

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**COMPORTAMENTO EM CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO ASTM F138 NA PRESENÇA DE FLUIDO
CORPORAL SIMULADO**

MAYUMI ANDRADE NAKAHASHI

**SÃO CARLOS -SP
2025**

COMPORTAMENTO EM CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ASTM F138 NA PRESENÇA DE FLUIDO CORPORAL SIMULADO

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, como requisito para obtenção do título de bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Lucas Barcelos Otani
Co-orientador: Dr. Luiz Henrique Martinez Antunes

São Carlos-SP
2025



ATA DE DEFESA DE TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO (TCC)

NOME: Mayumi Andrade Nakahashi

RA: 790932

TÍTULO: Comportamento em corrosão do aço inoxidável austenítico ASTM F138 na presença de fluido corporal simulado

ORIENTADOR(A): Prof. Dr. Lucas Barcelos Otani

CO-ORIENTADOR(A): Dr. Luiz Henrique Martinez Antunes

DATA/HORÁRIO: 11/07/2025, 15h

BANCA – NOTAS:

	Monografia	Defesa
Prof. Dr. Lucas Barcelos Otani	9	10
Prof. Dr. Guilherme Zepon	9	10
Média	9	10

BANCA – ASSINATURAS:

Prof. Dr. Lucas Barcelos Otani

Documento assinado digitalmente
gov.br LUCAS BARCELOS OTANI
Data: 14/07/2025 13:41:35-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Guilherme Zepon

Documento assinado digitalmente
gov.br GUILHERME ZEPON
Data: 15/07/2025 13:38:24-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

*Aos meus pais e a minha irmã,
por me ensinarem a lutar pelo que
acredito e nunca desistir.*

AGRADECIMENTO

A Deus, pela infinita bondade em ter me presenteado com o dom da vida e com a certeza de que é Ele quem guia todos meus passos.

A minha família, e especialmente meus pais, Edson e Rute: pelos sacrifícios, trabalho duro e apoio incondicional, muito obrigada; pelo afeto e cuidado sem fim, meu amor mais genuíno. Se Deus é minha esperança eterna, nesta Terra Ele os emprestou para serem meu porto seguro.

Agradeço ao meu orientador, professor Dr. Lucas Otani, e ao meu co-orientador, pesquisador Dr. Luiz Antunes. Caso pudessem se enxergar com meus olhos, poderiam ver o tamanho da minha admiração e gratidão por ter sido orientada por profissionais tão competentes e, ao mesmo tempo, tão humanos. Meu fascínio pelo aprendizado é alimentado pela chance de me inspirar em grandes mestres como vocês. Obrigada pela paciência e pelas discussões, não só sobre o tema deste trabalho, mas também sobre a vida.

Ao prof. Dr. Piter Gargarella, por ter aberto as portas da Iniciação Científica e ter contribuído expressivamente para a descoberta da minha paixão pelos materiais metálicos.

À empresa Villares Metals S.A. que ofereceu todo suporte, material e infraestrutura para realização deste estudo. Ao time de Engenharia de Produto com o qual tive a chance de aprender em meus meses de estágio, e aos técnicos e amigos da área de Pesquisa e Desenvolvimento, José Carlos, Paulo Henrique e Vinicius Freire, que tanto me ensinaram sobre metalografia e caracterização de materiais.

Não poderia faltar um agradecimento especial à engenheira e amiga Fernanda Cunha, com quem tive a oportunidade de trabalhar e a honra de aprender de perto com uma mente tão brilhante, e que, acima de tudo, carrega consigo uma grande gentileza e sensibilidade, que sempre me lembrarei e levarei em meu coração.

Agradeço também aos meus amigos da graduação, Anna Júlia, Diogo, Fernando, Kenzo, Nádima e Roberta. Compartilhamos tantos momentos que é impossível mensurá-los. O que posso dizer é que minha passagem pelo DEMa-UFSCar só teve tanto significado porque os encontrei pelo caminho. Parte da realização deste sonho é graças a vocês, que estiveram ao meu lado e sempre me disseram que eu era capaz. Não desejo menos que um futuro cheio de sucesso e conquistas.

*“E o Senhor te guiará continuamente, fartará a tua alma em lugares secos,
e serás como um jardim regado, como um manancial, cujas águas nunca faltam”.*

Isaías 58:11

RESUMO

O aço inoxidável austenítico ASTM F138 é largamente utilizado na área de ortopedia médica na forma de pinos, placas de fixação e hastes, especialmente em função de sua alta resistência à corrosão, biocompatibilidade e bom acabamento superficial. Este aço se trata de uma liga do tipo 316LVM, fundida a vácuo de modo a garantir microestrutura isenta de ferrita delta, bem como fases intermetálicas deletérias, como sigma e chi. O processo é responsável por garantir pureza e ainda aumentar a resistência à corrosão por pites, características essenciais para as aplicações mencionadas. De um modo geral, o aço ASTM F138 é comercializado na condição solubilizada, a partir do tratamento térmico de solubilização que garante a dissolução de carbonetos indesejáveis, como o carboneto de cromo, este último responsável por diminuir a resistência à corrosão intergranular que ocorre por meio do fenômeno de sensitização. Ensaios de polarização potenciodinâmica podem ser realizados a fim de caracterizar o comportamento corrosivo do material em dado meio, fornecendo informações como o potencial de corrosão e a susceptibilidade à formação de pites. Nesse caso, a partir de um potenciostato, o potencial do eletrodo é varrido de forma contínua a uma taxa controlada, enquanto a corrente é medida. No presente estudo, o comportamento em corrosão deste aço foi analisado partindo de três condições distintas: amostras laminadas, amostras solubilizadas a 1.050°C por 1 hora – que visa apresentar a melhor microestrutura – e sensibilizadas a 675°C por 6 horas – condição que expõe o aço à maior tendência à corrosão intergranular. O meio corrosivo utilizado foi a solução salina tamponada com fosfato, conhecida como PBS (*phosphate-buffered saline*), um fluido corporal simulado que apresenta os principais componentes corrosivos presentes no corpo humano, além de osmolaridade e concentrações de íons similares às do organismo. Nesse cenário, buscou-se comparar, por meio do ensaio de polarização potenciodinâmica, que fornece curvas de corrosão relacionando potencial e corrente elétrica, o desempenho do aço nas três condições citadas na presença de PBS. A partir dos resultados, observou-se potencial de pite muito próximo para as amostras laminadas e solubilizadas, em que se diferenciou os comportamentos de suas curvas de corrosão através da análise da nucleação de pites metaestáveis e contexto da repassivação. As amostras sensibilizadas, por sua vez, apresentaram menor potencial de pite e, conseqüentemente, quebra da camada passiva em potenciais muito menores quando

comparadas às outras condições, indicando que a sensibilização realizada foi a responsável pela diminuição da resistência à corrosão do aço em estudo. Dessa forma, conclui-se que o tratamento térmico exerce papel fundamental no desempenho do aço ASTM F138 frente à corrosão, sendo a condição solubilizada a mais adequada por garantir maior estabilidade da camada passiva, ao passo que a sensibilização compromete significativamente essa proteção, reduzindo a resistência à corrosão do aço em meio fisiológico simulado.

Palavras-chave: ASTM F138. Ensaio de polarização potenciodinâmica. Corrosão. Fluido corporal simulado. PBS.

ABSTRACT

The austenitic stainless steel ASTM F138 is widely used in the medical orthopedic field in the form of pins, fixation plates, and rods, primarily due to its high corrosion resistance, biocompatibility, and good surface finish. This steel is a 316LVM-type alloy, vacuum melted to ensure a microstructure free from delta ferrite and deleterious intermetallic phases such as sigma and chi. This process is responsible for ensuring purity and enhancing pitting corrosion resistance—essential characteristics for the aforementioned applications. Generally, ASTM F138 steel is marketed in the solution-annealed condition, achieved through a heat treatment process that dissolves undesirable carbides, such as chromium carbide, which is known to reduce resistance to intergranular corrosion caused by sensitization. Potentiodynamic polarization tests can be performed to characterize the corrosion behavior of the material in a given medium, providing information such as corrosion potential and susceptibility to pitting. In such tests, a potentiostat is used to continuously sweep the electrode potential at a controlled rate while measuring the current. In the present study, the corrosion behavior of this steel was analyzed under three different conditions: cold-rolled samples, solution-treated samples at 1050°C for 1 hour—which aims to produce the optimal microstructure—and sensitized samples at 675°C for 6 hours—a condition that exposes the steel to a higher tendency for intergranular corrosion. The corrosive medium used was phosphate-buffered saline (PBS), a simulated body fluid that contains the main corrosive components present in the human body, as well as osmolarity and ion concentrations similar to those of human fluids. In this context, the aim was to compare the performance of the steel in the three conditions using potentiodynamic polarization tests, which provide corrosion curves that relate potential and electrical current, in the presence of PBS. From the results, it was observed that the pitting potential was very similar for the cold-rolled and solution-treated samples, and their corrosion behavior was distinguished through analysis of metastable pit nucleation and repassivation characteristics. The sensitized samples, in contrast, showed a lower pitting potential and, consequently, breakdown of the passive film at much lower potentials when compared to the other conditions, indicating that the sensitization process was responsible for the reduced corrosion resistance of the steel under study. Thus, it can be concluded that heat treatment plays a fundamental role in the corrosion performance of ASTM F138 steel, with the solution-treated condition

being the most suitable as it ensures greater stability of the passive layer, while sensitization significantly compromises this protection, reducing the steel's corrosion resistance in a simulated physiological environment.

