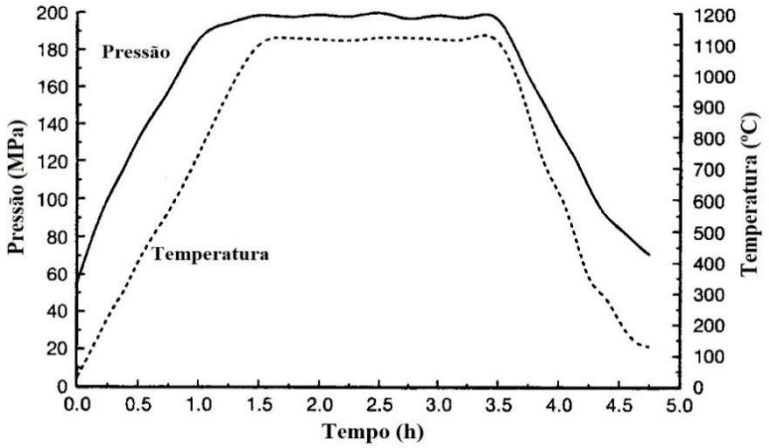


Figura 22 - Perfil de temperatura e pressão para um ciclo HIP nominal de 1100ºC e 200MPa por 2 h.

Fonte: (BEDDOES; BIBBY, 1999)

A temperatura e a pressão do HIP geralmente são escolhidas para atingir a densidade total em um tempo de imersão da ordem de uma a algumas horas. As pressões mais altas geralmente permitem temperaturas mais baixas e, portanto, resultam em microestruturas mais finas. Alguns exemplos de parâmetros típicos de HIP estão resumidos na Tabela 4 (THUMMLER; OBERACKER, 1993).

Tabela 4 - Temperaturas e pressões HIP típicas para metais.

Material	Temperatura (ºC)	Pressão (MPa)
Ligas de Alumínio	450-530	100
Ligas de Titânio	850-950	100
Aço Ferramenta	1000-1100	100-150
Aços Inoxidáveis	1000-1100	100-150
Ligas de Níquel	1100-1200	100-150
Mo, Nb, W	1250-1650	100-150

Fonte: (THUMMLER; OBERACKER, 1993) (adaptada)

A prensagem isostática a quente proporciona a obtenção de um material homogêneo e isotrópico, devido a distribuição de pressão e contração uniformes evitando orientações preferenciais. Essa tecnologia também adiciona novos graus de liberdade na conformação dos produtos. O produto resultante da HIP é, em geral, denso, resistente, duro e possui alta precisão dimensional. A isotropia aprimorada da microestrutura e das propriedades mecânicas é uma das grandes vantagens desse processo, que vem sendo bastante utilizado para produtos metálicos, podendo exibir desempenho superior ao de um forjado, em termos de tamanho de grão e distribuição dos finos carbonetos. A figura

23 apresenta um detalhe da microestrutura do aço 2205 em diferentes direções (HJORTH, 2007; NEIKOV *et al.*, 2019; RODRIGUES, 2024).

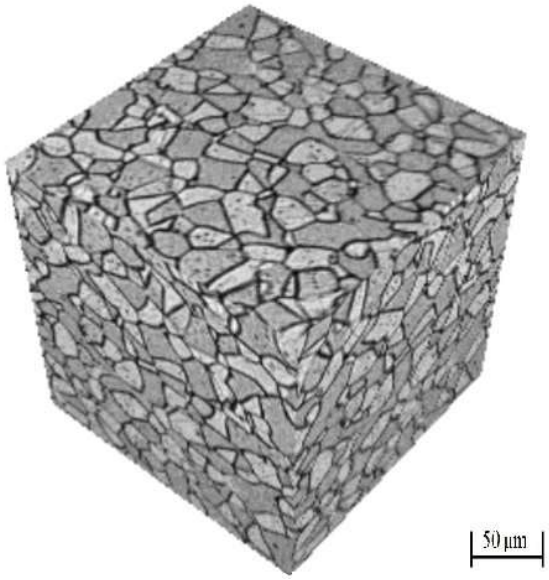


Figura 23 - Microestrutura do aço 2205 obtido por PM-HIP.
Fonte: A própria autora.

O processamento HIP oferece várias vantagens em comparação com os processos convencionais, muitas das quais resultam da natureza isostática da pressão aplicada: (i) os pós são consolidados a densidades mais elevadas a temperaturas mais baixas; (ii) podem ser processadas formas altamente complexas; (iii) as peças HIP têm uma densidade homogénea; (iv) a elevada densidade do gás facilita a transferência de calor, resultando num aquecimento rápido e em tempos de ciclo mais curtos; e (v) podem ser processados materiais frágeis devido ao aquecimento mais uniforme (LOH; SIA, 1992).

A principal vantagem da metalurgia do pó é serem processos near-net-shape, isto é, após o processamento, a peça está praticamente pronta, exibindo a forma e dimensões desejadas e com aproveitamento acima de 95% do material processado. Assim, elimina-se ou minimiza-se a usinagem necessária na etapa final da fabricação do produto. Outra vantagem é a economia de energia quando comparada a processos tradicionais de fabricação de peças metálicas. A prensagem não exige prensas muito potentes e a sinterização, por sua vez, não requer temperaturas tão elevadas quanto aquelas utilizadas em processos de fundição (KIMINAMI *et al.*, 2021; RODRIGUES, 2024).

Apesar das vantagens apresentadas, o processo HIP apresenta certos problemas que limitam o seu uso. Entre eles estão: (1) a seleção do material de molde adequado para

suportar as elevadas temperaturas de sinterização, (2) a necessidade de longo ciclo de produção para realizar a sinterização, e (3) o controle do processo de aquecimento e manutenção da atmosfera (GROOVER, 2021).

A metalurgia do pó com prensagem isostática a quente (PMHIP) para o AID 2205 foi estudada por diferentes autores.

Becker et al. (2022) investigaram os efeitos da compactação HIP à pressão de 170 MPa seguido de tratamento térmico de solubilização a 1150ºC, de modo que essa alta pressão utilizada estabilizou a fase austenítica, bem como o tamanho de grão menor quando comparado a um outro aço duplex obtido por metalurgia do pó convencional a uma pressão atmosférica e posteriormente também solubilizado, o que evidencia o recozimento de solubilização integrado ao processo HIP atraente não apenas do ponto de vista econômico e ecológico, mas também com relação às propriedades mecânicas mais favoráveis devido aos grãos mais finos (BECKER *et al.*, 2022).

Kunz et al. (2020) investigaram as microestruturas e comportamentos mecânicos do AID 2205 e do AISD 2507 processados por metalurgia aditiva por fusão a laser em leito de pó (*Laser Powder Bed Fusion - LPBF*), seguidos de prensagem isostática a quente (HIP) e tratamento térmico de solubilização (SA) a 1050ºC por 3 h (LBPF-HIP + SA), comparados com amostras desses materiais apenas seguidas de solubilização (LBPF + SA). Em termos de frações volumétricas, para o AID 2205, a condição LBPF + SA obteve 36,2 ± 1,4% de austenita, e para LBPF-HIP + SA esse valor foi de 39,5 ± 0,8%; para o AISD 2507, os valores nessas mesmas condições foram 43,3 ± 3,6% e 43,3 ± 2,4%, respectivamente. A prensagem isostática a quente, aplicada antes da solubilização, acarretou para ambos os materiais uma elevação nos tamanhos de grãos austeníticos e uma redução significativa de porosidade. No aço AID 2205, os efeitos do HIP foram pouco perceptíveis com relação às propriedades de tração e bastante consideráveis em relação a resistência a fadiga. Enquanto no AISD 2507, o HIP adicional causou alta de ductilidade, e melhor resistência a fadiga, este último parâmetro em ambos os materiais decorrente principalmente à diminuição do volume de defeitos internos (KUNZ *et al.*, 2020).

Fredriksson et al. (2013) compararam a resistência à corrosão por pites entre os aços inoxidáveis austenítico 316L e duplex 2205, produzidos tanto por fundição convencional quanto por PMHIP. Eles estabeleceram que a resistência à corrosão por pites do 316L HIPado foi significativamente mais alta do que a do aço de mesma composição química fundido, devido à presença de uma camada passiva mais espessa e

protetora do primeiro, demonstrando que os aços HIPados podem ter resistências à corrosão significativamente melhores do que os aços fundidos correspondentes, como resultado de uma composição homogênea e estrutura de granulação fina, desde que as porosidades sejam as menores possíveis. Entretanto, ao compararem as resistências à corrosão por pites dos AID's 2205 obtidos por HIP e fundição, não foram observadas diferenças significativas entre os resultados, necessitando, por indicação dos autores, de condições de teste mais severas (p.e., temperaturas mais altas ou soluções ácidas mais concentradas) para se avaliarem as microestruturas austenítica-ferrítica desses aços (FREDRIKSSON *et al.*, 2013).

2.6.Corrosão por pites

A corrosão localizada ocorre quando uma dissolução anódica significativa aparece em uma zona restrita da superfície do aço, com o restante da superfície permanecendo protegido por uma película passiva. Portanto, a ruptura da película local ocorre na ausência de cura, o que pode eventualmente levar à perfuração do componente metálico (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2013).

A corrosão puntiforme ou por pite é um tipo de corrosão localizada que se processa em pontos ou em pequenas áreas localizadas na superfície metálica. Os pites são cavidades que apresentam o fundo em forma angulosa e profundidade geralmente maior do que o seu diâmetro. A figura 24 apresenta várias formas de pites (GENTIL, 2011).

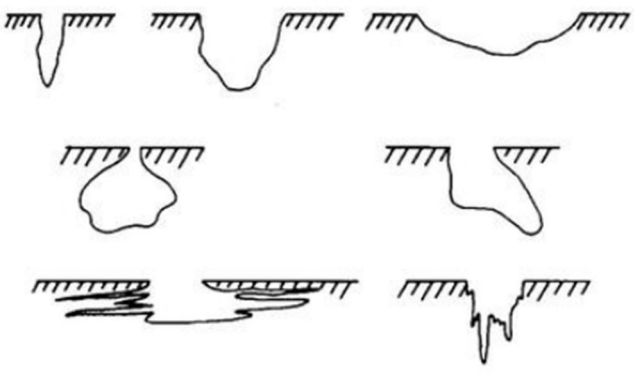


Figura 24 - Várias formas de pites.
Fonte: (GENTIL, 2011)

Embora o nome sugira o contrário, o aço inoxidável é frequentemente afetado pela corrosão. Uma película protetora de óxido de cromo se forma na superfície desses aços, tornando-os resistentes à corrosão. No entanto, se essa película de óxido de cromo estiver danificada ou ausente, os aços inoxidáveis tornam-se sensíveis à corrosão, e, entre outras coisas, podem ocorrer corrosão por pites e frestas (KHOSHNAW; GUBNER, 2020b).

O pite é uma das formas de corrosão mais prejudiciais, pois, embora afete somente pequenas partes da superfície metálica, pode causar rápida perda de espessura do material metálico originando perfurações e pontos de concentração de tensões, ocasionando a diminuição de resistência mecânica do material e consequente possibilidade de fratura (GENTIL, 2011).

A composição química do meio corrosivo ou do material metálico pode influenciar bastante no ataque por pite. Assim, a presença de cloreto no meio corrosivo acelera a formação de pites no aço inoxidável, e as inclusões de sulfeto são responsáveis pelo início do ataque por pite em aço-carbono e aço inoxidável (GENTIL, 2011). A Tabela 5 apresenta o efeito da adição de alguns elementos na formação de pites em ligas de aço inoxidável.

Tabela 5 - Efeitos dos elementos do meio corrosivo na resistência à formação de pite

Elemento	**Efeitos**
Carbono	Diminui, especialmente em aço sensitizado
Cromo	Aumenta
Enxofre selênio	Diminui
Molibdênio	Aumenta
Níquel	Aumenta
Nitrogênio	Aumenta
Silício	Diminui; aumenta quando presente com molibdênio
Titânio e nióbio	Diminui em $FeCl_3$; sem efeito em outros meios

Fonte: (GENTIL, 2011)

A resistência à corrosão por pites do aço inoxidável é controlada principalmente pelo teor de liga. O Número Equivalente de Resistência à Corrosão por Pite (PREN) é comumente usado como uma medida de resistência à corrosão por pites. No aço inoxidável duplex (DSS), a resistência à corrosão por pites é influenciada pelo PREN das fases austenita (γ) e ferrita (α), e o desempenho ideal é alcançado quando a razão austenita-ferrita é próxima de 1:1. No entanto, é essencial observar que, embora o PREN ofereça uma avaliação direta, eficiente e preliminar da resistência à corrosão por pites, é um parâmetro simplista e empírico. O PREN não leva em consideração fatores como

rugosidade da superfície, presença de partículas heterogêneas e variações locais das propriedades de proteção do filme passivo. Como resultado, ao comparar aços inoxidáveis com resistência à corrosão por pites semelhante, confiar apenas no PREN pode levar a conclusões imprecisas (RAN *et al.*, 2024).

Os pites podem se nuclear em inclusões de sulfeto (geralmente MnS) tanto em aços carbono quanto em aços inoxidáveis. Em aços carbono, o ataque começa na matriz próxima à inclusão de sulfeto, que é mais nobre do que a matriz. Alguns sulfetos, denominados "ativos", iniciam o ataque mais facilmente do que outros, denominados "inativos". Sulfetos ativos e inativos em aços carbono podem ser distinguidos por um chamado teste de microcorrosão. Em aços inoxidáveis, o ataque começa na inclusão de sulfeto propriamente dita, que é menos nobre do que a película de óxido circundante, e então se espalha para o metal ativo abaixo das inclusões de sulfeto. A propagação de um pite é, em princípio, a mesma em ambos os tipos de aço e depende da formação de uma célula de concentração na qual a solução do pite tem maior teor de sal, maior teor de ácido e menor teor de oxigênio do que a massa circundante da solução. O efeito prejudicial do enxofre sobre as propriedades de corrosão dos aços é neutralizado por metais que formam sulfetos menos solúveis do que o FeS. Esses sulfetos pouco solúveis podem estar presentes no aço (exemplos: TiS, CrS e VS) ou se formar durante o processo de corrosão (exemplos: os sulfetos de W, Mo, Ni, Co, Zn, Cd, Sn, Pb, Cu, Ag, Bi e Hg) (WRANGLEN, 1974).

Na prática, os pites no metal ocorrem de forma totalmente inesperada. Geralmente, os pites causados por haletos (basicamente cloreto) são os mais comuns em aços inoxidáveis. O cloreto é comumente encontrado em águas naturais, no solo, na atmosfera e em determinados produtos comerciais. A corrosão por pites é frequentemente observada em aços inoxidáveis devido a suscetibilidade à corrosão por pites desses materiais em presença de cloreto e pela vasta aplicação desses materiais em instalações domésticas, industriais e sistemas de engenharia. Os cloretos costumam danificar a camada passiva de óxido do aço inoxidável em pontos fracos e impedir a recuperação de danos mecânicos ou químicos (GEMELLI, 2024; KHOSHNAW; GUBNER, 2020a).

A corrosão por pites de cloreto é um processo autocatalítico no qual surgem condições que têm um efeito estimulante sobre o processo. Este processo é representado esquematicamente na Figura 25. Dentro do pite, o metal M se dissolve, permitindo que os íons cloreto migrem para a carga positiva no pite. O cloreto metálico resultante é hidrolisado, formando um hidróxido insolúvel e ácido clorídrico. Fora do pite, o oxigênio

reage com o hidróxido. Como o mecanismo indica, meios contendo cloreto têm um efeito altamente corrosivo. Outros íons haleto também apresentam tendência à corrosão por pites. O aumento da vazão reduz o nível de ataque por corrosão por pites. Especialmente, aços inoxidáveis e outros metais passivantes, como níquel, titânio e alumínio, são sensíveis à corrosão por pites devido aos íons haleto. Esses íons penetram na camada protetora de óxido e também impedem a recuperação de locais danificados nessa camada. A camada passiva é suscetível a danos por uma variedade de causas (químicas ou mecânicas), de modo que o metal se torna localmente ativo. Isso resulta na formação de uma célula galvânica com uma grande superfície catódica passiva e uma pequena superfície anódica ativa. A presença de íons cloreto impede a repassivação dos locais danificados, permitindo a formação de pites (KHOSHNAW; GUBNER, 2020a).

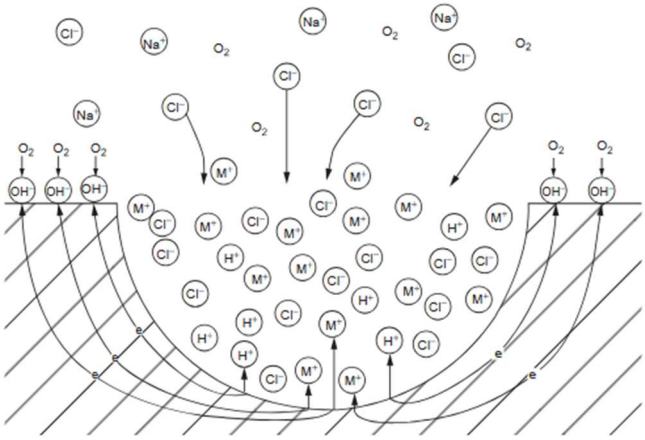


Figura 25 - Processo autocatalítico da corrosão por pites de cloreto.
Fonte: (KHOSHNAW; GUBNER, 2020a)

Para a corrosão ficar confinada em determinados pontos da superfície de um material metálico é necessário que as demais partes permaneçam protegidas. Isso pode ocorrer em materiais revestidos ou materiais passivados. Em materiais revestidos a corrosão pode se manifestar em locais onde o revestimento é danificado ou em locais onde o revestimento é mais defeituoso ou menos protetor. A morfologia do ataque pode ser similar àquela de um pite, mas a corrosão fica localizada por causa do revestimento que protege as demais partes do material. Se o material não fosse revestido a corrosão poderia ser generalizada dependendo do material metálico e do meio. Portanto, a corrosão clássica por pites é aquela que se manifesta na forma de cavidades localizadas e as demais partes do material se mantêm protegidas pelo filme passivo. Dependendo do sistema material-meio e do tempo de exposição a corrosão por pites pode se tornar generalizada. A formação de pites está relacionada com interações localizadas entre o filme passivo e

determinados ânions presentes no meio aquoso, chamados de ânions agressivos. Quando os ânions agressivos interagem localmente com o filme passivo a corrosão é localizada e quando a interação é generalizada tem-se a corrosão generalizada. Por exemplo, em solução de NaCl 3,5%em massa tem-se corrosão por pites em aços inoxidáveis e ligas de alumínio, e corrosão generalizada no aço-carbono galvanizado (GEMELLI, 2024).

A suscetibilidade à corrosão por pites depende do material, do tipo ou tipos de ânions agressivos e de suas concentrações, dos ânions não agressivos e de suas concentrações e do pH do meio. A suscetibilidade à corrosão por pites de um material aumenta com a agressividade dos ânions e com suas concentrações, e diminui com a concentração de ânions não agressivos. Quanto maior a concentração de ânions não agressivos com relação à concentração de ânions agressivos, maior é a resistência à corrosão por pites (GEMELLI, 2024).

Esquematicamente, duas fases principais são discerníveis para os mecanismos de corrosão por pites e frestas: uma fase de iniciação, seguida por uma fase de propagação. Em alguns casos, tanto para a corrosão por pites quanto para a corrosão por frestas, um mecanismo de repassivação pode se desenvolver após o início do processo de corrosão local, que então o encerra. O fenômeno pode ou não recomeçar na mesma área ou em outro local. O pite frequentemente se inicia em áreas mais fracas do filme passivo quando as condições corrosivas estão na fronteira do domínio passivo estável. Tipicamente, os pites começam por inclusões – preferencialmente em grandes inclusões por sulfetos – ou em áreas intergranulares nas proximidades de precipitados ricos em cromo (carbonetos, gama 2, sigma, etc.). A formação de pites ocorre principalmente em condições oxidantes. O estágio de propagação, tanto para a formação de pites quanto para a formação de trincas, segue praticamente o mesmo mecanismo. Após o início do processo de dissolução anódica, as condições locais são modificadas devido à formação de produtos de corrosão (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2013).

As técnicas de avaliação da susceptibilidade a corrosão como a exposição a um meio corrosivo e a análise metalográfica por microscopia óptica tem sido complementadas nos últimos anos por técnicas eletroquímicas (AHMAD, 2006). Um dos métodos eletroquímicos de corrente contínua (CC) mais utilizados em medições de corrosão é a medição por polarização potenciodinâmica (PDP). Na PDP, uma ampla faixa de potenciais é aplicada ao eletrodo de trabalho, causando um processo dominante de oxidação ou redução na superfície metálica (dependendo da direção da polarização) e, como resultado, uma corrente apropriada é gerada. A curva de polarização é obtida

plotando-se o potencial em função da densidade de corrente (I) (ou log I) para cada ponto medido (UMOREN *et al.*, 2022). A vantagem deste método se reflete na possibilidade de uma detecção de corrosão localizada, determinação fácil e rápida da taxa de corrosão, eficiência da proteção contra corrosão , etc. (TELEGDI *et al.*, 2018).

A polarização anódica potenciodinâmica cíclica é usada para observar o comportamento da polarização anódica de aços, alumínio e suas ligas. A varredura de polarização anódica é iniciada a partir do potencial de circuito aberto do metal e continua a uma taxa de varredura lenta. Ao atingir um valor de corrente predeterminado, a varredura continua na direção reversa até que o circuito seja fechado em um potencial mais ativo e a corrente caia para um valor mínimo. O gráfico obtido é chamado de curva de polarização cíclica, como mostrado na Figura 26 (AHMAD, 2006). O potencial de repassivação (E_{rep}) é obtido durante a varredura no sentido de potenciais decrescentes (após inversão do sentido da varredura de potencial) e representa o potencial em que os pites nucleados são repassivados e, consequentemente, o crescimento do pite é interrompido. Na região entre o E_{pit} (potencial de pite) e E_{rep} ocorre o crescimento dos pites e, portanto, quanto menor a diferença entre esses potenciais maior será a resistência à corrosão por pite do aço. No intervalo entre E_{corr} (potencial de corrosão) e E_{rep} não ocorre a nucleação e propagação de pites. Esse parâmetro representa o intervalo de potencial no qual o material está totalmente protegido contra corrosão. Quando ocorre a reversão do potencial a curva forma inicia a formação de uma histerese. A área do loop da histerese indica a resistência à corrosão por pites do material: quanto maior a área do loop menor a resistência por pites (GUILHERME *et al.*, 2023; SILVA, 2023).

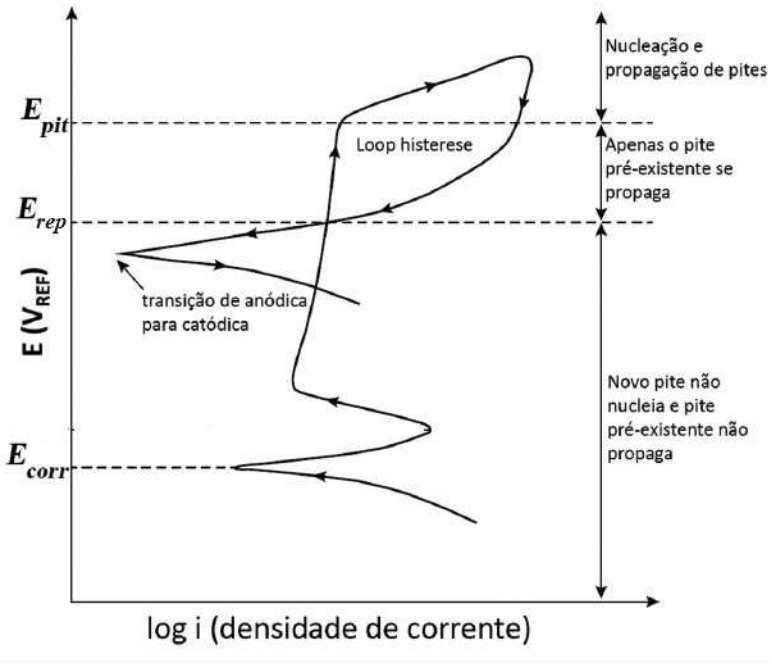


Figura 26 - Curva de polarização cíclica e respectivos parâmetros de corrosão. As setas indicam a direção da polarização.
Fonte: (GUILHERME *et al.*, 2023).

Para um ambiente de cloretos específico, cada aço inoxidável pode ser caracterizado por uma temperatura acima da qual a corrosão por pites irá se iniciar e propagar a uma extensão detectada visualmente dentro de cerca de 24 h. Abaixo dessa temperatura, o início da corrosão por pites não ocorrerá em períodos de tempo indefinidamente longos. Esta temperatura é conhecida como a temperatura crítica de pites (*Critical Pitting Temperature - CPT*). Ela é uma característica de cada tipo de material e de um ambiente específico. Visto que o início do pite é estatisticamente aleatório, e por causa da sensibilidade da CPT às variações mínimas dentro de um mesmo tipo de aço, a CPT é geralmente expressa para os diferentes tipos de aço como uma faixa de temperatura. Todavia, com a ferramenta de pesquisa descrita na ASTM G150 é possível determinar a CPT de forma precisa e confiável, através de medições eletroquímicas. Se o aço for aprovado nesse ensaio, ou seja, se a temperatura crítica de corrosão por pites (CPT) registrada for superior ao valor mínimo, o produto é seguro considerando os aspectos metalúrgicos. Naturalmente, para cada liga, uma temperatura crítica mínima foi determinada para espécimes padrão. O ensaio não fornece informações úteis sobre as condições reais de serviço (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2013; ASTM G150-18, 2018; IMOA, 2012).

As famílias austenítica e duplex possuem valores de CPT relacionados à sua composição química. Maiores teores de cromo, molibdênio e nitrogênio possibilitam o aumento do CPT. A vantagem dos graus duplex é que a fase ferrita contém mais cromo e molibdênio do que a fase austenítica, mas, inversamente, a maior parte do nitrogênio foi transferida para a fase austenítica. Nos graus duplex mais nitrogenados desenvolvidos desde o início da década de 1990, a composição química é otimizada para ambas as fases após o tratamento térmico de solubilização (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2013).

Para prevenir a corrosão por pites e frestas em aços inoxidáveis deve-se:

1. na fase de projeto:
    - evitar fissuras na estrutura (não utilizar juntas rebitadas);
    - garantir a drenagem eficaz do tanque e o dimensionamento adequado das tubulações, para que não permaneçam depósitos;
    - utilizar, de preferência, ligas resistentes à corrosão por pites.
2. Na fase de construção:
    - deve-se fechar as fissuras existentes por meio de soldagem ou aplicação de composto;
    - garantir um bom acabamento: soldagem por fusão de raiz uniforme, soldagem MIG ou TIG com gás de proteção, tratamentos pós-soldagem adequados.
3. Na fase de serviço:
    - evitar a contaminação da superfície do aço inoxidável, por exemplo, filtrando o fluido ou melhorando o condicionamento da água;
    - se necessário, iniciar a limpeza regular;
    - se possível, reduzir o teor de cloreto e aumente o pH;
    - evitar o uso de ácido clorídrico para limpar sistemas de aço inoxidável, se houver alguma alternativa;
    - dosar inibidores de corrosão;
    - aplicar proteção catódica (KHOSHNAW; GUBNER, 2020b).

A corrosão por pites do aço 2205 tem sido alvo de estudo de diversos autores (EBRAHIMI *et al.*, 2012; HAGHDADI *et al.*, 2021; LIU *et al.*, 2023; LUO *et al.*, 2017; PAHLAVAN *et al.*, 2021; RAN *et al.*, 2024; XIAO *et al.*, 2024).

Pahlavan e colaboradores (2021) investigaram a dependência da resistência à corrosão por pites do aço inoxidável duplex 2205 em sua microestrutura. Uma liga laminada a quente como recebida foi submetida a tratamentos térmicos de 1350 °C a 1380 °C, com resfriamentos empregados para produzir morfologias distintas de austenita, por meio de diferentes mecanismos de transformação de ferrita em austenita. As miscroestruturas foram denonimadas laminadas a quente, equiaxiais, σ e *Widmanstätten*. Os resultados revelaram que, ao promover a iniciação e a propagação de pites, a estrutura de *Widmanstätten* reduziu a CPT, em 10 °C, em comparação com a amostra laminada a quente como recebida. O aparecimento da fase σ também foi associado a uma pequena queda na CPT, pois aumentou a ocorrência de pites metaestáveis. A amostra com grãos equiaxiais apresentou o maior CPT, sofreu corrosão por pites estável a 47 °C, mas ainda apresentou um potencial baixo em comparação com a amostra laminada a quente devido à maior frequência de corrosão por pites metaestáveis. A formação das agulhas de austenita de *Widmanstätten* enfraqueceu a fase ferrita em termos de resistência à corrosão por pites, reduzindo os teores de Cr e Mo, tornando-a mais suscetível à propagação de corrosão por pites (PAHLAVAN *et al.*, 2021).

Luo e colaboradores (2017), estudaram o efeito do tratamento térmico de solubilização no comportamento de corrosão por pites do aço inoxidável duplex 2205. Os experimentos foram realizados em comparação com aço original. O material foi solubilizado a 1100 °C por 2 h com resfriamento em água. Os resultados demonstram que, para a amostra original, no potencial de circuito aberto, havia muitas áreas com tendência a corrosão por pites, devido à quebra local do filme passivo na superfície. Após o tratamento de solução a 1100 °C, o filme passivo era mais estável do que o original. Os autores concluíram que o tratamento de solubilização pode melhorar significativamente a resistência à corrosão por pites do aço inoxidável duplex 2205 devido à redução das áreas de corrosão por pites (LUO *et al.*, 2017).

2.7. Corrosão sob Tensão

Corrosão é a reação química ou eletroquímica entre um material, geralmente um metal, e seu ambiente. Essa reação produz uma deterioração do material ou a perda de suas propriedades. A corrosão pode envolver combinações de fatores, onde a ação

química ou eletroquímica ocorre junto com outros processos físicos ou mecânicos, acelerando a deterioração a uma taxa acima do normal. Exemplos desses fenômenos são corrosão sob tensão, corrosão por erosão e fadiga por corrosão (KHOSHNAW; GUBNER, 2020a).

Mecanismos de corrosão sob tensão (CST) são fenômenos que ocorrem sob a influência combinada de um ambiente agressivo (meio) e de cargas mecânicas (tensões) estáticas. É necessário que o material seja suscetível à corrosão sob tensão no meio. Caso contrário, o meio não tem influência na iniciação e/ou propagação de fissuras no material. Isso significa que a corrosão sob tensão depende do sistema material-meio. Para um sistema onde o material é suscetível à corrosão sob tensão, a fissuração induzida pelo meio inicia a partir de um determinado valor de tensão que depende do meio e do material. Tensões de tração podem ocorrer como resultado de fabricação, usinagem ou montagem, sendo, nesse caso, tensões residuais. Tensões de serviço, por exemplo, pressão interna ou externa, carga, expansão desigual por aquecimento e assim por diante, sendo, nesse caso, tensões operacionais. Na maioria dos casos, é muito difícil detectar fissuras antes que elas atinjam proporções catastróficas (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2013; GEMELLI, 2024; KHOSHNAW; GUBNER, 2020b).

Fenômenos de corrosão sob tensão são caracterizados por características significativas, incluindo:

- a especificidade de cada combinação material/meio,
- a extrema sensibilidade a condições particulares e a natureza frequentemente branda do ambiente corrosivo;
- os baixos níveis de tensão necessários para o início da fissura (período de incubação);
- as taxas de propagação de fissuras relativamente lentas;
- a natureza frágil e a morfologia cristalográfica das fissuras (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2013).

A corrosão sob tensão é um processo de fissuração que pode levar à fratura (corrosão sob tensão fraturante) ou não (corrosão sob tensão não fraturante) do material. Na primeira situação, a fissura principal (mais profunda) se propaga até um comprimento (avanço efetivo) crítico a partir do qual ocorre a ruptura instantânea do restante do material, e na segunda situação, a propagação da(s) fissura(s) pára antes de atingir o comprimento crítico e, portanto, não há fraturado material (GEMELLI, 2024).

A característica básica da ruptura de um material metálico dúctil por esforço mecânico é a formação e coalescência de microcavidades por deformação plástica. Uma ruptura/fratura por deformação plástica é chamada de ruptura/fratura dúctil. Normalmente as microcavidades se formam nos contornos dos grãos e na interseção dos planos de escorregamento. Na corrosão sob tensão a ruptura de um material metálico dúctil apresenta características bem distintas. Ela ocorre pela nucleação e propagação de uma ou mais fissuras. A fissuração inicia na superfície do material e se propaga perpendicularmente à direção da tensão de tração para solicitação mecânica de tração. O modo de ruptura mais comum na corrosão sob tensão é a intergranular, principalmente nos aços inoxidáveis e nas ligas à base de alumínio. As principais causas da ruptura intergranular desses materiais são a presença de microssegregações nos contornos dos grãos e os tratamentos térmicos ou termomecânicos que resultam em uma precipitação preferencial nos contornos dos grãos (GEMELLI, 2024).

Para a iniciação de trincas, não existe, atualmente, um critério confiável para prever se um determinado sistema será propenso a corrosão sob tensão. As condições mais frequentes para aços inoxidáveis são condições de oxidação próximas ao potencial de corrosão por pites, onde íons cloreto, íons enxofre e temperatura são conhecidos por aumentar a suscetibilidade a corrosão sob tensão, e condições mais ácidas em potenciais próximos ao pico de dissolução (a sensibilidade aumenta com a queda do pH). A nucleação da trinca ocorre em um ponto no qual a tensão no material é ampliada em virtude da formação de pites ou da presença de defeitos na camada protetora da superfície, o que permite uma corrosão rápida em vários pontos da superfície (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2013).

As fissuras provocadas pela corrosão sob tensão são caracterizadas por uma ruptura/fratura do tipo frágil, independentemente do modo de ruptura (intergranular/transgranular) ou da ductilidade inicial do material metálico. Geralmente, a ruptura intergranular ocorre por coesão intergranular enquanto que a ruptura transgranular ocorre por clivagem ou quase clivagem, semelhante à ruptura somente por esforço mecânico em materiais frágeis (GEMELLI, 2024).

O tempo necessário para que a fratura do metal ocorra quando submetido a corrosão sob tensão depende fatores como:

- Tensão aplicada: quanto maior a tensão, menor o tempo de ocorrência da fratura. Dessa forma, procura-se evitar regiões concentradoras de tensão, como pites e entalhes;

- Concentração ou natureza do meio corrosivo: alguns meios corrosivos tendem a acelerar o processo;
- Temperatura: altas temperaturas tem a favorecer a susceptibilidade ao ataque químico;
- Estrutura e composição do material: geralmente, materiais com grãos menores geram menos tensão e são mais resistentes à corrosão sob tensão do que materiais com grãos maiores (ALVES; LATTMANN, 2020).

A corrosão sob tensão ocorre especificamente em certos metais e em certas soluções. Dentre os vários fenômenos de fissuração por corrosão sob tensão destacam-se os seguintes:

a) Corrosão sob tensão por cloreto. Ocorre em aços austeníticos sob tensão de tração na presença de oxigênio, íon cloreto e alta temperatura.
b) Corrosão sob tensão cáustica. Trinca de aços em ambientes cáusticos onde a concentração de hidrogênio é alta.
c) Corrosão sob tensão por sulfeto. Trinca de aços em ambiente de sulfeto de hidrogênio, como encontrado na indústria de perfuração de petróleo (AHMAD, 2006; KHOSHNAW; GUBNER, 2020b).

A corrosão sob tensão por cloretos ocorre quando as três condições a seguir são atendidas:

- a presença de tensões de tração devido a tensões residuais ou operacionais;
- a presença de cloreto e oxigênio no meio;
- uma temperatura de pelo menos 60 °C; (abaixo dessa temperatura, geralmente não há corrosão sob tensão em aços austeníticos, com exceção de ambientes fortemente ácidos) (KHOSHNAW; GUBNER, 2020b).

A corrosão sob tensão por cloreto em aço inoxidável pode ser prevenida por:

- prevenção de altas tensões mecânicas na usinagem, fabricação e montagem;
- eliminação de tensões por recozimento para alívio de tensões a 850-1150 °C, seguido por resfriamento uniforme e, acima de tudo, rápido para evitar tensões residuais e formação de carboneto de cromo;
- jateamento com esferas de vidro;
- redução do teor de cloreto, uso de isolamento sem cloreto e uma barreira contra intempéries;
- manutenção de baixas temperaturas de processo (menos de 60 °C);

- aplicação de proteção catódica em geral
- aplicação de uma liga com melhor resistência à corrosão sob tensão (aço duplex ou ligas com mais de 25% de níquel) (KHOSHNAW; GUBNER, 2020b).