Keywords: ASTM F138. Potentiodynamic polarization test. Corrosion. Simulated body fluid. PBS.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1. Esquema ilustrativo da dupla camada passiva presente em aços inoxidáveis.....	4
Figura 2. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 316 na condição solubilizada; ataque com reagente Marble.....	6
Figura 3. Diagrama de equilíbrio de fases para o sistema Fe-Cr-Ni com teor de cromo constante de 18%p.....	7
Figura 4. Simulação de frações mássicas formadas em relação à temperatura do aço ASTM F138.....	11
Figura 5. Aço 316L após ensaio de corrosão em meio ácido: a) íons cloreto em concentração de 1000 ppm; b) íons cloreto em concentração de 5000 ppm.....	13
Figura 6. Representação de uma célula de polarização constituída do eletrodo de trabalho, eletrodo de referência e contraeletrodo.....	14
Figura 7. Curva de polarização esquemática de um aço inoxidável.....	15
Figura 8. Exemplos de cavidades distintas que podem ser observadas na formação de pites.....	18
Figura 9. Representação da precipitação de $Cr_{23}C_6$ nos contornos de grão.....	20
Figura 10. Aço inoxidável austenítico na condição sensitizada. Ataque com ácido oxálico.....	20
Figura 11. Amostra do aço ASTM F138 após embutimento e lixamento.....	24
Figura 12. Preparação de furo na amostra: a) sequência de broca e machos utilizados para produção de furo na baquelite após o embutimento da amostra; b) amostra após realização do furo.....	24
Figura 13. Equipamento utilizado para ataque eletrolítico das amostras analisadas.....	25
Figura 14. Potenciostato utilizado para o ensaio de polarização potenciodinâmica.....	26
Figura 15. Célula de polarização montada para o ensaio de polarização potenciodinâmica.....	27
Figura 16. Microestrutura do núcleo do aço F138 na condição laminada. Ataque ácido nítrico 40%. Aumento de 200x.....	28
Figura 17. Microestrutura do núcleo do aço F138 na condição solubilizada. Ataque	

ácido nítrico 40%. Aumento de 200x.....	28
Figura 18. Microestrutura do núcleo do aço F138 na sensibilizada. Ataque ácido nítrico 40%. Aumento de 200x.....	29
Figura 19. Microestrutura observada em MEV: a) amostra solubilizada; b) amostra sensibilizada. Ataque ácido nítrico 40%.....	30
Figura 20. Curvas de corrosão após ensaio de polarização potenciodinâmica para as amostras laminada, solubilizada e sensibilizada.....	31
Figura 21. Amostras observadas após ensaio de corrosão: a) solubilizada; b) sensibilizada. Aumento de 100x.....	32
Figura 22. Imagem obtida por MEV de amostra sensibilizada após aquecimento por 24 horas.....	37

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Tipos de aços inoxidáveis	3
Tabela 2. Faixa de composição química dos principais elementos presentes nos aços 316 e 316L [% em peso]	7
Tabela 3. Efeito dos principais elementos de liga em aços inoxidáveis austeníticos..	8
Tabela 4. Faixa de composição química do aço ASTM F138 [% em peso]	9
Tabela 5. Composição química do aço ASTM F138 [% em peso] fornecido pela Villares Metals S.A.....	23
Tabela 6. Potenciais e correntes de corrosão e de pite obtidos após triplicatas dos ensaios.....	30
Tabela 7. Teores de cromo e molibdênio nas regiões analisadas através de MEV.....	37

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO DE LITERATURA	3
2.1. Aços Inoxidáveis	3
2.1.1. Fenômeno de passivação.....	4
2.1.2. Aços Inoxidáveis Austeníticos	5
2.1.3. Efeito dos elementos de liga em aços inoxidáveis austeníticos.....	8
2.1.4. Aço ASTM F138 para implantes	8
2.1.5. Tratamentos térmicos em aços inoxidáveis austeníticos.....	10
2.2. Comportamento em corrosão	11
2.2.1 Ensaio de polarização potenciodinâmica.....	13
2.2.2. Corrosão em aços inoxidáveis austeníticos	17
2.2.3. Fenômeno de sensitização	19
2.3. Fluido corporal simulado	21
3 MATERIAIS E MÉTODOS	23
3.1. Preparação das amostras	23
3.2. Preparação do fluido corporal simulado	25
3.3. Ensaio de polarização potenciodinâmica	26
4 RESULTADOS.....	27
5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	33
6 CONCLUSÕES/CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	37
REFERÊNCIAS.....	39

1 INTRODUÇÃO

A seleção de materiais para aplicação na área médica exige que estes apresentem elevada resistência à corrosão, excelente biocompatibilidade, bem como estabilidade em ambientes fisiológicos. Entre os metais e ligas disponíveis, os aços inoxidáveis se destacam por atenderem a esses requisitos, sendo amplamente utilizados na fabricação de instrumentos cirúrgicos, dispositivos médicos e implantes ortopédicos. Dentre as diferentes classes, os aços inoxidáveis austeníticos, em especial o ASTM F138, são preferidos devido à sua composição química balanceada e ao bom desempenho mecânico e químico em contato prolongado com o corpo humano. Este material, classificado como uma liga do tipo 316LVM, apresenta notória confiabilidade em tais aplicações clínicas críticas, apresentando alta pureza, além de microestrutura homogênea e com grãos finos.

A manutenção das propriedades e desempenho deste aço, sobretudo frente à corrosão intergranular e por pite, associam-se diretamente à condição em que se encontra. O tratamento térmico de solubilização realizado em altas temperaturas permite a dissolução de carbonetos indesejáveis, como o carboneto de cromo, aumentando a resistência à corrosão intergranular. Em contrapartida, na condição sensibilizada, há precipitação desses carbonetos nos contornos de grão, expondo o material a uma maior tendência à corrosão localizada nessas regiões. Isso ocorre em virtude da quebra da passividade do aço, em que essa camada passiva — maior característica dos aços inoxidáveis — se torna instável haja vista o empobrecimento de cromo nas regiões adjacentes aos contornos devido à sua combinação com o carbono.

Dentre as técnicas eletroquímicas disponíveis para avaliar o comportamento corrosivo de materiais metálicos, destaca-se o ensaio de polarização potenciodinâmica. O método consiste na aplicação de um potencial elétrico que varia de forma contínua sobre a amostra, enquanto se mede a corrente elétrica correspondente. A análise da curva resultante possibilita a identificação de parâmetros relevantes, como o potencial de corrosão e a propensão à ocorrência de corrosão localizada, sob a ótica da formação de pites.

No cenário da aplicação do aço ASTM F138 em ambientes fisiológicos, torna-se essencial a análise de seu desempenho no contexto de meios corrosivos

simulados. Dentre eles, ganha destaque a solução salina tamponada com fosfato – conhecida como PBS, do inglês, *phosphate-buffered saline* –, por apresentar composição iônica e osmolaridade semelhantes às dos fluidos corporais humanos.

Em vista disso, o presente estudo objetiva a análise do comportamento em corrosão do aço ASTM F138 em diferentes condições metalúrgicas — laminado, solubilizado e sensibilizado —, por meio de ensaios de polarização potenciodinâmica realizados em solução de PBS. O estudo visa compreender como essas variações de condições em que o aço se encontra influenciam no comportamento em corrosão do material, de modo a ampliar a compreensão do seu desempenho e compará-lo, mesmo em condições críticas.

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1. Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis correspondem a classe de aços que apresentam teores de cromo superiores a 12%p., apresentando alta resistência à oxidação e corrosão, bem como boas propriedades mecânicas sob temperaturas elevadas [1]. Suas principais aplicações estão relacionadas às indústrias alimentícia, química, petroquímica e de geração de energia, aeroespacial, automotiva e médica, devido às suas propriedades e bom desempenho a longo prazo em ambientes agressivos [1,2].

Os aços inoxidáveis se dividem em cinco tipos distintos, sendo estes: ferríticos, martensíticos, duplex, endurecíveis por precipitação e austeníticos. A Tabela 1 sumariza as principais características dos quatro primeiros tipos citados anteriormente, os teores de cromo presentes, bem como exemplos de classificações pela AISI (*American Iron and Steel Institute*).

Tabela 1. Principais tipos de aços inoxidáveis e características gerais [1,2].

Aço Inoxidável	Teor de cromo típico [%p.]	Exemplos de classificações	Principais características
Ferríticos	15 a 30	430	Magnéticos e não endurecíveis por tratamentos térmicos; bom custo-benefício devido menor teor de níquel na composição.
Martensíticos	12 a 17	410 e 440	Alta temperabilidade, possível endurecimento secundário dada presença de carbonetos de cromo. Divididos em baixo carbono, baixo carbono contendo adições de níquel, médio carbono e alto carbono.
Duplex	21 a 26	329	Quantidade semelhante de fases de ferrita e austenita na condição recozida, combinação que promove maior resistência à corrosão localizada, como por pites e sob tensão.
Endurecíveis por precipitação	12 a 17	17-7 PH e 17-4 PH	Boa combinação de resistência mecânica com resistência à corrosão devido à formação de precipitados finos após tratamento térmico. São divididos em semi-austeníticos, austeníticos e martensíticos.

O aço inoxidável austenítico – material em que se concentra este estudo – será apresentado em maiores detalhes adiante.

2.1.1. Fenômeno de passivação

A priori, a notória resistência à corrosão dos aços inoxidáveis se dá em virtude da presença expressiva de cromo, já que a adição deste elemento permite a ocorrência do fenômeno de passivação, responsável pela formação de uma fina camada de óxidos mistos, de alta estabilidade química, e posterior dissolução em meio corrosivo [1].

Nesse sentido, a camada passiva apresenta estrutura caracterizada por um modelo “duplo”, com camada mais externa rica em ferro e camada interna rica em cromo [3]. Com espessura entre 1 e 3 nanômetros, a camada se forma espontaneamente pela interação da superfície metálica com o meio em que estiver exposta, de modo que o enriquecimento em cromo promove uma estrutura mais densamente compactada [4]. A Figura 1 apresenta um esquema da camada mencionada responsável pela passivação.

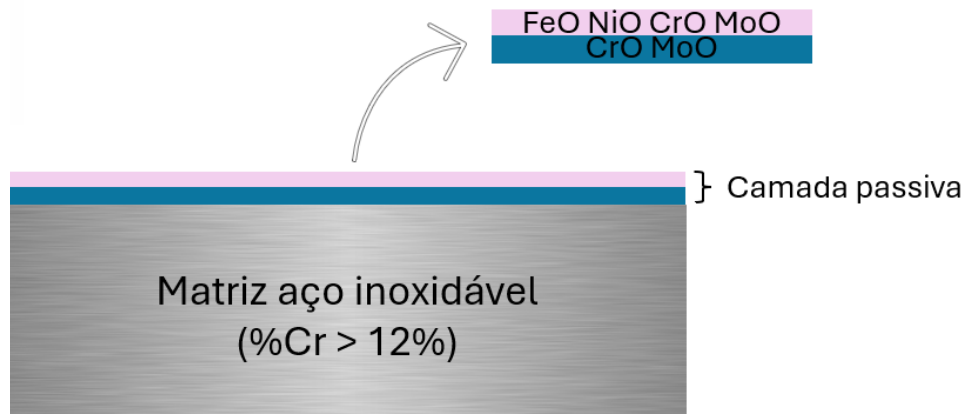


Figura 1. Esquema ilustrativo da dupla camada passiva presente em aços inoxidáveis.

Fonte: Autoria própria (2025).

O molibdênio, outro elemento presente em aços inoxidáveis, possui notória relevância na atuação da camada passiva formada. Resultados de investigação realizada por meio de XPS – técnica de Espectroscopia de Fotoelétrons na região de Raios-X – indicam que a presença de molibdênio nestes aços é incorporada como o íon Mo^{4+} na região interna do filme passivo, bem como o íon Mo^{6+} incorporado na região externa da camada [5]. Sugere-se que os íons Mo^{6+} atuam como espécies

seletivas de cátion nessa camada externa, ao passo que a camada interna rica em cromo – mais especificamente Cr_2O_3 – se apresenta como seletiva de ânions. Dessa forma, a passagem externa de cátions produzidos pela dissolução metálica na interface metal/óxido não é favorecida, bem como a passagem interna de ânions agressivos, tal como cloretos [5].

Desse modo, o desempenho do aço em ambientes corrosivos depende, majoritariamente, da eficiência na formação dessa camada, sua impermeabilidade, bem como sua taxa de dissolução nestes meios. Sob essa ótica, a passividade dos aços depende de fatores como composição química, condições de oxidação, e suscetibilidade à corrosão localizada e intergranular.

2.1.2. Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis que contêm simultaneamente cromo, entre 16%p. a 26%p., e níquel, com teores de cerca de 6%p. a 22%p., são comumente designados aços inoxidáveis austeníticos, que possuem estrutura cristalina cúbica de face centrada. Nesse sentido, estes são divididos majoritariamente em dois grupos: aços ao cromo-níquel e aços ao cromo-mangânês-níquel; de modo que os mais empregados são os do primeiro grupo, apresentando teor médio de cromo de 18%p. e de níquel em torno de 8%p. [6]. Pode-se dizer que a presença do níquel permite formação de camada de óxido que protege o aço, favorecendo maior resistência à corrosão e à oxidação sob altas temperaturas, maiores do que em aços inoxidáveis ligados somente ao cromo [6].

Sob a ótica das principais características desses aços inoxidáveis, estes se destacam por serem não magnéticos, não endurecíveis, e, quando encruados, podem apresentar efeitos de aumento de dureza devido à instabilidade da austenita. Convém ressaltar que esse efeito de endurecimento é influenciado pelo teor de níquel, uma vez que, à medida que a quantidade desse elemento aumenta, menor será a resistência ocasionada pelo encruamento, dado que o níquel é responsável por estabilizar a austenita [6].

De acordo com a AISI, são parte desse grupo de aços aqueles classificados como da série 300. Dentro dessa classe, ainda se dividem em normais ou não estabilizados – tais como os aços 304 e 316 – que não possuem elementos adicionais a fim de estabilizar o carbono; bem como estabilizados – como é o caso do 321 e 347;

e extra baixo carbono, representados pelos aços 304L e 316L [1]. Além destes, também fazem parte do grupo dos aços inoxidáveis austeníticos as ligas da série 200 (201, 202 e 204). A microestrutura típica de um aço inoxidável 316 é apresentada na Figura 2, em que é possível observar a notória presença de maclas de recozimento ao longo de toda a sua extensão.

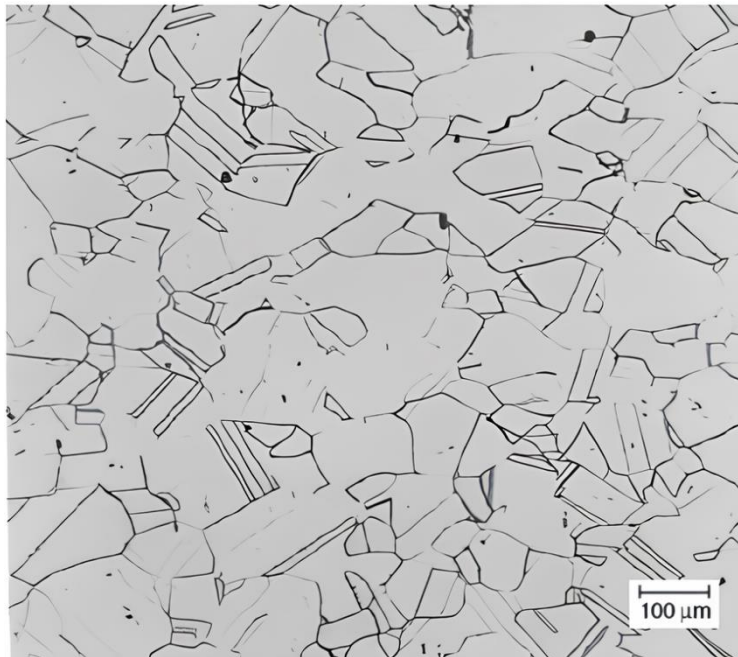


Figura 2. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 316 na condição solubilizada; ataque com reagente Marble.

Fonte: [7].

A série 200, por outro lado, surgiu como alternativa econômica à série 300, substituindo-se parte do níquel por manganês, devido à escassez do elemento no contexto da década de 1940 [1].

Observando-se a Figura 3, que mostra o diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr-Ni com teor de cromo constante de 18%p., é possível notar que, em temperaturas elevadas, a partir de cerca de 8%p. de níquel obtém-se estrutura completamente austenítica; não só importante para aplicações criogênicas, mas também para aplicações que requerem resistência à deformação a quente [1].

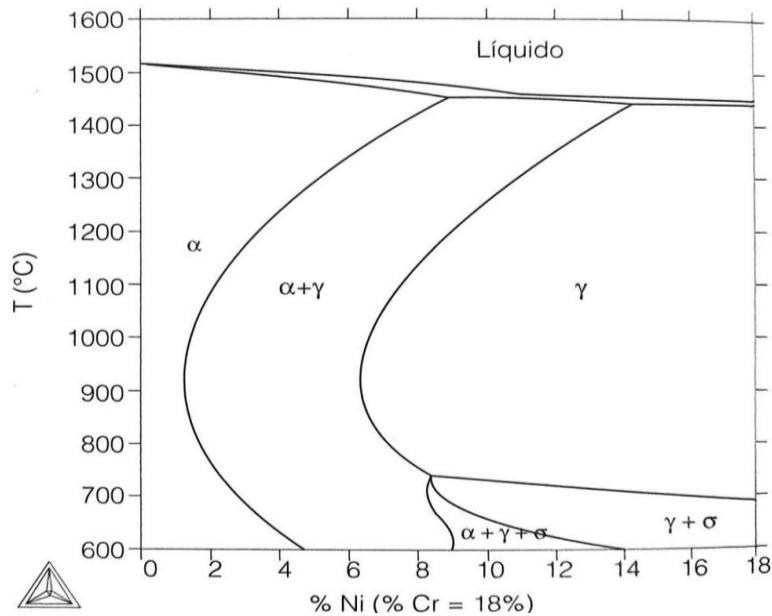


Figura 3. Diagrama de equilíbrio de fases para o sistema Fe-Cr-Ni com teor de cromo constante de 18%p.

Fonte: [1].

Como indicado, o sistema Fe-Cr-Ni é a base da formação dos aços inoxidáveis da série 300, isto é, da série dos aços austeníticos. Dois dos principais representantes são os aços 316 e 316L, em que este último se difere do primeiro por se tratar de um aço de baixo carbono. A Tabela 2 apresenta a faixa de composição química dos principais elementos presentes nestes aços.

Tabela 2. Faixa de composição química dos principais elementos presentes nos aços 316 e 316L [% em peso].

Composição Química [%p.]								
AISI	C máx.	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
316	0.08	2.00	0.05	0.03	0.75	16.00 -18.00	10.00 -14.00	2.00 -3.00
316L	0.03	2.00	0.03	0.03	0.75	16.00 -18.00	10.00 -14.00	2.00 -3.00

Fonte: [1].

Como já citado, a presença de carbono diminui a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis, sendo menor esta influência quando o elemento se apresenta no estado dissolvido, e maior quando encontrado na forma de carbonetos, especialmente nos contornos de grãos [8]. Desse modo, é desejável a menor a quantidade de

carbono no aço inoxidável 316, sendo esse teor ainda menor no aço 316L, justamente a fim de que apresente maior resistência à corrosão intergranular quando comparado ao aço 316.

2.1.3. Efeito dos elementos de liga em aços inoxidáveis austeníticos

Além do cromo, responsável pela formação da camada passiva protetora, outros elementos de liga são imprescindíveis para a atuação e aplicabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos. A Tabela 3 sumariza as principais funções dos elementos de liga nesses aços.

Tabela 3. Efeito dos principais elementos de liga em aços inoxidáveis austeníticos, [1], [9], [10].