Os aços inoxidáveis e as ligas inoxidáveis à base de níquel são amplamente usados na fabricação de tubos, componentes e reatores utilizados nos setores petrolíferos, químicos e nucleares. A corrosão sob tensão dos aços inoxidáveis em meios contendo cloreto é um dos exemplos mais bem conhecidos e estudados. Íons cloreto estão presentes nas águas naturais, nos fluidos corpóreos e na água utilizada em sistemas de engenharia ou em processos industriais. O cloreto, mesmo presente em pequenas concentrações, pode, com o tempo, se acumular em determinadas partes dos materiais metálicos em concentrações suficientes para provocar a corrosão sob tensão (GEMELLI, 2024).

A corrosão sob tensão por sulfetos é uma forma de fragilização por hidrogênio em metais, especialmente aço, quando expostos a sulfeto de hidrogênio (H_2S) e outros íons de sulfeto no ambiente, na presença de umidade. Na indústria de óleo e gás, esse tipo de falha acontece em aços e ligas de alta resistência, em meios ricos em H_2S e com pH baixo. A norma NACE 175/ISO 15156 (NACE MR0175, 2021) recomenda o controle da dureza dos materiais e sugere valores limites para cada tipo de liga, sendo 22HRC para aços ao carbono e baixa liga, 28 HRC para aços supermartensíticos ligados ao Ti, e 36 HRC para aços duplex/superduplex encruados. Alguns fatores que influenciam na ocorrência de corrosão sob tensão por sulfetos são:

a) Entalhes, cavidades, irregularidades, inclusões na superfície do metal.
b) Difusão de hidrogênio.
c) Tensão de tração.
d) Ambiente. Concentração de H_2S.
e) pH abaixo de 6,0.
f) O cloreto tem um efeito significativo em aços de 12% Cr e pouco efeito em aços de baixa liga.
g) A maior sensibilidade é observada a 20 °C (AHMAD, 2006; KING, 2017).

A corrosão sob tensão por sulfetos pode ser particularmente perigosa em aplicações de alta pressão, onde uma falha repentina de um componente crítico pode levar a consequências catastróficas. Para evitar a formação de trincas por sulfeto, os metais podem ser ligados a materiais mais resistentes à fragilização por hidrogênio, ou revestimentos protetores podem ser aplicados para evitar a exposição a íons sulfeto. Além

disso, o monitoramento e a manutenção cuidadosos dos equipamentos podem ajudar a detectar e prevenir as condições que levam à CST (KING, 2017).

A falha por corrosão sob tensão por sulfetos ocorre em uma série de estágios (figura 27). Uma área dura ou a área ao redor da ponta de uma trinca torna-se suficientemente profunda para que a tensão na ponta endureça o material, absorvendo hidrogênio e resultando em fragilização. O material trinca quando submetido a uma tensão alta o suficiente para causar a fratura do material fragilizado. A trinca é interrompida ao penetrar no material dúctil, mas, com o tempo, ocorre uma carga de hidrogênio na ponta da trinca e o ciclo se repete. Eventualmente, a trinca se propaga e o metal falhará por ruptura mecânica (KING, 2017).

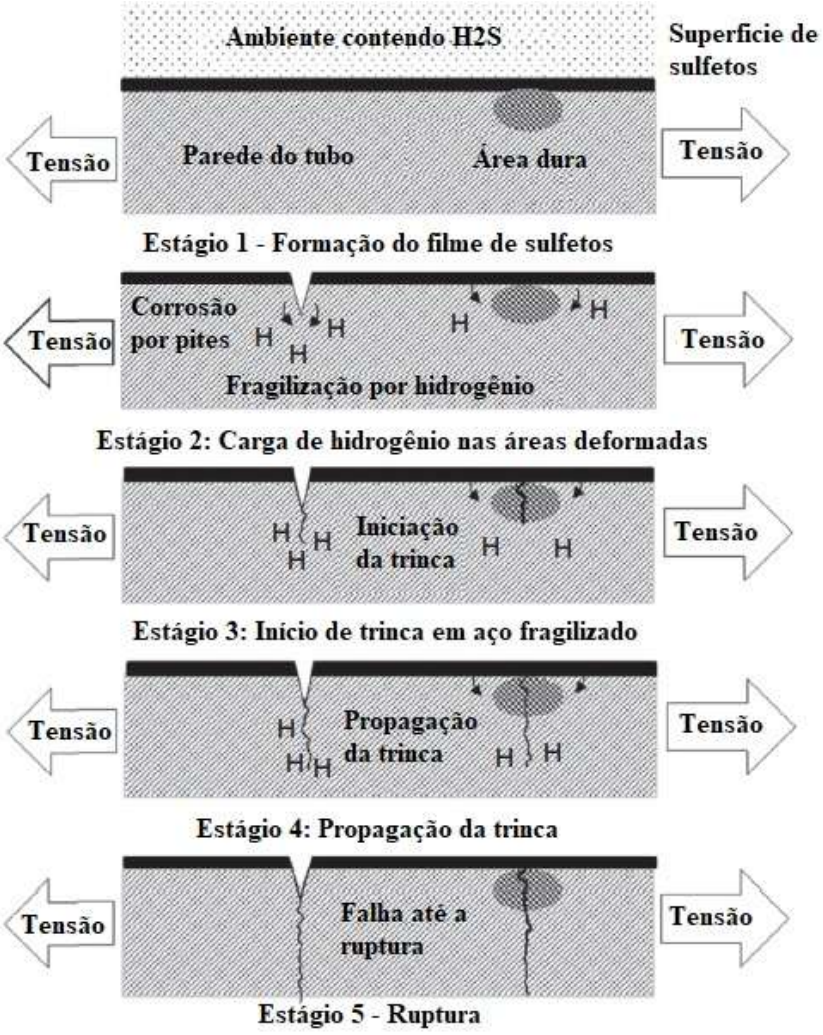


Figura 27 - Estágios da falha por corrosão sob tensão por sulfetos.

Fonte: (KING, 2017) (adaptada)

2.7.1. Métodos de avaliação da suscetibilidade a CST

A avaliação da corrosão sob tensão é realizada comparando-se as propriedades mecânicas do material em diferentes meios ou diferentes condições de ensaio, ou comparando-se as propriedades mecânicas entre os diferentes materiais de interesse para o mesmo meio e mesmas condições de ensaio. As curvas de tração registradas durante os ensaios permitem uma avaliação qualitativa direta. A quantificação pode ser feita determinando-se determinadas propriedades mecânicas como limite (tensão) de escoamento, limite de resistência (tensão máxima), alongamento específico após fratura e/ou coeficiente de estricção (GEMELLI, 2024).

Os métodos de ensaio para suscetibilidade a CST são escolhidos de forma que a tensão aplicada à amostra seja semelhante à experimentada pelo aço em serviço. Os métodos de ensaio são amplamente classificados da seguinte forma:

a. Deformação continua;
b. Deformação contante;
c. Carga contante (COLÁS; TOTTEN, 2016; GALAKHOVA *et al.*, 2021).

De um modo geral, todos os ensaios consistem em submeter o material em questão à solicitação mecânica e à ação de um agente fraturante específico. Os corpos-de-prova podem ser tensionados por meio de cargas fixas são os chamados ensaios a carga constante ou então submetidos a uma deformação inicial ensaios a deformação constante. Os ensaios a carga constante exigem aparelhagem mais complicada, porém têm a vantagem de aumentar-se esforço à medida que a trinca penetra o material. sendo assim o processo de fratura acelerado. Os corpos-de-prova de deformação fixa, no entanto, têm suas tensões relaxadas pelo processo de fratura, e o processo pode vir a ser detido antes que a fratura completa se verifique (GENTIL, 1996).

A corrosão sob tensão fraturante pode, também, ser estudada deformando um material metálico em um meio corrosivo a uma velocidade de tração constante, ensaio a velocidade constante. Assim é possível se produzirem macroscopicamente as condições de fluência e o comportamento anódico que se verificam no vértice de uma trinca que se propaga. A vantagem desse tipo de ensaio está na eliminação da etapa de nucleação da trinca, pois a deformação imposta ao material permite nuclear um ataque localizado e, portanto, considerar somente o processo de propagação (GENTIL, 1996).

A geometria dos corpos-de-prova, em geral, obedece a duas classes principais: cilindros tensionados axialmente e barras ou chapas tensionadas. Os ensaios de corrosão

sob tensão são realizados com corpos de prova pré-fissurados ou não. Os corpos de prova pré-fissurados são usados para ensaios de tenacidade à fratura em materiais metálicos, na ausência ou presença de um meio corrosivo (GEMELLI, 2024; GENTIL, 1996).

As normas ASTM G 30 e G 38 (ASTM G30, 2022; ASTM G38, 2021) fornecem as dimensões dos corpos de prova, procedimentos de fabricação, procedimentos para ensaios com aplicação de carga ou deformação constante em corpos de prova em forma de U e C, respectivamente.

A geometria da amostra em U é considerada conveniente para o trabalho experimental e pertence aos ensaios de amostra lisa mais rigorosos para CST. Embora a distribuição de tensões na amostra não seja bem definida e as condições de tensão sejam difíceis de repetir de amostra para amostra, a geometria da amostra em U é frequentemente utilizada na avaliação qualitativa da resistência à fissuração de diversas ligas em ambientes ácidos. Os corpos de prova em forma de U (ensaio *U-bend*) são geralmente chapas retangulares dobradas 180°com um punção de ponta arredondada. Os corpos de prova dobrados por deformação plástica e livres de esforços externos contém somente deformação plástica e são usados para estudar a corrosão sob tensão somente com tensões residuais. O comprimento (80 – 510 mm) e a largura (9 – 25 mm) dos corpos de prova são determinados pela quantidade e forma do material disponível, o método de tensão usado e o tamanho do recipiente do ambiente de teste. A espessura (0,8 a 13 mm) geralmente depende da forma do material, sua resistência e ductilidade e os meios disponíveis para realizar a curvatura (ASTM G30, 2022; GALAKHOVA *et al.*, 2021; GEMELLI, 2024).

Os ensaios com anel em C são representativos de muitas situações de carga de serviço. A amostra com anel em C tem a vantagem de que tensões variáveis, tanto acima quanto abaixo do limite de escoamento, podem ser controladas pela quantidade de deformação aplicada. A maioria das geometrias de amostras de ensaios de deformação constante pode ser adotada para ensaios de carga constante usando uma mola comprimida. Após o início de uma fissura, a área da seção transversal da amostra diminui e a tensão aumenta sob carga constante durante o crescimento da fissura, forçando a amostra à fratura total. Os corpos de prova em forma de C (ensaios *C-ring*) podem ser obtidos de tubos de seção transversal circular ou retangular e submetidos a uma deformação constante por meio de um parafuso ou a uma carga constante por meio de um parafuso e mola. Os tamanhos dos anéis C podem variar bastante, mas anéis C com diâmetro externo menor que 16 mm não são recomendados devido às maiores dificuldades na usinagem e

à menor precisão na aplicação de tensões. As normas também fornecem metodologias para inspeção das fissuras. As figuras 28 e 29 apresentam exemplos dos aparatos usados para os ensaios *C-ring* e *U-bend*. (ASTM G38, 2021; GALAKHOVA *et al.*, 2021; GEMELLI, 2024).

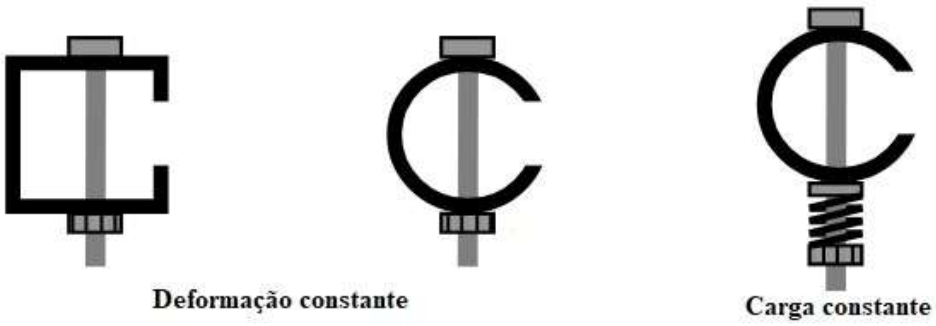


Figura 28 - Corpos de prova utilizados para ensaios de corrosão sob tensão em forma de C com deformação constante ou com carga constante.

Fonte:(GEMELLI, 2024) (adaptada)



Figura 29 - Corpos de prova utilizados para ensaios de corrosão sob tensão em forma de U com deformação constante.

Fonte:(GEMELLI, 2024) (adaptada)

A norma ASTM G 39 (ASTM G39 − 99, 2016) apresenta dispositivos para ensaio de flexão com aplicação de deformação elástica constante em corpos de prova retos. Os ensaios de flexão podem ser realizados com dois, três ou quatro pontos de apoio. Amostras carregadas em dois pontos devem ser compostas por tiras planas de aproximadamente 25 mm por 254 mm, cortadas em comprimentos apropriados para produzir a tensão desejada após a flexão. Amostras carregadas em três ou quatro pontos devem ser tiras planas, tipicamente de 25 mm a 51 mm de largura e 127 mm a 254 mm de comprimento. A espessura da amostra geralmente é determinada pelas propriedades

mecânicas do material e pelo formato do produto disponível. A figura 30 mostra um exemplo de aparato experimental com a fixação de múltiplos corpos de prova flexionados para ensaio de corrosão sob tensão (GEMELLI, 2024).

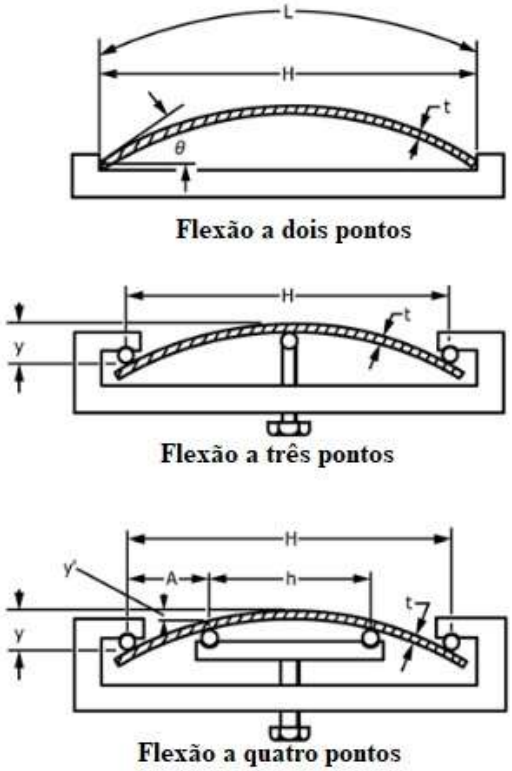


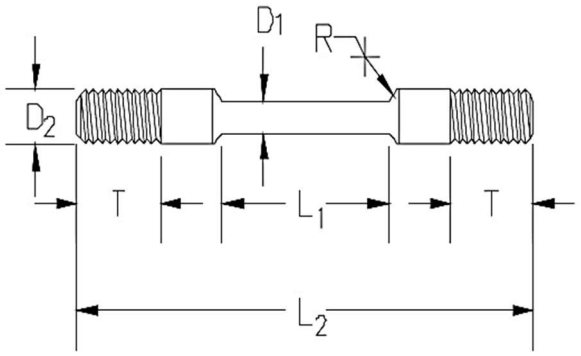
Figura 30 - Dispositivos para teste de corrosão sob tensão por flexão.

Fonte: (ASTM G39 − 99, 2016) (adaptado)

Um ensaio muito utilizado para estudar a suscetibilidade à falha induzida pelo hidrogênio é o ensaio de tração a Baixa Taxa de Deformação (BTD) (ou *Slow Strain Rate Test – SSRT*) proposto na norma ASTM G129 (ASTM G129, 2021). O ensaio de tração a Baixa Taxa de Deformação (BTD) foi criado na década de 1960 e envolve uma deformação dinâmica lenta (em comparação com os ensaios de tração convencionais) aplicada a uma taxa de extensão constante no ambiente de interesse. A metodologia consiste em aplicar em um corpo de prova liso um carregamento axial sob uma taxa de deformação constante e lenta (entre 10^{-4} e 10^{-7} mm/s). Os ensaios de BTDs geralmente são executados até a falha total, o que pode levar horas ou dias, mas ocasionalmente pode ser mais curto, mais longo ou interrompido, a depender do objetivo da análise. Os parâmetros de redução de área, alongamento e tempo de ruptura podem ser determinados e comparados em um ambiente inerte e em um meio agressivo. Após o ensaio, os corpos de prova fraturados são examinados para verificação de trincas secundárias e são

executadas medições comparativas entre os diferentes ambientes (meio corrosivo e ambiente inerte) (DE ASSIS *et al.*, 2019; HENTHORNE, 2016).

Os corpos de prova para o ensaio BTD devem ser fabricados, sempre que possível, de acordo com a configuração do corpo de prova padrão apresentada na Figura 31. O comprimento útil do corpo de prova deve ter as seguintes dimensões: 3,81 mm de diâmetro (D1) e 25,4 mm de comprimento (L1).



	mm
L_1	25.4
L_2	NS*
D_1	3.81
D_2	6.35
R	6.35 min.
T	NS

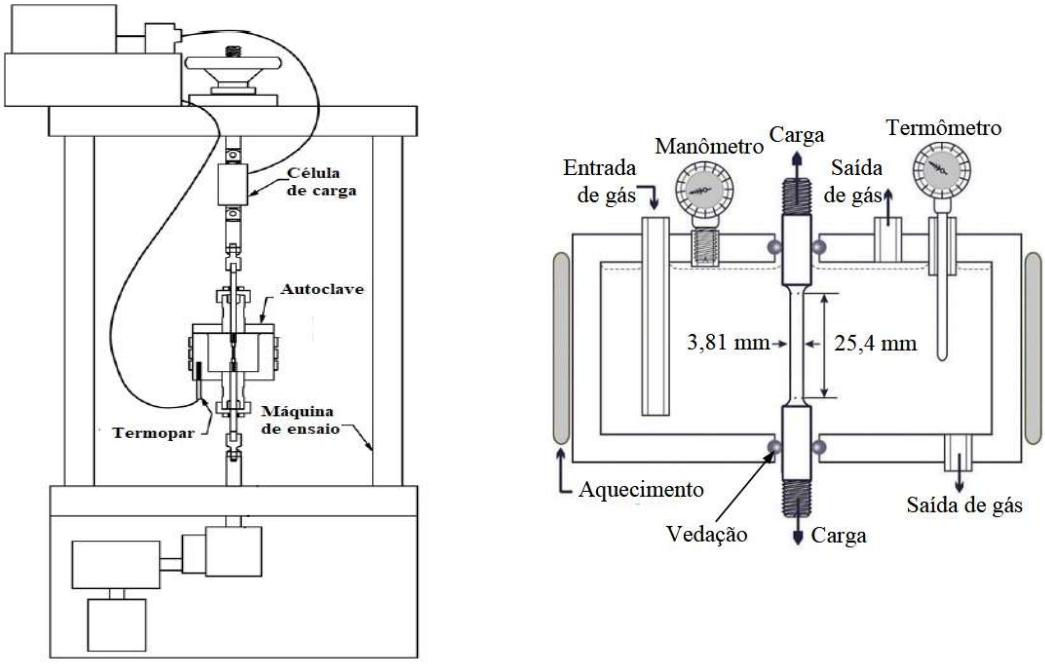
*NS - não especificado

Figura 31 - Corpo de prova padrão do ensaio de tração sob BTD.

Fonte: (NACE TM0198, 2004) (adaptada)

A figura 32 apresenta um desenho esquemático da máquina de ensaio de tração sob BTD e um detalhe de uma autoclave que pode ser utilizada para ensaios de corrosão sob tensão. O compartimento com o eletrólito deve ser inerte ou apresentar alta resistência à corrosão ou alta resistência à corrosão sob tensão em caso de autoclave onde os ensaios são realizados a alta pressão e/ou temperatura (CONTRERAS *et al.*, 2012).

Após a instalação do corpo de prova na autoclave, ela é fechada, evacuada e preenchida com nitrogênio para verificar se há vazamentos. Em seguida, a autoclave é evacuada e a salmoura desaerada é transferida para a autoclave. Os gases são introduzidos na autoclave até que a pressão parcial desejada seja atingida. A cada poucos minutos, a pressão é verificada e mais gás é adicionado para substituir o gás dissolvido na solução e para retornar a pressão ao nível desejado. Esse procedimento é seguido até que o equilíbrio seja alcançado para cada gás. A autoclave com a amostra e a solução é aquecida até a temperatura de teste desejada antes ou depois da introdução de gases na autoclave. A quantidade de gases é calculada a partir do volume de gás e da solubilidade do gás na fase aquosa (uma função da temperatura e da salinidade) (GALAKHOVA *et al.*, 2021).



(a) (b)

Figura 32 - Aparatos do ensaio de Tração sob BTD. (a) Máquina de ensaio. (b) Autoclave.

Fonte: (ASTM G129, 2021; CONTRERAS *et al.*, 2012) (adaptada)

Dentre os métodos de ensaio, o ensaio de tração sob BTD é considerado o mais severo, uma vez que, a deformação contínua impede que a camada passiva destruída, seja reformada, à medida que qualquer nova camada se rompe. O ensaio de BTD fornece resultados bastante rápidos em comparação com outros ensaios de CST. Os métodos de ensaio de deformação constante (curvatura em U e anel em C), são menos severos que o BTD, pois o nível de tensão é normalmente menor ou semelhante ao limite de escoamento e o relaxamento pode reduzir a tensão, sendo representativos de muitas situações de carga em serviço. Os ensaios de carga constante (ensaio de flexão) são considerados mais severos do que os ensaios a deformação constante, uma vez que, o relaxamento não pode ocorrer e a tensão aplicada pode atingir o limite de escoamento (GALAKHOVA *et al.*, 2021).

A susceptibilidade do aço duplex 2205 tem sido investigada por vários autores usando os ensaios de tração por BTD, flexão, U-bend e C-ring (CHENG, 2022; GALAKHOVA *et al.*, 2021; NGUYEN *et al.*, 2025; PAN *et al.*, 2022, 2025, 2025; VINOTH JEBARAJ *et al.*, 2018; XIAO *et al.*, 2024; ZHAO *et al.*, 2024, 2023).

Cheng (2022) investigou a corrosão por pites do aço inoxidável duplex 2205 após deformação por ensaio U-bend sob ciclos úmido-seco de gotas de $MgCl_2$. Os resultados mostraram que ocorreu a dissolução preferencial da ferrita durante a propagação da

corrosão por pites no lado da tração. A morfologia dos pites mudou de arredondados para irregulares, com microfissuras. No entanto, pites arredondados rasos, sem dissolução preferencial de fase, cresceram no lado da deformação compressiva (CHENG, 2022).

Xiao e colaboradores (2024) investigaram o efeito da tensão elástica de tração no comportamento de corrosão por pites do aço inoxidável duplex 2205 em solução de NaCl contendo sulfeto. O ensaio de flexão a quatro pontos foi utilizado para aplicar diferentes tensões de tração elásticas à amostra. Os resultados mostraram que, à medida que a tensão elástica de tração aumenta, a sensibilidade à corrosão por pites do aço 2205 diminui inicialmente e, em seguida, aumenta gradualmente, o que se deve aos estados químicos, espessura e microdefeitos do filme passivo. Além disso, os pites iniciais ocorrem na fase austenítica, sob baixa tensão elástica, mas na fase ferrítica, sob tensões elásticas mais elevadas (XIAO *et al.*, 2024).

Vinoth Jebaraj e colaboradores (2018) estudaram a influência das alterações microestruturais nas propriedades mecânicas e de corrosão da solda dissimilar entre aço inoxidável austenítico 316L e aço inoxidável duplex 2205. A junta soldada foi fabricada pelo processo de soldagem TIG. Uma amostra dobrada em U foi preparada para permitir um estudo da resistência ao CST de uma solda dissimilar. A amostra foi flexionada em um ângulo de 180º, mantendo a zona de solda no centro. O efeito do estresse induzido na amostra foi relacionado à suscetibilidade ao ataque de CST induzida por cloreto. Os resultados mostraram que o comportamento eletroquímico foi melhor para o aço 316L do que para a soldagem e o metal de base do aço 2205. A fase austenita mostrou-se eletroquimicamente mais estável do que a fase ferrita na microestrutura duplex. Por outro lado, a obtenção da resistência à corrosão sob tensão pela soldagem e pelo metal de base do AID 2205 foi considerada excelente, enquanto o aço 316L apresentou fissuras superficiais (VINOTH JEBARAJ *et al.*, 2018).

Pan e colaboradores (2025) investigaram a correlação da microestrutura com a CST do aço inoxidável duplex 2205 tratado termicamente a 1350 ºC por 5, 10 e 15 minutos. O ensaio de tração sob BTD foi utilizado para determinação da suscetibilidade a CST. Os resultados mostram que o tratamento térmico aumenta drasticamente a tendência à corrosão por pites e a CST. A zona mais fraca para CST é a ferrita para o menor teor de Cr e Mo. Segundo os autores, a suscetibilidade a CST pode ser afetada pela distribuição dos elementos de liga, proporção de fases, tamanho do grão de ferrita e morfologia da austenita. (PAN *et al.*, 2025).

Pan e colaboradores (2022) investigaram os efeitos do hidrogênio na passivação e na fissuração por corrosão sob tensão do aço inoxidável duplex 2205 em água do mar acidificada. Os corpos de prova foram usinados de uma chapa laminada a quente de AID 2205. A solução de teste é água do mar simulada acidificada e o valor de pH é ajustado para 3,5 com solução de HCl 0,01 M. Os efeitos do hidrogênio no comportamento e mecanismo do CST foram estudados por meio de testes de tração sob baixa taxa de deformação (BTD). Os resultados mostram que o hidrogênio deteriora a película passiva e conduz a uma elevada suscetibilidade à corrosão sob tensão por fragilização por hidrogênio. A CST inicia-se na ferrita e propaga-se como CST transgranular e intergranular. Quando carregado ao longo da direção de laminação, a segregação de hidrogênio endurece a austenita durante a propagação do CST; enquanto que o enriquecimento de hidrogênio na ferrita causa o efeito de plasticidade localizada melhorada pelo hidrogênio para a carga na direção transversal (PAN *et al.*, 2022).

Zhao e colaboradores (2024) analisaram o mecanismo de corrosão sob tensão em AID 2205 sob diferentes condições de tensão. O ensaio de anel C foi usado para examinar as tendências de corrosão sob tensão e determinar a suscetibilidade à CST. Os resultados mostraram que corrosão por pites ocorre predominantemente na fase ferrítica (ateque seletivo), agravando a fragilização por hidrogênio e, portanto, contribuindo para a corrosão sob tensão em ambientes contendo cloreto. A fase ferrita exibiu uma menor propensão ao alívio de tensões nas pontas das trincas em comparação à fase austenítica. Os autores concluíram que a CST do AID 2205 segue um caminho duplo: dissolução anódica juntamente com fragilização por hidrogênio, culminando em pites superficiais e formação de trincas intergranulares (ZHAO *et al.*, 2024, 2024).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1.Materiais

Os materiais utilizados neste trabalho consistem em 2 (dois) aços inoxidáveis duplex (AID) grau UNS S32205, obtidos por metalurgia do pó e de laminação a quente.

O material produzido via metalurgia do pó (*PM – powder metallurgy*) foi recebido na forma de partes de um tarugo cilíndrico com 100 mm de diâmetro. Conforme informações do fornecedor, este aço foi obtido pelo processo denominado "HIP" (*High Isostatic Pressure*), que consiste na compactação e sinterização em alta temperatura e pressão uniforme, de um pó encapsulado em uma fina folha metálica (KAUSHISH, 2010). As amostras e corpos de prova desta rota foram identificados como PM-HIP. A figura 33 apresenta fotografias do material PM-HIP "como recebido".

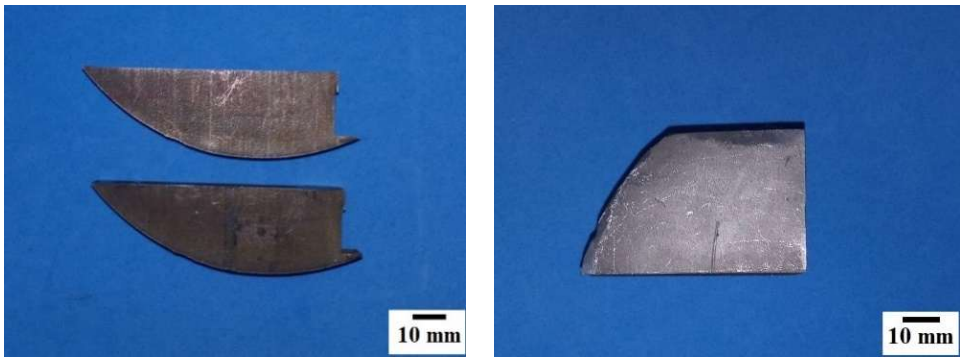


Figura 33 - Fotografias do material PM-HIP "como recebido".
Fonte: A própria autora.

O material fabricado por meio de laminação à quente (*HR - Hot Rolling*) segundo o processo Mannesman foi recebido na forma de tubo sem costura com 100 mm de diâmetro externo e 15 mm espessura. O processo *Mannesman*, que consiste na passagem de uma barra cilíndrica maciça entre dois rolos de dupla conicidade (BOLANHO, 2021), foi o adotado pelo fornecedor para obtenção do tubo sem costura. As amostras e corpos de prova desta rota foram identificados como HR. A figura 34 apresenta fotografias do material HR "como recebido".



Figura 34 - Fotografias do material HR “como recebido”.
Fonte: A própria autora.

A análise química dos AIDs estudados foi realizada pelo método de combustão para C, S e N e por espectroscopia de emissão óptica de plasma acoplado indutivo (ICP-OES) para os demais elementos. Os resultados experimentais foram comparados aos dados da norma NACE MR0175 (NACE MR0175, 2021) e seguem apresentados na Tabela 6. A análise indicou que se trata do aço UNS S32205.

Tabela 6 - Composição química dos AIDs estudados.

Material (AID)	Composição química (% em peso)											
	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	Cu	W	C	P	S	Fe
HR	21,64	5,29	2,83	1,16	0,55	0,133	0,18	0,22	0,028	0,01	<0.001	Balanço
PM-HIP	21,57	5,23	2,94	1,42	0,69	0,140	0,17	0,16	0,030	0,02	0,005	Balanço
UNS S32205	21 - 23	4,5 - 6,5	2,5 - 3,5	≤ 2	≤ 1	0,08 - 0,20	–	–	≤ 0,03	≤ 0,03	0,02	Balanço

Fonte: A própria autora; (NACE MR0175, 2021).

3.2.Metodologia

As atividades desempenhadas para desenvolvimento desta tese possibilitaram observar ensaios e caracterizações das amostras de condições distintas. A Figura 35 apresenta o fluxograma contendo um resumo das atividades de pesquisa desenvolvidas neste trabalho partindo-se do material duplex na condição “como recebido”.

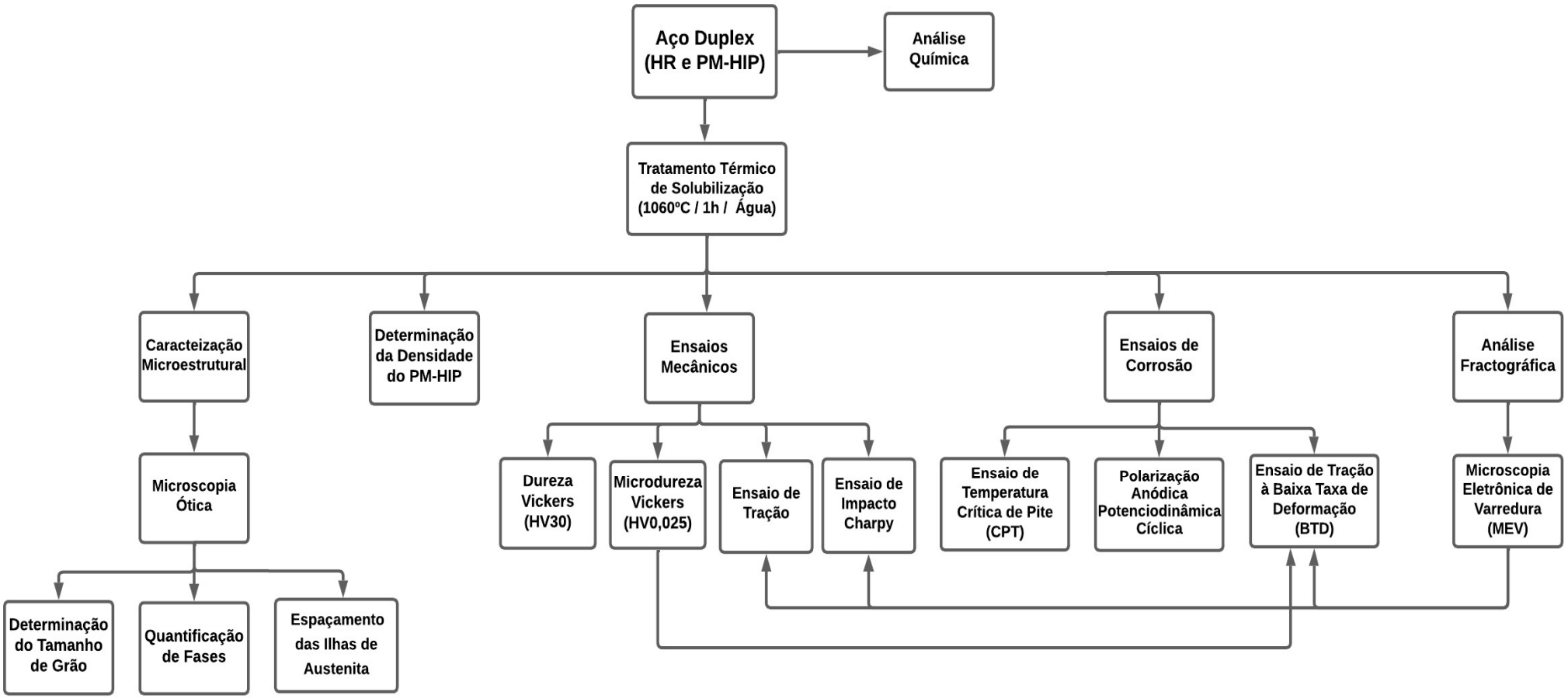


Figura 35 – Fluxograma-resumo das atividades de pesquisa desenvolvidas.
Fonte: A própria autora.

3.2.1. Tratamento Térmico de Solubilização

Para evitar a precipitação de compostos intermetálicos e/ou carbonetos, garantir a solubilização dos elementos de liga e obter proporção próxima a 1:1 nas fases ferrita e austenita, foi realizado um tratamento térmico de solubilização (DONACHIE; DONACHIE, 2002). Este tratamento consistiu em submeter, ambos os materiais, a uma temperatura de 1060°C por 60 minutos, em forno a resistência convencional e atmosfera oxidante, do Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos (LABMETT) do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal Fluminense (UFF). O resfriamento foi efetuado em água até a temperatura ambiente. Após a solubilização, foram preparados amostras e corpos de prova para caracterizações e ensaios.

3.2.2. Caracterização microestrutural

3.2.2.1. Microscopia Ótica

A microscopia óptica foi utilizada para determinação do tamanho de grão, para quantificação de fases e determinação do espaçamento das ilhas de austenita. A preparação de superfície das amostras foi efetuada por meio do procedimento metalográfico convencional e seguindo recomendações da norma ASTM E3 (ASTM E3-11, 2017). As amostras solubilizadas de HR e PM-HIP foram seccionadas nas dimensões de aproximadamente 15,0 x 10,0 x 7,5 mm^3. A análise foi realizada em um microscópio óptico Zeiss modelo NEOPHOT 32 do Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos (LABMETT) do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal Fluminense (UFF).

A estereoscopia ótica foi utilizada para efetuar a análise macrográfica dos corpos de prova após o ensaio de BTD. A análise consistiu em observar as superfícies das amostras, visualizando características do tipo de fratura e possíveis trincas secundárias. Para a remoção de resíduos, como poeira e graxas, a superfície de cada amostra foi preservada e limpa com acetona/etanol e seca com ar quente.

A microscopia ótica também foi utilizada para observação de trincas secundárias dos corpos de prova após ensaio de tração sob BTD. Depois da observação no

estereomicroscópio, as amostras foram seccionadas no sentido longitudinal, embutidas e tiveram suas superfícies preparadas por meio do procedimento metalográfico convencional e seguindo recomendações da norma ASTM E3 (ASTM E3-11, 2017).

Os ataques metalográficos utilizados nas análises microestruturais estão de acordo com a norma ASTM E407 (ASTM E407, 2015) e são descritos na tabela 7.

Tabela 7 - Ataques metalográficos utilizados nas análises microestruturais.