Elemento	Faixa típica [% em massa]	Funções principais
Carbono (C)	0.03 - 0.08	Aumento de dureza e de resistência, com teor controlado para evitar precipitação de carbonetos indesejados.
Níquel (Ni)	≥ 6.00	Austenitizante, auxilia na melhoria da ductilidade e tenacidade. Promove também a repassivação da camada, caso esta seja danificada.
Molibdênio (Mo)	0.50 - 3.00	Inibe a dissolução de Fe e Cr no aço, aumentando a resistência ao ataque de cloretos em soluções ácidas.
Titânio (Ti)	0.20 - 0.80	Leva à formação de carbonetos estáveis, reduzindo a ocorrência de formação de carbonetos de cromo nos contornos de grão, diminuindo a corrosão intergranular.
Nitrogênio (N)	0,03 – 0,20	Estabiliza austenita, aumenta resistência à pite e corrosão intergranular ao diminuir a possibilidade de precipitação de carbonetos de cromo.
Manganês (Mn)	1,0 – 2,0	Forte austenitizante, aumenta solubilidade de nitrogênio na matriz; adição deve ser controlada para evitar formação de MnS, pontos preferenciais para corrosão por pites.
Silício (Si)	0.3 - 1.0	Eleva a resistência à oxidação, tornando o aço inoxidável mais durável em ambientes de alta temperatura, agindo como desoxidante

2.1.4. Aço ASTM F138 para implantes

A seleção de materiais para implantes cirúrgicos – sejam estes temporários ou permanentes – exige especialmente alta resistência à corrosão em temperatura ambiente em ambientes controlados e específicos.

Nesse cenário, os aços inoxidáveis austeníticos se encaixam benéficamente

às exigências, apresentando não só bom comportamento sob corrosão, mas também boas propriedades mecânicas, biocompatibilidade com os fluidos do corpo humano, além de sua microestrutura austenítica ser desejável em vista de ser paramagnética.

Dentre os aços mais usuais para implantes cirúrgicos destaca-se o aço inoxidável austenítico ASTM F138 – padronizado pela norma americana *American Society for Testing and Materials* –, direcionado especialmente para fabricação de implantes ortopédicos, como pinos, placas de fixação, parafusos e hastes; sendo notoriamente conhecido por ser isento de ferrita delta, bem como fases intermetálicas deletérias, como sigma e chi [1].

Desse modo, o aço ASTM F138, material deste estudo, trata-se de uma liga do tipo 316LVM – *low carbon e vacuum melted* –, que é fundido à vácuo justamente para garantir pureza, maximização da resistência à corrosão por pites e uma microestrutura livre de ferrita. Normalmente são usados na condição de 30% de trabalho a frio visando o aumento dos valores do limite de escoamento, da tensão de ruptura e resistência à fadiga [8]. A composição do aço é apresentada na Tabela 4.

Tabela 4. Faixa de composição química do aço ASTM F138 [% em peso].

Composição Química [%p.]								
C máx	Mn máx	P máx	S máx	Si máx	Cr máx	Ni máx	Mo máx	N máx
0.03	2.00	0.025	0.01	0.75	17.00-19.00	13.00-15.00	2.25 -3.00	0.1

Fonte: [1].

As faixas de teores admissíveis para os elementos são rigidamente controladas pelas normas ASTM F138 e NBR 5832-1 haja vista que alguns elementos químicos em grandes quantidades podem ser nocivos, e então é preciso o controle e conhecimento da dissolução metálica em níveis permissíveis no organismo [11,12]. Tais normas também são responsáveis por incluir a relação mínima de composição química de cromo e molibdênio, este último conhecido por ser o responsável pelo aumento da resistência à corrosão por pite.

Nesse sentido, a norma NBR 5832-1 especifica que, a fim de se aumentar a resistência à corrosão por pite, os teores de molibdênio e cromo devem respeitar a relação apresentada pela Equação (1).

$$C = 3.3W_{Mo} + W_{Cr} \quad (1)$$

Em que W se refere ao percentual em massa dos elementos, e posteriormente, C deve apresentar valor maior ou igual a 26.

Ainda de acordo com a norma ASTM F138, exige-se que a microestrutura do aço seja homogênea a fim de alcançar mais elevada resistência à corrosão e à fadiga, apresentar estrutura austenítica com grãos finos e de tamanho uniforme, livre de ferrita e reduzida presença de inclusões.

2.1.5. Tratamentos térmicos em aços inoxidáveis austeníticos

O principal tratamento térmico empregado em aços inoxidáveis austeníticos, como o aço ASTM F138, é a solubilização, que visa a manutenção da estrutura austenítica à temperatura ambiente e a redução da segregação de elementos em ligas [1].

Nesse cenário, a solubilização consiste no aquecimento do aço a uma temperatura suficientemente elevada para sobretudo dissolver os carbonetos presentes [1], que, no caso dos aços inoxidáveis austeníticos, ocorre em torno de 1.050°C. A Figura 4 apresenta um cálculo realizado pelo software Thermo-Calc® utilizando a data base TCFE12, que correlaciona as frações mássicas formadas para cada fase ao longo da faixa de temperatura de 400°C a 1.600°C para o aço ASTM F138. Observa-se, portanto, que a temperatura de solubilização de 1.050°C não apresenta indícios de precipitação de fases prejudiciais ao aço. Além disso, como nesta temperatura o carbono e o cromo se encontram dissolvidos na matriz, não há força motriz para precipitação dos carbonetos indesejáveis. Posteriormente à solubilização, segue-se com um rápido resfriamento a fim de evitar uma possível reprecipitação [6].

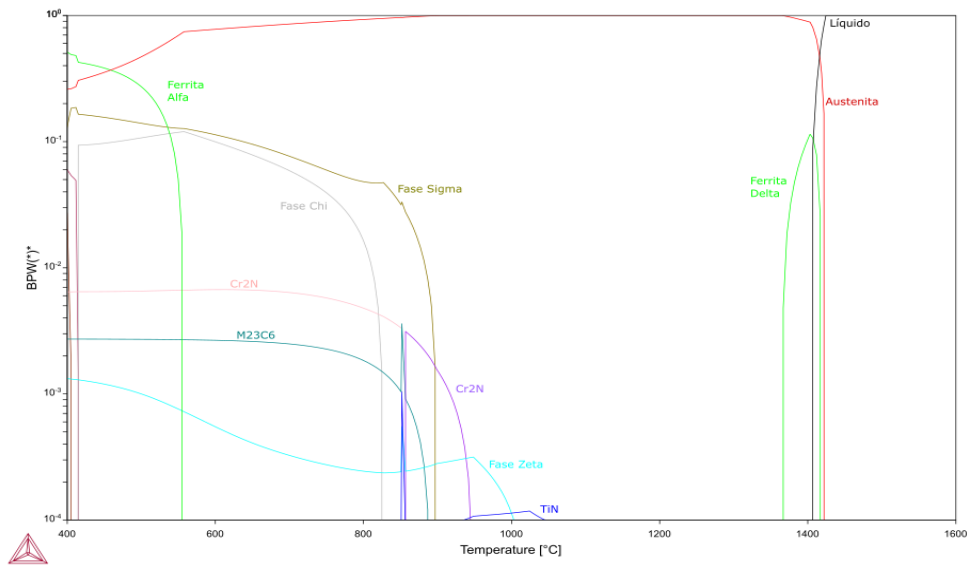


Figura 4. Cálculo de frações mássicas formadas em relação à temperatura do aço ASTM F138.
Fonte: Autoria própria (2025).

2.2. Comportamento em corrosão

De um modo geral, a corrosão se trata de um processo espontâneo, baseado em reações químicas e eletroquímicas que ocorrem na superfície de separação entre metais e o meio corrosivo [13]. Nesse viés, pode-se dizer que os processos de corrosão estão associados a reações de oxidação dos metais, progredindo através de sua superfície, convertendo o componente metálico em óxido, hidróxido ou sal [14]. Assim, o metal age como redutor, cedendo elétrons à substância circundante, ao passo que o meio corrosivo é o oxidante, recebendo tais elétrons.

As principais variáveis a serem observadas em processos de corrosão são: o conjunto material metálico, meio corrosivo e condições operacionais – como, por exemplo, solicitações mecânicas e meios de proteção contra a corrosão [13]. Desse modo, de acordo com o meio corrosivo e o material, diferentes mecanismos estão associados à corrosão, mas especialmente o eletroquímico e o químico – este último envolvendo reações químicas diretas entre o material e o meio corrosivo, não havendo geração de corrente elétrica [13].

Por outro lado, o mecanismo eletroquímico se associa a reações que promovem a transferência de cargas ou elétrons por meio de uma interface ou eletrólito, em que os elétrons são cedidos em determinada região e recebidos em outra. Este mecanismo pode ser associado a uma pilha de corrosão, ocorrendo,

então, três principais etapas: processo anódico – em que há a passagem de íons para a solução; o deslocamento de elétrons e íons – por meio da transferência dos elétrons de regiões anódicas para catódicas pelo circuito metálico e difusão de ânions e cátions na solução; e processo catódico – ocorrendo a recepção de elétrons na área catódica, pelos íons presentes na solução [10].

Relacionando com os estudos de Arrhenius, que associam a velocidade de uma reação à temperatura e à energia de ativação, pode-se dizer que a taxa de corrosão pode ser determinada pela energia de ativação. A energia de ativação consiste em uma barreira de energia entre a liga e seu produto de corrosão, e então como as ligas geralmente se encontram em um nível de energia mais alto do que o meio circundante, tal diferença favorece reações corrosivas, sendo uma condição indesejada do ponto de vista da integridade do material. Neste caso, para haver o processo corrosivo, o material deve ter mais anodicidade do que o potencial de referência, para permitir que o cátodo colete o fluxo de elétrons gerado pelo material, sendo esta corrente a principal causa de corrosão [15].

Como comentado anteriormente, a passivação é definida como a perda de reatividade química em materiais enquanto submetidos a certos ambientes ou condições, ocorrendo devido à formação de uma camada protetora na interface liga-eletrólito, evitando assim um contato direto entre ambos.

A medição da tendência de uma liga em direção à passivação quando imersa em um certo tipo de ambiente é muito importante para obter informações sobre o comportamento em corrosão ou características dessa liga em particular. A medição é realizada desenhando a curva de polarização anódica característica da amostra. Os íons halogênicos, especialmente o íon cloreto, podem destruir a passivação nos pontos ou pontos locais na amostra que é passiva em relação ao ar. O ponto local da liga ativa atua como um ânodo, enquanto o cátodo forma a região mais ampla da liga passiva [2].

A concentração do meio corrosivo também influencia a taxa de corrosão porque a concentração modificará o valor do pH. Sob essa ótica, os processos corrosivos são diretamente influenciados pelo pH em que o metal está inserido. À medida que o pH diminui – isto é, aumentando a acidez –, a taxa de corrosão aumenta, haja vista que soluções de baixo pH aceleram a corrosão ao fornecer íons de hidrogênio, este responsável por atacar e danificar a superfície do metal, elevando

a perda de massa [2].