Ataque	Composição e Técnica de aplicação	Indicações
Behara II	20 ml de HCl 80 ml de H_2O 0,3 g metabissulfito de potássio ($K_2S_2O_5$) Preparação: misturar HCl e H_2O, e antes de realizar o ataque, adicionar o $K_2S_2O_5$. Ataque por imersão durante alguns segundos até revelação da superfície de análise.	Distinção das fases δ e γ para quantificação das fases; Visualização das trincas secundárias nos corpos de prova fraturados após ensaio de tração sob BTD. Visualização de irregularidades nos corpos de prova fraturados após ensaio de tração sob BTD.
40% HNO_3	40 ml ácido nítrico (HNO_3); 60 ml água destilada (H2O). Preparação: misturar os dois componentes. Ataque eletrolítico da superfície do material a 1,0 – 1,2 V por 90 s.	Revelação dos contornos de grãos de γ e de δ nas respectivas fases para determinação de tamanho de grão; Distinção das fases δ e γ para determinação do espaçamento entre austenitas;

Fonte: (ASTM E407, 2015; COLPAERT; SILVA, 2008) (adaptada)

3.2.2.2. Quantificação das Fases

Para identificação e quantificação das fases, amostras foram atacadas com solução de Behara. As frações volumétricas das fases austenita e ferrita foram medidas pelo método da contagem sistêmica de pontos. A contagem sistêmica de pontos é uma técnica manual que consiste na sobreposição, de uma matriz de pontos formada por uma grade de linhas, em uma imagem ampliada da amostra metalográfica. O número de pontos que se encontra dentro da fase em análise é contabilizado e a média desses pontos é apresentada como porcentagem da fase de interesse, conforme a norma ASTM E562 (ASTM E562, 2019). Neste trabalho, a matriz utilizada foi uma grade de 6 x 6 impressa em uma folha de PVC acetato transparente sobreposta em imagens impressas das amostras, sendo dez campos distintos para cada material, totalizando de 360 pontos. A figura 36 ilustra a matriz sobre um campo de uma amostra PM-HIP.

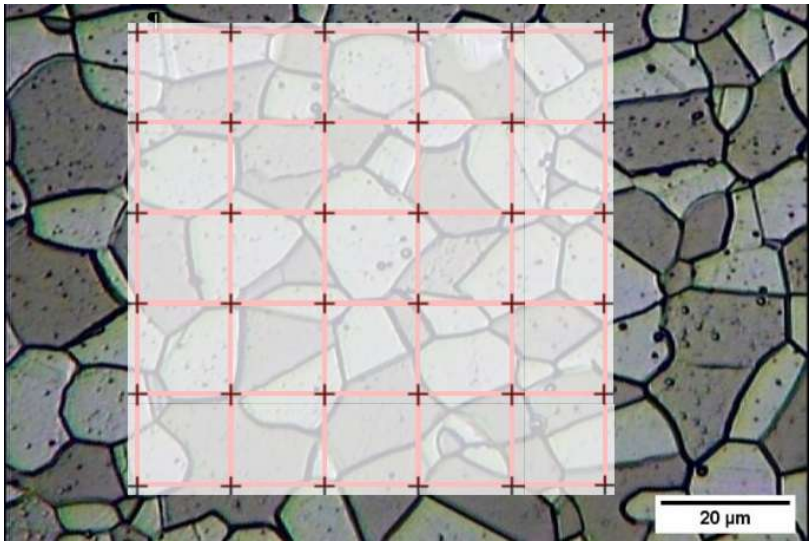


Figura 36 - Ilustração de matriz contagem sistêmica sobre um campo de uma amostra PM-HIP.
Fonte: A própria autora.

3.2.2.3. Determinação dos tamanhos de grão

Para a determinação dos tamanhos de grão das fases austenítica e ferrítica, dos materiais de ambas as rotas de processamento, as amostras foram submetidas a ataque eletrolítico com solução 40% HNO_3 (tabela 7) de acordo com as recomendações da norma ASTM E407 (ASTM E407, 2015).

Para o material processado via HIP, o qual possui natureza isotrópica, os tamanhos de grão da austenita e da ferrita foram determinados em direções não definidas, enquanto para o material laminado, para se efetivar essas medições foram definidas as direções longitudinal, transversal e ao longo da espessura.

Para ambos os materiais foi utilizado o método de intercepto. O método de intercepto consiste em traçar linhas de teste (linhas retas com comprimento conhecido) em uma micrografia da amostra e realizar a contagem do número de interseções de contornos de grãos ou o número de grãos interceptados pela linha, para determinar o número de tamanho de grão (G), conforme a norma ISO 643 (ISO 643, 2024). Neste trabalho, foram utilizados dez campos distintos para cada material, traçando-se em cada campo cinco linhas horizontais, paralelas e equidistantes entre si. A figura 37 ilustra um exemplo da determinação do tamanho de grão usando o método do intercepto.

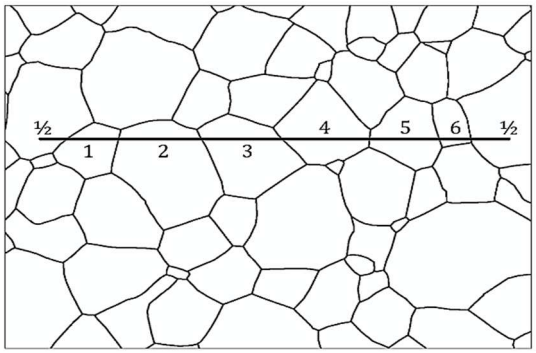


Figura 37 - Exemplo da determinação do tamanho de grão usando o método do intercepto.
Fonte: (ISO 643, 2024)

3.2.2.4. Determinação do espaçamento das ilhas de austenita

Uma microestrutura com granulometria fina fornece melhores propriedades mecânicas em aços carbono e aços inoxidáveis ferríticos. Entretanto, nos aços inoxidáveis duplex é também importante o espaçamento entre as ilhas de austenita (A HOSSEINI, 2016).

Normalmente, os processos de fabricação que tendem a diminuir o espaçamento de austenita são favoráveis, pois reduzem a propagação de trincas sob tensão na ferrita (LESSA *et al.*, 2016).

O espaçamento da austenita é medido usando o método de intercepto, de acordo com a norma ASTM E112 (ASTM E112-13, 2021). As linhas são traçadas perpendicularmente à direção de laminação e o espaçamento da austenita é definido como a distância média na ferrita entre os grãos de austenita na microestrutura (A HOSSEINI, 2016).

Para a determinação do espaçamento da austenita foram analisados dez campos distintos para cada material, traçando-se em cada campo cinco linhas verticais, paralelas e equidistantes entre si, analisando-se os resultados de acordo com a norma DNV-RP-F112 (DNV-RP-F112, 2018). As microestruturas foram reveladas com solução de Behara II (tabela 7) de acordo com as recomendações da norma ASTM E407 (ASTM E407, 2015). A figura 38 ilustra a determinação sobre um campo de uma amostra HR.

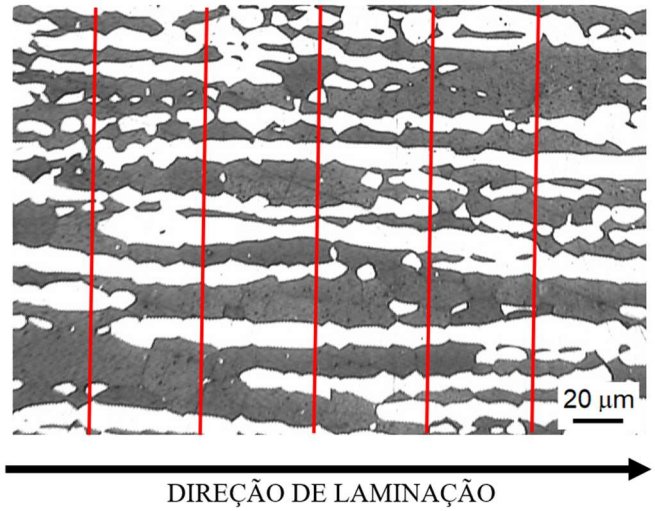


Figura 38 - Medição do espaçamento de austenita para aço HR usando o método de intercepto. Linhas traçadas perpendicularmente à direção de laminação. O espaçamento de austenita é definido como a distância média ao longo das linhas vermelhas entre os grãos de austenita (fase clara).
Fonte: A própria autora.

3.2.3. Determinação da densidade pelo princípio de Arquimedes

A porosidade é geralmente responsável por diferenças de resistência mecânica entre componentes obtidos por metalurgia do pó. A prensagem isostática a quente é comumente utilizada para a fabricação de produtos com densidade total ou quase total (KLAR; SAMAL, 2007). A determinação da densidade constitui um ponto crítico para o material PM-HIP, e desta forma, esta análise não foi realizada para aço HR.

A densidade do aço PM-HIP foi medida pelo princípio de Arquimedes, usando uma balança analítica SHIMADZU AUY220 do Laboratório de Tecnologia da Pós (LATEP) da Divisão de Materiais do Instituto Nacional de Tecnologia (INT).

A porosidade total pode ser obtida para geometrias simples determinando a massa e as dimensões. Geralmente é obtida medindo a densidade da peça pelo princípio de Arquimedes, ou seja, pesando a amostra no ar e posteriormente em um líquido (água). Isso pode ser aplicado para qualquer geometria da peça (THUMMLER; OBERACKER, 1993).

Os corpos de prova para realização do ensaio (figura 39) foram obtidos por meio de eletroerosão a fio em formato de cilindro nas dimensões de 8,0 mm x 10,0 mm (diâmetro x altura).

A figura 40 mostra o suporte de amostra para pesagem em água (figura 40a) e a balança utilizada (figura 40b). O ensaio foi conduzido em triplicata e seguindo recomendações da norma ASTM B962 (ASTM B962, 2017).

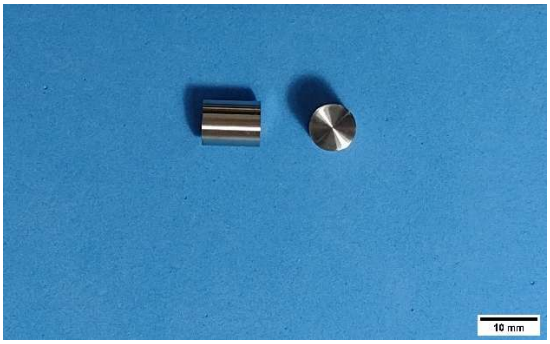
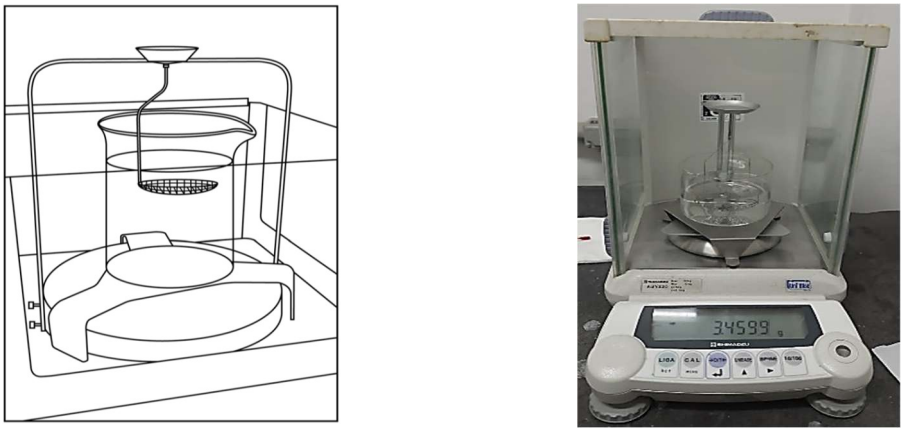


Figura 39 - Corpos de prova para realização do ensaio**.**
Fonte: A própria autora.



(a) (b)

Figura 40 - (a) Suporte de amostra para pesagem em água e (b) Balança SHIMADZU AUY220.
Fonte: **(ASTM B962, 2017)**; LATEP.

A densidade do corpo de prova de aproximadamente 4,0 g foi determinada da seguinte forma:

$$\rho = \frac{M_S}{M_u - M_{ap}} \times \rho_{H_2O} \quad (5)$$

Onde ρ é a densidade da amostra (g/cm³), ρ_{H2O} é a densidade da água (0,9968 g/cm³, na temperatura de teste), M_S (g) é a massa da amostra seca, M_{ap} (g) é a massa da amostra submersa em água e M_U (g) é a massa da amostra molhada.

A densidade relativa (DR) e a porosidade foram calculadas da seguinte forma:

$$DR = \frac{\rho}{\rho_{th}} \times 100 \quad (6)$$

Onde ρ_{th} é a densidade teórica do material (7.80 g/cm³) (vide anexo A).

$$\text{Porosidade} = 100 - DR \quad (7)$$

3.2.4. Ensaios Mecânicos

3.2.4.1. Dureza Vickers

Os ensaios de dureza pelo método Vickers foram realizados em um durômetro modelo HPO 250 (figura 41) do Laboratório de Ensaios Mecânicos (LEM) do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal Fluminense (UFF), e seguindo recomendações da norma ABNT NBR ISO 6507-1 (ABNT NBR ISO 6507-1, 2019). Foram usadas uma amostra para cada material, medindo aproximadamente 15,0 x 10,0 x 7,5 mm. As medições foram realizadas com carga de 30 kgf (HV 30) e efetuando-se uma média de seis indentações por amostra.



Figura 41 - Durômetro modelo HPO 250.
Fonte: A própria autora.

3.2.4.2. Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados na superfície de fratura de corpos de prova após os ensaios de tração sob baixa taxa de deformação (BTD) em meio

corrosivo nos quais foram constatadas, além das trincas secundárias, linhas de deformação. Os ensaios foram executados em um microdurômetro digital Time Group Inc. (figura 42), modelo HVS-1000, pertencente ao Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos (LABMETT) do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal Fluminense (UFF). A carga de 25 gf (HV0,025) foi adotada e aplicada durante 15s por medição. A análise consistiu em realizar indentações em regiões próximas das linhas de deformação e verificar alterações na dureza do material. As superfícies de ensaio de corpos de prova foram preparadas pelo procedimento metalográfico convencional com embutimento, e as microestruturas foram reveladas com solução de Behara II (tabela 7).

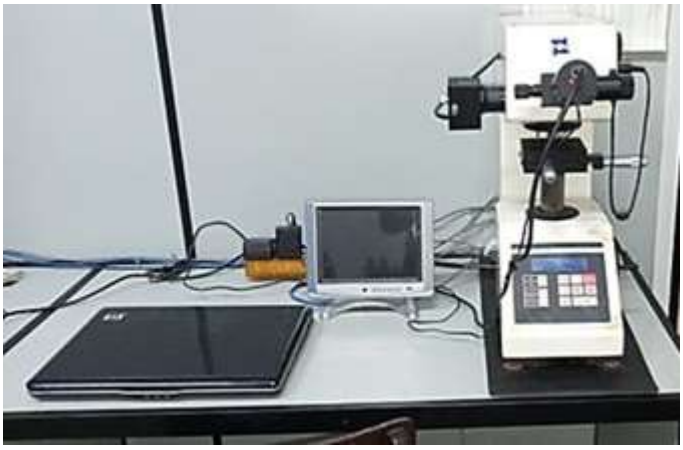


Figura 42 - Microdurômetro digital modelo HVS-1000.
Fonte: A própria autora

3.2.4.3. Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Corrosão Sob Tensão por H_2S, CO_2 e Corrosividade (LAH_2S) do Instituto Nacional de Tecnologia (INT), em uma máquina universal de ensaios Instron modelo 3382A de capacidade de 100 kN (22500 lbf) (figura 43) e de acordo com as recomendações da norma ASTM A370 (ASTM A370, 2024).

O ensaio foi conduzido utilizando-se 2 (dois) corpos de prova para cada rota. Seções cilíndricas foram retiradas com o uso de eletroerosão e posteriormente usinadas para o formato do corpo de prova em torno de comando numérico, com seção circular, nas dimensões *small-size* (comprimento útil de 16,00 mm e diâmetro de 4,00 mm), conforme

apresentado na figura 44. A figura 45 apresenta um detalhe da direção de retirada do corpo de prova do material laminado a quente.

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente com velocidade de deformação de 0,5 mm/min. As propriedades básicas de tração (0,2% limite de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração (σ_{RT}), alongamento total e redução de área) foram obtidas a partir das curvas de tensão nominal (σ_N) versus deformação plástica nominal (ε_N).

As curvas de tensão verdadeira (σ_V) versus deformação verdadeira (ε_V) foram modeladas com as equações (8) e (9), de Hollomon (HOLLOMON, 1945) e Ludwik (LUDWIK, 1909), respectivamente:

$$\sigma_V = K_H \cdot \varepsilon^{n_H} \quad (8)$$

$$\sigma_V = \sigma_o + K_L \cdot \varepsilon^{n_L} \quad (9)$$

Onde K_H, K_L, n_H e n_L são parâmetros a serem determinados na modelagem. Na equação de Ludwik, σ_o é o nível de tensão verdadeiro exato onde a deformação plástica começa.



Figura 43 - Máquina universal de ensaio Instron 3382.
Fonte: A própria autora.



Figura 44 - Corpo de prova antes do ensaio de tração.
Fonte: A própria autora.

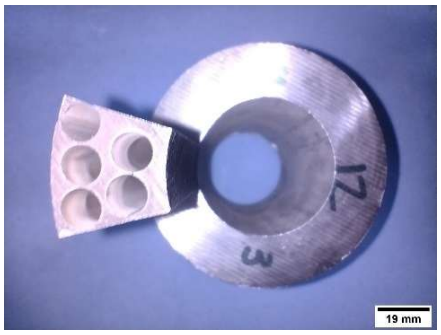


Figura 45 - Detalhe da direção de retirada dos corpos de prova do material laminado.
Fonte: A própria autora.

3.2.4.4. Ensaio de Impacto Charpy

Os ensaios de Impacto Charpy foram efetuados a uma temperatura de -46 ºC utilizando um pêndulo universal Losenhausenwerk (com capacidade de 300J) da empresa Tecmetal Soluções Tecnológicas em Materiais Ltda.

Os corpos de prova foram usinados por eletroerosão na direção longitudinal com entalhe em V radial e nas dimensões *sub-size* de 55 x 10 x 7,5 mm³ e seguindo recomendações das normas ASTM A370 (ASTM A370, 2024) e ASTM E23 (ASTM E23, 2018).

Os ensaios foram realizados em duplicata utilizando-se 2 (dois) corpos de prova para cada rota. Após a fratura, mediu-se a expansão lateral de cada corpo de prova testado e observou-se a superfície da fratura ao microscópio eletrônico de varredura (MEV).

As figuras 46 e 47 apresentam um dos corpos de prova antes da execução dos ensaios e o pêndulo universal.

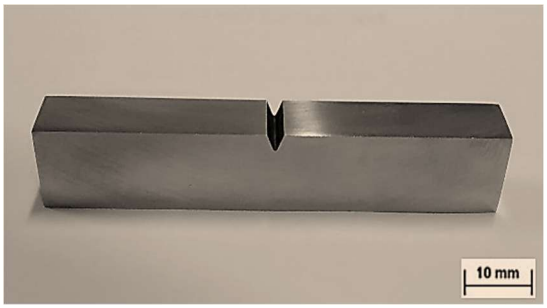


Figura 46 - Corpo de prova Charpy antes da execução dos ensaios.
Fonte: A própria autora



Figura 47 - Pêndulo universal Losenhausenwerk.
Fonte: A própria autora

3.2.5. Ensaios de corrosão

3.2.5.1. Ensaios de Determinação da Temperatura Crítica de Pite (CPT) e de Polarização Anódica Potenciodinâmica Cíclica

Os ensaios de Determinação da Temperatura Crítica de Pite (CPT) e de Polarização Anódica Potenciodinâmica Cíclica foram realizados no Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos (LABMETT) do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal Fluminense (UFF).

Os corpos de prova (eletrodos de trabalho) foram preparados utilizando amostras de cada material encaixadas a um fio de cobre (Cu) e embutidas em resina a frio, conforme apresentado na figura 48. A superfície em contato com o eletrólito foi preparada pelo processo metalográfico convencional, empregando-se como etapa final o polimento com alumina em suspensão aquosa de 0,1 μm. Para evitar corrosão por frestas, as laterais e os vértices da amostra em contato com a resina foram recobertos com esmalte incolor.

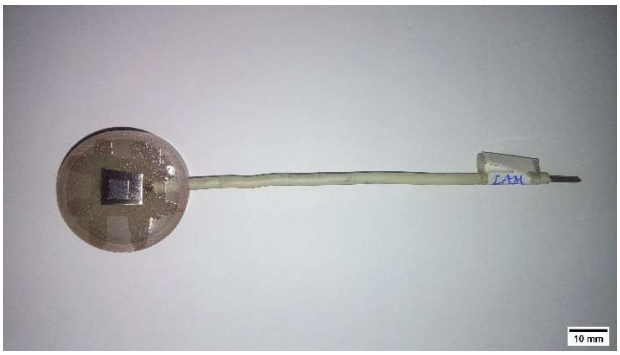


Figura 48 - Corpo de prova antes da realização dos ensaios.
Fonte: A própria autora

Esses ensaios fizeram uso de uma célula eletroquímica composta por um termômetro e por três eletrodos: eletrodo de trabalho (corpo-de-prova), eletrodo de referência de calomelano saturado (SCE) e contra-eletrodo fio de platina. Os eletrodos foram posicionados sem contato entre si em um Becker contendo a solução. Para controlar cada ensaio, mantendo o potencial de polarização constante e medindo a densidade de corrente, foi usado um potenciostato-galvanostato μ-AUTOLAB® Type III Metrohm com *software* General Purpose Electrochemical System (GPES).

O ensaio de CPT foi conduzido de acordo com as recomendações da norma ASTM G150 (ASTM G150-18, 2018). A solução de teste foi de NaCl 1M e a temperatura da célula foi aumentada com uma taxa de 1,0ºC/min. A CPT correspondeu a temperatura na qual a densidade de corrente atingiu o valor de 100 μA/cm². O potencial de polarização foi mantido constante em 700 mV_{SCE}. A figura 49 apresenta um diagrama esquemático da montagem do ensaio.

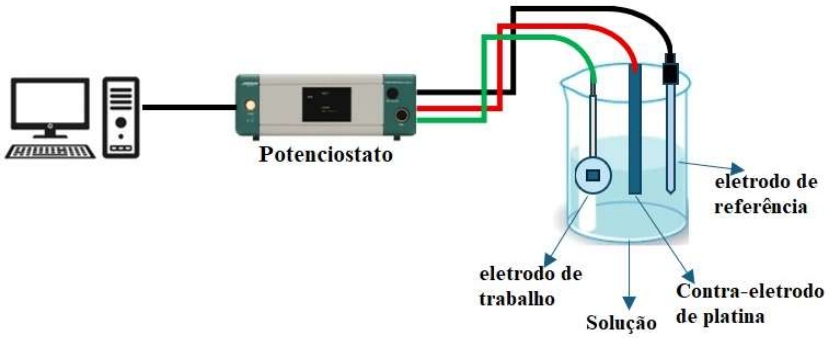


Figura 49 - Diagrama esquemático da montagem do ensaio de Temperatura Crítica de Pite (CPT).
Fonte: A própria autora.

Os ensaios de Polarização Anódica Potenciodinâmica foram realizados de acordo com as recomendações da norma ASTM G61 (ASTM G61-86, 2018). O eletrólito de

ensaio consistiu em uma solução aquosa com concentração de 3,5% NaCl 1M e mantida a uma temperatura de 60ºC (com variação de ± 2ºC). Para manter a temperatura de trabalho foram utilizadas um banho-maria com esferas Douglas. Para a determinação do potencial de corrosão, os eletrodos ficaram expostos durante aproximadamente 30 minutos na solução indicada. A polarização foi realizada com uma taxa de varredura de 1 mV_{SCE}/s, a partir do potencial de corrosão determinado. O potencial foi revertido ao ser atingida a densidade de corrente (δ_i) de 5 mA/cm^2. A figura 50 apresenta os componentes do ensaio de polarização anódica potenciodinâmica cíclica.

A partir das curvas de polarização potenciodiâmica cíclica foi possível obter o potencial de pite (E_p) e de corrosão (E_{corr}), intervalo de passivação ($E_p - E_{corr}$) e a área do loop de histerese.

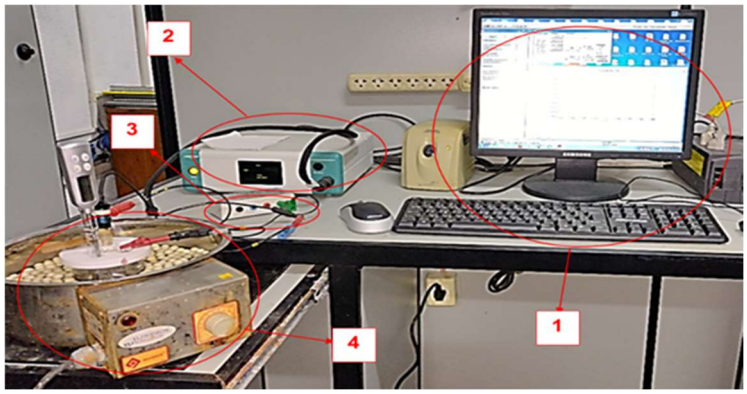


Figura 50 - Componentes do ensaio de polarização anódica potenciodinâmica cíclica: 1 - computador para registro dos dados, 2 - potenciostato µAutolab® Type III, 3 - dummy cell, 4 - célula eletroquímica em banho-maria.
Fonte: A própria autora.

3.2.5.2. Ensaios de tração a Baixa Taxa de Deformação (BTD)

Em razão da rota de metalurgia do pó ter sido proveniente de partes de um tarugo cilíndrico, ocasionou-se uma limitação de realização de determinados ensaios, visto que para realização deles há variações dimensionais insuficientes para o material de partida. De modo a viabilizar uma metodologia de avaliação de suscetibilidade a corrosão sob tensão (CST), selecionou-se o ensaio de tração sob BTD. Esse ensaio possibilita o uso de corpos menores que os demais ensaios de avaliação de susceptibilidade a CST, bem como sem necessidade de submeter o corpo de prova a uma deformação constante por meio de

um dispositivo tal como um parafuso fixado nas duas extremidades da chapa dobrada em U (*U-bend*) ou C (*C-ring*), por exemplo.

O estudo buscou simular ambientes salinos contendo H_2S e CO_2 com três níveis de pH (3,5, 4,5 e 5,5). Os ensaios foram realizados no Laboratório de Corrosão Sob Tensão por H_2S, CO_2 e Corrosividade (LAH_2S) do Instituto Nacional de Tecnologia (INT), em uma máquina de ensaio CORTEST (figura 51) e de acordo com as recomendações das normas ASTM G129 (ASTM G129, 2021), NACE TM0198 (NACE MR0175, 2021) e NACE MR0175/ISO 15156-3 (NACE MR0175, 2021).

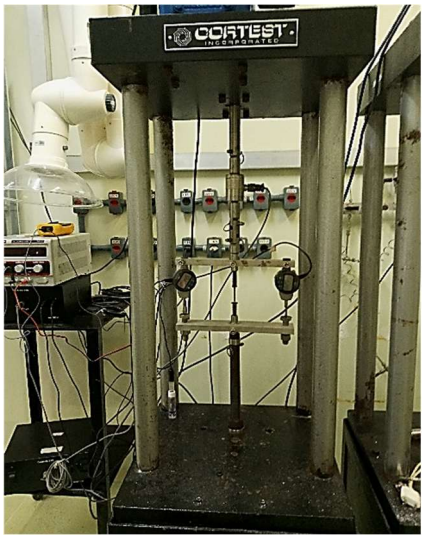


Figura 51 - Máquina de ensaio CORTEST.
Fonte: A própria autora.

A Norma NACE MR0175/ISO 15156-2 (NACE MR0175, 2021) fornece orientações para a seleção de um aço carbono ou de baixa liga resistente à corrosão sob tensão em serviço ácido (*severe sour*). A severidade do ambiente é classificada em quatro regiões com base no pH e no teor de H_2S. Neste trabalho, as amostras de PM-HIP e laminadas a quente foram testadas em níveis de pH de 3,5, 4,5 e 5,5, correspondendo às regiões de serviço ácido severo, serviço intermediário e levemente ácido, respectivamente (figura 52).

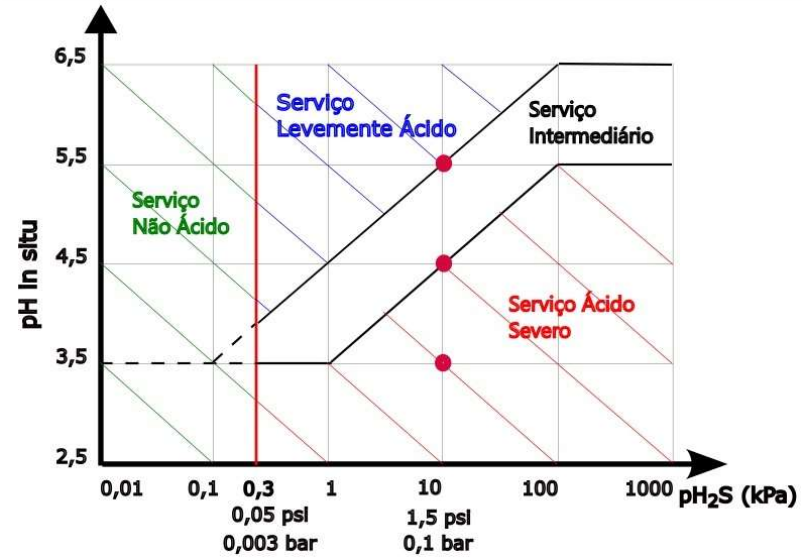
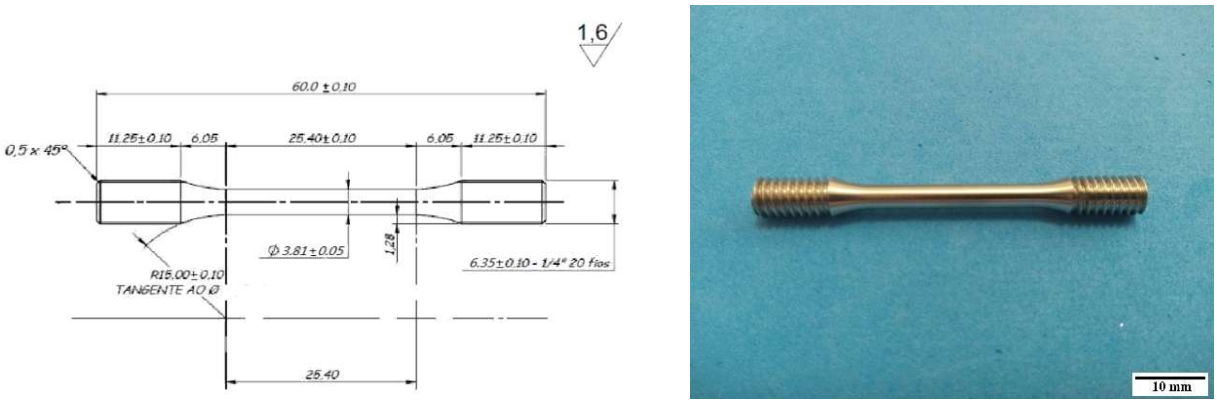


Figura 52 - Regiões de susceptibilidade a corrosão sob tensão por sulfetos em função da pressão parcial de H2S (X in kPa) e do pH (Y).
Fonte: (NACE MR0175, 2021) adaptada.

Seções cilíndricas foram retiradas com o uso de eletroerosão e posteriormente usinadas em torno de comando numérico com 60 mm de comprimento total, sendo 3,80 mm de diâmetro e 25 mm de comprimento útil, conforme esquema apresentado na figura 53. Ambos os materiais foram ensaiados ao ar e com 1 solução de teste simulando o meio corrosivo com três diferentes níveis de pH. Os ensaios foram conduzidos em duplicata, sendo um total de 16 corpos de prova (8 para o laminado e 8 para o HIP).



(a) (b)

Figura 53 - (a) Diagrama esquemático do corpo de prova usado no ensaio de BTD. (b) corpo de prova antes do ensaio.
Fonte: A própria autora.

Os corpos-de-prova foram higienizados, para remoção de graxas, poeira e quaisquer outros resíduos, com detergente e água corrente, e em seguida, passaram por

um banho de ultrassom (figura 54) com álcool isopropílico por 10 min e secagem a ar quente.

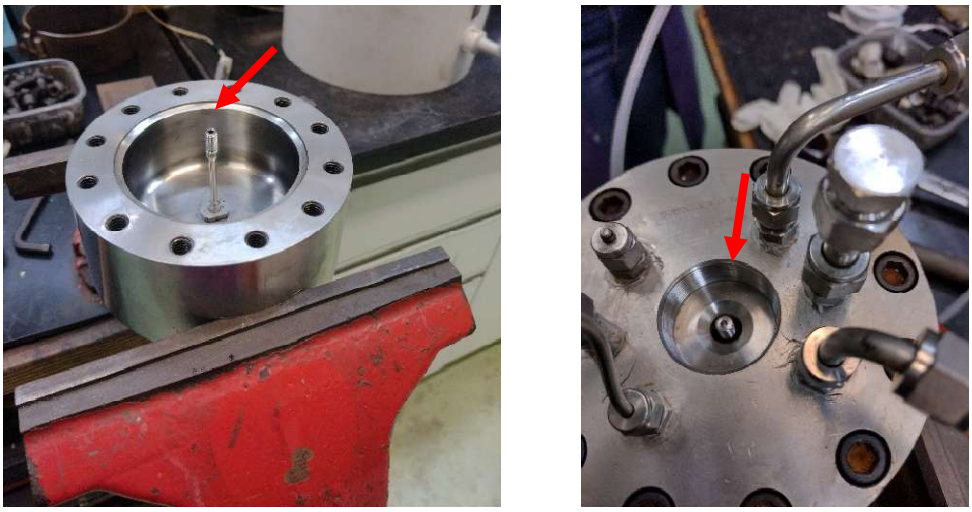


Figura 54 - Corpo de prova em banho de ultrassom com álcool isopropílico.
Fonte: A própria autora.

Os corpos-de-prova ao ar foram ensaiados até a fratura, em temperatura ambiente e com taxa de deformação 10^{-6} s^{-1}.

Os corpos de prova em meio corrosivo foram ensaiados no interior de uma autoclave (figura 55) conectada à solução de teste e a um sistema de aquecimento, com temperatura de 80 ± 2 ºC, pressão parcial de H_2S de 10 kPa (0,1 bar), taxa de deformação inicial de $10^{-6}s^{-1}$ e mistura gasosa 10% de equilíbrio H_2S/CO_2. A solução teste consistiu em uma base de 120 g/L de NaCl (72.800 ppm Cl^-) e 0,4 g/L de $C_2H_3NaO_2$ (acetato de sódio), que corresponde à solução C da norma NACE TM0177 (NACE TM0177, 2016). Os níveis de pH 3,5, 45 e 5,5 foram ajustados com HCl e NaOH. A figura 56 apresenta a montagem do ensaio.

Propriedades de tração (limite de escoamento determinado pelo método do offset de 0,2% (σ_e), limite de resistência à tração (σ_{RT}), alongamento uniforme e total) foram obtidas a partir das curvas de tensão nominal (σ_N) versus deformação plástica nominal (ε_N). A superfície de fratura das amostras após ensaio de BTD foi preservada e observada por microscopia eletrônica de varredura (MEV), a fim de observar os micromecanismos de fratura e medir a área final das amostras.



(a) (b)

Figura 55 - Autoclave do ensaio BTD com destaque para o corpo de prova. (a) parte inferior. (b) parte superior.
Fonte: A própria autora.

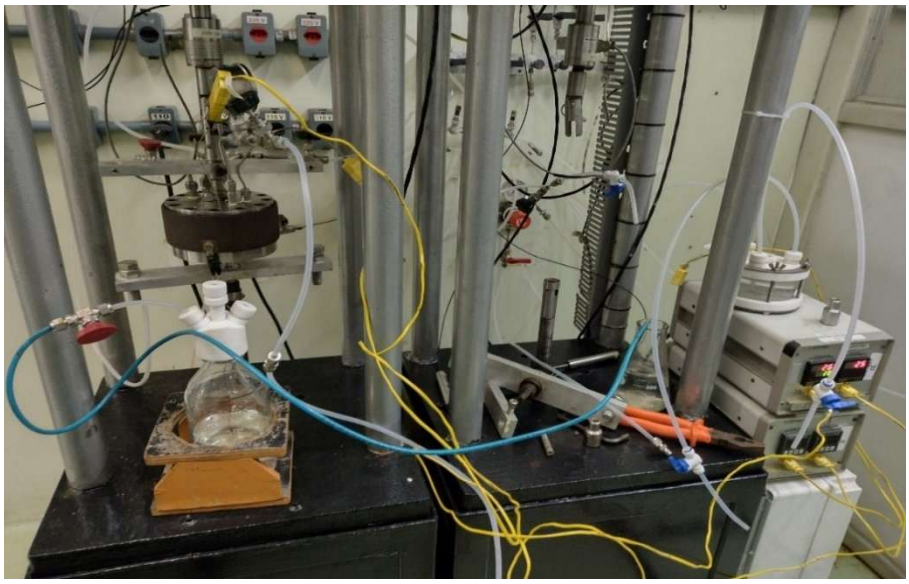


Figura 56 - Montagem do ensaio de BTD em meio corrosivo.
Fonte: A própria autora.