Pode-se citar, portanto, que a concentração de cloreto também aumenta a taxa de corrosão. Sob a ótica de aços inoxidáveis, os íons cloreto apresentam um efeito considerável no comportamento de corrosão em soluções ácidas: na presença desse íon há uma quebra de passividade, que ocorre acima de um certo potencial que então diminui com a sua concentração. Desse modo, esses íons penetram lentamente na superfície quebrando a camada passiva, e então o aço inicia um processo de corrosão localizada [2]. Isso pode ser observado na Figura 5, em que, dado aumento da concentração de íons cloreto após ensaio de polarização potenciodinâmica – que será elucidado na seção seguinte – a corrosão e quebra da passividade se tornam mais pronunciadas.

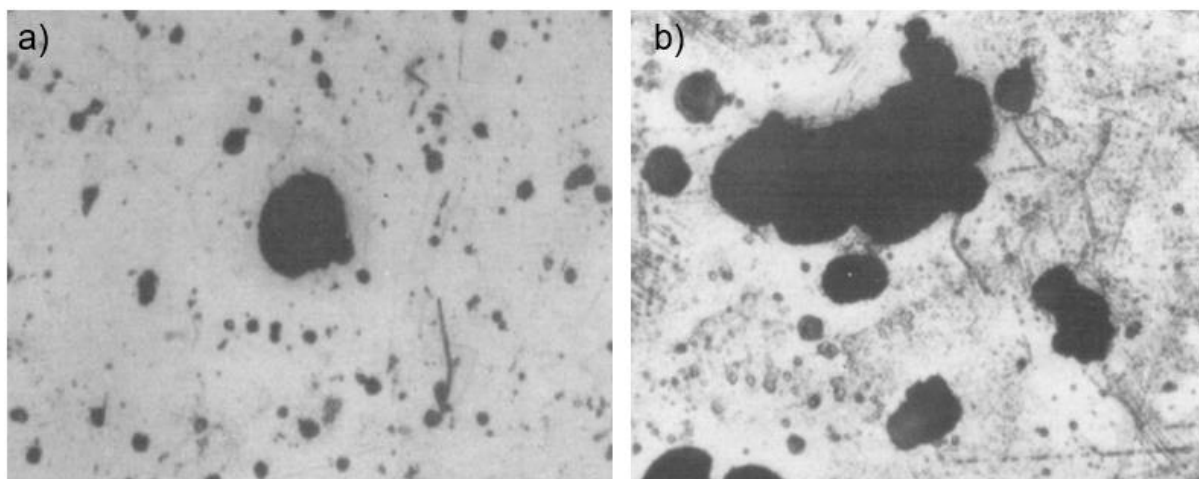


Figura 5. Aço 316L após ensaio de corrosão em meio ácido: a) íons cloreto em concentração de 1000 ppm; b) íons cloreto em concentração de 5000 ppm.

Fonte: [15].

2.2.1 Ensaio de polarização potenciodinâmica

Os ensaios eletroquímicos fornecem dados rápidos sobre as cinéticas das reações de corrosão em um material, permitindo a verificação da resistência à corrosão dos aços, de modo que o ensaio de polarização potenciodinâmica é uma técnica eletroquímica utilizada para caracterizar o comportamento corrosivo de metais [13].

Sob essa ótica, durante o ensaio, o potencial do eletrodo de trabalho é varrido de forma contínua a uma taxa controlada (em mV/s), ao passo que a densidade da

corrente correspondente é medida. De um modo geral, o ensaio requer amostras do material em estudo com área útil a ser ensaiada de cerca de 1cm^2 em contato com o meio corrosivo [16]. A técnica permite a determinação de parâmetros como a densidade de corrente de corrosão, o potencial de corrosão – que se refere ao potencial assumido pelo metal ao sofrer corrosão [13,16] –, o comportamento passivo e a susceptibilidade à formação de pites.

Os ensaios de polarização podem ser realizados em potenciostatos ou galvanostatos, em que este controla a corrente e lê-se a resposta em potencial, ao passo que aquele controla o potencial e permite leitura da resposta em corrente. No caso dos ensaios de polarização potenciodinâmica, os potenciostatos são mais utilizados, já que é essencial o controle do potencial do eletrodo de trabalho – metal a ser ensaiado – e registro da corrente associada às reações eletroquímicas. O registro permite o estudo da corrosão haja vista que quanto maior a corrente, maior a corrosão associada. Isso ocorre uma vez que a corrente indica o fluxo de carga elétrica por unidade de tempo, de modo que quanto maior esse fluxo, maior a quantidade de elétrons que estão sendo trocados entre eletrodo e eletrólito [13,16].

Nesses ensaios, há a presença da chamada célula de polarização, que consiste no corpo de prova estudado e o meio em que será realizado o ensaio, buscando-se reproduzir as condições encontradas na prática. Essa célula contém o eletrodo de trabalho, eletrodo de referência e contraeletrodo [16], conforme esquematizado na Figura 6.

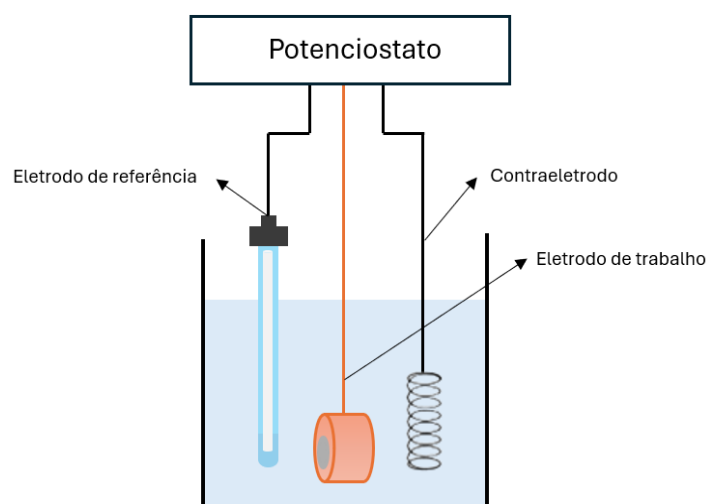


Figura 6. Representação de uma célula de polarização constituída do eletrodo de trabalho, eletrodo de referência e contraeletrodo.

Fonte: Autoria própria (2025).

Como citado anteriormente, o eletrodo de trabalho se refere ao material em estudo, ou seja, onde se mede os efeitos da corrosão. O eletrodo de referência fornece um potencial fixo e conhecido, em que não se passa corrente significativa, de modo que seu potencial permaneça estável. Esse eletrodo é geralmente constituído por calomelano saturado ou por prata/cloreto de prata (Ag/AgCl), imersos em cloreto de potássio, a fim de que seu potencial permaneça estável; além de evitar contaminação da solução de ensaio com outros íons, bem como fornecer boa condutividade. A escolha pelo cloreto de potássio ocorre em virtude de sua alta solubilidade e então fornecimento de grande quantidade de íons K^+ e Cl^- , favorecendo a condutividade elétrica. Além disso, tais íons são considerados inertes, apenas transmitindo a carga. Por outro lado, o contraeletrodo é constituído de material inerte, como platina, não interferindo nas reações de interesse e fechando o circuito elétrico [13, 16].

Assim, a varredura contínua de potencial e o correspondente registro da corrente gerada permitem o estudo do comportamento eletroquímico de um material, gerando a sua curva de polarização, prevendo o comportamento de corrosão do metal imerso na solução [17]. A Figura 7 apresenta uma curva de polarização esquemática para um aço inoxidável, em que é possível notar a determinação da região ativa e passiva do sistema de liga medido.

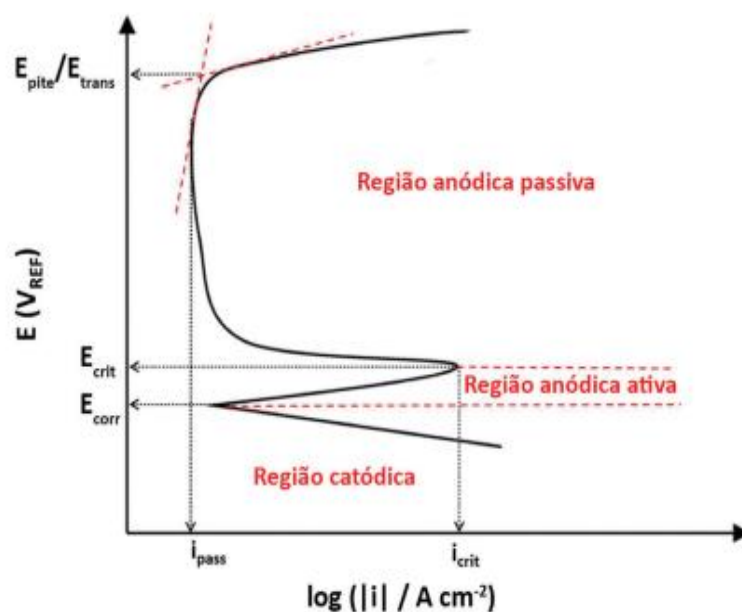


Figura 7. Curva de polarização esquemática de um aço inoxidável.

Fonte: [17].

Conforme observado, há três regiões características nessas curvas: região catódica, região anódica ativa e região anódica passiva.

Inicialmente, a região catódica se caracteriza pela presença de reações que ocorrem na superfície do eletrodo atuando como cátodo, ou seja, quando está recebendo elétrons – sofrendo uma reação de redução. Desse modo, o metal não está se oxidando e sofrendo corrosão, mas sim fornecendo elétrons para a redução de alguma espécie do meio, seja o oxigênio ou íons H^+ . Nesse sentido, a região catódica indica a parte da curva em que o potencial é mais negativo que o potencial de corrosão: ao se aplicar um potencial mais negativo que esse potencial, obrigatoriamente o eletrodo atua como cátodo, favorecendo a reação de redução [13,16].