A avaliação da resistência do material a fratura assistida pelo ambiente (Environment assisted cracking (EAC)) em ensaios de BTD pode depender da aplicação pretendida e do desempenho em serviço. As Equações (10), (11), (12) e (13) a seguir, apresentam as relações de suscetibilidade que foram utilizadas na avaliação dos resultados dos ensaios de BTD.

$$RE = El_{H2S}/El_{AR} \quad (10)$$

$$REU = UEl_{H2S}/UEl_{AR} \quad (11)$$

$$RRA = RA_{H2S}/RA_{AR} \quad (12)$$

$$R_{AREA\sigma x\varepsilon} = AREA_{\sigma x\varepsilon H2S}/AREA_{\sigma x\varepsilon AR} \quad (13)$$

onde: RE é a relação dos alongamentos (El); REU é a relação entre os alongamentos uniformes (UEI); RRA é a relação entre as reduções de áreas dos corpos de prova; R_{AREA} é a razão entre as áreas das curvas tensão versus deformação; os índices $_{H2S}$ são dos ensaios feitos na solução de H_2S; e o índice $_{AR}$ são dos ensaios feitos ao ar.

As relações de suscetibilidade para serviços ácidos geralmente manifestam cinco categorias de comportamento:

- Categoria 1 — Imune. Os materiais na categoria imune não mostram evidências de crescimento de trincas ambientais em exames microscópicos. As relações são iguais ou superiores a 0,9.
- Categoria 2 — Praticamente imune. Não há evidência de crescimento de trincas ambientais no exame microscópico em materiais que são praticamente imunes. As relações variam de 0,75 a 0,9.
- Categoria 3 — Levemente suscetível em condições extremas. Os materiais que são levemente suscetíveis em condições extremas apresentam trincas secundárias superficiais apenas na região de empescoçamento. As relações são reduzidas para 0,65 a 0,75.
- Categoria 4 — Moderadamente suscetível. A fratura frágil induzida pelo ambiente na superfície de fratura ocorre em materiais moderadamente suscetíveis. Trincas secundárias na seção útil e na região do empescoçamento. As relações estão entre 0,5 e 0,65.
- Categoria 5 — Suscetível. A fratura frágil induzida pelo ambiente predomina na superfície de fratura final dos materiais da categoria 5, que são suscetíveis. Ocorrem trincas secundárias extensas no comprimento útil. O empescoçamento é limitado ou eliminado. As relações são <0,5 (MCINTYRE *et al.*, 1988).

3.2.6. Análise Fractográfica

3.2.6.1. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A Microscopia Eletrônica de Varredura foi utilizada para a observação da superfície de fratura de corpos de prova após os ensaios de impacto Charpy, de tração convencional e de tração sob baixa taxa de deformação (BTD) em meio corrosivo. Para a remoção graxas e quaisquer outros resíduos, a superfície de cada amostra foi preservada e limpa com acetona/etanol e seca com ar quente. A análise foi realizada em um MEV FEI modelo Inspect S50 com filamento de tungstênio, do Centro de Caracterização em Nanotecnologia para Materiais e Catálise (CENANO) do Instituto Nacional de Tecnologia (INT).

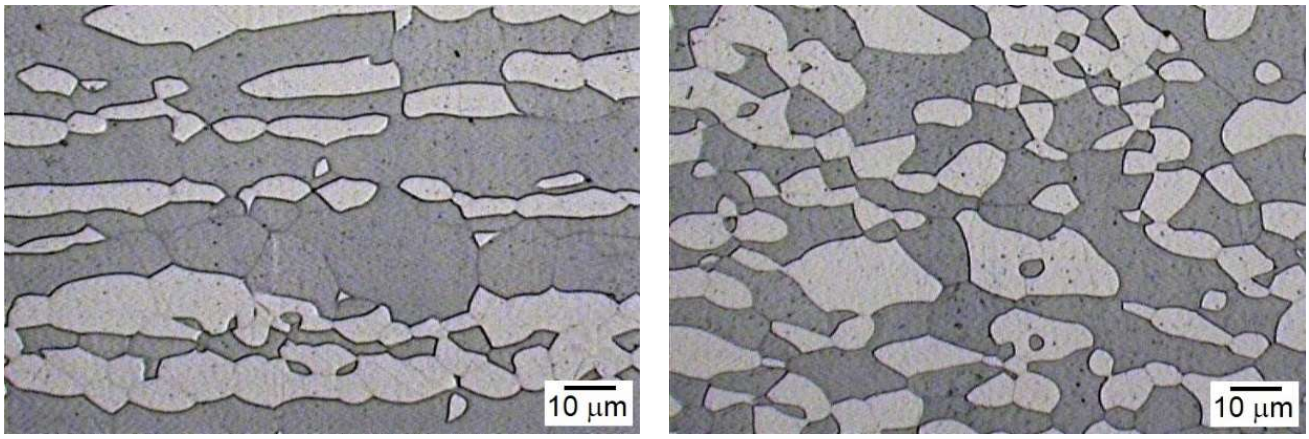
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Caracterização microestrutural

4.1.1. Microscopia Ótica (MO)

A Figura 57a mostra a microestrutura do tubo sem costura laminado a quente (HR) estudado neste trabalho, com ilhas de austenita em uma matriz ferrítica. Conforme esperado, a austenita e a ferrita são alongadas na direção longitudinal do tubo. A Figura 57b mostra a microestrutura da mesma tubulação observada na seção transversal. Estas imagens foram obtidas com amostras preparadas com o ataque de Behara. Os contornos de grão na ferrita e austenita não foram revelados com este ataque.

A Figura 58 mostra a microestrutura do PM-HIP, também revelada com o ataque de Behara. As fases são equiaxiais e a microestrutura é isotrópica. Os contornos de grão na ferrita (escuro) foram revelados, mas não na fase austenita (claro).



(a) (b)

Figura 57 - Microestrutura do material laminado revelada com ataque de Behara: (a) direção longitudinal; (b) direção transversal.

Fonte: A própria autora.

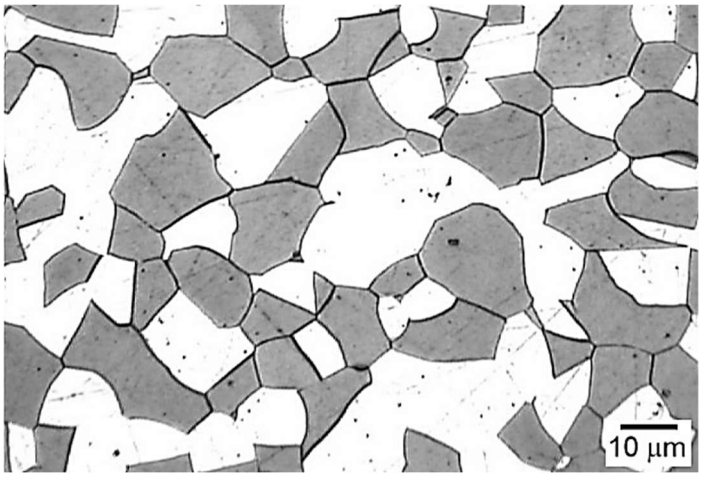


Figura 58 - Microestrutura do material PM-HIP revelada com ataque de Behara.
Fonte: A própria autora.

4.1.2. Quantificação de fases

As frações volumétricas de austenita e ferrita foram medidas em corpos de prova revelada com ataque de Behara, e os resultados são apresentados na Tabela 8. Ambos os materiais apresentam proporções ferrita/austenita semelhantes e adequadas.

Tabela 8 - Frações volumétricas de austenita e ferrita medidas por metalografia quantitativa.

Material	Ferrita	Austenita
HR	57,4 ± 2,0	42,6 ± 2,0
PM-HIP	50,9 ± 1,3	49,1 ± 1,3

Fonte: A própria autora.

Segundo a norma NORSOK M-630, o teor de ferrita para tubos sem costura deve estar entre 35 - 55 %; e para produtos HIP, deve estar entre 40 - 60%. Os valores de HR um pouco acima do limite superior da faixa podem ser explicados pela dominância dos elementos formadores de ferrita na composição química (GUNN, 1997; KUNZ *et al.*, 2020; NORSOK M-630, 2013).

4.1.3. Determinação do Tamanho de grão

Os contornos de grão γ/γ e δ/δ foram revelados em espécimes atacados eletroliticamente com solução de 40%HNO3 (1,0-1,1V, 90s), conforme mostrado na

Figura 59 para PM-HIP e Figuras 60(a-b) para HR. Os resultados de granulometria, em µm, são apresentados na Tabela 9. A microestrutura do PM-HIP é equiaxial, com granulometria de ferrita e austenita 9,3±1,6µm e 10,4±1,6µm, respectivamente.

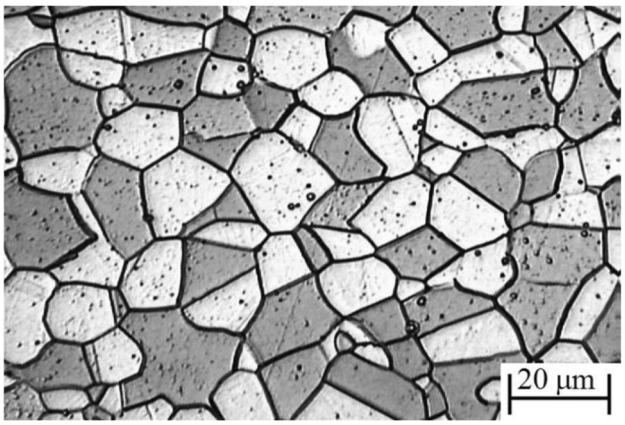
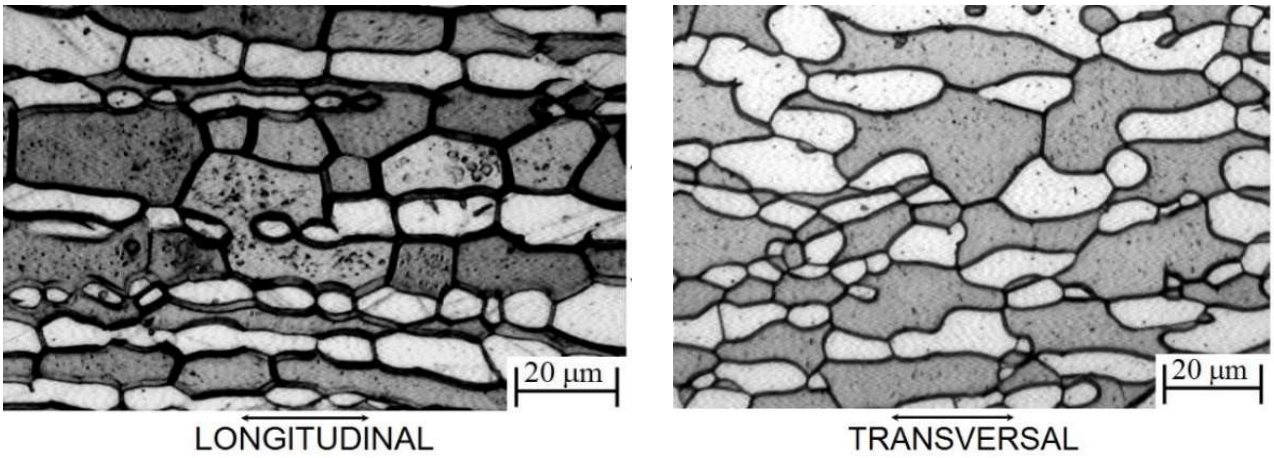


Figura 59 - Microestrutura do PM-HIP revelada com ataque eletrolítico com solução de 40%HNO3 (os grãos de ferrita são os escuros e os grãos de austenita são os claros).
Fonte: A própria autora.

A microestrutura do material HR tem uma estrutura de grãos alongados, como observado nas Figuras 57 e 60. Os tamanhos de grão foram medidos em três direções, longitudinal, transversal e através da espessura (ou radial). Os grãos de ferrita e austenita tendem a se alinhar em certas direções. Isso influencia a nucleação e o crescimento da austenita após o tratamento térmico. A austenita nucleia preferencialmente em contornos de grão, devido à alta energia de interface e ligações mais fracas nesta região. Quando analisados paralelamente à direção de laminação, os efeitos do alongamento do grão ao longo da direção de laminação são mais perceptíveis (NIGON *et al.*, 2021). Como esperado, os grãos de ferrita e austenita foram mais grosseiros no sentido longitudinal, mais finos ao longo da espessura e intermediários no sentido transversal, conforme exposto na Tabela 9.



(a) (b)

Figura 60 - Microestrutura de HR revelada com ataque eletrolítico com solução de 40%HNO_3 (os grãos de ferrita são os escuros e os grãos de austenita são os claros). (a) seção longitudinal do tubo; (b) seção transversal do tubo.

Fonte: A própria autora.

Tabela 9 - Tamanhos de grãos médios.

Amostra		G (µm)		Espaçamento da austenita (µm)
		Austenita (γ)	Ferrita (δ)	
HR	Longitudinal	20,0 ± 5,8	23,3 ± 6,9	7,8 ± 1,6
	Transversal	9,9 ± 1,8	11,6 ± 3,2	N/A
	espessura	6,0 ± 1,1	6,4 ± 1,2	N/A
PM-HIP		10,4 ± 1,6	9,3 ± 1,8	9,9 ± 1,9

Fonte: A própria autora.

4.1.4. Determinação do espaçamento da austenita

A tabela 9 também apresenta os valores do espaçamento da austenita. O espaçamento da austenita foi medido perpendicularmente à direção de laminação que corresponde a direção da propagação das trincas sob tensão. De acordo com a norma DNV-RP-F112 (DNV-RP-F112, 2018), o limite de espaçamento da austenita é 30,0 µm. Os valores encontrados, tanto para as amostras HR quanto para as amostras PM-HIP, foram significativamente abaixo do valor máximo. Ambas as rotas de fabricação favoreceram a redução do espaçamento (LESSA *et al.*, 2016). Uma vez que, quanto menor o espaçamento menor a tendência a propagação das trincas, o aço HR leva vantagem nesse aspecto em comparação com o PM-HIP (A HOSSEINI, 2016). O aço HR apresentou grãos de ferrita e austenita alongados na direção de laminação (longitudinal)

do tubo, e o PM-HIP tem uma microestrutura isotrópica com grãos equiaxiais. A microestrutura do aço HR com ilhas de austenita alongadas, pode atuar como uma barreira mais eficaz à propagação de trincas do que a microestrutura isotrópica do aço PM-HIP.

4.2.Densidade pelo princípio de Arquimedes

A Tabela 10 mostra a densidade (ρ), a densidade relativa (DR) e a porosidade das 3 amostras do AID, obtido através da metalurgia do pó, testadas pelo método de Archimedes.

Tabela 10 - Densidade (ρ), densidade relativa (DR) e porosidade das amostras do AID PM-HIP

Amostra	ρ (g/cm³)	DR (%)	Porosidade (%)
1	7,78	99,74358	0,38462 ± 0,12820
2	7,76	99,48718	
3	7,77	99,61538	

Fonte: A própria autora.

Devido a prensagem isostática a quente, o aço PM-HIP apresentou apenas 0,38% de porosidade, o que constitui um valor muito baixo e que consequentemente não deve afetar a integridade estrutural dos componentes.

4.3.Dureza Vickers

A tabela 11 apresenta os valores de dureza Vickers obtidos. PM-HIP e HR têm durezas muito semelhantes após o tratamento de solubilização e estão de acordo com valores encontrados na literatura (MOTESHAKKER *et al.*, 2016; NIGON *et al.*, 2021; VIJAYALAKSHMI *et al.*, 2011).

Tabela 11 - Dureza Vickers (HV30).

Material	Dureza (HV30)
HR	249 ± 3
PM-HIP	248 ± 2

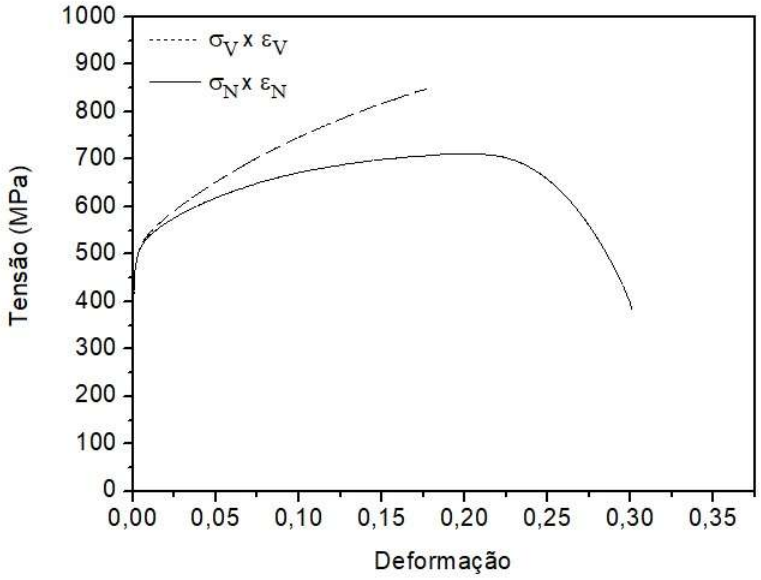
Fonte: A própria autora.

4.4.Propriedades Mecânicas em Ensaio de Tração

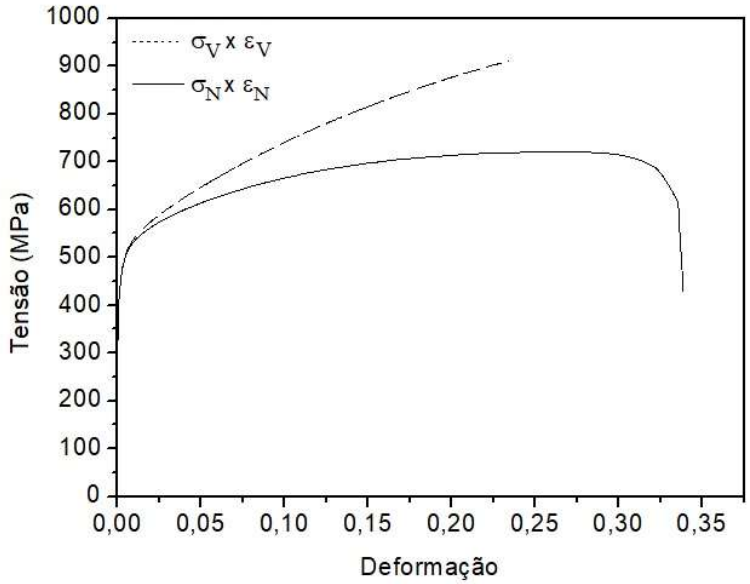
A Figura 61(a-b) mostra as curvas de tensão nominal (σ_N) versus deformação nominal (ε_N) e tensão verdadeira (σ_V) versus deformação verdadeira (ε_V) dos ensaios de tração dos materiais PM-HIP e HR. A Tabela 12 apresenta as propriedades mecânicas de tração obtidas a partir da curva σ_N x ε_N. Ambos os materiais apresentam propriedades típicas do aço 2205 solubilizado.

A figura 62 apresenta as curvas tensão-deformação modeladas com as equações de Hollomon (HOLLOMON, 1945) e Ludvik (LUDWIK, 1909). A tabela 13 apresenta os resultados compilados das modelagens. A modelagem com a equação de Ludwik foi melhor porque resultou em valores de R^2 mais elevados do que com a equação de Hollomon.

Os coeficientes de encruamento das equações de Hollomon (n_H) e Ludwik (n_L) são maiores no material HR. Isso parece contraditório com o fato de que o aço PM-HIP possui maior quantidade de austenita cfc do que no HR, e esta fase tem, em geral, maior endurecibilidade por encruamento do que a ferrita ccc. Este fato pode estar relacionado aos tamanhos de grão e morfologias de ambas as fases. A análise com microestruturas bifásicas é diferente e mais complicada do que com materiais monofásicos. Tavares et al. (TAVARES *et al.*, 2012) relataram o aumento do coeficiente de Hollomon para um aço duplex UNS S32205 com maior percentual de fase de ferrita. Asharafi et al. (ASHRAFI *et al.*, 2017) relatou o aumento do coeficiente n e da conformabilidade do aço bifásico ferrítico-martensítico de alta resistência e baixa liga com o refinamento do grão ferrítico. Por outro lado, Sen et al. (SEN *et al.*, 2011) relataram o aumento do coeficiente de Hollomon do encruamento com o aumento do tamanho de grão austenítico de um aço AISI 304H.



(a)



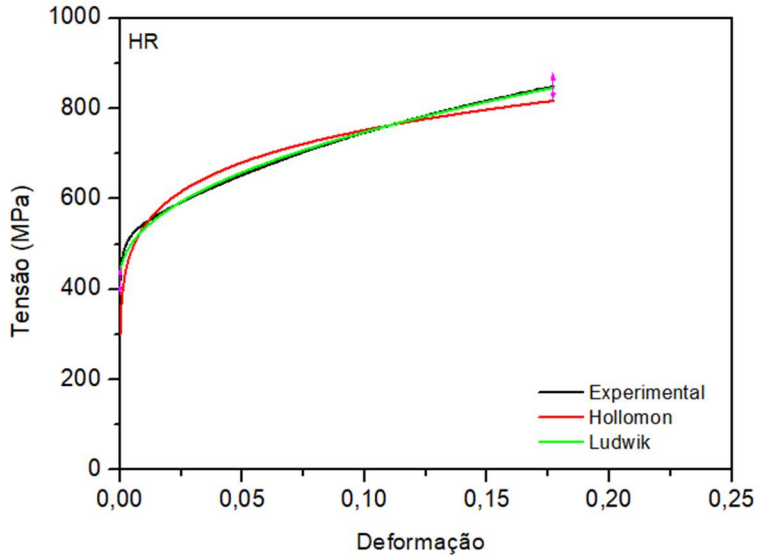
(b)

Figura 61 - Curvas de Tração: (a) HR; (b) PM-HIP.
Fonte: A própria autora.

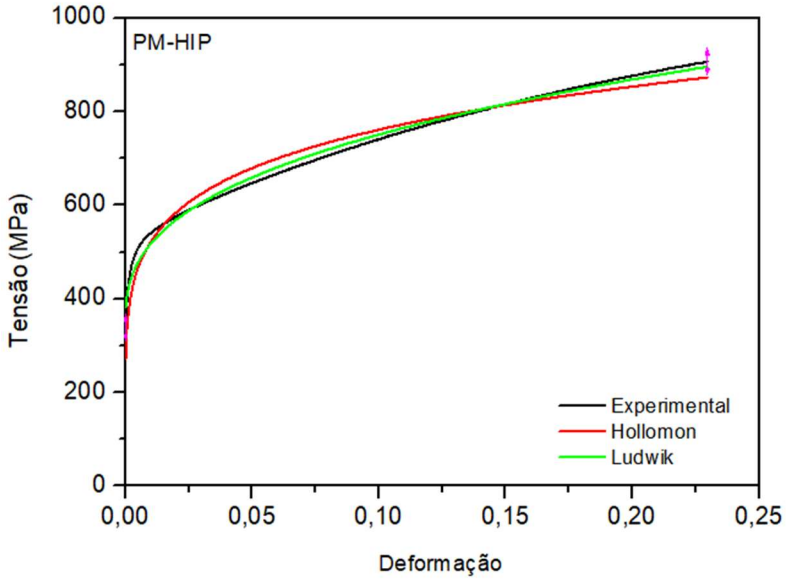
Tabela 12 - Propriedades mecânicas de tração para HR e PM-HIP

Material	σ_e (MPa)	σ_{RT} (MPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)
HR	491	717	30,7	82,1
PM-HIP	505	734	34,5	74,9

Fonte: A própria autora.



(a)



(b)

Figura 62 - Curvas tensão-deformação modeladas com as equações de Hollomon e Ludvik: (a) HR; (b) PM-HIP.
Fonte: A própria autora.

Tabela 13 - Parâmetros n e K das modelagem de Hollomon e Ludwik.

Material	**Hollomon**		**Ludwik**	
	Equação	**R2**	**Equação**	**R2**
HR	$\sigma = 1107{,}8 \cdot \varepsilon^{0{,}163}$	0,966	$\sigma = 377 + 943{,}8 \cdot \varepsilon^{0{,}402}$	0,996
PM-HIP	$\sigma = 1088{,}7 \cdot \varepsilon^{0{,}139}$	0,934	$\sigma = 346 + 884{,}3 \cdot \varepsilon^{0{,}309}$	0,969

Fonte: A própria autora.

4.4.1. Análise fractográfica

As superfícies de fratura são mostradas na Figura 63(a-d). Macroscopicamente, a amostra PM-HIP tem uma superfície de fratura esférica e o HR tem uma fratura elíptica. Essa diferença ocorre porque o PM-HIP possui uma microestrutura isotrópica e o HR é anisotrópico. Além disso, verificou-se que o maior eixo da elipse da fratura HR é paralelo à direção circunferencial, onde os grãos são maiores do que na direção da espessura. Microscopicamente, ambos os corpos de prova apresentam microvazios em todas as regiões da superfície de fratura, característica de uma fratura dúctil.

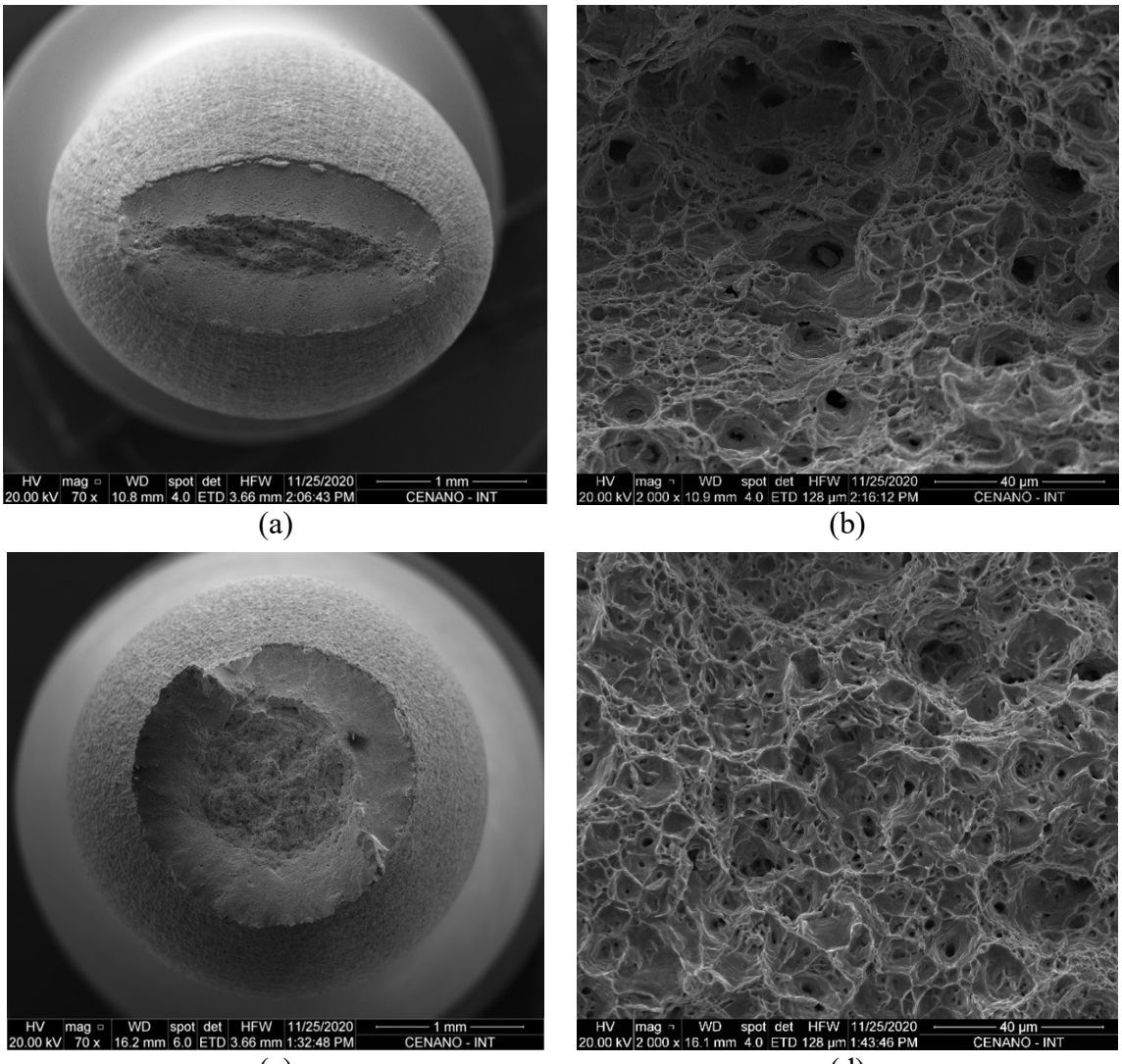


Figura 63 - Superfícies de fratura de corpos de prova de tração:
(a-b) HR e (c-d) PM-HIP.
Fonte: A própria autora.

4.5.Impacto Charpy

Os resultados da tenacidade ao impacto Charpy são apresentados na Tabela 14. Os tamanhos médios de microvazios (*dimples*) foram determinados com a mesma metodologia usada para tamanhos de grão. Verifica-se que maiores e mais profundos *dimples* estão associados a melhor tenacidade (HILDERS; SANTANA, 1988). O aço HR apresentou tenacidade ao impacto a -46 ºC significativamente superior ao PM-HIP. De acordo com a folha de dados (Anexo B) emitida pelo fornecedor, a tenacidade ao impacto do aço HR deve assumir valores elevados. Devido a anisotropia acarretada pelos de grãos alongados e textura cristalográfica decorrente da laminação a quente, a tenacidade ao impacto é maior quando o entalhe é posicionado perpendicular à direção da laminação do que na direção da laminação (GUNN, 1997; IMOA, 2012). Os corpos de prova para o ensaio Charpy de HR foram longitudinais e o entalhe foi usinado na direção radial, de tal forma que a trinca se propaga na direção da espessura, na qual o tamanho médio do grão é muito pequeno (6,0 μm para austenita e 6,4 μm para ferrita). Esses tamanhos de grão são menores do que os do aço PM-HIP (10,4 μm para austenita e 9,3 μm para ferrita).

Tabela 14 - Energia absorvida e lateral expansão do ensaio Charpy a -46ºC.

Material	Energia (J)	Expansão Lateral (mm)	Dimples (μm)
HR	212 ± 3	2,33 ± 0,10	12,43 ± 2,48
PM-HIP	129 ± 13	1,84 ± 0,20	7,98 ± 1,30

Fonte: A própria autora.

4.5.1. Análise fractográfica

As superfícies de fratura observadas por MEV após os ensaios Charpy estão apresentadas na Figura 64(a-d). Macroscopicamente, PM-HIP e HR apresentaram uma superfície de fratura característica de fratura dúctil com um padrão fibroso ou sedoso, indicando que a fratura ocorreu após uma significativa deformação plástica. Microscopicamente, ambos os materiais apresentaram microvazios em todas as regiões da superfície denotando alta tenacidade ao impacto com fratura dúctil.

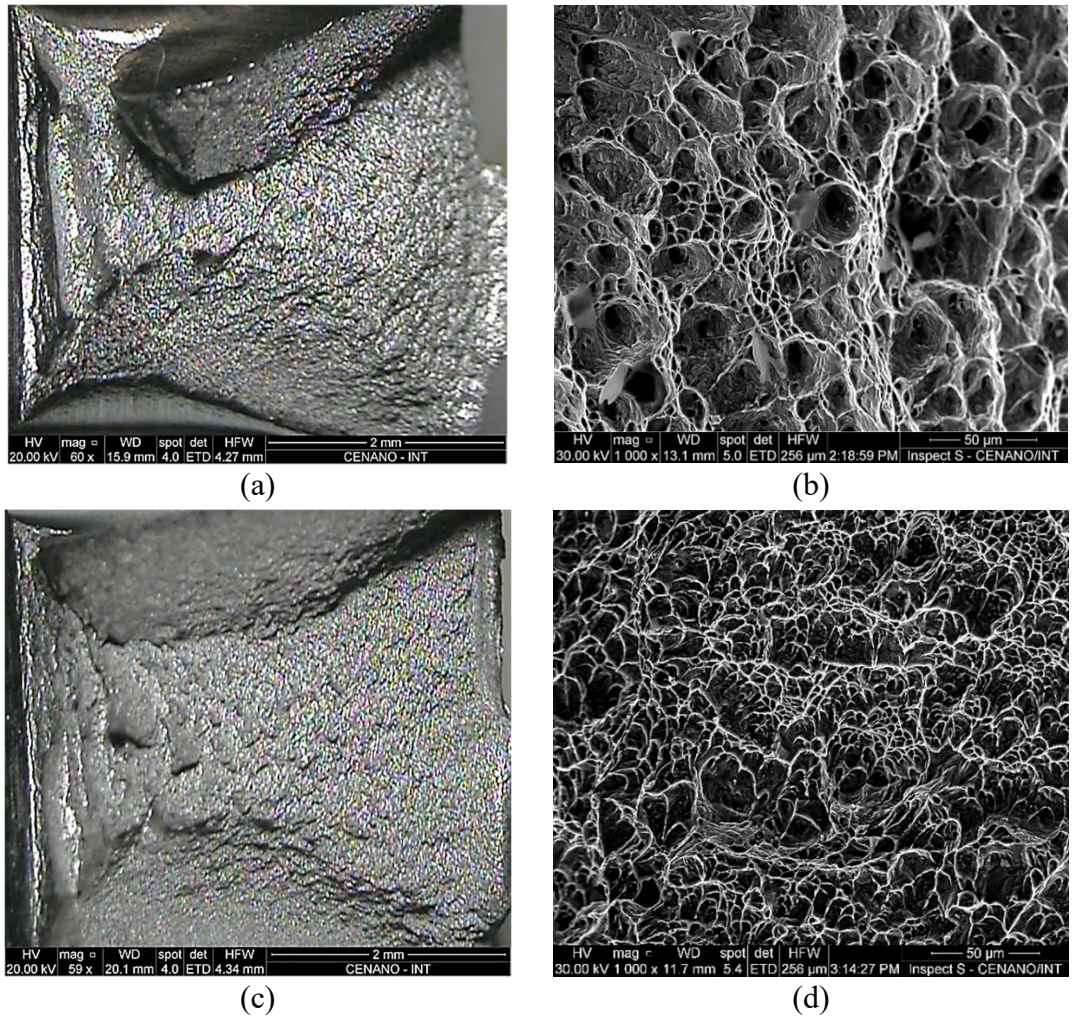


Figura 64 - Superfícies de fratura das amostras Charpy: (a-b) HR e (c-d) PM-HIP.
Fonte: A própria autora.

4.6. Temperatura Crítica de Pites (CPT)

As curvas de densidade de corrente versus temperatura para as medições de CPT são exibidas na Figura 65. PM-HIP e HR mostram valores de CPT muito semelhantes, 54±1ºC e 52±2 ºC, respectivamente. Esses valores são típicos de AIDs com microestruturas com proporção adequada de ferrita/austenita e livres de fases deletérias (MORALES *et al.*, 2019; PEZZATO *et al.*, 2018).

Fredriksson e colaboradores (2013) compararam a resistência à corrosão dos aços AISI 316L e duplex UNS S32205 produzidos por PM-HIP com graus de composição semelhantes produzidos por fundição. Ensaios realizados em soluções de H_2SO_4 0,5 M e HCl 0,5 M revelaram uma melhor resistência à corrosão do AISI 316L produzido pelo PM-HIP do que o seu similar fundido. No entanto, os autores não encontraram nenhuma

diferença entre os aços 2205 produzidos por PM-HIP e fundidos, mas sugeriram testes de ambiente mais agressivos para encontrar qualquer diferença (FREDRIKSSON *et al.*, 2013).

Haghdadi e colaboradores (2021) compararam as características microestruturais e de corrosão por pites dos aços inoxidáveis duplex 2205 obtidos por manufatura aditiva (LPBF) e por laminação a quente convencional. As amostras foram solubilizadas a 1000ºC por 10 minutos e resfriadas em água. Todas as medições eletroquímicas foram conduzidas em solução de NaCl 1,0 M e os experimentos de CPT foram conduzidos com base no método ASTM G-150. O AID LPBF pós-tratamento térmico resulta em uma CPT aprimorada e semelhante à da amostra laminada a quente (HAGHDADI *et al.*, 2021).

No presente trabalho, não foram detectadas diferenças entre os aços HR e PM-HIP com medidas CPT em solução de NaCl 1M.