Ao se aumentar o potencial, atinge-se o potencial de corrosão (E_{corr}), a partir do qual há o início do trecho anódico ativo, em que reações anódicas predominam, indicando a tendência do material a sofrer corrosão [17]. Esta região da curva indica que o metal se oxida e sofre corrosão intensa, ou seja, quando o eletrodo apresenta um potencial mais positivo que o potencial de corrosão. De um modo geral, o potencial de corrosão é definido pelo valor potencial em que as taxas de reação anódica e catódica se equilibram. Nesse cenário, o potencial de circuito aberto, denominado OCP, refere-se ao potencial de corrosão de uma superfície ou espécime que sofre corrosão livremente, e então ao se analisar as regiões anódicas e catódicas aplicando valores maiores e menores de potencial em relação ao OCP, o potencial de corrosão é medido [13, 16, 17].

A partir da curva de polarização, o potencial de corrosão e a densidade de corrente de corrosão (I_{corr}) são encontrados. A aferição ocorre por meio da extrapolação de Tafel, conforme a norma ASTM G3, em que são ajustadas tangentes contra as curvas das regiões anódica e catódica até essas retas se cruzarem. Esse ponto de intersecção corresponde ao potencial de corrosão, que, por sua vez, fornece também a densidade de corrente de corrosão [13].

Na curva, vale ressaltar que essa região ativa se caracteriza pelo aumento da densidade de corrente com o aumento do potencial até o alcance do potencial crítico (E_{crit}) e da densidade de corrente crítica (I_{crit}) [17].

Na região anódica, após o E_{crit} , há o início da transição ativo-passiva em que ocorre a formação do filme passivo, que protege o material da corrosão. Nessa região

encontra-se a densidade de corrente passiva (I_{pass}) que corresponde à menor densidade de corrente alcançada na camada passiva, que nos aços inoxidáveis corresponde tipicamente à densidade de corrente inferior a 10^{-5} A/cm² [17]. À medida que o potencial aplicado se eleva, ocorre um notório aumento da densidade de corrente que pode ser atribuído a diferentes mecanismos, variando de acordo com o meio em que o aço inoxidável está inserido [13, 16, 17].

Em uma solução livre de cloretos, o potencial de quebra se classifica como potencial de transpassivação (E_{trans}). Por outro lado, a presença de íons cloreto pode causar a quebra localizada do filme passivo, iniciando a corrosão por pite, de modo que o potencial em que este fenômeno ocorre é classificado como potencial de pite (E_{pit}) [17].

2.2.2. Corrosão em aços inoxidáveis austeníticos

Os tipos de corrosão são classificados considerando a aparência ou forma de ataque, bem como as diferentes causas de corrosão e seus mecanismos. Dessa forma, pode-se apresentar a corrosão segundo a morfologia, os fatores mecânicos, o meio corrosivo, as causas ou mecanismos, e a localização do ataque [13].

Quanto à localização do ataque, a corrosão pode ocorrer por pite, uniforme, transgranular ou intergranular. Sob o ponto de vista dos aços inoxidáveis austeníticos, os tipos de corrosão mais comuns são por pite e intergranular, que serão mais bem explorados a seguir.

A corrosão por pite é caracterizada pela quebra local da película passiva do aço, ocasionada em regiões de heterogeneidades locais [18]. Em termos gerais, o início da corrosão por pites é o resultado da quebra da passivação devido à presença de certos ânions, como cloreto, e o estabelecimento subsequente de uma célula eletroquímica na qual o local danificado atua como um ânodo e o local passivo atua como um cátodo. [18, 19]. O mecanismo de ataque por pites no aço inoxidável é observado em três etapas consecutivas: iniciação, propagação metaestável e propagação estável de pites.

De um modo geral, a etapa de iniciação é principalmente a quebra local da camada passiva na presença de ânions agressivos presentes no meio. A taxa de corrosão é aumentada pelo fato de que um ambiente ainda mais agressivo é produzido como reflexo da própria reação que ocorre e dos produtos de corrosão. No

entanto, nos estágios iniciais da formação de pites, quando ainda são muito pequenos, estes possuem a capacidade de serem repassivados espontaneamente, de modo que esta etapa é associada ao desenvolvimento de pites metaestáveis. Por outro lado, a propagação estável é alcançada quando essa recuperação da camada de modo espontâneo não é mais possível [18].

Devido à natureza localizada da corrosão por pites, sua formação é confinada a áreas muito menores em comparação com a superfície geral exposta. Em termos gerais, o acúmulo de produtos de corrosão em pites pode resultar na formação de uma fenda, que produz um ataque de corrosão mais agressivo [19]. A morfologia da corrosão pode variar em virtude do material e do meio corrosivo, apresentando formato irregular, de modo que diferentes cavidades podem ser observadas no que se refere à formação de pites. É reportado que, comumente, a profundidade é notoriamente maior que seu diâmetro aparente na superfície, como observado na Figura 8 [13].

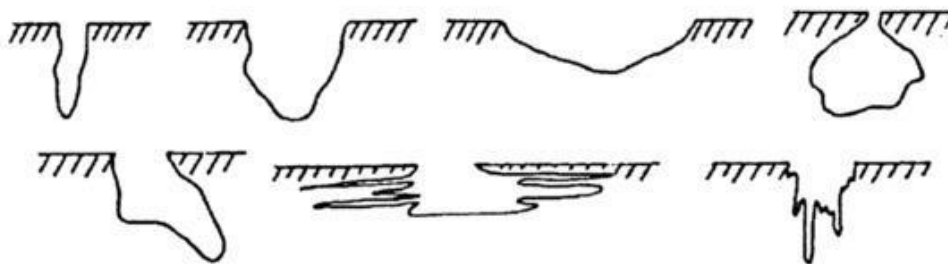


Figura 8. Exemplos de cavidades distintas que podem ser observadas na formação de pites.

Fonte: [13].

É possível, ainda, relacionar a corrosão por pites em aços inoxidáveis austeníticos com o pH do meio, como já mencionado. Sabe-se que em ambientes com baixo pH, é notória a aceleração do início e a propagação da corrosão por pites, e, então, especialmente na presença de íons cloreto, é reportado que esses ambientes fornecem as condições mais favoráveis para o crescimento dos pites [2]. Convém ressaltar que soluções corrosivas com pH mais alto levarão o aço a apresentar mais pites, sendo estes normalmente mais rasos. Um aço em meio com pH mais baixo apresenta menos pites, mas desta vez com maior profundidade. Embora haja mais pites em aços em meios com pH mais alto, a maior profundidade

faz com que perca menos peso do que quando expostos em pH mais baixo, explicando o porquê a taxa de corrosão do aço em meio com pH mais baixo é maior.

Ainda assim, pode-se dizer que os aços inoxidáveis austeníticos são mais resistentes à corrosão por pite comparado ao aço inoxidável ferrítico, por exemplo. Isso ocorre dada a ação do níquel, que favorece a repassivação do material nas regiões onde o filme passivo foi quebrado por essa forma de corrosão.

Os fenômenos associados à corrosão e a capacidade dos aços inoxidáveis austeníticos de apresentarem resistência a esses processos influencia diretamente em sua vida em serviço.

2.2.3. Fenômeno de sensitização

A corrosão intergranular é um mecanismo de corrosão localizada que se manifesta nos contornos de grão sem que haja necessidade de esforços mecânicos. No caso dos aços inoxidáveis austeníticos, pode-se dizer que sua principal causa é o fenômeno de sensitização, que consiste na precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão do aço, em virtude de seu teor de cromo e carbono elevado [1].

Desse modo, o aquecimento de aços austeníticos em temperaturas na faixa de 425 a 815°C seguidos de lento resfriamento pode propiciar a sensitização e consequente precipitação de carbonetos de cromo nos contornos, já que a faixa favorece a segregação do elemento para essas regiões que possuem mais alta energia, sendo sítios preferenciais para a precipitação de segundas fases. O principal carboneto formado ao longo dos contornos de grão é o Cr_{23}C_6 , de modo que não é a precipitação nos contornos em si que torna essas regiões suscetíveis à corrosão, mas sim a associação de sua formação com o empobrecimento em cromo nas regiões adjacentes. Cada átomo de carbono retira da matriz austenítica cerca de quatro átomos de cromo, produzindo, então, regiões menos resistentes aos ataques químicos e mais suscetíveis à corrosão [1]. A Figura 9 ilustra a presença do carboneto de cromo precipitado nos contornos e o consequentemente empobrecimento de cromo.

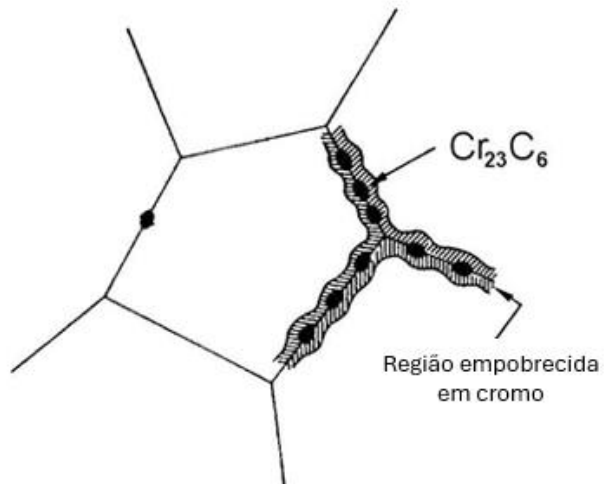


Figura 9. Representação da precipitação de $Cr_{23}C_6$ nos contornos de grão.

Fonte: Adaptado de [20].

A Figura 10 apresenta a microestrutura de um aço inoxidável austenítico sensibilizado, em que é possível observar tanto a presença de pites quanto o ataque químico ocasionado nos contornos.

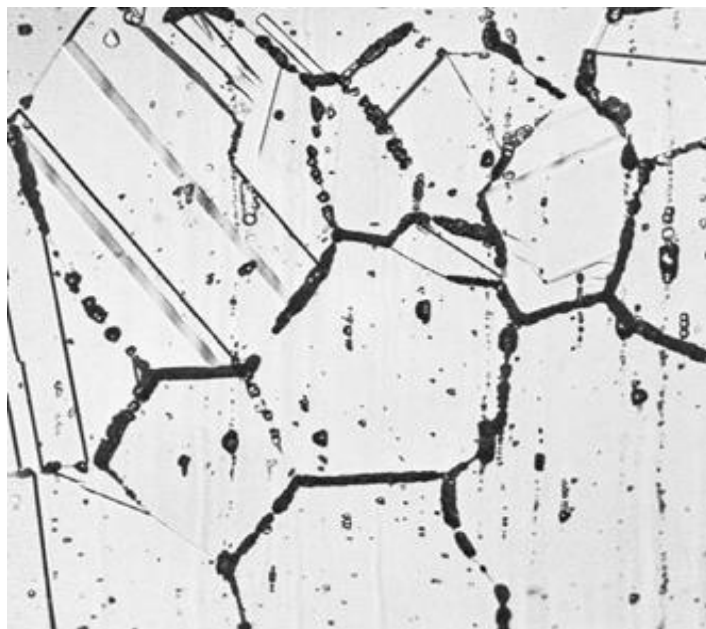


Figura 10. Aço inoxidável austenítico na condição sensibilizada. Ataque com ácido oxálico.

Fonte: [21].

Estudos associando a sensibilização com o comportamento em corrosão em

aços inoxidáveis são comumente realizados. Todavia, vale ressaltar que a sensitização não se trata de um tratamento térmico, mas consiste em um teste da suscetibilidade à corrosão destes em aços.

Um estudo utilizando a técnica de reativação potencionética de duplo ciclo – DL-EPR (*double-Loop electrochemical potentiokinetic reactivation technique*) – para avaliar quantitativamente o grau de sensitização em aço ASTM F138 apresentou uma comparação entre diferentes tempos de aquecimento – 1 hora, 6 horas e 24 horas. Constatou-se, nesse cenário, que consideráveis graus de sensitização e de fragilização da microestrutura são observados a partir de aquecimento a 675°C por 6 horas, em que se nota que o aumento do tempo eleva a densidade de corrente crítica, dificultando a passivação do material – e então refletindo em maior ataque intergranular [22].

Sob a ótica do estudo, pode-se dizer que esse período de aquecimento gerou grau de sensitização considerável já que foi possível a observação de uma estrutura de ataque corrosivo mista [21]. Essa avaliação é parte de ensaios utilizados para detecção da susceptibilidade à corrosão intergranular em aços inoxidáveis austeníticos, especialmente após exposição a temperaturas de sensitização, como explicitado pela norma ASTM A262 [21]. O método A, que permite a visualização da presença de sensitização por meio de um ataque químico com ácido oxálico classifica as estruturas obtidas em degrau (*step*) – que indica remoção de camadas do material aos poucos – e em vala (*ditches*) – formando sulcos mais profundos e estreitos em certas regiões mais sensíveis da estrutura do material. Nesse sentido, a estrutura *step* indica baixa ou nenhuma sensitização, ao passo que a presença de *ditches* se associam à ocorrência de alto grau de sensitização [21, 22]. No estudo citado anteriormente verificou-se que, após o tempo de aquecimento de 6 horas, há uma sensitização caracterizada por estrutura de ataque mista, com regiões apresentando tanto o ataque do tipo degrau quanto do tipo vala, em que conforme o tempo aumenta, mais esta última morfologia é intensificada.

2.3. Fluido corporal simulado

Haja vista a aplicação dos aços inoxidáveis em implantes, a seleção do meio é de extrema importância para o estudo dos testes de corrosão, uma vez que se faz necessário tornar o ambiente de teste o mais próximo possível do ambiente de serviço

real, isto é, o corpo humano [23]. Os fluidos corporais representam um meio agressivo aos materiais metálicos, já que as composições químicas desses fluidos são bastante complexas, de modo que as interações entre os implantes metálicos e o tecido circundante têm grande importância [23].

Sob a ótica desses fluidos, três parâmetros são os mais significativos no que se refere à corrosão: a presença de íons cloreto, a concentração de oxigênio dissolvido e os níveis de pH [23]. Vale ressaltar que a maioria dos fluidos corporais tem um pH de 7,4, uma temperatura em torno de 37°C e uma concentração de cloreto equivalentemente em torno de 0,9% de NaCl [23].

Visando-se a compreensão da performance de metais em contato direto com o corpo durante seu tempo de serviço, diferentes soluções com composição semelhante ao plasma sanguíneo humano podem ser usadas como meios simulados [25]. Desse modo, a principal vantagem de usar fluidos corporais simulados para estudos *in vitro* é a facilidade de manuseio e as rápidas respostas obtidas.

A solução salina tamponada com fosfato – também conhecida como PBS – é uma das soluções mais utilizadas para este fim. Composta por di-hidrogenofosfato de sódio, cloreto de sódio, cloreto de potássio e di-hidrogenofosfato de potássio, a solução apresenta os principais componentes inorgânicos corrosivos do meio aquoso no corpo humano. Além disso, outras importantes características que a colocam a frente em estudos de avaliação de corrosão são sua osmolaridade e concentrações de íons similares às do organismo humano, sendo também relativamente estável [25]. Nessa solução, a concentração de íons cloreto se encontra em torno de 140.6 mM [23].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para o estudo, o aço ASTM F138 foi cedido em barras pela empresa Villares Metals SA na condição laminada, com diâmetro de 22,2 milímetros. Convém ressaltar que a produção do material se pauta em processo de fusão em forno de indução sob vácuo e refundido pelo processo de refusão por eletroescória – conhecido como ESR, do inglês, *electroslag remelting* –, permitindo maior controle microestrutural e reduzindo a presença de heterogeneidades.

A fim de se analisar os comportamentos em corrosão do aço sob condições distintas, realizou-se tratamento de solubilização, bem como buscou-se induzir a sensitização para posterior ensaio de polarização potenciodinâmica. Desse modo, estudou-se as condições laminada, solubilizada e sensitizada do material. A Tabela 5 apresenta a composição química do aço a ser estudado.

Tabela 5. Composição química do aço ASTM F138 [% em peso] fornecido pela Villares Metals S.A.

Composição Química [%p.]								
C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N
0.02	1.80	0.021	0.001	0.3	17.64	14.36	2.83	0.086

3.1. Preparação das amostras

As barras dispostas foram cortadas em discos com cerca de 10 mm de altura, totalizando nove amostras ao todo – para realização dos ensaios em triplicata, nas três condições citadas anteriormente.

O tratamento térmico de solubilização foi realizado a vácuo em temperatura de 1.050°C por 1 hora seguido de resfriamento em água, de modo a se assegurar que todas eventuais fases formadas previamente fossem dissolvidas. Por outro lado, a sensitização foi induzida a partir de aquecimento a vácuo a temperatura de 675°C por 6 horas, como justificado anteriormente sendo o tempo que promoveria favorável grau de sensitização para o estudo [22]. Como a norma ASTM A262 explicita, o resfriamento deve ser realizado em acordo com fabricante e comprador do material, de modo que se seguiu o padrão realizado pela Villares Metals em suas análises de corrosão, e então as amostras sensitizadas foram resfriadas em água. Convém ressaltar que as amostras sensitizadas foram inicialmente solubilizadas, de modo a

se garantir que o material partisse da melhor condição possível.

Todas as amostras – laminadas, solubilizadas e sensibilizadas – foram embutidas e então submetidas ao preparo metalográfico em lixas com granulações #120, #320, #600 e #1200. A Figura 11 apresenta uma das amostras após esse preparo.



Figura 11. Amostra do aço ASTM F138 após embutimento e lixamento.

Para posterior montagem da amostra como eletrodo de trabalho, fez-se necessária a acoplagem da haste metálica para que o contato seja feito, de modo que é preciso que na baquelite de embutimento haja um furo, permitindo que a haste encoste no material metálico. O furo foi produzido com broca e com uma sequência de machos, como os indicados na Figura 12.

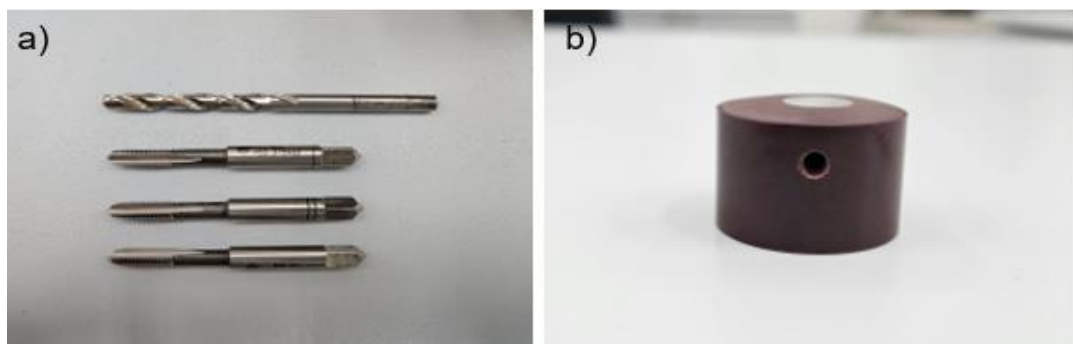


Figura 12. Preparação de furo na amostra: a) sequência de broca e machos utilizados para produção de furo na baquelite após o embutimento da amostra; b) amostra após realização do furo.

Vale ressaltar que a preparação foi cuidadosamente realizada, a fim de que frestas fossem evitadas. Tais frestas podem ser produto da má adesão entre metal e baquelite, formação de fina camada de óxido nessa interface, bem como durante a produção do furo, ao aquecer demasiadamente a região. A presença de frestas afeta diretamente a realização do ensaio de corrosão, inviabilizando a reprodutibilidade de resultados, já que a polarização ocorrerá inicialmente nessa região, influenciando, principalmente, o potencial de pite obtido.

Três amostras selecionadas como representativas de cada condição foram polidas em pasta de diamante de 6 μm e 1 μm e atacadas eletroliticamente a fim de revelar a microestrutura anterior ao ensaio de corrosão. O ataque eletrolítico partiu de solução de 40% de ácido nítrico (HNO_3), sendo realizado com o equipamento *Polectrol Polishing - Struers* pelo tempo de 10 segundos e utilizando voltagem de 5 volts. A Figura 13 ilustra o equipamento utilizado para esta etapa.