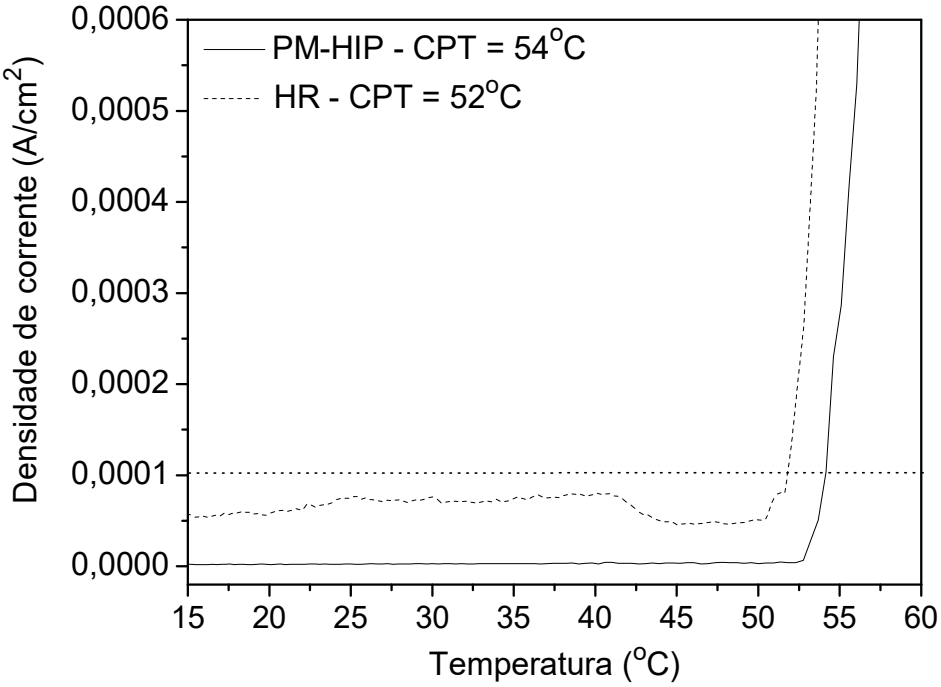
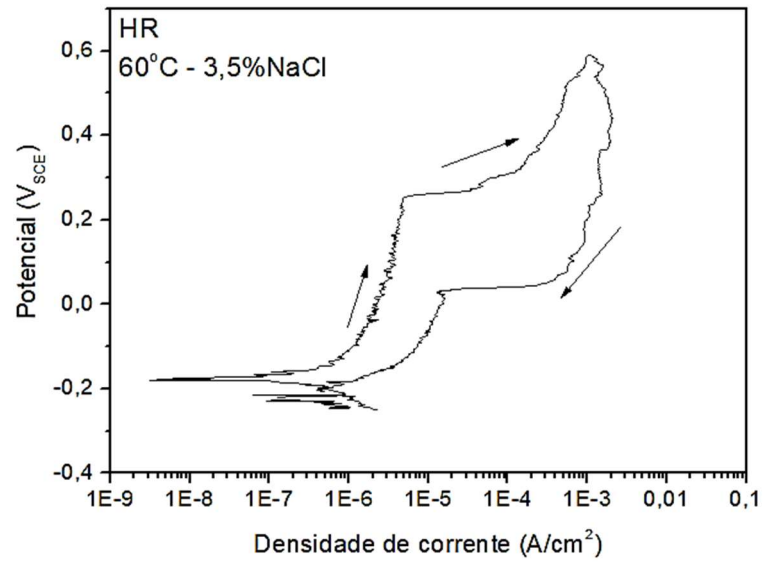


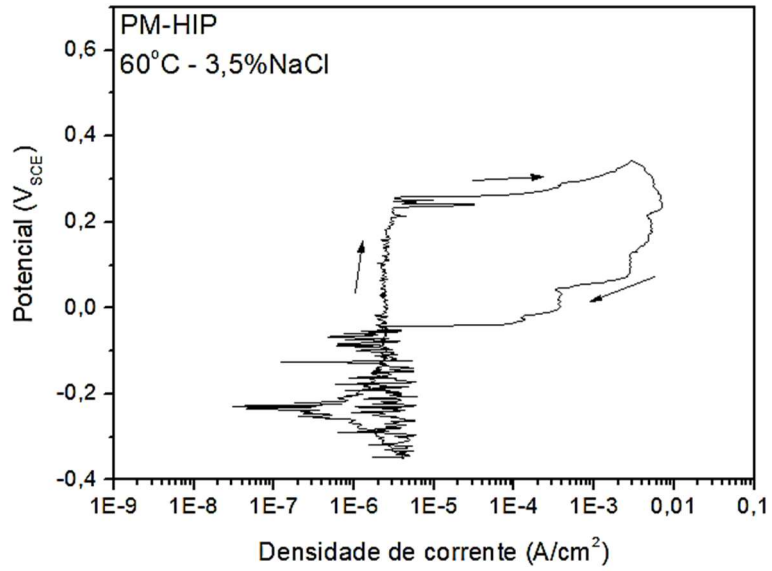
Figura 65 - Curvas de densidade de corrente versus temperatura abaixo de 700 mV para determinação de CPT em solução de NaCl 1M para amostras PM-HIP e HR.
Fonte: A própria autora.

4.7.Polarização Anódica Potenciodinâmica Cíclica

A figura 66 mostra as curvas de polarização cíclica das amostras PM-HIP e HR. Os dados da tabela 15 apresentam os parâmetros obtidos a partir das curvas de polarização potenciodinâmica cíclica das amostras analisadas.



(a)



(b)

Figura 66 - Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica. (a) HR; (b) PM-HIP.
Fonte: A própria autora.

Tabela 15 - Parâmetros eletroquímicos calculados pelas curvas de polarização.

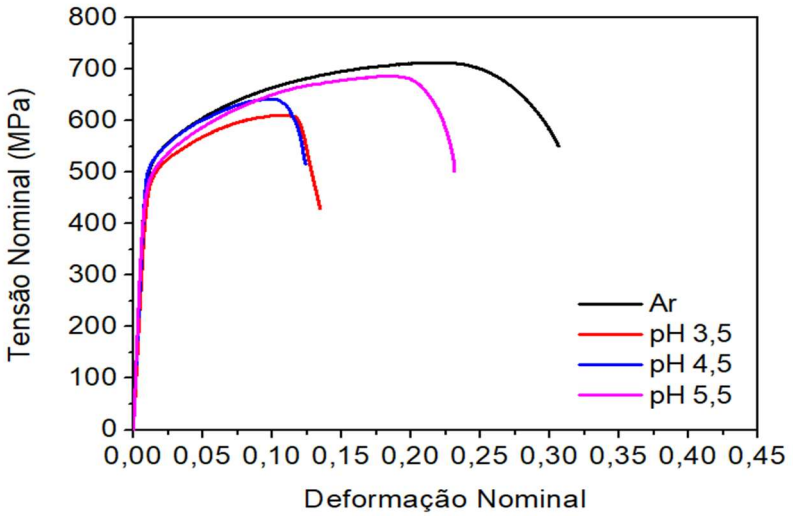
AID	E_{pite} (V_{SCE})	E_{rep} (V_{SCE})	E_{corr} (V_{SCE})	$E_{pite} - E_{corr}$	Área do loop de histerese
HR	0,2528	0,0300	-0,1810	0,4339	5,8259E-4
PM-HIP	0,2574	-0,0394	-0,2281	0,4856	12,3431E-4

Fonte: A própria autora.

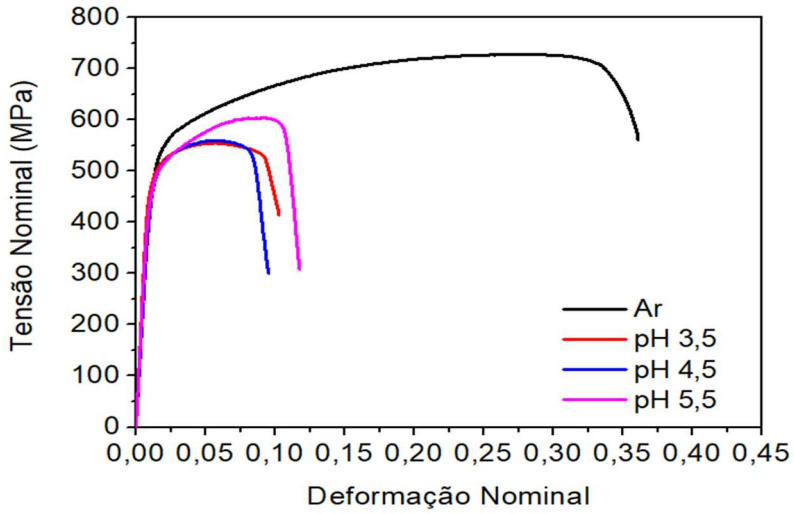
Resultados obtidos no ensaio de polarização cíclica demonstraram que, considerando composição química semelhante e independentemente do processo de fabricação, HR e PM-HIP apresentaram valores aproximados de potencial de pite (E_{pite}). Entretanto, a diferença entre o E_{pit} e o E_{corr} foi menor para amostra HR, indicando que a resistência à corrosão por pite será maior para este aço do que para o PM-HIP (GUILHERME *et al.*, 2023). E essa tendencia foi confirmada, pela área do loop da histerese que foi maior para PM-HIP, uma vez que, quanto maior a área do loop menor a resistência por pites (SILVA, 2023).

4.8. Ensaios de tração sob baixa taxa de deformação (BTD)

A Figura 67 mostra as curvas de tensão nominal versus deformação nominal do ensaio de tração sob BTD dos materiais PM-HIP e HR ensaiados no ar e nas soluções de teste com os níveis de pH 3,5, 4,5 e 5,5. Para esta comparação, apenas uma curva representativa por condição foi incluída.



(a)



(b)

Figura 67 - Curvas de tensão nominal versus deformação nominal do ensaio de tração sob BTD. (a) HR; (b) PM-HIP.
Fonte: A própria autora.

A Tabela 16 apresenta as propriedades mecânicas obtidas de todas as curvas do ensaio de tração sob BTD. Para amostras testadas no ar, ambos os materiais mostram comportamento dúctil e propriedades típicas do aço 2205 solubilizado. Quando submetidos a testes com pH 3,5 e 4,5, ambos os materiais (HR e PM-HIP) experimentaram uma perda considerável de ductilidade e tenacidade. A comparação das curvas com pH 5,5 é interessante porque o material HR não foi afetado significativamente, enquanto o material PM-HIP foi bastante.

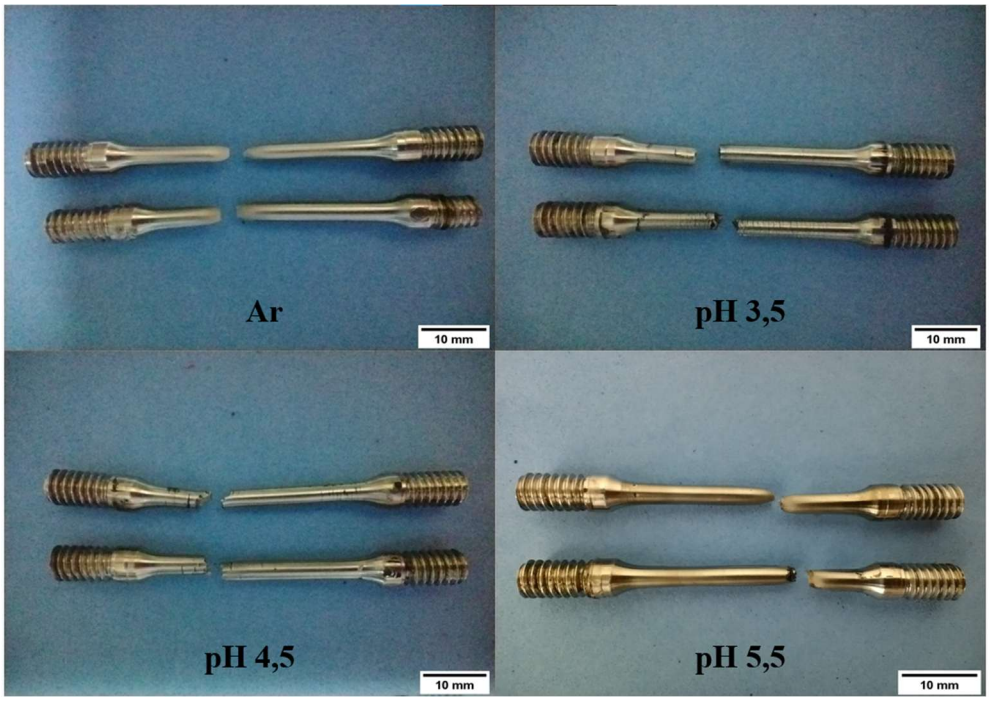
Tabela 16 - Propriedades mecânicas do HR e PM-HIP

Material - pH	σ_e (MPa)	σ_{RT} (MPa)	Alongamento (%)		Redução de área (%)	Area σ × ε (MPa)
			Total	Uniforme		
HR (Ar)	488	714	33,5	21,6	82,1	219
PM-HIP (Ar)	485	728	37,7	26,8	73,3	257
HR (pH 3.5)	465	613	13,9	9,0	24,0	80
PM-HIP (pH 3.5)	458	555	9,7	4,6	15,6	53
HR (pH 4.5)	502	642	9,4	8,0	23,4	57
PM-HIP (pH 4.5)	482	566	7,3	3,1	11,0	35
HR (pH 5.5)	463	687	23,6	17,2	77,4	149
PM-HIP (pH 5.5)	447	610	11,6	7,4	9,1	64

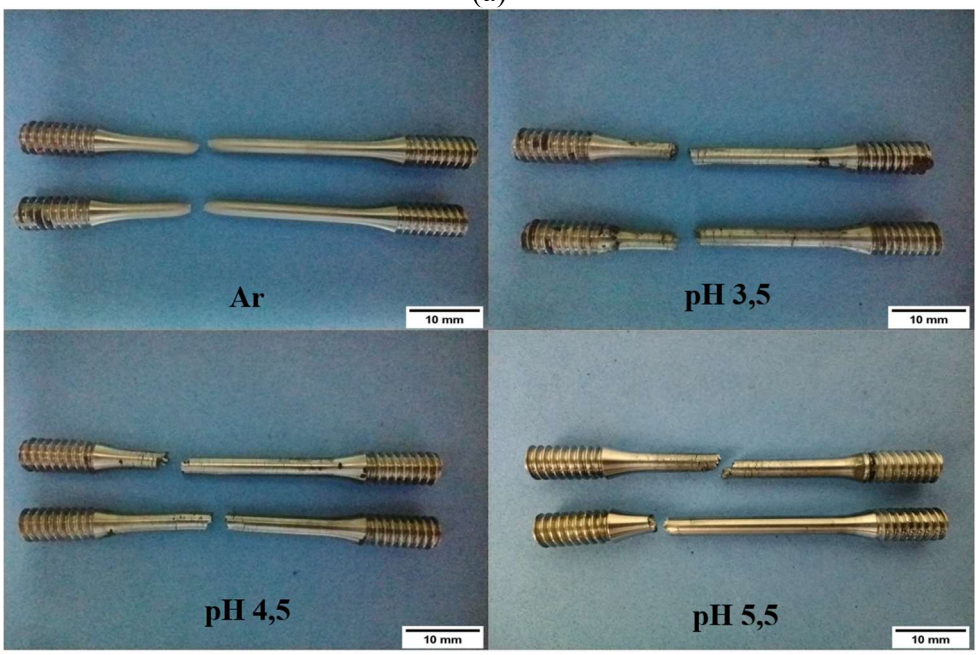
Fonte: A própria autora.

A figura 68(a-b) apresenta um registro fotográfico dos corpos de prova fraturados após o ensaio de tração sob BTD. Essas fotografias permitem observar características genéricas do tipo de fratura de cada condição analisada. Por exemplo, para os corpos de prova ensaiados ao ar há uma exibição aparente de estricção. Esse mesmo comportamento também foi verificado na condição HR pH 5,5; enquanto nas demais condições, houve uma percepção característica de superfície frágil de planos de clivagem.

As Figuras 69 e 70 mostram as macrografias das amostras após o ensaio de tração sob BTD. Para aquelas ensaiadas ao ar (Figura 69 (a-b)) observou-se o aspecto de "taça e cone" característico de fratura dúctil (ASM HANDBOOK 1, 1990). Para as amostras ensaiadas em ambiente corrosivo em diferentes pH's (Figura 69 (c-h)), exceto para a laminada a quente pH 5,5 (Fig. 69 (g)), foram observadas trincas secundárias resultantes da fragilização do material (MCINTYRE *et al.*, 1988). As trincas secundárias foram mais pronunciadas nas amostras com pH 3,5; decorrente à maior severidade do meio (*severe sour*) como mostrado na figura 52. A amostra laminada a quente pH 5,5 apresentou comportamento semelhante ao apresentado pelas condições ao ar, ou seja, aspecto de "taça e cone" e ausência de trinca secundária. Na figura 70, as macrografias mostram o detalhe das amostras sob condições de pH 3,5 e pH 5,5; que são, respectivamente, as de maior e menor severidade do meio de acordo com a Norma NACE MR0175/ISO 15156-2 (ISO 15156-2, 2015). É possível observar, pelo maior número de trincas, que as amostras de PM-HIP (Figura 70b, d) eram muito mais frágeis do que as de HR.



(a)



(b)

Figura 68 - Corpos de prova após o ensaio de BTD. (a) HR; (b) PM-HIP.
Fonte: A própria autora.

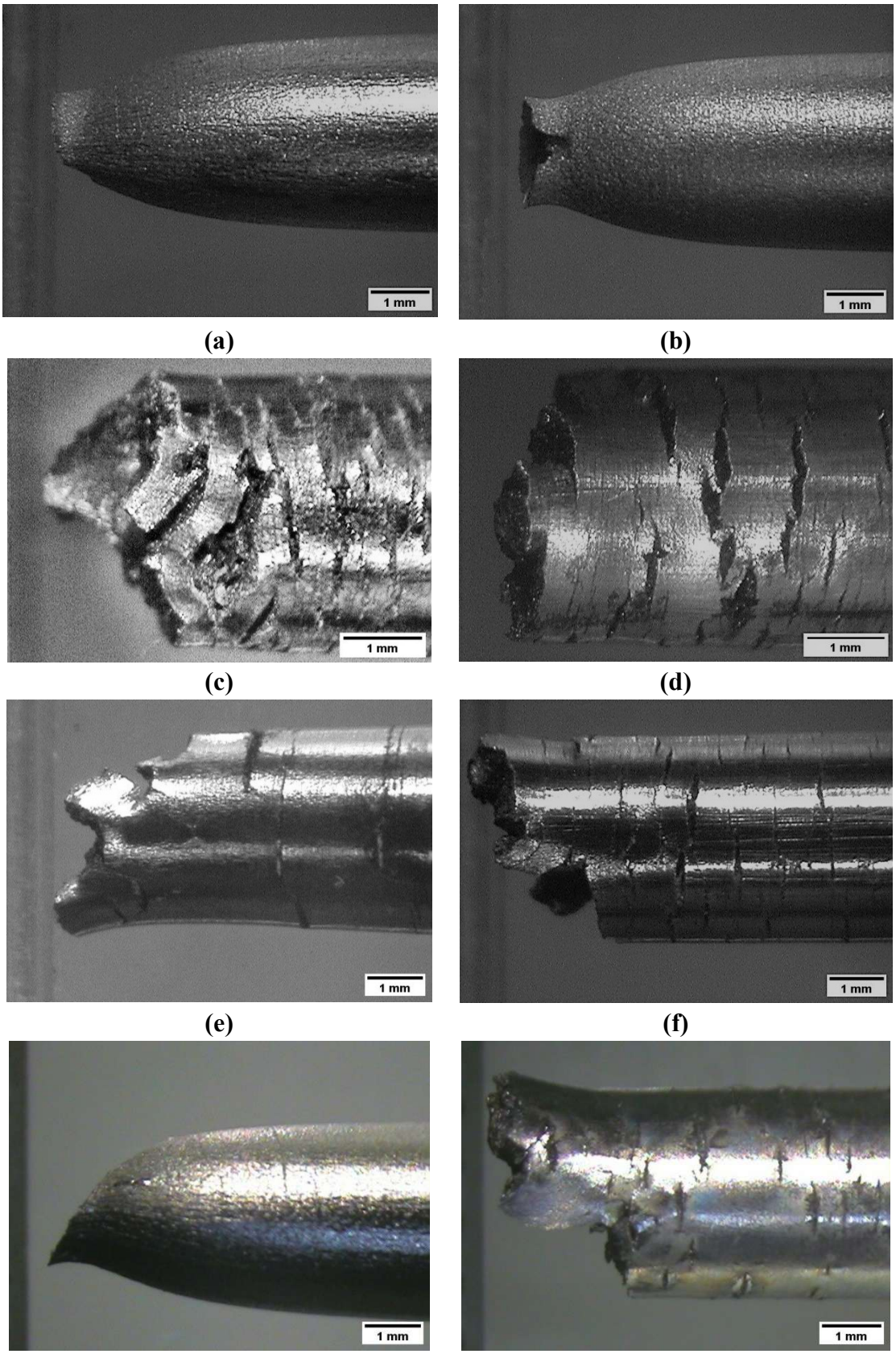
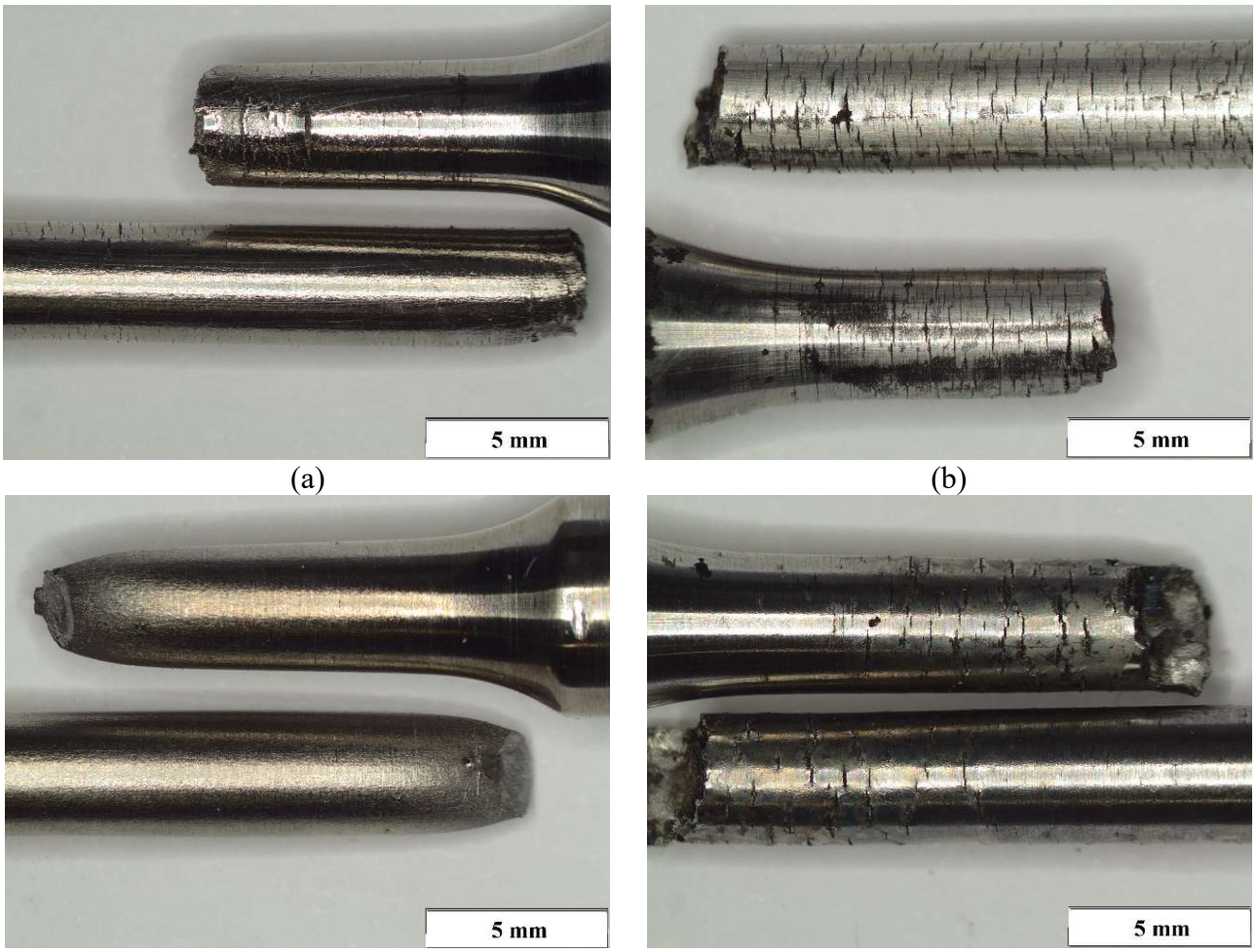


Figura 69 - Macrografias dos AIDs 2205 depois ensaio de BTD (a) HR ao ar; (b) PM-HIP ao ar; (c) HR pH 3,5; (d) PM-HIP pH 3,5; (e) HR pH 4,5; (f) PM-HIP pH 4,5; (g) HR pH 5,5; (h) PM-HIP pH 5,5.

Fonte: A própria autora.



(a) (b)

(c) (d)

Figura 70 - Macrografia dos corpos de prova de BTD fraturados. (a) HR 3,5; (b) PM-HIP 3.5; (c) HR 5,5; (d)PM-HIP 5,5.

Fonte: A própria autora

A Figura 71 mostra trincas secundárias na microestrutura das amostras que apresentaram comportamento frágil. Nas micrografias, a fase ferrita apresenta cores mais escuras e a fase austenita apresenta cores mais claras. Para ambos os materiais, a dissolução seletiva da fase ferrita é o modo preferencial de propagação. Observa-se que a fase ferrita se deteriorou preferencialmente, bem como alguns grãos de austenita foram preservados no interior das trincas (círculos vermelhos), indicando que esta fase foi mais resistente ao ambiente. A propagação de trincas através da austenita e dos contornos austenita/ferrita também foi observada.

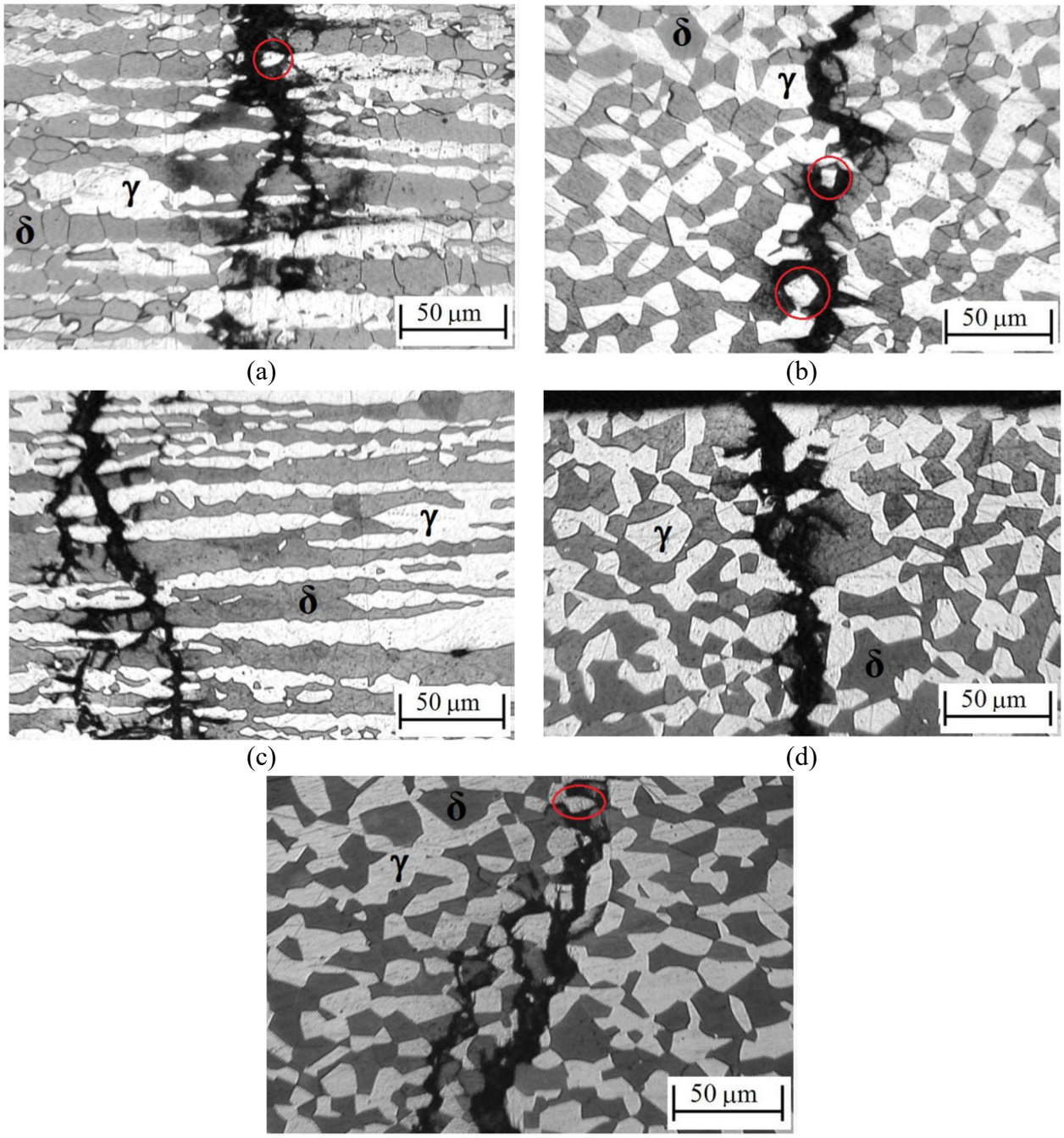


Figura 71 - Micrografias dos AIDs 2205 depois ensaio de BTD reveladas com o ataque Behara: (a) HR 3,5; (b) PM-HIP 3,5; (c) HR 4,5; (d) PM-HIP 4,5; (e) PM-HIP 5,5.
Fonte: A própria autora.

As amostras de HR e PM-HIP submetidos a tração sob BTD em pH 3,5 e 4,5 e a amostra de PM-HIP testado em pH 5,5 apresentaram comportamento frágil. A análise da Figura 71 sugere que a propagação de trincas ocorre preferencialmente através da fase ferrita. Tal comportamento também foi observado por Topolska e Labanowski (TOPOLSKA; ŁABANOWSKI, 2017). Segundo eles, as trincas iniciam nos contornos de fase austenita-ferrita. A propagação das trincas geralmente prossegue ao longo dos

contornos de fase ou através de grãos de ferrita. Observou-se que as trincas eram frequentemente interrompidas em grãos de austenita alongados e perpendiculares, ou os ultrapassavam.

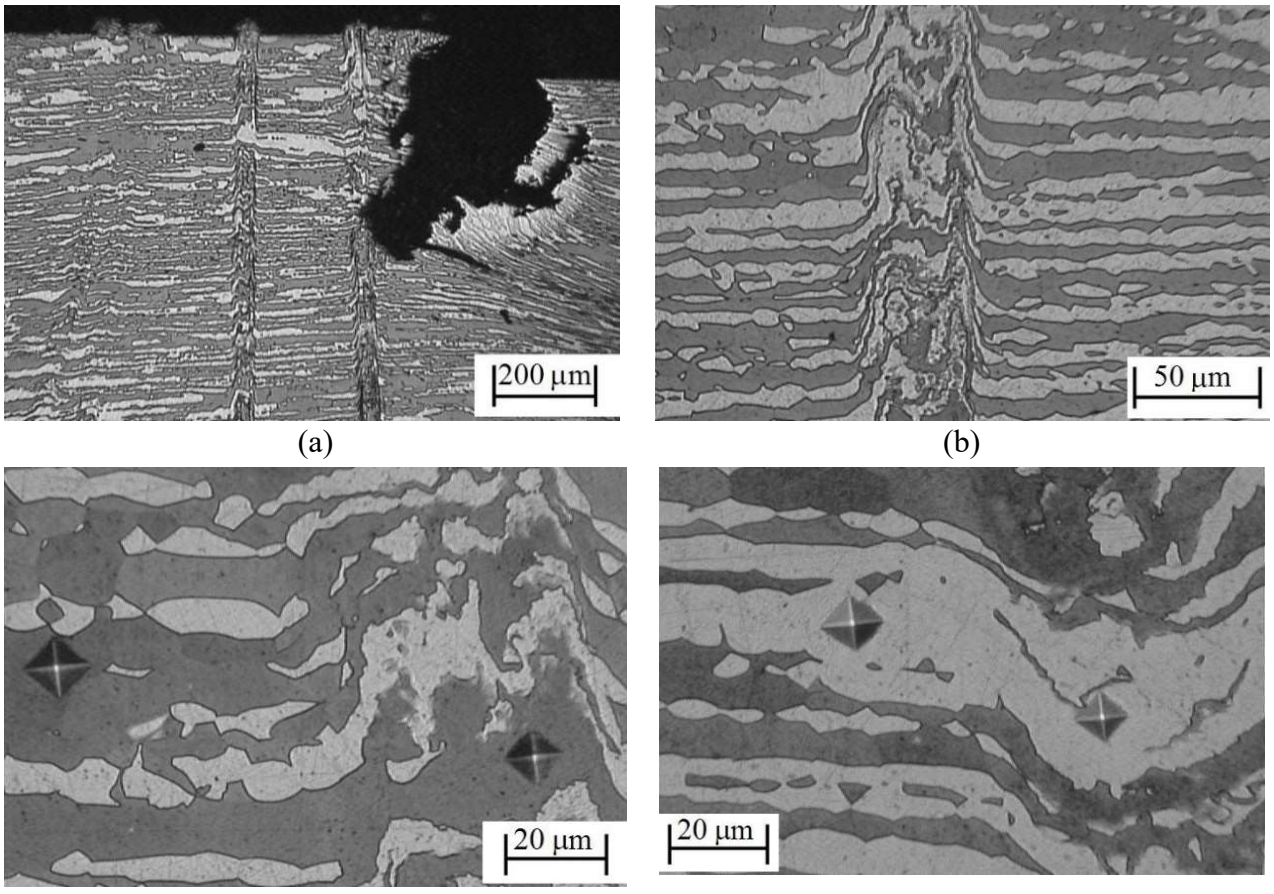
O efeito da dissolução seletiva de ferrita, ataque seletivo de corrosão ou dissolução ativa também foi observado em aços duplex por outros autores (CALUSCIO DOS SANTOS; MAGNABOSCO, 2008; COLLI *et al.*, 2013; FEMENIA *et al.*, 2001; SYMNIOTIS, 1990).

De acordo com Tseng et al. (2003), um núcleo de trinca poderia se desenvolver se a dissolução seletiva da fase ferrita continuasse, favorecida pela baixa taxa de deformação (TSENG *et al.*, 2003). Lo e Tsai (2007) estudaram a trinca induzida por hidrogênio em amostras de AIDs 2205 previamente submetidos à carga eletrolítica em solução de H_2SO_4 0,5 mol/L e descobriram que a penetração da trinca de clivagem da ferrita fragilizada formou embriões de trinca na fase austenita (LO; TSAI, 2007). Por outro lado, Bhattacharya e Singh (2007) observaram a nucleação e propagação preferencial de trincas na fase austenítica de um DSS 2205 que falhou devido à corrosão sob tensão (CST) em solução contendo sulfeto (BHATTACHARYA; SINGH, 2007). Laitinen e Hänninen (1996) compararam a resistência à corrosão sob tensão de aços inoxidáveis duplex produzidos por forjamento (forjamento comercial) e metalurgia do pó (PM) com prensagem isostática a quente (HIP). Segundo eles, o ataque seletivo por corrosão pode ser mais prejudicial nos AID forjados do que em AID PM-HIP, pois as áreas dissolvidas são alongadas e estão situadas paralelamente à direção de crescimento de trincas por corrosão sob tensão (LAITINEN; HÄNNINEN, 1996). No caso de Laitinen e Hänninen, as trincas nos forjados foram paralelas ao crescimento de grãos. Neste trabalho, a resistência à corrosão sob tensão do aço laminado a quente foi superior à do aço PM-HIP e, as trincas foram perpendiculares à direção da laminação a quente. A microestrutura preferencialmente orientada do laminado serviu como uma espécie de barreira à propagação de trincas, enquanto no PM-HIP as trincas se propagam mais facilmente.

4.8.1. Microdureza Vickers

Além das trincas secundárias, linhas de deformação perpendiculares à direção de laminação também foram observadas no corpo de prova HR ensaiado com pH 4,5, conforme mostrado na Figura 72(a-d). Tais linhas de deformação têm a aparência de ondas e provavelmente caracterizam uma barreira à propagação de trincas próximo à

região afetada. Para ambas as fases, austenita e ferrita, foi verificado um aumento de dureza nessas linhas de deformação. A microdureza na região ondulada foi de 366 HV para ferrita e 343 HV para austenita, muito superior às áreas adjacentes, 285 HV para ferrita e 312 HV para austenita. As Figuras 72(c-d) mostram as indentações para as medidas de dureza Vickers. Não foram observadas linhas de deformação em outras amostras.



(a) (b)

(c) (d)

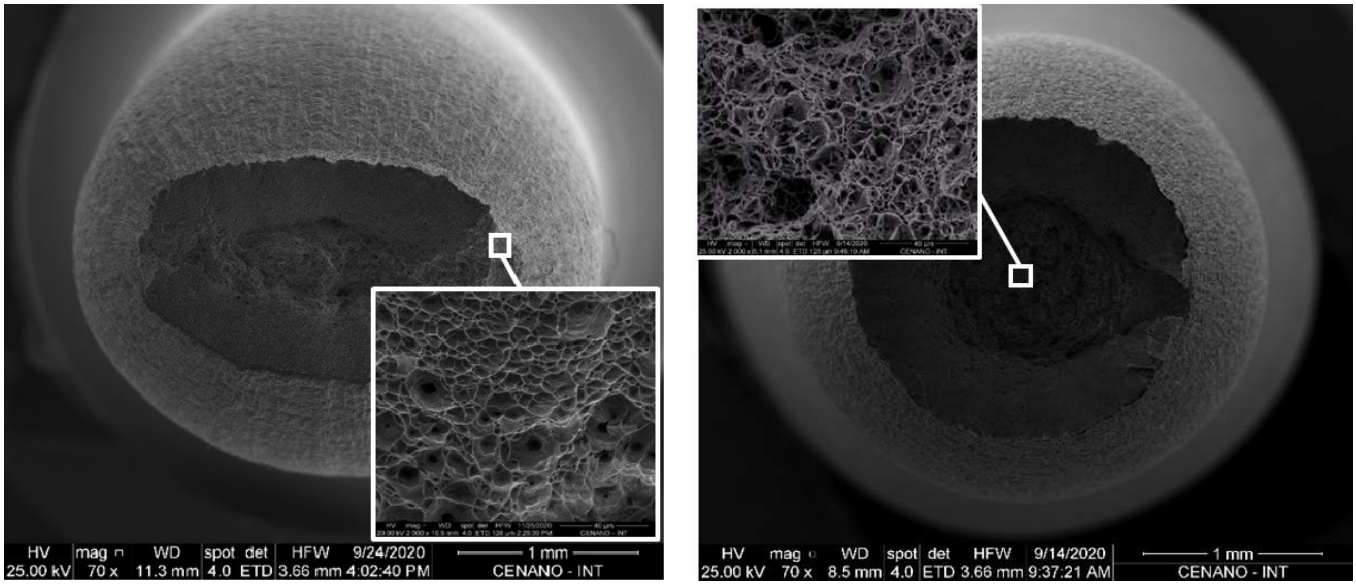
Figura 72 - Linhas de deformação perpendiculares à direção de laminação observadas no corpo de prova ensaiado com pH 4,5, reveladas com o ataque de Behara: (a) barreira à propagação de trincas próximo à região afetada; (b) aparecimento de ondas; (c) e (d) indentações na região ondulada e áreas adjacentes.

Fonte: A própria autora.

4.8.2. Análise fractográfica

A observação das superfícies de fraturas foi conduzida no MEV, e algumas imagens selecionadas são mostradas nas Figuras 73, 74, 75 e 76. Macroscopicamente, a fratura da amostra HR testada ao ar (figura 73 (a)) é dúctil, mas apresenta formato elíptico devido à anisotropia da microestrutura laminada a quente. Já amostra PM-HIP ao ar

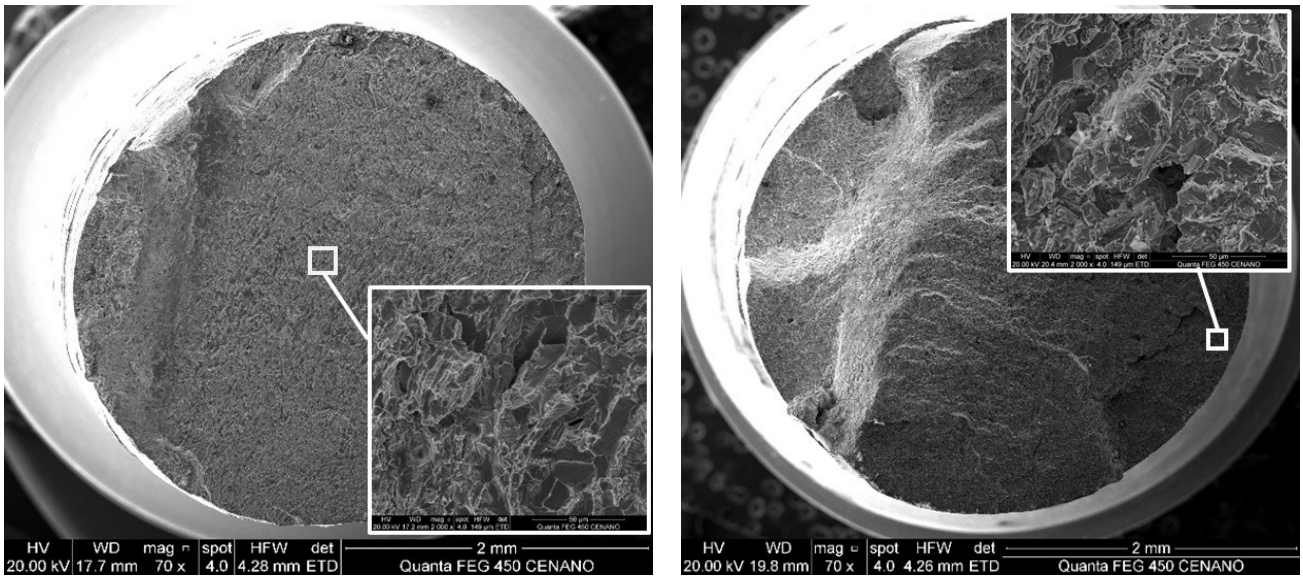
(figura 73 (b)), também dúctil, tem uma superfície de fratura esférica, devido a microestrutura isotrópica propiciada pela prensagem isostática a quente. Microscopicamente, ambos os materiais (PM-HIP e HR), quando testados ao ar, apresentaram microvazios (*dimples*) em todas as regiões da superfície da fratura. As amostras HR testadas em pH 5,5 (Figura 76 (a)) mostraram comportamento semelhante às amostras testadas no ar. As superfícies de fratura amostras HR e PM-HIP (figuras 74 e 75) testados em pH 3,5 e pH 4,5 e as amostras PM-HIP testados em pH 5,5 (figura 76 (b)) apresentaram-se macroscopicamente frágeis. Microscopicamente, a amostra HR pH 3,5 (figura 74 (a)) mostra facetas de clivagem e microvazios, onde a clivagem é típica da ferrita, enquanto microvazios e quase clivagem estão associados à austenita. Nas Figuras 75(b) e 76(b), das amostras PM-HIP, é possível observar a coexistência de clivagem e trincas intergranulares.



(a) (b)

Figura 73 - Superfícies de fratura das amostras de tração sob BTD ensaiadas ao ar. (a) HR; (b) PM-HIP.

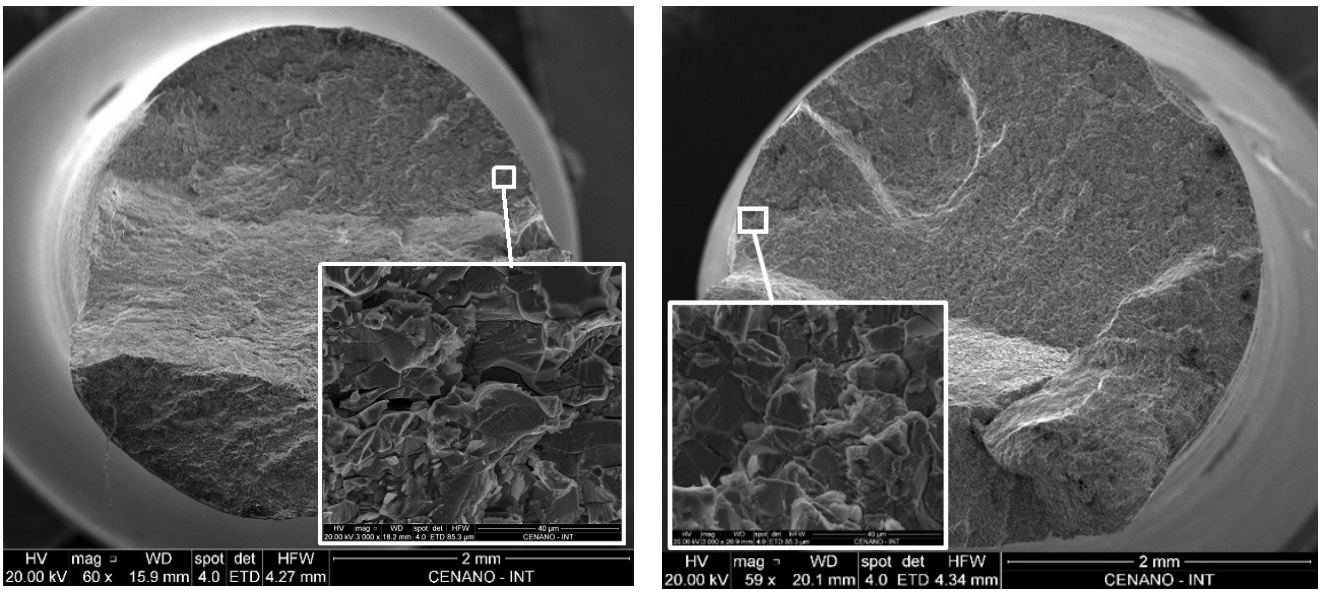
Fonte: a própria autora



(a) (b)

Figura 74 - Superfícies de fratura das amostras de tração sob BTD ensaiadas ao meio corrosivo com pH 3,5: (a) HR; (b) PM-HIP.

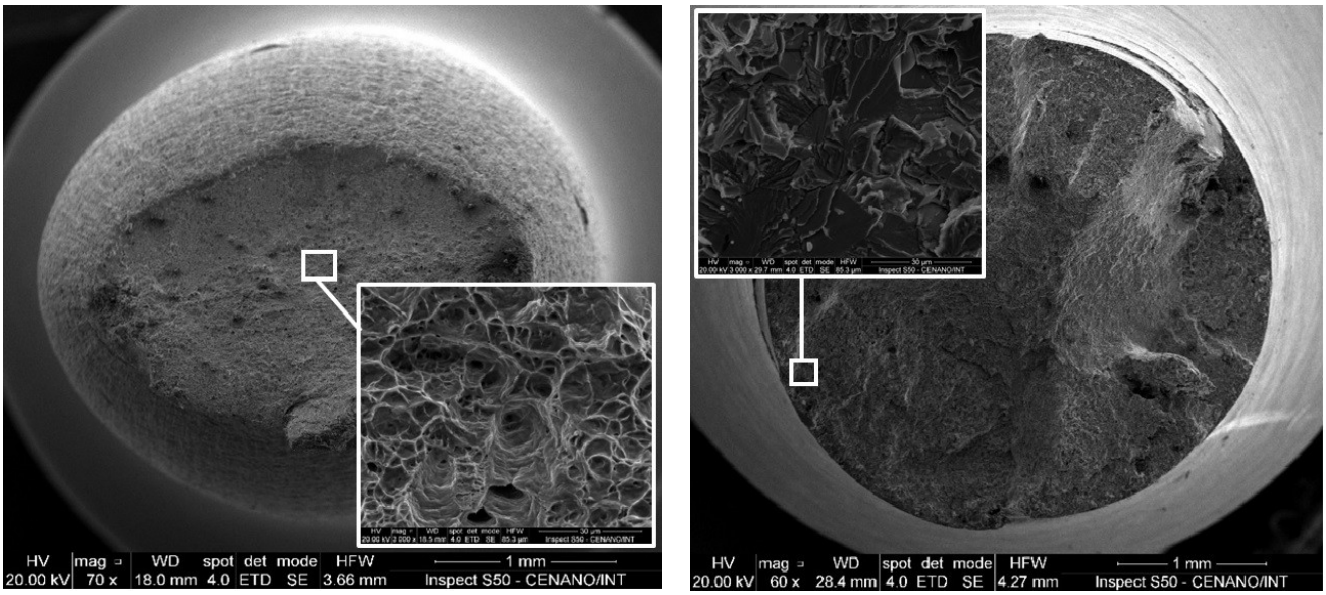
Fonte: a própria autora



(a) (b)

Figura 75 - Superfícies de fratura das amostras de tração sob BTD ensaiadas ao meio corrosivo com pH 4,5: (a) HR; (b) PM-HIP.

Fonte: a própria autora



(a) (b)

Figura 76 - Superfícies de fratura das amostras de tração sob BTD ensaiadas ao meio corrosivo com pH 5,5: (a) HR; (b) PM-HIP.
Fonte: a própria autora

4.8.3. Relações de suscetibilidade

A Tabela 17 mostra as relações de suscetibilidade calculadas, comparando os dados de cada curva na solução de teste com os valores médios dos espécimes testados no ar.

Tabela 17 - Relações de suscetibilidade obtidas a partir de dados BTD (a suscetibilidade a CST é maior quando RE, REU, RRA e RAreaσxε são menores).

Material	pH	RE	REU	RRA	$R_{Areaσxε}$
HR	3,5	0,416	0,417	0,292	0,367
	4,5	0,282	0,366	0,285	0,263
	5,5	0,705	0,794	0,943	0,681
PM-HIP	3,5	0,257	0,171	0,213	0,206
	4,5	0,193	0,116	0,149	0,136
	5,5	0,308	0,276	0,124	0,249

Fonte: A própria autora.

De acordo com as categorias de comportamento, os materiais podem ser considerados "suscetíveis" (categoria 5) à corrosão sob tensão por H_2S, quando as relações de suscetibilidade são menores que 0,50. Nesta categoria, o empescoçamento é limitado e trincas secundárias são observadas (MCINTYRE *et al.*, 1988). A partir desses

critérios, ambos os materiais foram suscetíveis em ensaios com pH 3,5 e 4,5, mas as relações de suscetibilidade (RE, REU, RRA e $R_{Areaσχε}$) do HR foram maiores do que as do PM-HIP. Na solução de teste com pH 5,5, o aço HR foi dúctil e o PM-HIP foi frágil. As relações de suscetibilidade indicam que, o PM-HIP foi suscetível, enquanto que o HR variou entre as categorias 1, 2 e 3, assumindo comportamento de "levemente suscetível" a "imune". As razões de suscetibilidade e a análise de fratura corroboram a superioridade do aço HR em pH 5,5. O ensaio de tração sob BTD realizado neste trabalho sugere que o aço HR é menos suscetível à corrosão sob tensão por sulfeto nas soluções de teste do que o aço PM-HIP.

5. CONCLUSÕES

O ensaio de tração sob baixa taxa de deformação foi usado para comparar a suscetibilidade a corrosão sob tensão por sulfetos de dois aços inoxidáveis duplex UNS S32205, um produzido por metalurgia do pó com prensagem isostática a quente (PM-HIP) e outro por processamento de tubos sem costura por laminação a quente (HR). As soluções de teste continham 120 g/L de NaCl, pressão parcial de H_2S (p_{H2S}) de 1,5 psi e níveis de pH 3,5, 4,5 e 5,5. Ambos os aços receberam o mesmo tratamento de solubilização a 1060º C por 1 h e resfriamento em água. As conclusões deste estudo são:

- Os aços apresentaram satisfatórias proporções de ferrita/austenita e com microestruturas com grãos uniformes e sem segregações nos contornos, o que indica que o tratamento térmico de solubilização foi adequado e eficaz;
- A metalurgia do pó produziu um material isotrópico com granulometria fina de austenita (10,4 ± 1,6 μm) e ferrita (9,3 ± 1,8 μm). O aço HR tem uma microestrutura anisotrópica típica do processamento de laminação a quente. Na direção longitudinal, os tamanhos de grão foram de 20,0 ± 5,8 μm para austenita e 23,3 ± 6,9 μm para ferrita. Na direção transversal, os tamanhos de grão foram de 9,9 ± 1,8 μm e 11,6 ± 3,2 μm para austenita e ferrita, respectivamente. Na direção transversal, os tamanhos de grão foram de 6,0 ± 1,1 μm para austenita e 6,4 ± 1,2 μm para ferrita;
- As curvas tensão-deformação verdadeiras de HR e PM-HIP do ensaio de tração convencional foram modeladas com as equações de Hollomon e Ludwik. O modelo de encruamento Ludwik foi considerado o mais adequado ao estudo desses materiais, obtendo-se os melhores coeficientes de correlação;
- A tenacidade medida no corpo de prova longitudinal Charpy de HR com entalhe em V orientado na direção da espessura foi superior ao PM-HIP, devido ao tamanho de grão mais fino nesta direção para propagação de trinca. Assim, os tamanhos dos *dimples* dos corpos de prova Charpy de impacto foram significativamente maiores no aço HR;
- As temperaturas críticas de pites (CPT) medidas pelo método ASTM G-150 foram semelhantes (52 e 54ºC), com valores típicos de aços inoxidáveis duplex com microestruturas com proporção adequada de ferrita/austenita e livres de fases deletérias;

- A diferença entre o E_{pit} e o E_{corr} foi menor para amostra HR, indicando que a resistência à corrosão por pite será maior para este aço do que para o PM-HIP. E essa tendência foi confirmada, pela área do loop da histerese que foi maior para PM-HIP, uma vez que, quanto maior a área do loop menor a resistência por pites;
- HR e PMHIP apresentaram uma grande perda de ductilidade e tenacidade nos ensaios de tração sob BTD com as soluções de teste com pH 3,5 e 4,5. Trincas secundárias foram observadas em ambos os ambientes;
- As superfícies de fratura das amostras HR e PM-HIP testados em pH 3,5 e 4,5 e as amostras PM-HIP testados em pH 5,5 mostraram comportamento frágil;
- As amostras HR testadas com pH 4,5 apresentaram linhas de deformação perpendiculares à direção de laminação. Essas linhas de deformação localizadas apresentam dureza superior às áreas vizinhas;
- Amostras de PM-HIP e HR foram fragilizadas em testes com pH 3,5 e 4,5, mas as relações de suscetibilidade foram maiores para o HR, indicando menor suscetibilidade deste material;
- Os ensaios com pH 5,5 confirmaram a maior resistência do aço HR a corrosão sob tensão por sulfetos. As amostras PM-HIP apresentaram comportamento frágil, enquanto as HR foram dúcteis. As relações de suscetibilidade indicam que, o PM-HIP foi suscetível, enquanto que o HR apresentou comportamento de “levemente suscetível” a “imune”;
- A propagação de trincas ocorre preferencialmente através da fase ferrítica, principalmente no aço PM-HR. Clivagem e trincas intergranulares foram encontradas na análise da superfície de fratura. O aço HR possui uma microestrutura anisotrópica com ilhas de austenita alongadas. Quando as trincas se propagam de forma perpendicular às ilhas alongadas, estas atuam como uma barreira mais eficaz à propagação de trincas do que a microestrutura isotrópica do aço PM-HIP;
- Dentre os processos de fabricação apresentados (HR e PM-HIP) para o aço inoxidável duplex UNS S32205, nas condições de suscetibilidade à corrosão sob tensão por sulfetos a que foram submetidos, a laminação a quente obteve resultados mais satisfatórios de resistência à corrosão do que os da metalurgia do pó, entretanto, esse fato não desqualifica esse processo, de modo que conforme a aplicação desejada o PM-HIP pode se tornar uma opção interessante.

6. TRABALHOS FUTUROS

Visando a continuidade das atividades desenvolvidas neste trabalho e expansão dos conhecimentos aqui adquiridos, seguem, a critério de sugestão, as seguintes pesquisas:

- Aprofundar os estudos relacionados a corrosão sob tensão por sulfetos usando os ensaios de tração sob baixa taxa de deformação (BTD) com um pH fixo e variando outros parâmetros, como por exemplo, meio corrosivo, pressões parciais ou temperatura de ensaio;
- Uso de técnicas de ensaio complementares, como por exemplo, difração de raios-X para verificar precipitados e fases deletérias;
- Aprofundar os estudos referentes a corrosão sob tensão por sulfetos utilizando outro método de ensaio para avaliar a susceptibilidade a corrosão sob tensão, tais como flexão, U-bend ou C-ring, comparando os resultados obtidos nos ensaios de tração sob BTD e relacionando a severidade de cada ensaio;
- Comparar o 2205 laminado a quente com um 2205 forjado. Uma vez que, os forjados apresentam uma microestrutura de grãos contínuos com fibras unidirecionais que tendem a fortalecer a peça, a comparação entre esses dois aços parece algo interessante no sentido de observar o efeito das ilhas de austenita;
- Comparar o 2205 laminado a quente com diferentes graus de aços inoxidáveis duplex laminados a quente, como por exemplo o 2507.

7. PRODUÇÃO CIENTÍFICA

BARROS, T. S.; PECLY, P. H. R.; PARDAL, J. M.; GONZAGA, A. C.; TAVARES, S. S. M. Comparison Between Hot Rolled and Powder Metallurgy–Hot Isostatic Pressing (PM-HIP) Processed Duplex Stainless Steel UNS S32205. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 31, n. 7, p. 5504–5510, 2022. DOI https://doi.org/10.1007/s11665-022-06616-8

GONZAGA, A. C.; **BARROS, T. S**.; BREVES, I. M. S.; PIMENTA, A. R.; TAVARES, S. S. M. Characteristics of Cracking Propagation During Sulfide Stress Corrosion of Hot-Rolled Duplex Stainless Steel 2205. **Journal of Failure Analysis and Prevention**, v. 24, n. 1, p. 309–317, 2024. DOI https://doi.org/10.1007/s11668-023-01838-x

BARROS, T. S.; TAVARES, S. S. M.; PIMENTA, A. R.; BATISTA, R. T.; VELASCO, J. a. C. Sulfide stress corrosion (SSC) susceptibilities of duplex stainless steels 2205 produced by powder metallurgy (HIP) and hot rolling. **Materials and Corrosion**, v. 75, n. 11, p. 1528–1538, 2024. DOI https://doi.org/10.1002/maco.202414418

BARROS, T. S.; TAVARES, S. S. M.; PIMENTA, A. R.; VELASCO, J. A. C.; BATISTA, R. T. Suscetibilidade à corrosão sob tensão por sulfeto de aços inoxidáveis duplex 2205 produzidos por metalurgia do pó e laminação a quente. In: **Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - CBECIMat, 2024**, Fortaleza. 25º CBECIMat, 2024. v. 1. p. 2051-2062. https://www.cbecimat.com.br/anais/PDF/MmeCo03-001.pdf

BARROS, T. S.; GONZAGA, A. C.; PIMENTA, A. R.; BRAGA, A. V. C.; TAVARES, S. S. M. Influence of Cold Deformation on the Behavior of Short Time Low Temperature Aging of Superduplex Stainless Steel UNS S39274. **Materials Research**, v. 28, p. 1-10, 2025.

8. REFERÊNCIAS

A HOSSEINI, V. Influence of multiple welding cycles on microstructure and corrosion resistance of a super duplex stainless steel. 2016. [*s. l.*], 2016.

ABNT NBR ISO 6507-1. Materiais metálicos - Ensaio de dureza Vickers - Parte 1: Método de ensaio. ABNT, , 2019.

AHMAD, Z. CHAPTER 4 - TYPES OF CORROSION: Materials and Environments. *Em*: AHMAD, Zaki (org.). Principles of Corrosion Engineering and Corrosion Control. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. p. 120–270. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780750659246500052. Acesso em: 18 maio 2025.

AL-SAADI, M. Microstructures and mechanical properties: Forged vs rolled bar in Sanmac 2205. Stainless Steel World, [*s. l.*], v. 28, 2016.

ALVAREZ-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREUIL, S. (org.). Duplex Stainless Steels. 1. ed. [*S. l.*]: Wiley, 2013. 2013. Disponível em: https://onlinelibrary.wiley.com/doi/book/10.1002/9781118557990. Acesso em: 1 ago. 2024.

ALVES, K. M. P.; LATTMANN, B. H. Corrosão: princípios, análises e soluções. 1. ed. Curitiba: Intersaberes, 2020. 2020.

ARCELORMITTAL. Duplex Stainless Steels Welding Guidelines. LE CREUSOT: Industeel ArcelorMittal, 2019. 2019. Disponível em: https://industeel.arcelormittal.com/wp-content/uploads/2021/03/Duplex-Stainless-Steels-Welding-Guidelines-EN-Juin-2019-Web.pdf.

ASHRAFI, H.; SHAMANIAN, M.; EMADI, R.; SAEIDI, N. A novel and simple technique for development of dual phase steels with excellent ductility. Materials Science and Engineering: A, [*s. l.*], v. 680, p. 197–202, 2017. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509316313259. Acesso em: 31 jul. 2024.

ASM HANDBOOK 1, volume 1. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. [*S. l.*]: ASM International, 1990. 1990.v. 1. Disponível em: https://dl.asminternational.org/handbooks/edited-volume/16/Properties-and-Selection-Irons-Steels-and-High. Acesso em: 1 ago. 2024.

ASM HANDBOOK 4, volume 4. Heat Treating. volume 4ed. [*S. l.*]: ASM International, 1990. 1990.

ASSDA. The Family of Duplex Stainless Steels. [*S. l.: s. n.*], 2023. Disponível em: https://www.assda.asn.au/blog/288-the-family-of-duplex-stainless-steels. Acesso em: 3 ago. 2025.

ASTM A370. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. ASTM International, , 2024. Disponível em: http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?A370-24A. Acesso em: 9 jan. 2025.

ASTM A789/A789M. Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Tubing for General Service. ASTM International, , 2018.

ASTM B962. Standard Test Methods for Density of Compacted or Sintered Powder Metallurgy (PM) Products Using Archimedes' Principle. ASTM International, , 2017.

ASTM E3-11. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. ASTM International, , 2017.

ASTM E23. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. ASTM International, , 2018.

ASTM E112-13. ASTM International. Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM International, , 2021. Disponível em: http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E112-13R21. Acesso em: 14 ago. 2024.

ASTM E407. Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. ASTM International, , 2015. Disponível em: http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E407-07R15E1. Acesso em: 19 ago. 2024.

ASTM E562. Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. ASTM International, , 2019.

ASTM G30. Standard Practice for Making and Using U-Bend Stress-Corrosion Test Specimens. ASTM International, , 2022. Disponível em: https://store.astm.org/g0030-22.html. Acesso em: 21 abr. 2025.

ASTM G38. ASTM. Practice for Making and Using C-Ring Stress-Corrosion Test Specimens. ASTM International, , 2021. Disponível em: http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?G38-01R21. Acesso em: 21 abr. 2025.

ASTM G39 − 99. Practice for Preparation and Use of Bent-Beam Stress-Corrosion Test Specimens. ASTM International, , 2016. Disponível em: http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?G39-99R16. Acesso em: 19 maio 2025.

ASTM G61-86. Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys. ASTM International, , 2018.

ASTM G129. Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Susceptibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking. ASTM International, , 2021.

ASTM G150-18. Test Method for Electrochemical Critical Pitting Temperature Testing of Stainless Steels. ASTM International, , 2018. Disponível em: http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?G150-18. Acesso em: 9 jan. 2025.

BADJI, R.; BOUABDALLAH, M.; BACROIX, B.; KAHLOUN, C.; BELKESSA, B.; MAZA, H. Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds. Materials Characterization, [*s. l.*], v. 59, n. 4, p. 447–453, 2008. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580307000964. Acesso em: 10 jul. 2025.

BAI, Y.; BAI, Q. 30 - Subsea Production Risers. *Em*: BAI, Yong; BAI, Qiang (org.). Subsea Engineering Handbook (Second Edition). Boston: Gulf Professional Publishing, 2019. p. 885–918. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780128126226000300. Acesso em: 9 ago. 2025.

BARUWA, A. D.; NDOU, N. Characteristics and properties of hot-deformed duplex stainless steel 2205: an overview. Materials Research Express, [*s. l.*], v. 12, n. 2, p. 022001, 2025. Disponível em: https://dx.doi.org/10.1088/2053-1591/adb2e2. Acesso em: 2 abr. 2025.

BECKER, L.; LENTZ, J.; KRAMER, B.; ROTTSTEGGE, A.; BROECKMANN, C.; THEISEN, W.; WEBER, S. Validation of the Powder Metallurgical Processing of Duplex Stainless Steels through Hot Isostatic Pressing with Integrated Heat Treatment. Materials, [*s. l.*], v. 15, p. 6224, 2022.

BEDDOES, J.; BIBBY, M. J. 6 - Powder metallurgy. *Em*: BEDDOES, J.; BIBBY, M. J. (org.). Principles of Metal Manufacturing Processes. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1999. p. 173–189. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780340731628500102. Acesso em: 9 jul. 2025.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, S. R. 12 - Stainless Steel. *Em*: BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, Sir Robert (org.). Steels (Third Edition). Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. p. 259–286. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780750680844500145. Acesso em: 1 ago. 2024.

BHATTACHARYA, A.; SINGH, P. M. Stress Corrosion Cracking of Welded 2205 Duplex Stainless Steel in Sulfide-containing Caustic Solution. Journal of Failure Analysis and Prevention, [*s. l.*], v. 7, n. 5, p. 371–377, 2007. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11668-007-9069-6. Acesso em: 31 jul. 2024.

BIEZMA, M.; BERLANGA-LABARI, C.; ARGANDOÑA, G. Relationship between Microstructure and Fracture Types in a UNS S32205 Duplex Stainless Steel. Materials Research, [*s. l.*], v. 16, p. 965–969, 2013.

BOILLOT, P.; PEULTIER, J. Use of Stainless Steels in the Industry: Recent and Future Developments. Procedia Engineering, [*s. l.*], v. 83, SYMPHOS 2013 - 2nd International Symposium on Innovation and Technology in the Phosphate Industry, p. 309–321, 2014. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705814011084. Acesso em: 10 jul. 2025.

BOLANHO, P. D. Manufatura mecânica: conformação dos metais. [*S. l.*]: Editora e Distribuidora Educacional S.A., 2021. 2021.

BONIARDI, M.; CASAROLI, A. Stainless Steels. [*S. l.: s. n.*], 2014. 2014.

BSSA. The Discovery of Stainless Steel – British Stainless Steel Association. [*S. l.: s. n.*], 2025. Disponível em: https://bssa.org.uk/bssa_articles/the-discovery-of-stainless-steel/. Acesso em: 3 ago. 2025.

CALUSCIO DOS SANTOS, D.; MAGNABOSCO, R. ESTUDO DA CORROSÃO SELETIVA EM AÇO UNS S31803 (SAF 2205) EM SOLUÇÃO 1M HCl. [*S. l.: s. n.*], 2008. 2008.

CHAPGAON, S. A. Material Selection in Oil and Gas Environments. *Em*: JAVAHERDASHTI, Reza; NWAOHA, Chikezie; TAN, Henry (org.). Corrosion and Materials in the Oil and Gas Industries. [*S. l.*]: CRC Press, 2013.

CHAUDHARI, A. Y.; DESHMUKH, D. D. Metallurgical investigations on corrosion behavior of simple and heat treated duplex stainless steel 2205 exposed to corrosive media. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, [*s. l.*], v. 810, n. 1, p. 012048, 2020. Disponível em: https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/810/1/012048. Acesso em: 17 mar. 2025.

CHEN, S.; RANA, R. Low-Density Steels. *Em*: RANA, Radhakanta (org.). High-Performance Ferrous Alloys. Cham: Springer International Publishing, 2021. p. 211–289. Disponível em: https://doi.org/10.1007/978-3-030-53825-5_6. Acesso em: 22 jul. 2025.

CHENG, C.-Q. Effect of U-Bending Deformation on Pitting Corrosion of 2205 Duplex Stainless Steel Under Wet-Dry Cycling of Chloride Salt Droplets. Versão 4255496. Rochester, NY: Social Science Research Network, 2022. SSRN Scholarly Paper. Disponível em: https://papers.ssrn.com/abstract=4255496. Acesso em: 23 abr. 2025.

CLEMENT, C.; PANUGANTI, S.; WARREN, P. H.; ZHAO, Y.; LU, Y.; WHEELER, K.; FRAZER, D.; GUILLEN, D. P.; GANDY, D. W.; WHARRY, J. P. Comparing structure-property evolution for PM-HIP and forged alloy 625 irradiated with neutrons to 1 dpa. Materials Science and Engineering: A, [*s. l.*], v. 857, p. 144058, 2022. Disponível em: Acesso em: 31 jul. 2024.

COLÁS, R.; TOTTEN, G. E. Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys. [*S. l.*]: CRC Press, 2016. 2016.(Metals and Alloys Encyclopedia Collection). v. Five-Volume Set.

COLLI, M.; CALUSCIO DOS SANTOS, D.; MORAIS, L. ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA NA CORROSÃO SELETIVA DO AÇO UNS S31803 EM SOLUÇÃO 1M HCL 1 STUDY OF TEMPERATURE INFLUENCE ON SELECTIVE CORROSION OF UNS S31803 STEEL IN SOLUTION 1M HCL. *Em*: 68º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2013, Belo Horizonte. Anais [...]. Belo Horizonte: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2013. p. 3136–3146.

COLPAERT, H.; SILVA, A. L. V. da C. e. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. [*S. l.*]: Editora Blucher, 2008. 2008.

CONTRERAS, A.; HERNÁNDEZ, S. L.; OROZCO-CRUZ, R.; GALVAN-MARTÍNEZ, R. Mechanical and environmental effects on stress corrosion cracking of low carbon pipeline steel in a soil solution. Materials & Design, [*s. l.*], v. 35, New Rubber Materials, Test Methods and Processes, p. 281–289, 2012. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S026130691100625X. Acesso em: 20 maio 2025.

DAUDT, D. D.; CAMPOS, L. C. R. USO DE DUTOS FLEXÍVEIS E UMBILICAIS NA PRODUÇÃO DE PETRÓLEO NOS CAMPOS DO PRÉ-SAL. Revista Tecnológica da Universidade Santa Úrsula, [*s. l.*], v. 7, n. 1, p. 98–143, 2024. Disponível em: https://revistas.icesp.br:443/index.php/TEC-USU/article/view/5392. Acesso em: 9 ago. 2025.

DE ASSIS, K. S.; SCHUABB, C. G. C.; LAGE, M. A.; GONÇALVES, M. P. P.; DIAS, D. P.; MATTOS, O. R. Slow strain rate tests coupled with hydrogen permeation: New possibilities to assess the role of hydrogen in stress corrosion cracking tests part I: Methodology and commissioning results. Corrosion Science, [*s. l.*], v. 152, p. 45–53, 2019. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X1831970X. Acesso em: 1 ago. 2024.

DELONG, W. T. Modified Phase Diagram for Stainless Steel Weld Metals. Metal Progress, [*s. l.*], p. 95–100, 1960.

DNV-RP-F112. Duplex stainless steel – design against hydrogen induced stress cracking. , 2018.

DONACHIE, M. J.; DONACHIE, S. J. Superalloys: A Technical Guide, 2nd Edition. [*S. l.*]: ASM International, 2002. 2002.

EBRAHIMI, N.; MOMENI, M.; KOSARI, A.; ZAKERI, M.; MOAYED, M. H. A comparative study of critical pitting temperature (CPT) of stainless steels by electrochemical impedance spectroscopy (EIS), potentiodynamic and potentiostatic techniques. Corrosion Science, [*s. l.*], v. 59, p. 96–102, 2012. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X12001114. Acesso em: 13 abr. 2025.

EGHBALI, F.; MOAYED, M. H.; DAVOODI, A.; EBRAHIMI, N. Critical pitting temperature (CPT) assessment of 2205 duplex stainless steel in 0.1 M NaCl at various molybdate concentrations. Corrosion Science, [*s. l.*], v. 53, n. 1, p. 513–522, 2011. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X10003999. Acesso em: 10 jul. 2025.

FALODUN, O. E.; MTSWENI, E. B.; OKE, S. R.; OLUBAMBI, P. A. Influence of Solution Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of a Hot-Rolled 2205 Duplex Stainless Steel. Journal of Materials Engineering and Performance, [*s. l.*], v. 30, n. 10, p. 7185–7194, 2021. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11665-021-05904-z. Acesso em: 8 maio 2023.

FARGAS, G.; MATEO, A. Effect of the annealing temperature on the mechanical properties, formability and corrosion resistance of hot-rolled duplex stainless steel. Journal of Materials Processing Technology, [*s. l.*], v. 209, p. 1770–1782, 2009.

FEDOROV, A.; KARASEV, V.; KOVALEV, P.; SHAPOSHNIKOV, N.; ZHITENEV, A. Development of Thermodynamic Criteria for Determining the Composition of Duplex Stainless Steels with High Corrosion Resistance. Materials, [*s. l.*], v. 17, n. 2, p. 294, 2024. Disponível em: https://www.mdpi.com/1996-1944/17/2/294. Acesso em: 10 jul. 2025.

FEMENIA, M.; PAN, J.; LEYGRAF, C.; LUUKKONEN, P. In situ study of selective dissolution of duplex stainless steel 2205 by electrochemical scanning tunnelling microscopy. Corrosion Science, [*s. l.*], v. 43, n. 10, p. 1939–1951, 2001. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X00001803. Acesso em: 31 jul. 2024.

FERREIRA, P. M.; PEREIRA, E. C.; PINHEIRO, F. W.; MONTEIRO, S. N.; AZEVEDO, A. R. G. Effect of Solution Heat Treatment by Induction on UNS S31803 Duplex Stainless Steel Joints Welded with the Autogenous TIG Process. Metals, [*s. l.*], v. 12, n. 9, p. 1450, 2022. Disponível em: https://www.mdpi.com/2075-4701/12/9/1450. Acesso em: 11 ago. 2025.

FRANCIS, R. The Role Of Duplex Stainless Steels For Downhole Tubulars. *Em*: 1993, [*s. l.*], . Anais [...]. [*S. l.*]: OnePetro, 1993. Disponível em: https://dx.doi.org/10.4043/7319-MS. Acesso em: 18 jul. 2025.

FRANCIS, R.; BYRNE, G. Duplex Stainless Steels—Alloys for the 21st Century. Metals, [*s. l.*], v. 11, n. 5, p. 836, 2021. Disponível em: https://www.mdpi.com/2075-4701/11/5/836. Acesso em: 8 maio 2025.

FREDRIKSSON, W.; PETRINI, D.; EDSTRÖM, K.; BJÖREFORS, F.; NYHOLM, L. Corrosion resistances and passivation of powder metallurgical and conventionally cast 316L and 2205 stainless steels. Corrosion Science, [*s. l.*], v. 67, p. 268–280, 2013. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X12005057. Acesso em: 31 jul. 2024.

GALAKHOVA, A.; PRATTES, K.; MORI, G. High-temperature high-pressure SCC testing of corrosion-resistant alloys. Materials and Corrosion, [*s. l.*], v. 72, n. 12, p. 1831–1842, 2021.

Disponível em: https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/maco.202112602. Acesso em: 31 jul. 2024.

GEMELLI, E. Corrosão: Introdução e Avaliação. Joinville–SC (Brasil): Universidade do Estado de Santa Catarina (UDESC), 2024. 2024. Disponível em: https://livro-corrosao.vercel.app/.

GENTIL, V. Corrosão. 3. ed. rev.-ed. Rio de Janeiro: LTC, 1996. 1996.

GENTIL, V. Corrosão / Vicente Gentil. 6. ed.-ed. Rio de Janeiro: LTC, 2011. 2011.

GONÇALVES, K. A. M. B.; SANTOS, D. B.; OLIVEIRA, T. R. de. Analysis of the Crystallographic Microtexture of a UNS S32205 and a UNS S32304 Duplex Stainless Steels After Cold Rolling and Heat Treatment. Materials Research, [*s. l.*], v. 21, p. e20170873, 2018. Disponível em: https://www.scielo.br/j/mr/a/HKG9zTmVxwZnfFj6cJkjM8N/?lang=en. Acesso em: 5 ago. 2025.

GROOVER, M. P. Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes, and Systems. [*S. l.*]: John Wiley & Sons, 2010. 2010.

GROOVER, M. P. Introdução aos Processos de Fabricação. Rio de Janeiro: LTC, 2021. 2021.

GUILHERME, L. H.; FUGIVARA, C. S.; BENEDETTI, A. V. Qualificação da superfície de tanques de bioprocessamento asséptico AISI 316L utilizando medidas eletroquímicas *in situ*. Matéria (Rio de Janeiro), [*s. l.*], v. 27, p. e20220183, 2023. Disponível em: https://www.scielo.br/j/rmat/a/RKDR3mZCYppWdYFF8h5w65m/abstract/?lang=pt. Acesso em: 26 jun. 2025.

GUNN, R. Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications. [*S. l.*]: Woodhead Publishing, 1997. 1997.

HAGHDADI, N.; LALEH, M.; CHEN, H.; CHEN, Z.; LEDERMUELLER, C.; LIAO, X.; RINGER, S.; PRIMIG, S. On the pitting corrosion of 2205 duplex stainless steel produced by laser powder bed fusion additive manufacturing in the as-built and post-processed conditions. Materials & Design, [*s. l.*], v. 212, p. 110260, 2021. Disponível em: https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0264127521008157. Acesso em: 29 set. 2023.

HEIDERSBACH, R. Metallurgy and Corrosion Control in Oil and Gas Production. 1. ed. [*S. l.*]: Wiley, 2011. 2011. Disponível em: https://onlinelibrary.wiley.com/doi/book/10.1002/9780470925782. Acesso em: 5 ago. 2025.

HENTHORNE, M. The Slow Strain Rate Stress Corrosion Cracking Test—A 50 Year Retrospective. Corrosion, [*s. l.*], v. 72, n. 12, p. 1488–1518, 2016. Disponível em: https://doi.org/10.5006/2137. Acesso em: 2 ago. 2024.

HILDERS, O. A.; SANTANA, M. G. Toughness and fractography of austenitic type 304 stainless steel with sensitization treatments at 973 K. Metallography, [*s. l.*], v. 21, n. 2, p. 151–164, 1988. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0026080088900134. Acesso em: 31 jul. 2024.

HJORTH, C.-G. HIP Powder Metal Near-Net Shapes for Demanding Environment and Applications. Journal of Iron and Steel Research, International, [*s. l.*], v. 14, n. 5, Supplement 1, p. 121–125, 2007. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1006706X08600643. Acesso em: 31 jul. 2024.

HOLLOMON, J. H. AIME. Tensile Deformation. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, , 1945.

IMOA. Orientações práticas para processamento dos aços inoxidáveis Duplex. 2ª edição ed. [*S. l.*]: Associação Internacional do Molibdenio, 2012. 2012. Disponível em: https://www.imoa.info/download_files/stainless-steel/Duplex_Stainless_Steel_Portuguese.pdf. Acesso em: 1 ago. 2024.

ISO 643. Steels — Micrographic determination of the apparent grain size International Organization for Standardization, , 2024. Disponível em: https://cdn.standards.iteh.ai/samples/75710/3b1a699d439e4128ae5296b9406a2ae8/SIST-EN-ISO-643-2024.pdf. Acesso em: 11 jul. 2025.

ISO 15156-1. Petroleum and natural gas industries — Materials for use in H2S-containing environments in oil and gas production — Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials ISO, , 2020. Disponível em: Acesso em: 5 ago. 2025.

ISO 15156-2. Petroleum and Natural Gas Industries— Materials for Use in H2S-Containing Environments in Oil and Gas Production. Part 2: Cracking-Resistant Carbon and Low-Alloy Steels, and the Use of Cast Irons. NACE International, , 2015.

ISO 15156-3. Petroleum and natural gas industries — Materials for use in H2S-containing environments in oil and gas production — Part 3: Cracking-resistant CRAs (corrosion-resistant alloys) and other alloys. NACE International, , 2020.

ISO 15510. Stainless steels — Chemical composition ISO, , 2014. Disponível em: https://www.iso.org/standard/61187.html. Acesso em: 5 ago. 2025.

ISO 17781. Petroleum, petrochemical and natural gas industries — Test methods for quality control of microstructure of ferritic/austenitic (duplex) stainless steels , 2017. Disponível em: https://www.iso.org/standard/60525.html. Acesso em: 5 ago. 2025.

ISO 21457. Petroleum, petrochemical and natural gas industries — Materials selection and corrosion control for oil and gas production systems ISO, , 2010. Disponível em: https://www.iso.org/standard/45938.html. Acesso em: 5 ago. 2025.

JITHIN, M.; HAMEED, A. A.; JOSE, B.; JACOB, A. Influence Of Heat Treatment On Duplex Stainless Steel To Study The Material Properties. International Journal of Scientific and Technology Research, [*s. l.*], v. 4, n. 02, p. 291–293, 2015. Disponível em: https://www.ijstr.org/final-print/feb2015/Influence-Of-Heat-Treatment-On-Duplex-Stainless-Steel-To-Study-The-Material-Properties.pdf.

KAUSHISH, J. P. MANUFACTURING PROCESSES. [*S. l.*]: PHI Learning Pvt. Ltd., 2010. 2010.

KAYSUNS PIPES. History Of Duplex Stainless Steel Has Been 90 Years. *Em*: STAINLESS STEEL PIPE AND FITTINGS | KAYSUNS. 2024. Disponível em: https://www.kaysuns.com/blog/90-years-of-development-history-of-duplex-stainless-steel/. Acesso em: 3 ago. 2025.

KHANNA, A. S. Selection of Materials for Oil and Gas Applications. *Em*: JAVAHERDASHTI, Reza; NWAOHA, Chikezie; TAN, Henry (org.). Corrosion and Materials in the Oil and Gas Industries. 1. ed. Boca Raton: CRC Press, 2013. p. 197–212.

KHOSHNAW, F.; GUBNER, R. Part I: General Aspects of Corrosion, Corrosion Control, and Corrosion Prevention. *Em*: CORROSION ATLAS CASE STUDIES. [*S. l.*]: Elsevier, 2020a. p.

xxv–xli. Disponível em: https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B978012818760902002X. Acesso em: 15 maio 2025.

KHOSHNAW, F.; GUBNER, R. Part II: Corrosion Topics. *Em*: CORROSION ATLAS CASE STUDIES. [*S. l.*]: Elsevier, 2020b. p. xliii–lxviii. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780128187609020031. Acesso em: 15 maio 2025.

KIMINAMI, C. S.; CASTRO, W. B. de; OLIVEIRA, M. F. de. Introdução aos processos de fabricação de produtos metálicos. [*S. l.*]: Editora Blucher, 2021. 2021.

KING, R. A. 11 - Sulfide stress cracking. *Em*: EL-SHERIK, A. M. (org.). Trends in Oil and Gas Corrosion Research and Technologies. Boston: Woodhead Publishing, 2017. (Woodhead Publishing Series in Energy). p. 271–294. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780081011058000115. Acesso em: 19 maio 2025.

KLAR, E.; SAMAL, P. K. Powder Metallurgy Stainless Steels: Processing, Microstructures, and Properties. [*S. l.*]: ASM International, 2007. 2007.

KNYAZEVA, M.; POHL, M. Duplex Steels: Part I: Genesis, Formation, Structure. Metallography, Microstructure, and Analysis, [*s. l.*], v. 2, n. 2, p. 113–121, 2013. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s13632-013-0066-8. Acesso em: 31 jul. 2024.

KUNZ, J.; BOONTANOM, A.; HERZOG, S.; SUWANPINIJ, P.; KALETSCH, A.; BROECKMANN, C. Influence of hot isostatic pressing post-treatment on the microstructure and mechanical behavior of standard and super duplex stainless steel produced by laser powder bed fusion. Materials Science and Engineering: A, [*s. l.*], v. 794, p. 139806, 2020. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509320308790. Acesso em: 1 ago. 2024.

ŁABANOWSKI, J.; RZYCHOŃ, T.; SIMKA, W.; MICHALSKA, J. Sulfate-reducing bacteria-assisted hydrogen-induced stress cracking of 2205 duplex stainless steels. Materials and Corrosion, [*s. l.*], v. 70, n. 9, p. 1667–1681, 2019. Disponível em: Acesso em: 13 ago. 2024.

LAITINEN, A.; HÄNNINEN, H. Chloride-Induced Stress Corrosion Cracking of Powder Metallurgy Duplex Stainless Steels. Corrosion, [*s. l.*], v. 52, p. 295–306, 1996.

LEE, J.-S.; JEON, S.-H.; PARK, Y.-S. Effects of Solution Annealing Temperature on the Galvanic Corrosion Behavior of the Super Duplex Stainless Steels. Journal of Materials Engineering and Performance, [*s. l.*], v. 22, n. 2, p. 557–562, 2013. Disponível em: https://link-springer-com.ez108.periodicos.capes.gov.br/article/10.1007/s11665-012-0255-7. Acesso em: 10 jul. 2025.

LEI, K.; Bai ,Jiaxin; AND WANG, B. Low temperature nitriding behavior in annealed 2205 duplex stainless steel. Heat Treatment and Surface Engineering, [*s. l.*], v. 6, n. 1, p. 2330740, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1080/25787616.2024.2330740. Acesso em: 11 jun. 2025.

LEMOISSON, F.; FROYEN, L. Understanding and improving powder metallurgical processes. *Em*: FUNDAMENTALS OF METALLURGY. [*S. l.*]: Elsevier, 2005. p. 471–502. Disponível em: https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9781855739277500121. Acesso em: 4 jun. 2025.

LESSA, C. R. de L.; MARTINAZZI, D.; FIGUEIREDO, A. P.; MACHADO, R. B.; FANEZI, C.; STROHAECKER, T. Microstructural behavior of SAF 2205 Duplex Stainless Steel Welded by Friction Hydro Pillar Processing. Materials Research, [*s. l.*], v. 19, p. 928–936, 2016. Disponível em: https://www.scielo.br/j/mr/a/XRfkJVYKMmmdk43Xwj7JJwD/?lang=en. Acesso em: 6 maio 2025.

LI, B.; YU, D.; CHEN, X. Effects of mean strain and tensile pre-strain on torsional fatigue behaviours of duplex stainless steel SAF2205. MATEC Web of Conferences, [*s. l.*], v. 165, p. 15003, 2018. Disponível em: https://www.matec-conferences.org/10.1051/matecconf/201816515003. Acesso em: 10 jul. 2025.

LILJAS, M.; SJÖHOLM, F. Applications. *Em*: DUPLEX STAINLESS STEELS. [*S. l.*]: John Wiley & Sons, Ltd, 2013. p. 403–423. Disponível em: https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/9781118557990.ch12. Acesso em: 1 ago. 2024.

LIPPOLD, J.; KOTECKI, D. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels, by John C. Lippold, Damian J. Kotecki, pp. 376. ISBN 0-471-47379-0. Wiley-VCH , March 2005., [*s. l.*], v. 1, 2005.

LIU, H.; HUA, Y.; SHI, S.; LIN, X.; NEVILLE, A.; WANG, Y.; SUN, J. Stability of passive film and pitting susceptibility of 2205 duplex stainless steel in CO2/H2S-containing geothermal environment. Corrosion Science, [*s. l.*], v. 210, p. 110832, 2023. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X22007508. Acesso em: 2 ago. 2024.

LO, I.-H.; TSAI, W.-T. Effect of selective dissolution on fatigue crack initiation in 2205 duplex stainless steel. Corrosion Science, [*s. l.*], v. 49, n. 4, p. 1847–1861, 2007. Disponível em: https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0010938X06003349. Acesso em: 10 maio 2023.

LOH, N. L.; SIA, K. Y. An overview of hot isostatic pressing. Journal of Materials Processing Technology, [*s. l.*], v. 30, n. 1, p. 45–65, 1992. Disponível em: Acesso em: 31 jul. 2024.

LORENZ, K.; MEDAWAR, G. Corrosion of austenitic chromium-nickel steels with and without nitrogen additions and their resistance to chloride solutions. Thyssen Forschung, [*s. l.*], v. 1, n. 3, p. 97–108, 1969.

LUDWIK, P. Elemente der Technologishen Mechanic. Julius Springer, , 1909.

LUO, H.; LI, X. G.; DONG, C. F.; XIAO, K. Effect of solution treatment on pitting behavior of 2205 duplex stainless steel. Arabian Journal of Chemistry, [*s. l.*], v. 10, p. S90–S94, 2017. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1878535212001621. Acesso em: 6 fev. 2025.

MAKHATHA, M. E.; BARUWA, A. D.; GONYA, E. Grain Boundary and Microstructural Characterization of Heat-Treated As-Rolled 2205 Duplex Stainless Steel. Revue des composites et des matériaux avancés, [*s. l.*], v. 32, n. 6, p. 285–293, 2022. Disponível em: https://www.iieta.org/journals/rcma/paper/10.18280/rcma.320604. Acesso em: 7 jun. 2025.

MALTA, P. O.; CONDÉ, B. L.; ASSUMPÇÃO, R. F.; PERASOLI, D. B.; SICUPIRA, D. C.; SANTOS, D. B. Effect of Annealing Temperature on Mechanical Behavior, Pitting Resistance and Grain Boundary Character of a 2304 Lean Duplex Stainless Steel. Metallurgical and Materials Transactions A, [*s. l.*], v. 50, n. 6, p. 2665–2677, 2019. Disponível em: https://link-springer-com.ez108.periodicos.capes.gov.br/article/10.1007/s11661-019-05193-1. Acesso em: 10 jul. 2025.

MATIAS, J. V. S.; DE LIMA, H. M. L. F.; ARAUJO, W. S.; PARDAL, J. M.; TAVARES, S. S. M. Comparison Between Hot Rolled and PM/HIP Processed Duplex Stainless Steel UNS S31803. *Em*: SILVA, Lucas F. M. da (org.). Materials Design and Applications II. Cham: Springer International Publishing, 2019. p. 17–28. Disponível em: Acesso em: 31 jul. 2024.

MCINTYRE, D. R.; KANE, R. D.; WILHELM, S. M. Slow Strain Rate Testing for Materials Evaluation in High-Pressure H2S Environments. Corrosion, [*s. l.*], v. 44, n. 12, p. 920–926, 1988. Disponível em: https://doi.org/10.5006/1.3584966. Acesso em: 31 jul. 2024.

MEDVEDOVSKI, E. Advanced ceramics and coatings for erosion-related applications in mineral and oil and gas production: A technical review. International Journal of Applied Ceramic Technology, [*s. l.*], v. 20, n. 2, p. 612–659, 2023. Disponível em: https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1111/ijac.14240. Acesso em: 9 ago. 2025.

MODENESI, P. J. SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDAVEIS. São Paulo: SENAI-SP, 2001. 2001.(Coleção Tecnologia da Soldagem, v. 1).

MONDAL, R.; RAJAGOPAL, A.; BONAGANI, S. K.; PRAKASH, A.; FULORIA, D.; SIVAPRASAD, P. V.; CHAI, G.; KAIN, V.; SAMAJDAR, I. Solution Annealing of Super Duplex Stainless Steel: Correlating Corrosion Performance with Grain Size and Phase-Specific Chemistry. Metallurgical and Materials Transactions A, [*s. l.*], v. 51, n. 5, p. 2480–2494, 2020. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11661-020-05672-w. Acesso em: 1 ago. 2024.

MORALES, E. V.; POZO, J. A.; OLAYA, L.; KASSAB, E.; PONCIANO, J. A. C.; GHAVAMI, K.; BOTT, I. S. Remarks on the evolution and performance of the different austenite morphologies at the simulated HAZs of a 2205 duplex stainless steel. Journal of Materials Research and Technology, [*s. l.*], v. 8, n. 5, p. 3936–3949, 2019. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785419305459. Acesso em: 31 jul. 2024.

MOTESHAKKER, A.; DANAEE, I.; MOEINIFAR, S.; ASHRAFI, A. Hardness and tensile properties of dissimilar welds joints between SAF 2205 and AISI 316L. Science and Technology of Welding and Joining, [*s. l.*], v. 21, n. 1, p. 1–10, 2016. Disponível em: https://journals.sagepub.com/doi/10.1179/1362171815Y.0000000062. Acesso em: 17 abr. 2025.

NACE MR0175. Petroleum and Natural Gas Industries-Materials for Use in H2S-Containing Environments in Oil and Gas Production. Parts 1, 2, and 3. NACE International, , 2021.

NACE TM0177. Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H2S Environments. NACE International, , 2016.

NACE TM0198. Slow Strain Rate Test Method for Screening Corrosion-Resistant Alloys (CRAs) for Stress Corrosion Cracking in Sour Oilfield Service. NACE International, , 2004.

NEIKOV, O. D.; NABOYCHENKO, S. S.; MURASHOVA, I. B. Production of Rare Metal Powders. *Em*: HANDBOOK OF NON-FERROUS METAL POWDERS. [*S. l.*]: Elsevier, 2019. p. 757–829. Disponível em: https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780081005439000245. Acesso em: 4 jun. 2025.

NGUYEN, V. P.; Nguyen ,Nhut Phi Long; Le ,Chi Cuong; AND DANG, T. N. Effect of annealing process on microstructure, residual stress, and fatigue behaviour of AISI 2205 duplex stainless steel. Canadian Metallurgical Quarterly, [*s. l.*], v. 64, n. 1, p. 130–138, 2025. Disponível em: https://doi.org/10.1080/00084433.2024.2351339. Acesso em: 23 abr. 2025.

NIGON, G. N.; BURKAN ISGOR, O.; PASEBANI, S. The effect of annealing on the selective laser melting of 2205 duplex stainless steel: Microstructure, grain orientation, and manufacturing challenges. Optics & Laser Technology, [*s. l.*], v. 134, p. 106643, 2021. Disponível em: https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0030399220312767. Acesso em: 8 maio 2023.

NORSOK M-630. Material data sheets and element data sheets for piping Standards Norway, , 2013. Disponível em: Acesso em: 24 abr. 2025.

OMIOGBEMI, I. M.-B.; YAWAS, D. S.; DAS, A.; AFOLAYAN, M. O.; DAUDA, E. T.; KUMAR, R.; GORJA, S. R.; CHOWDHURY, S. G. Mechanical properties and corrosion behaviour of duplex stainless steel weldment using novel electrodes. Scientific Reports, [*s. l.*], v. 12, n. 1, p. 22405, 2022. Disponível em: https://www.nature.com/articles/s41598-022-26974-6. Acesso em: 10 jul. 2025.

OUTOKUMPU. The history of duplex stainless steel. [*S. l.: s. n.*], 2025. Disponível em: https://www.outokumpu.com/en/expertise/2020/duplex-90-years/history-of-duplex-stainless-steel. Acesso em: 3 ago. 2025.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. Acos inoxidaveis austeniticos: microestrutura e propriedades. Curitiba: Hermus, 2004. 2004. Disponível em: Acesso em: 3 ago. 2025.

PAHLAVAN, S.; MOAYED, M. H.; KOSARI, A.; MIRJALILI, M. Investigation of the Microstructure Dependence of Critical Pitting Temperature and Pitting Potential in a 2205 Duplex Stainless Steel. Journal of The Electrochemical Society, [*s. l.*], v. 168, n. 11, p. 111501, 2021. Disponível em: https://dx.doi.org/10.1149/1945-7111/ac30b0. Acesso em: 12 abr. 2025.

PAN, Y.; SUN, B.; LIU, Z.; WU, W.; LI, X. Hydrogen effects on passivation and SCC of 2205 DSS in acidified simulated seawater. Corrosion Science, [*s. l.*], v. 208, p. 110640, 2022. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X22005583. Acesso em: 11 jun. 2025.

PAN, Y.; SUN, B.; WANG, L.; LIU, Z.; JIANG, B.; YANG, W.; DENG, Y.; LI, X. Investigating the correlation of microstructure with stress corrosion cracking of the high-temperature heat treated 2205 duplex stainless steel. Journal of Materials Research and Technology, [*s. l.*], v. 35, p. 6280–6295, 2025. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785425004594. Acesso em: 21 maio 2025.

PATRA, S.; AGRAWAL, A.; MANDAL, A.; PODDER, A. S. Characteristics and Manufacturability of Duplex Stainless Steel: A Review. Transactions of the Indian Institute of Metals, [*s. l.*], v. 74, n. 5, p. 1089–1098, 2021. Disponível em: https://link-springer-com.ez108.periodicos.capes.gov.br/article/10.1007/s12666-021-02278-7. Acesso em: 8 maio 2025.

PERAL, L. B.; DÍAZ, A.; APARICIO, R. R.; ALEGRE, J. M.; CUESTA, I. I. Evaluating hydrogen embrittlement susceptibility of a 2205 DSS. Procedia Structural Integrity, [*s. l.*], v. 54, International Conference on Structural Integrity 2023 (ICSI 2023), p. 212–217, 2024. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2452321624000751. Acesso em: 10 jun. 2025.

PEZZATO, L.; LAGO, M.; BRUNELLI, K.; BREDA, M.; CALLIARI, I. Effect of the Heat Treatment on the Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steels. Journal of Materials Engineering and Performance, [*s. l.*], v. 27, n. 8, p. 3859–3868, 2018. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11665-018-3408-5. Acesso em: 31 jul. 2024.

PINEDO, C. E. Tratamentos térmicos e superficiais dos aços. [*S. l.*]: Editora Blucher, 2021. 2021.

PIPESFACTORY. Seamless Pipes Manufacturing | How to Produce Seamless Steel Pipes? *Em*: 4 jan. 2019. Disponível em: https://www.steelpipesfactory.com/seamless-pipes-manufacturing-process/. Acesso em: 22 jul. 2025.

POST-PROCESSING OF AM METAL COMPONENTS: HIPING. [*S. l.: s. n.*], 2014. Disponível em: https://insidemetaladditivemanufacturing.com/2014/09/12/post-processing-of-am-metal-components-hiping/. Acesso em: 3 jun. 2025.

RAN, G.; TU, W.; DONG, H.; JIANG, Y.; LI, J.; LIU, K.; SUN, Y. Comparative statistical analysis of pitting in Two 2205 duplex stainless steel variants. npj Materials Degradation, [*s. l.*], v. 8, n. 1, p. 1–16, 2024. Disponível em: https://www.nature.com/articles/s41529-024-00448-8. Acesso em: 24 maio 2025.

RANA, R. (org.). High-Performance Ferrous Alloys. Cham: Springer International Publishing, 2021. 2021. Disponível em: https://link.springer.com/10.1007/978-3-030-53825-5. Acesso em: 16 abr. 2025.

RODRIGUES, D. Metalurgia do pó: produtos sinterizados e manufatura aditiva. [*S. l.*]: Editora Blucher, 2024. 2024.

RODRÍGUEZ-APARICIO, R.; DÍAZ, A.; MEDINA, L.; ALEGRE, J. M.; CUESTA, I. I. Effect of microstructural anisotropy and test pressure on the hydrogen embrittlement of a Hot-Rolled DSS 2205. Engineering Fracture Mechanics, [*s. l.*], v. 310, p. 110462, 2024. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794424006258. Acesso em: 10 jun. 2025.

ROSIAK, A.; WERMUTH, D.; DE LUCCA DE COSTA, L.; SILVA, L.; SCHAEFFER, L. PROCESSO DE SINTERFORJAMENTO: UMA REVISÃO *Em*: 2019, [*s. l.*], . Anais [...]. [*S. l.: s. n.*], 2019. p. 1961–1972.

SAITHALA, J.; SINGH.UBHI, H.; ATKINSON, J.; PATIL, A.; KUMAR, A. Pitting Corrosion Mechanisms of Lean Duplex, Duplex and Super Duplex Stainless Steels in Chloride Solutions. *Em*: NACE - INTERNATIONAL CORROSION CONFERENCE SERIES, 2011, Houston. Anais [...]. Houston: NACE International, 2011. p. 13.

SAN-MARTIN, D.; CELADA-CASERO, C.; VIVAS, J.; CAPDEVILA, C. Stainless Steels. *Em*: RANA, Radhakanta (org.). High-Performance Ferrous Alloys. Cham: Springer International Publishing, 2021. p. 459–566. Disponível em: https://doi.org/10.1007/978-3-030-53825-5_11. Acesso em: 1 ago. 2024.

SCHAEFFLER, A. L. Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metal. Metal Progress, [*s. l.*], p. 680, 1949.

SCHWEITZER, P. A. Metallic Materials: Physical, Mechanical, and Corrosion Properties. [*S. l.*]: CRC Press, 2003. 2003.

SEN, I.; AMANKWAH, E.; KUMAR, N. S.; FLEURY, E.; OH-ISHI, K.; HONO, K.; RAMAMURTY, U. Microstructure and mechanical properties of annealed SUS 304H austenitic stainless steel with copper. Materials Science and Engineering: A, [*s. l.*], v. 528, n. 13, p. 4491–4499, 2011. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509311001705. Acesso em: 31 jul. 2024.

SHACKELFORD, J. Introduction to Materials Science for Engineers. Boston: Pearson, 2015. 2015.

SHULGA, A. V. Enhancing the ductility of ferritic/martensitic stainless steel through the use of PM HIP manufacturing techniques. Engineering Failure Analysis, [*s. l.*], v. 56, The Sixth International Conference on Engineering Failure Analysis, p. 512–519, 2015. Disponível em: Acesso em: 31 jul. 2024.

SILVA, A. C. M. Soldagem dissimilar entre o aço inoxidável duplex 2205 e do aço inoxidável martensítico 420B por meio do processo TIG autógeno. [*s. l.*], 2023. Disponível em: https://app.uff.br/riuff/handle/1/28928. Acesso em: 3 jul. 2025.

SILVA, A. L. V. da C. e; MEI, P. R. Aços e ligas especiais. [*S. l.*]: Editora Blucher, 2010. 2010.

SILVA, A. L. V. da C. e; MEI, P. R. Aços e ligas especiais. 4ªed. São Paulo: Blucher, 2021. 2021. Disponível em: Acesso em: 16 mar. 2025.

SYMNIOTIS, E. Galvanic Effects on the Active Dissolution of Duplex Stainless Steels. Corrosion, [*s. l.*], v. 46, n. 1, p. 2–12, 1990. Disponível em: https://doi.org/10.5006/1.3585062. Acesso em: 31 jul. 2024.

TAKACS, G. Chapter 3 - Sucker-Rod Pumping System Components and Their Operation. *Em*: TAKACS, Gabor (org.). Sucker-Rod Pumping Handbook. Boston: Gulf Professional Publishing, 2015. p. 57–246. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780124172043000030. Acesso em: 9 ago. 2025.

TAVARES, S. S. M.; LOUREIRO, A.; PARDAL, J. M.; MONTENEGRO, T. R.; DA COSTA, V. C. Influence of heat treatments at 475 and 400 °C on the pitting corrosion resistance and sensitization of UNS S32750 and UNS S32760 superduplex stainless steels. Materials and Corrosion, [*s. l.*], v. 63, n. 6, p. 522–526, 2012. Disponível em: https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/maco.201006016. Acesso em: 9 jan. 2025.

TAVARES, T. B.; RODRIGUES, D. G.; SANTOS, D. B. Effect of Warm Rolling and Annealing on Microstructure, Texture, and Mechanical Properties of a 2205 Duplex Stainless Steel. steel research international, [*s. l.*], v. 91, n. 4, p. 1900543, 2020. Disponível em: https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/srin.201900543. Acesso em: 10 jul. 2025.

TELEGDI, J.; SHABAN, A.; VASTAG, G. Biocorrosion—Steel. *Em*: ENCYCLOPEDIA OF INTERFACIAL CHEMISTRY. [*S. l.*]: Elsevier, 2018. p. 28–42. Disponível em: https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780124095472135917. Acesso em: 26 jun. 2025.

THUMMLER, F.; OBERACKER, R. An Introduction to Powder Metallurgy. [*S. l.*]: CRC Press, 1993. 1993. Disponível em: Acesso em: 7 abr. 2025.

TOPOLSKA, S.; ŁABANOWSKI, J. Environmental Degradation of Dissimilar Austenitic 316L and Duplex 2205 Stainless Steels Welded Joints. Archives of Metallurgy and Materials, [*s. l.*], v. 62, n. 4, p. 2107–2112, 2017. Disponível em: http://journals.pan.pl/dlibra/publication/121104/edition/105505/content. Acesso em: 31 jul. 2024.

TRIPATHY, A.; SARANGI, S. K.; CHAUBEY, A. A Review of Solid State Processes in Manufacture of Functionally Graded Materials. International Journal of Engineering and Technology, [*s. l.*], v. 7, p. 1–5, 2018.

TSENG, C.-M.; TSAI, W.-T.; LIOU, H.-Y. Effect of nitrogen content on the environmentally-assisted cracking susceptibility of duplex stainless steels. Metallurgical and Materials Transactions A, [*s. l.*], v. 34, n. 1, p. 95–103, 2003. Disponível em: https://link-springer-com.ez108.periodicos.capes.gov.br/article/10.1007/s11661-003-0211-0. Acesso em: 10 maio 2023.

UMOREN, S. A.; SOLOMON, M. M.; SAJI, V. S. Chapter 4 - Fundamentals of corrosion inhibition. *Em*: UMOREN, Saviour A.; SOLOMON, Moses M.; SAJI, Viswanathan S. (org.). Polymeric Materials in Corrosion Inhibition. [*S. l.*]: Elsevier, 2022. p. 103–127. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780128238547000266. Acesso em: 26 jun. 2025.

VAN GELDER, K.; ERLINGS, J. G.; DAMEN, J. W. M.; VISSER, A. The stress corrosion cracking of duplex stainless steel in H2S/CO2/Cl− environments. Corrosion Science, [*s. l.*], v. 27, n. 10, Hydrogen Sulphide Induced Environment Sensitive Fracture of Steels, p. 1271–1279, 1987. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0010938X87901144. Acesso em: 31 jul. 2024.

VIJ, M. The History of Duplex Stainless Steel. *Em*: GREAT PLAINS STAINLESS. 10 mar. 2018. Disponível em: https://www.gpss.com/history-duplex-stainless-steel/. Acesso em: 3 ago. 2025.

VIJAYALAKSHMI, K.; MUTHUPANDI, V.; JAYACHITRA, R. Influence of heat treatment on the microstructure, ultrasonic attenuation and hardness of SAF 2205 duplex stainless steel. Materials Science and Engineering: A, [*s. l.*], v. 529, p. 447–451, 2011. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509311010197. Acesso em: 1 ago. 2024.

VINOTH JEBARAJ, A.; AJAYKUMAR, L.; DEEPAK, C. R.; ADITYA, K. V. V. Weldability, machinability and surfacing of commercial duplex stainless steel AISI2205 for marine applications – A recent review. Journal of Advanced Research, [*s. l.*], v. 8, n. 3, p. 183–199, 2017. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2090123217300115. Acesso em: 31 jul. 2024.

VINOTH JEBARAJ, A.; SAMPATH KUMAR, T.; MANIKANDAN, M. Investigation of Structure Property Relationship of the Dissimilar Weld Between Austenitic Stainless Steel 316L and Duplex Stainless Steel 2205. Transactions of the Indian Institute of Metals, [*s. l.*], v. 71, n. 10, p. 2593–2604, 2018. Disponível em: http://link.springer.com/10.1007/s12666-018-1392-y. Acesso em: 23 abr. 2025.

WRANGLEN, G. Pitting and sulphide inclusions in steel. Corrosion Science, [*s. l.*], v. 14, n. 5, p. 331–349, 1974. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X74800478. Acesso em: 22 maio 2025.

XIAO, Y.; LIN, B.; TANG, J.; ZHENG, H.; WANG, Y.; ZHANG, H.; KUANG, Y.; SUN, X. Effect of elastic tensile stress on the pitting corrosion mechanism and passive film of 2205 duplex stainless steel. Electrochimica Acta, [*s. l.*], v. 477, p. 143765, 2024. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013468624000094. Acesso em: 2 ago. 2024.

ZHANG, Y.-J.; HU, J.-R.; DONG, Y.; HAN, J.-T. Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Rolled Plate from Duplex Stainless Steel 2205. Metal Science and Heat Treatment, [*s. l.*], v. 65, n. 1, p. 3–6, 2023. Disponível em:

https://link-springer-com.ez108.periodicos.capes.gov.br/article/10.1007/s11041-023-00882-6. Acesso em: 18 mar. 2025.

ZHAO, X.-Y.; CHENG, C.-Q.; ZHANG, D.-J.; ZHAO, Y.-N.; CAO, T.-S.; ZHONG, S.; ZHANG, L.; ZHAO, J. Effect of U-bending deformation on pitting corrosion of 2205 duplex stainless steel under wet-dry cycling of chloride salt droplets. Corrosion Science, [*s. l.*], v. 218, p. 111185, 2023. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X23002275. Acesso em: 23 abr. 2025.

ZHAO, S.; WEN, S.; GUO, X.; QIN, L.; LIN, D.; LIAO, K. Exploring stress corrosion cracking in 2205 duplex stainless steel across varied stress thresholds. [*S. l.: s. n.*], 2024. Disponível em: https://www.researchsquare.com/article/rs-3926923/v1. Acesso em: 21 maio 2025.

ZHAO, G.; ZHANG, R.; LI, J.; LI, H.; MA, L.; LI, Y. Study on microstructure and tensile damage evolution of 2205 duplex steel at different solution temperatures. Materials Today Communications, [*s. l.*], v. 33, p. 104472, 2022. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2352492822013137. Acesso em: 6 fev. 2025.

ANEXO A – FOLHA DE DADOS DO AID 2205 PM-HIP

SANDVIK

APM 2377, UNS S31803
HOT ISOSTATIC PRESSED (HIP) PRODUCTS

DATASHEET

APM 2377 is a powder metallurgical duplex (austenitic-ferritic) stainless steel manufactured by Hot Isostatic Pressing (HIP). It is characterized by high strength and good corrosion resistance. Applications include for example offshore components.

STANDARDS

- Uns: S31803, S32205
- EnNumber: 1.4462

Approvals

- NACE MR0175/ISO 15156
- ASME B31.3
- APM 2377 supplied by Sandvik is qualified according to NORSOK M650 D44

CHEMICAL COMPOSITION (NOMINAL)

Chemical composition (nominal) %

C	Cr	Mo	Ni	N
<0.03	22	3.2	5	0.18

FORMS OF SUPPLY

Components can be supplied in a wide range of dimensions and shapes thanks to the flexibility provided by powder metallurgy and near net shape technology. The products are supplied in the solution annealed and water quenched condition.

APPLICATIONS

Thanks to its excellent corrosion properties, APM 2377 is a highly suitable material for service in environments containing chlorides and hydrogen sulphide. The material is suitable for topside and subsea offshore components, such as valve bodies, manifolds, swivels and headers.

The steel is also suitable for use in dilute sulphuric acid solutions and for handling organic acids, e.g. acetic acid and mixtures.

The high strength of APM 2377 makes the material an attractive alternative to austenitic steels in structures subjected to heavy loads.

The good mechanical and corrosion properties make APM 2377 an economical choice in many applications by reducing the life cycle cost of equipment.

MECHANICAL PROPERTIES

Mechanical properties at 20°C (68°F)

Datasheet updated 12/17/2019 8:02:19 AM (supersedes all previous editions)

	Minimum*	Typical
Proof strength, $R_{p0.2}$, MPa (ksi)	450 (65)	540 (78)
Tensile strength, R_m, MPa (ksi)	655 (95)	770 (111)
Elongation, A	25%	40%
Reduction of area, Z	45%	75%
Impact strength CVN at -46°C, J (ft lb)	≥45 (33)	
Hardness, HRC	≤25	

** Minimum values according to ASTM 988*

Impact toughness values valid for wall thickness up to 325mm (round bar) at T/4.

Proof strength at elevated temperatures

Temperature	$R_{p0.2}$
	Minimum
°C	MPa (ksi)
50	415 (60)
100	360 (52)
150	335 (48)
200	310 (45)

PHYSICAL PROPERTIES

Density: 7.8 g/cm^3, 0.28 lb/in^3

Mean coefficient of thermal expansion, 20-100°C: 13.5x10^{-6}/°C

Modulus of elasticity*

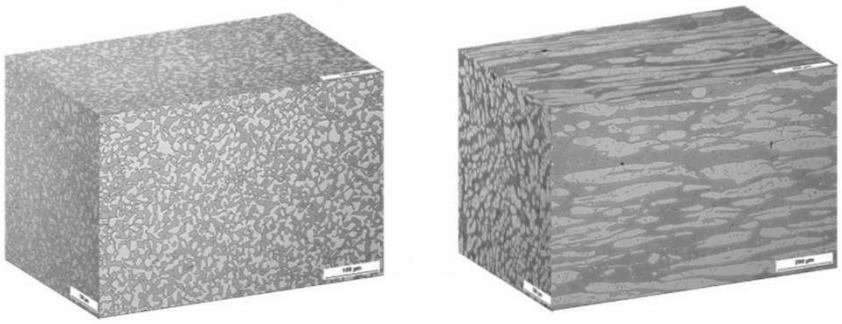
Temperature, °C	MPa	Temperature, °F	ksi
20	190	68	27.6

* (x10^3)

MICROSTRUCTURE

Hot isostatic pressed components have isotropic properties, meaning the mechanical properties are similar in all directions.

Datasheet updated 12/17/2019 8:02:19 AM (supersedes all previous editions)



Fine isotropic microstructure of HIPed material vs. forged bar.

CORROSION RESISTANCE

In most media, APM 2377 possesses better resistance to general corrosion than steel of type ASTM 316L and 317L.

Pitting corrosion

Thanks to the high contents of chromium, molybdenum and nitrogen APM 2377 has good pitting and crevice corrosion resistance. A parameter for comparing the resistance of different steels to pitting corrosion is the PRE number (Pitting Resistance Equivalent). The PRE is defined as, in weight-%: PRE = % Cr + 3.3 x % Mo + 16 x % N. The critical pitting temperature of APM 2377 according to ASTM G48A is 25°C.

Stress corrosion cracking

Duplex stainless steels are far less prone to stress corrosion cracking in chloride-bearing solutions at temperatures above 60°C (140°F) compared to for instance standard austenitic steels ASTM 304L and ASTM 316L.

In aqueous solutions containing hydrogen sulphide and chlorides, stress corrosion cracking can also occur on stainless steels at temperatures below
60°C (140°F). The corrosivity of such solutions is affected by acidity and chloride content.

APM 2377 possesses good resistance to stress corrosion cracking in environments containing chlorides as well as in those containing both chlorides and hydrogen sulphide. This has also been confirmed by available operating experience.

Hydrogen induced stress cracking (HISC)

Powder metal based, hot isostatic pressed duplex stainless steels generally have better resistance to hydrogen induced stress corrosion cracking than forged or cast material duplex stainless steel. One reason for this is smaller austenite spacing of the hot isostatic pressed material that is typically below 15 µm.

HEAT TREATMENT

The products are delivered in the heat-treated condition. If additional heat treatment is needed due to further processing, the following is recommended.

Solution annealing 1020-1100°C (1870-2010°F) + quenching in water.

WELDING

The weldability of APM 2377 is good. Suitable welding methods are manual metal-arc welding with covered

Datasheet updated 12/17/2019 8:02:19 AM (supersedes all previous editions)

electrodes or gas shielded arc welding. Welding should be undertaken within the heat input range 0.5-2.5 kJ/mm. Max. interpass temperature is 150°C (482°F). Preheating or post-weld heat treatment is normally not necessary.

Matching filler metals are recommended in order to obtain a weld metal with optimum corrosion resistance and mechanical properties. For gas-shielded arc welding we recommend Sandvik 22.8.3.L or Sandvik 22.8.3.LSi, developed to give improved welding properties by gas metal arc welding (MIG/MAG).

For manual metal-arc welding, the covered electrode Sandvik 22.9.3.LR is recommended. These filler metals can also be used for welding APM 2377 to carbon steels and stainless steels. The covered electrode Sandvik 23.12.2.LR and the welding wire Sandvik 22.15.3.L, both of type AWS 309 Mo with low carbon content, can also be used. For further information please contact us.

FABRICATION

Fabrication of all stainless steels should be done only with tools dedicated to stainless steel materials. Tooling and work surfaces must be thoroughly cleaned before use. These precautions are necessary to avoid cross contamination of stainless steel by easily corroded metals that may discolor the surface of the fabricated product.

MACHINING

Being a two-phase duplex (austenitic-ferritic) material, APM 2377 will present a different tool wear profile from that of single phase steels of types ASTM 304/304L and 316/316L. The cutting speed must, therefore, be lower than that recommended for ASTM 304/304L and 316/316L. Built-up edges and chipping are to be expected. It is recommended that a tougher insert grade is used than when machining austenitic stainless steel, e.g. ASTM 304L. For more information on machining APM 2327 visit Sandvik Coromant.

Disclaimer: Recommendations are for guidance only, and the suitability of a material for a specific application can be confirmed only when we know the actual service conditions. Continuous development may necessitate changes in technical data without notice. This datasheet is only valid for Sandvik materials.

Datasheet updated 12/17/2019 8:02:19 AM (supersedes all previous editions)

ANEXO B – FOLHA DE DADOS DO AID 2205 HR

SANDVIK

SAF 2205™
TUBE AND PIPE, SEAMLESS

DATASHEET

SAF 2205™ is a duplex (austenitic-ferritic) stainless steel characterized by:

- High resistance to stress corrosion cracking (SCC) in chloride-bearing environments
- High resistance to stress corrosion cracking (SCC) in environments containing hydrogen sulfide
- High resistance to general corrosion, pitting, and crevice corrosion
- High resistance to erosion corrosion and corrosion fatigue
- High mechanical strength - roughly twice the proof strength of austenitic stainless steel
- Physical properties that offer design advantages
- Good weldability

STANDARDS

- UNS: S31803, S32205
- EN Number: 1.4462
- EN Name: X2CrNiMoN 22-5-3
- W.Nr.: 1.4462
- DIN: X2CrNiMoN 22 5 3
- SS: 2377
- AFNOR: Z2.CND22.05.03

PRODUCT STANDARDS

Seamless tube:	EN 10216-5, NFA 49-217
Seamless and welded tube:	ASTM A789
Seamless and welded pipe:	ASTM A790
Flanges and valves:	ASTM A182
Fittings:	ASTM A182; A815
Plate, sheet and strip:	ASTM A240, EN 10088-2
Bar and shapes:	ASTM A276, A479, EN 10088-3
Forged billets	EN 10088-3

APPROVALS

- ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section VIII, Div. 1 and Div. 2
- VdTÜV-Werkstoffblatt 418 (Ferritisch-austenitischer Walz- und Schmiedestahl)
- NACE MR0175/ISO 15156 (Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H_2S-containing

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

Environments in oil and gas production - Part 3: Cracking-resistant CRAs (corrosion resistant alloys and other alloys) (Published:2015)

- NACE MR0103-2012, Materials Resistant to Sulfide Stress Cracking in Corrosive Petroleum Refining Environments
- DNV (Approval of Seamless Ferritic/Austenitic Stainless Steel Tubes and Pipes in Quality Sandvik SAF 2205)
- ASME B31.3 Process Piping

CHEMICAL COMPOSITION (NOMINAL)

Chemical composition (nominal) %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
≤0.030	≤1.0	≤2.0	≤0.030	≤0.015	22	5	3.2	0.18

APPLICATIONS

Due to its excellent corrosion properties, SAF 2205™ is a highly suitable material for service in environments containing chlorides and hydrogen sulphide. The material is suitable for use in production tubing and flowlines for the extraction of oil and gas from sour wells, in refineries and in process solutions contaminated with chlorides. SAF 2205™ is particularly suitable for heat exchangers where chloride-bearing water or brackish water is used as a cooling medium. The steel is also suitable for use in dilute sulphuric acid solutions and for handling, organic acids, e.g. acetic acid and mixtures.

The high strength of SAF 2205™ makes the material an attractive alternative to the austenitic steels in structures subjected to heavy loads.

The good mechanical and corrosion properties make SAF 2205™ an economical choice in many applications by reducing the life cycle cost of equipment.

CORROSION RESISTANCE

General corrosion

In most media, SAF 2205™ possesses better resistance to general corrosion than steel of type ASTM TP316L and TP317L. The improved resistance of SAF 2205 is illustrated by the isocorrosion diagram for corrosion in sulphuric acid, Figure 3, and the diagram showing the corrosion rates in mixtures of acetic and formic acid, Figure 4. Figure 5 shows the isocorrosion diagram for SAF 2205 in hydrochloric acid.

Impurities that increase corrosivity are often present in process solutions of acids. If there is a risk of active corrosion, higher alloyed stainless steels should be chosen, e.g. the austenitic grades Sandvik 2RK65™ or Sanicro® 28, or the super-duplex grade SAF 2507®.

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

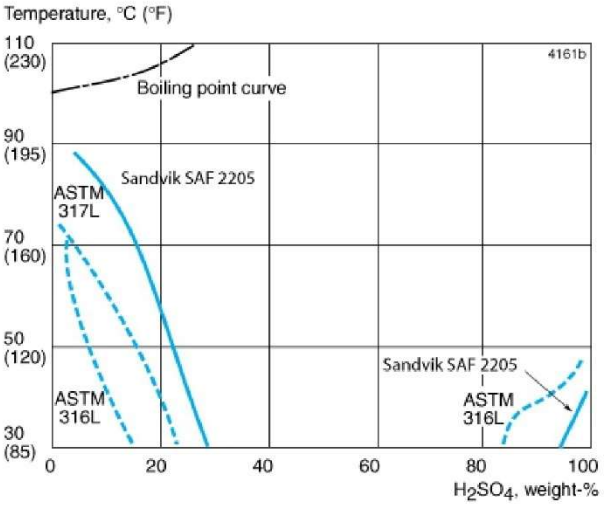


Figure 3. Iso- corrosion diagram for SAF 2205™, ASTM TP316L and ASTM TP317L in sulphuric acid. The curves represent a corrosion rate of 0.1 mm/year (4 mpy) in a natural aerated stagnant test solution.

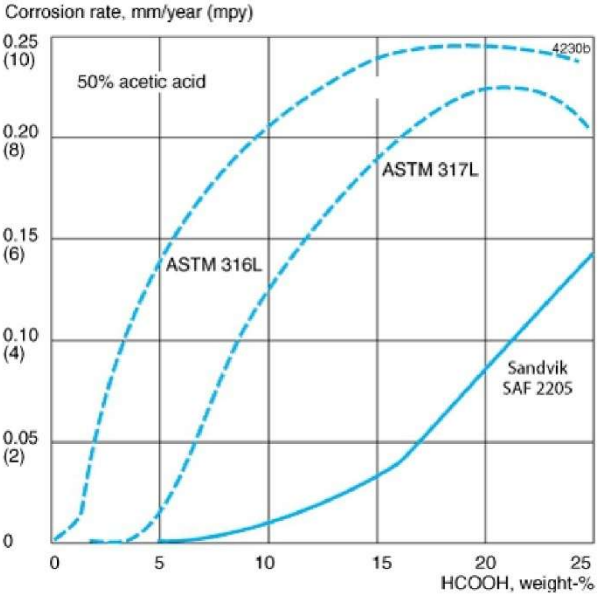


Figure 4. Corrosion rate of SAF 2205™, ASTM TP316L and ASTM TP317L in boiling mixtures of 50% acetic acid and varying proportions of formic acid. Test time 1+3+3 days.

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

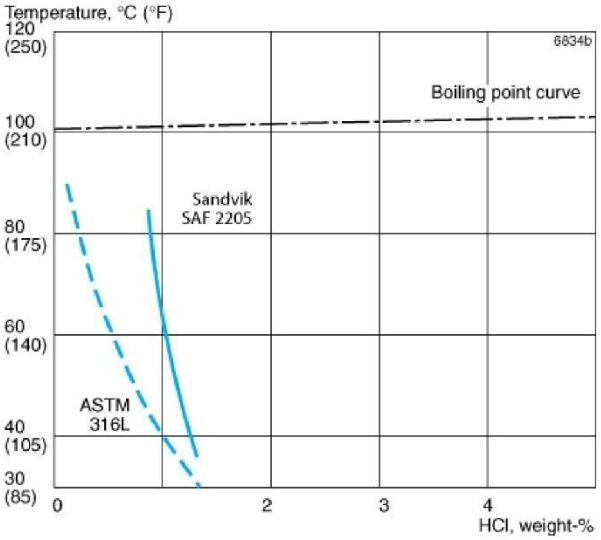


Figure 5. Iso- corrosion diagram in naturally aerated hydrochloric acid. The curves represent a corrosion rate of 0.1 mm/year (4 mpy) in stagnant test solution.

Pitting corrosion

The pitting resistance of a steel is determined primarily by its chromium and molybdenum contents, but also by its nitrogen content and its slag composition and content. The manufacturing and fabrication practices, e.g. welding, are also of vital importance for actual performance in service.

A parameter for comparing the resistance of different steels to pitting, is the PRE number (Pitting Resistance Equivalent). The PRE is defined as, in weight-%: PRE = % Cr + 3.3 x % Mo + 16 x % N

The PRE number for SAF 2205™ is compared with other materials in the following table:

Grade	% Cr	% Mo	%N	PRE
SAF 2205*	22	3.2	0.18	>35
UNS S31803	21.0-23.0	2.50-3.50	0.08-0.20	>30
Alloy 825	20	2.6	-	29
ASTM TP317L	18	3.5	-	30
ASTM TP316L	17	2.2	-	24

* SAF 2205™ has a chemical composition within UNS S32205, which is optimized within the UNS S31803 range in order to provide a high PRE value.

The ranking given by the PRE number has been confirmed in laboratory tests. This ranking can generally be used to predict the performance of an alloy in chloride containing environments. Because of the high Mo and N contents, the PRE number for SAF 2205™ is significantly higher than what would be the case with lower Mo and N contents which are still within the limits of UNS S31803.

The results of laboratory tests, to determine the critical temperature for the initiation of pitting (CPT) at different chloride contents are shown in Figure 6. The chosen testing conditions have yielded results that match well with practical experience. Thus, SAF 2205™ can be used at considerably higher temperatures and chloride contents

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

than ASTM TP304 and ASTM TP316 without pitting. SAF 2205™ is, therefore, far more serviceable in chloride-bearing environments than standard austenitic steels.

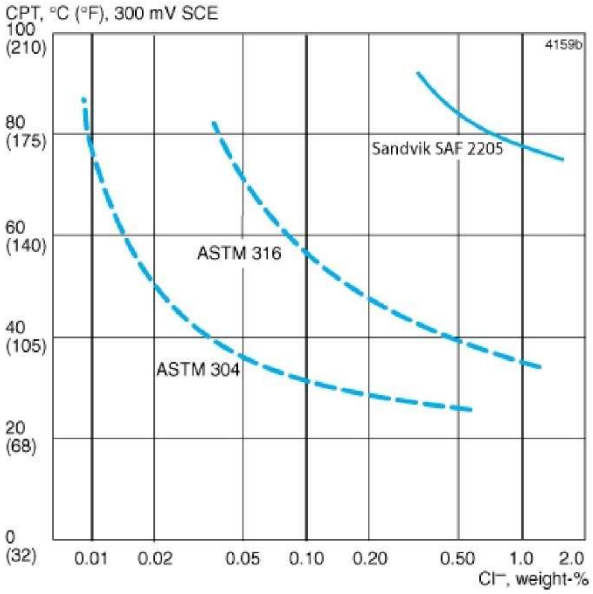


Figure 6. Critical pitting temperatures (CPT) for SAF 2205™, ASTM TP304 and ASTM TP316 at varying concentrations of sodium chloride (potentiostatic determination at +300 mV SCE), pH6.0

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

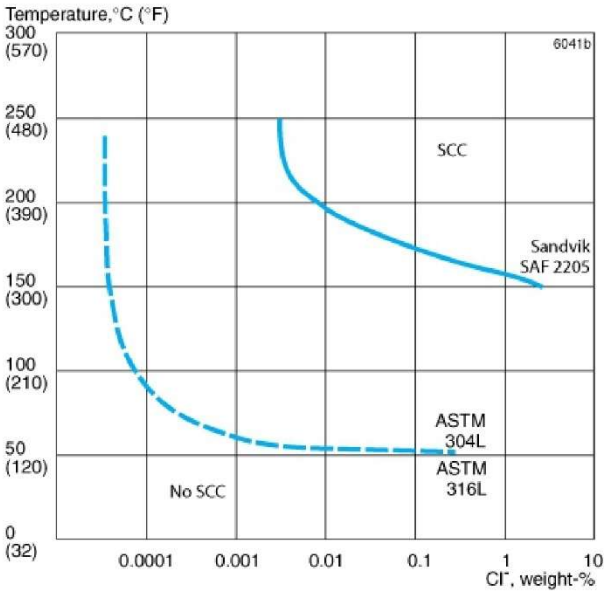


Figure Figure 7. Resistance to stress corrosion cracking (SCC) in neutral chloride solutions with an oxygen content of about 8 ppm. Laboratory results for SAF 2205™ of constant load specimens loaded to the proof strength at the test temperature.

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

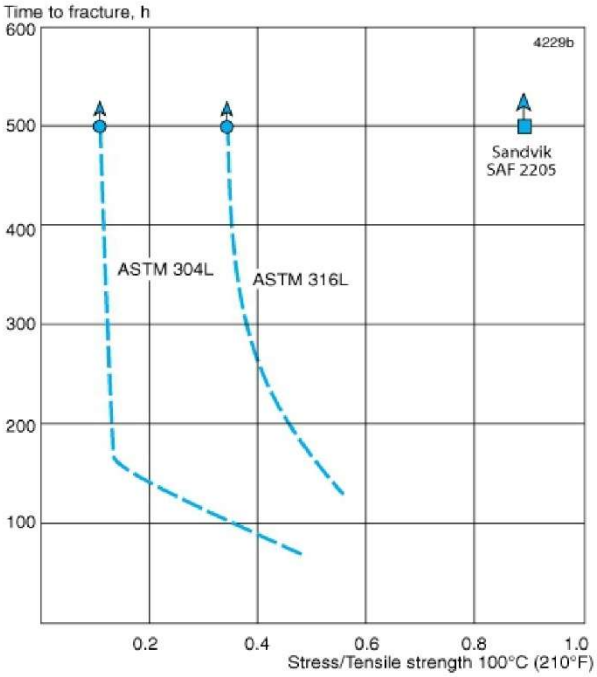


Figure 8. Results of stress corrosion cracking (SCC) tests on SAF 2205, ASTM TP304L and ASTM TP316L in 40% $CaCl_2$, pH 6.5, at 100°C (210°F) with aerated test solution.

Stress corrosion cracking (SCC)

The standard austenitic steels ASTM TP304L and ASTM TP316L are prone to stress corrosion cracking (SCC) in chloride-bearing solutions at temperatures above 60°C (140°F).

Duplex stainless steels are far less prone to this type of corrosion. Laboratory tests reveal good resistance to stress corrosion cracking of SAF 2205™. Results from the tests are presented in Figure 7. The diagram indicates the temperature-chloride range within which SAF 2205 and the standard steels ASTM TP304L and ASTM TP316L have low susceptibility to stress corrosion cracking.

Results of laboratory tests carried out in calcium chloride are shown in Figure 8. The tests have been continued to failure or a max. test time of 500 h.

The diagram shows that SAF 2205™ has a much higher resistance to SCC than the standard austenitic steels ASTM TP304L and ASTM TP316L.

In aqueous solutions containing hydrogen sulphide and chlorides, stress corrosion cracking can also occur on stainless steels at temperatures below
60°C (140°F). The corrosivity of such solutions is affected by acidity and chloride content. In direct contrast to ordinary chloride-induced stress corrosion cracking, ferritic stainless steels are more sensitive to this type of stress corrosion cracking, than austenitic steels.

Laboratory tests have shown that SAF 2205™ possesses good resistance to stress corrosion cracking in environments containing hydrogen sulphide. This has also been confirmed by available operating experience.

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

In accordance with NACE MR0175/ISO 15156 solution annealed and cold-worked SAF 2205™ is acceptable for use at any temperature up to 450°F (232°C) in sour environments, if the partial pressure of hydrogen sulphide does not exceed 0.3 psi (0.02 bar) and its hardness is not greater than HRC 36. In the solution annealed and rapidly cooled condition SAF 2205™ is acceptable for use at any temperature up to 450°F (232°C) in sour environments, if the partial pressure of hydrogen sulphide does not exceed 1.5 psi (0.1 bar).

According to NACE MR0103 solution annealed and rapidly cooled SAF 2205™, with hardness maximum HRC 28 is acceptable in sour petroleum refining.

Figure 9 shows the results of stress corrosion cracking tests at room temperature in NACE TM 01777 test solution A with hydrogen sulphide. The high resistance of SAF 2205™ is shown in the figure by the fact that very high stresses, about 1.1 times the 0.2% proof strength, are required to induce stress corrosion cracking. The resistance of welded joints is slightly lower. The ferritic chromium steel ASTM 410 fails at considerably lower stress.

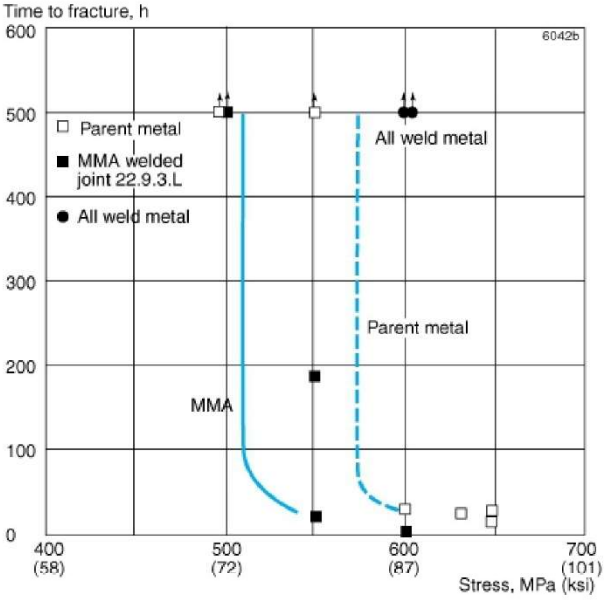


Figure 9. Results of tests according to NACE TM 0177 test solution A of SAF 2205™ in welded and unwelded condition.

Intergranular corrosion

SAF 2205™ is a member of the family of modern duplex stainless steels whose chemical composition is balanced in such a way that the reformation of austenite in the heat-affected zone, adjacent to the weld, takes place quickly. This results in a microstructure that gives corrosion properties and toughness roughly equal to that of the parent metal. Testing according to ASTM A262 PRE (Strauss´ test) presents no problems for welded joints in SAF 2205™, which pass without reservations.

Crevice corrosion

In the same way as the resistance to pitting can be related to the chromium, molybdenum and nitrogen contents of the steel, so can the resistance to crevice corrosion. SAF 2205™ possesses better resistance to crevice corrosion than steels of the ASTM 316L type.

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

Erosion corrosion

Steels of the ASTM 316 type are attacked by erosion corrosion if exposed to flowing media containing highly abrasive solid particles, e.g. sand, or to media with very high flow velocities. Under such conditions SAF 2205™ displays very good resistance because of its combination of high hardness and good corrosion resistance.

Corrosion fatigue

SAF 2205™ possesses higher strength and better corrosion resistance than ordinary austenitic stainless steels. Consequently, SAF 2205, has considerably better fatigue strength under corrosive conditions than such steels.

In rotary bending, fatigue tests in a 3% NaCl solution (pH = 7; 40°C (104°F); 6000 rpm), the following results were obtained. The values shown indicate the stress required to bring about rupture after 2 * 10^7 cycles.

Grade	Stress level Specimen without notch		Specimen with notch	
	MPa	ksi	MPa	ksi
SAF 2205	430	62	230	33
ASTM TP316L (17Cr12Ni2.5MoN)	260	38	140	20

FABRICATION

Bending

The starting force needed for bending is slightly higher for SAF 2205™ than for standard austenitic grades (ASTM TP304L and TP316L). SAF 2205™ can be cold-bent to 25% deformation without requiring subsequent heat treatment. For pressure vessel applications in Germany and the Nordic countries, heat treatment may be required after cold deformation in accordance with VdTÜV-Wb 418 and NGS 1606.

Under service conditions where the risk of stress corrosion cracking starts to increase, heat treatment is recommended even after moderate cold bending, for example, where the material temperature is nearly 150°C (300°F) in an oxygen-bearing, environment with around 100 ppm Cl^-.

Heat treatment is carried out in the form of solution annealing (see under Heat treatment) or resistance annealing. Hot bending is carried out at 1100-950°C (2010-1740°F) and should be followed by solution annealing.

Expanding

Compared with austenitic stainless steels, SAF 2205™ has higher proof and a tensile strengths. This must be borne in mind when expanding tubes into tube-sheets. Normal expanding methods can be used, but the expansion requires higher initial force and should be undertaken in one operation.

Machining

Being a two-phase (austenitic-ferritic) material, SAF 2205™ will present a different tool wear profile from that of single phase steels of types ASTM TP304/304L and TP316/316L. The cutting speed must, therefore, be lower than that recommended for ASTM 304/304L and 316/316L. Built-up edges and chipping are to be expected. It is recommended that a tougher insert grade is used than when machining austenitic stainless steel, e.g. ASTM TP304L.

A version with improved machinability, Sandvik Sanmac 2205™, is available as bar and hollow bar.

FORMS OF SUPPLY

Seamless tube and pipe in SAF 2205™ is supplied in dimensions up to 260 mm (10.2 in.) outside diameter. They are delivered in the solution annealed condition and either white pickled or bright annealed. They can also be delivered cold-worked without subsequent heat treatment.

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

Other product forms

- Welded tube and pipe
- Fittings and flanges
- Strip, annealed or cold-rolled to different degrees of hardness
- Bar
- Plate, sheet and wide strip
- Forged products
- Cast products

HEAT TREATMENT

Tubes are normally delivered in the heat-treated condition. If additional heat treatment is needed due to further processing, the following is recommended.

Solution annealing

1020 - 1100°C (1870-2010°F), rapid cooling in air or water.

MECHANICAL PROPERTIES

The following values apply to material in the solution annealed condition. Tube and pipe with wall thicknesses above 20 mm (0.787 in.) may have slightly lower values. For seamless tubes with a wall thickness <4 mm we guarantee proof strength (Rp0.2) values that are 10% higher than those listed below at 20°C (68°F) and than those listed at higher temperatures. More detailed information can be supplied on request.

At 20 °C (68°F)

Tube and pipe with a wall thickness max. 20 mm (0.79 in.)

Metric units

Proof strength		Tensile strength	Elong.		Hardness
$R_{p0.2}$[a]	$R_{p1.0}$[a]	R_m	A[b]	$A_{2"}$	HRC
MPa	MPa	MPa	%	%	
≥485	≥500	680-880	≥25	≥25	≤28

Imperial units

Proof strength		Tensile strength	Elong.		Hardness
$R_{p0.2}$[a]	$R_{p1.0}$[a]	R_m	A[b]	$A_{2"}$	HRC
ksi	ksi	ksi	%	%	
≥70	≥73	99-128	≥25	≥25	≤28

1 MPa = 1 N/mm^2
a) $R_{p0.2}$ and $R_{p1.0}$ correspond to 0.2% offset and 1.0% offset yield strength, respectively.
b) Based on $L_0 = 5.65 \sqrt{S_0}$ where L_0 is the original gauge length and S_0 the original cross-sectional area.

Seamless tube and pipe in the cold-worked condition

Intended for oil and gas production

Proof strength		Tensile strength		Elong.
$R_{p0.2}$		R_m		$A_{2"}$
MPa	ksi	MPa	ksi	%
≥895	≥130	≥965	≥140	≥10

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

Impact strength

SAF 2205™ possesses good impact strength both at room temperature and at low temperatures, as is evident from Figure 1. The values apply for standard Charpy-V specimens (10 x 10 mm, 0.39 x 0.39 in.).

The impact strength of welded SAF 2205™ is also good, despite the impact strength values in the as-welded condition being slightly lower than for weld-free material. Tests demonstrate that the impact strength of material, welded by means of gas-shielded arc welding, is good in both the weld metal and the heat-affected zone down to -50°C (-58°F). At this temperature, the impact strength is a minimum of 27 J (20 ft lb). If very high impact strength demands are made on the weld metal at low temperatures, solution annealing is recommended. This restores the impact strength of the weld metal to the same level as that of the parent metal.

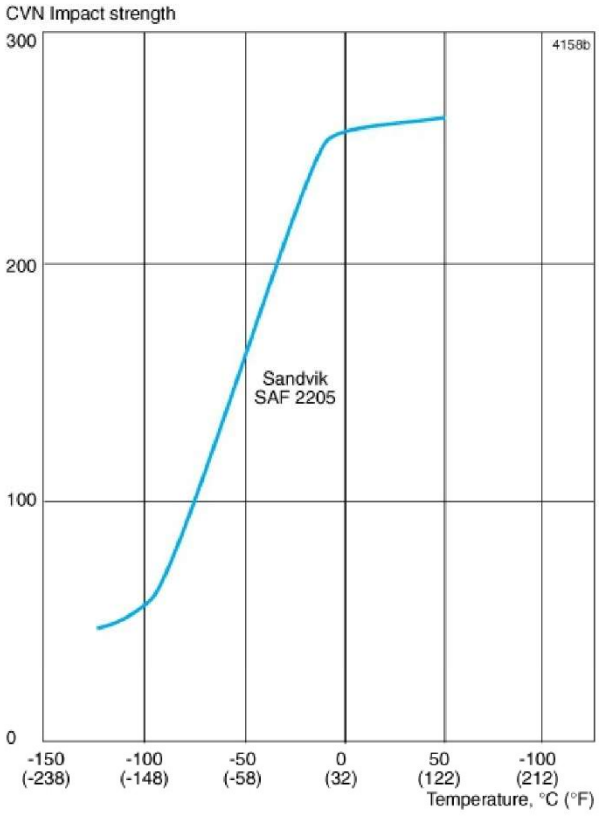


Figure 1. Curve showing typical impact strength values (Charpy-V) for SAF 2205. Specimen size 10x10 mm (0.39 x 0.39 in.).

At high temperatures

If SAF 2205™ is exposed to temperatures exceeding 280°C (540°F), for prolonged periods, the microstructure changes, which results in a reduction in impact strength. This does not necessarily affect the behavior of the material at the operating temperature. For example, heat exchanger tubes can be used at higher temperatures without any problems. Please contact Sandvik for more information. For pressure vessel applications, 280°C (540°F) is required as a maximum according to VdTÜV-Wb 418 and NGS 1606.

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

Tube and pipe with wall thickness max. 20 mm (0.79 in.)

Metric units

Temperature	Proof strength
	$R_{p0.2}$
°C	MPa
	min
50	415
100	360
150	335
200	310
250	295
300	280

Imperial units

Temperature	Proof strength
	$R_{p0.2}$
°F	ksi
	min
120	60.5
200	53.5
300	48.5
400	45.0
500	42.5
600	40.0

According to ASME B31.3 the following design values are recommended for UNS S31803 (SAF 2205™)

Temperature, °F	°C	Stress ksi	MPa
100	38	30.0	207
200	93	30.0	207
300	149	28.9	199
400	204	27.9	192
500	260	27.2	188
600	316	26.9	185

PHYSICAL PROPERTIES

Density: 7.8 g/cm^3, 0.28 lb/in^3

Specific heat capacity

Temperature, °C	J/(kg °C)	Temperature, °F	Btu/(lb °F)
20	480	68	0.11
100	500	200	0.12

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

Specific heat capacity

Temperature, °C	J/(kg °C)	Temperature, °F	Btu/(lb °F)
200	530	400	0.13
300	550	600	0.13
400	590	800	0.14

Thermal conductivity

Metric units

Temperature,°C	20	100	200	300	400
	W/(m °C)				
SAF 2205	14	16	17	19	20
ASTM TP316L	14	15	17	18	20

Imperial units

Temperature, °F	68	200	400	600	800
	Btu/(ft h °F)				
SAF 2205	8	9	10	11	12
ASTM TP316L	8	9	10	10	12

Thermal expansion, Metric units [1)]

Temperature, °C	30-100	30-200	30-300	30-400
	Per °C			
SAF 2205	13.0	13.5	14.0	14.5
Carbon steel	12.5	13.0	13.5	14.0
ASTM TP316L	16.5	17.0	17.5	18.0

1) Mean values in temperature ranges ($X10^{-6}$)

Imperial units

Temperature, °F	86-200	86-400	86-600	86-800
	Per °F			
SAF 2205	7.0	7.5	8.0	8.0
Carbon steel	6.8	7.0	7.5	7.8
ASTM TP316L	9.0	9.5	9.8	10.0

SAF 2205™ has a far lower coefficient of thermal expansion than austenitic stainless steels and can therefore offer certain design advantages.

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

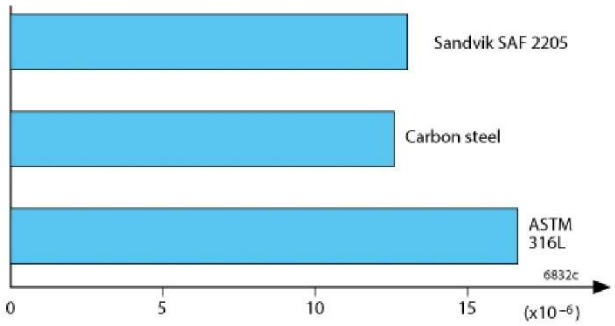


Figure 2. Thermal expansion per °C (30-100°C).

Resistivity

Temperature, °C	µΩm	Temperature, °F	µΩin.
20	0.74	68	29
100	0.85	200	33
200	0.96	400	40
300	1.00	600	43
400	1.10	800	45

Modulus of elasticity [1)]

Temperature, °C	MPa	Temperature, °F	ksi
20	200	68	29.0
100	194	200	28.2
200	186	400	27.0
300	180	600	26.2

1) (x10^3)

WELDING

The weldability of SAF 2205™ is good. Welding must be carried out without preheating and subsequent heat treatment is normally not necessary. Suitable methods of fusion welding are manual metal-arc welding (MMA/SMAW) and gas-shielded arc welding, with the TIG/GTAW method as first choice.

For SAF 2205™, heat input of 0.5-2.5 kJ/mm and interpass temperature of <150°C (300°F) are recommended.

Recommended filler metals

TIG/GTAW or MIG/GMAW welding

ISO 14343 S 22 9 3 N L / AWS A5.9 ER2209 (e.g. Exaton 22.8.3.L)

MMA/SMAW welding

ISO 3581 E 22 9 3 N L R / AWS A5.4 E2209-17 (e.g. Exaton 22.9.3.LR)

ISO 3581 E 22 9 3 N L B / AWS A5.4 E2209-15 (e.g. Exaton 22.9.3.LB)

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

ISO 14343 S 22 9 3 N L / AWS A5.9 ER2209 (e.g. Exaton 22.8.3.L) wire or strip electrodes are recommended for overlay welding of tube sheets and high-pressure vessels in cases where corrosion resistance, equal to that of SAF 2205™, is required.

Disclaimer: Recommendations are for guidance only, and the suitability of a material for a specific application can be confirmed only when we know the actual service conditions. Continuous development may necessitate changes in technical data without notice. This datasheet is only valid for Sandvik materials.

Datasheet updated 3/3/2021 4:29:21 PM (supersedes all previous editions)

materials.sandvik/contact-us
MATERIALS.SANDVIK