Figura 13. Equipamento utilizado para ataque eletrolítico das amostras analisadas.

As microestruturas foram registradas em microscópio óptico Zeiss Axiovert 200 MAT, e as análises de MEV foram realizadas por meio do equipamento Jeol JXA – 8230.

3.2. Preparação do fluido corporal simulado

A solução salina tamponada com fosfato (PBS) foi preparada para posterior utilização como meio corrosivo no ensaio de polarização potenciodinâmica. Utilizou-se água destilada e a seguinte proporção de reagentes – como determinado pela norma ASTM F2129-01: 8 g/L NaCl; 0,2 g/L KCl; 0,594 g/L Na_2HPO_4 e 0,2 g/L KH_2PO_4 . Desse modo, assegura-se um meio corrosivo com preparação padrão, além de

favorecer a reprodutibilidade do estudo.

Convém ressaltar que a cada ensaio realizado, descartou-se a solução utilizada anteriormente, a fim de que houvesse a manutenção da concentração do fluido, bem como de seu pH. Este último foi medido por meio de um pHmetro, obtendo-se valor de 7,2.

3.3. Ensaio de polarização potenciodinâmica

O ensaio para avaliação do comportamento em corrosão do material foi realizado na célula eletroquímica Autolab PGSTAT302N e software NOVA 2.1. A célula contendo o potenciostato foi conectada aos eletrodos de trabalho (aço em estudo), eletrodo de referência (Ag/AgCl/KCl_{3M}) e contra eletrodo (platina). O potenciostato utilizado neste trabalho está representado pela Figura 14.



Figura 14. Potenciostato utilizado para o ensaio de polarização potenciodinâmica.

As amostras foram imersas na solução de PBS preparada e então conectou-se os eletrodos conforme disposição indicada na Figura 15. Em azul, tem-se o eletrodo de referência, seguido da haste metálica rosqueada no furo da amostra embutida – formando o eletrodo de trabalho –, e em preto o contra eletrodo.



Figura 15. Célula de polarização montada para o ensaio de polarização potenciodinâmica.

Após a imersão, a polarização inicia após a estabilização do potencial de circuito aberto – denominado OCP. Testou-se a estabilização monitorando o potencial por cerca de 1800 segundos, indicando-se que a polarização se iniciaria somente após esse período. O OCP medido nesse caso foi de cerca de -0,2 V, que então será o ponto de partida para polarização do eletrodo; a partir dele a variação de potencial é imposta e mede-se a corrente gerada, de modo que é forçada redução ou oxidação maior do que ocorreria no equilíbrio.

A varredura contínua e crescente do potencial foi realizada com velocidade de varredura de 1,6 mV/s até o potencial de 1,4 V. Após a realização do ensaio, as amostras foram lavadas com água deionizada, secas com álcool etílico e jato de ar quente; e então a posterior observação em microscópio óptico permitiu a análise da formação de pites nas amostras.

4 RESULTADOS

As Figuras 16, 17 e 18 apresentam as microestruturas do aço F138 em suas condições laminada, solubilizada e sensibilizada, respectivamente, após preparação metalográfica e ataque eletrolítico em solução de ácido nítrico 40%.

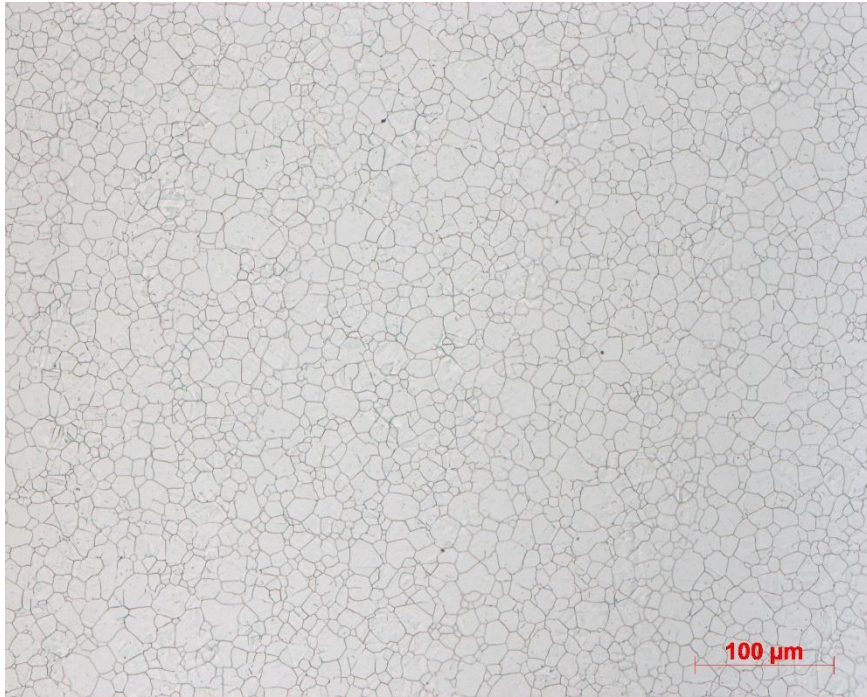


Figura 16. Microestrutura do núcleo do aço F138 na condição laminada. Ataque ácido nítrico 40%.
Aumento de 200x.

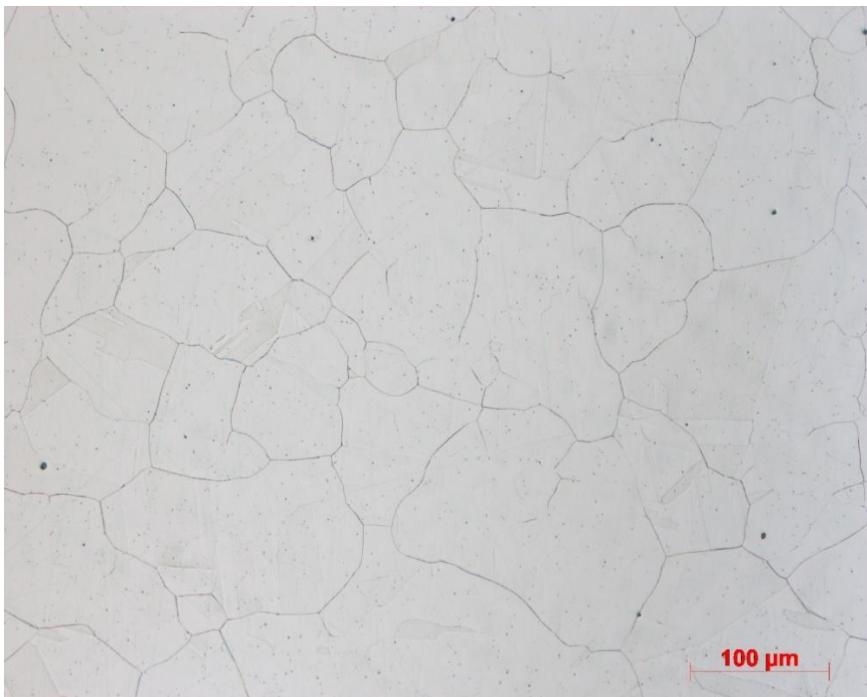


Figura 17. Microestrutura do núcleo do aço F138 na condição solubilizada. Ataque ácido nítrico 40%.
Aumento de 200x.

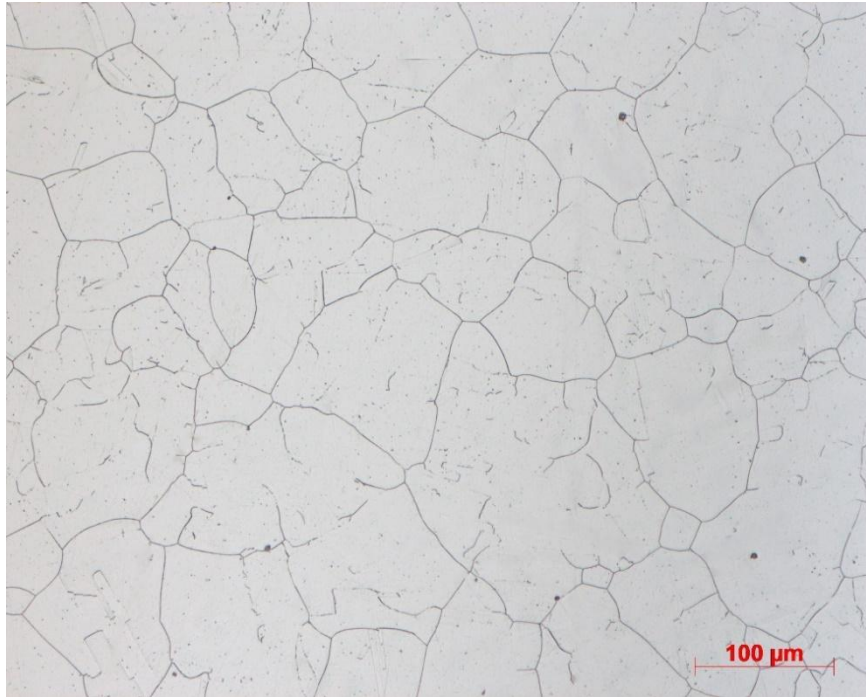


Figura 18. Microestrutura do núcleo do aço F138 na condição sensitizada. Ataque ácido nítrico 40%. Aumento de 200x.

Com base na Figuras 16 a 18, pode-se dizer que, de um modo geral, o material apresenta uma microestrutura homogênea e reduzida presença de inclusões, desejáveis características para sua aplicação.

Nesse sentido, analisou-se por meio de MEV as microestruturas da condição solubilizada e da sensitizada após o ataque químico, ilustrado pela Figura 19. Para a amostra solubilizada, observa-se a ocorrência maclas de recozimento bem definidas, indicadas por setas brancas na imagem. Já para a amostra sensitizada, são evidenciados os contornos de grãos de alto ângulo – setas pretas –, por serem regiões preferenciais para a precipitação de carbonetos, bem como alguns contornos de macla, indicados por setas vermelhas e que, quando incoerentes, atuam também como regiões preferenciais para a precipitação de Cr_{23}C_6 [26, 27].

A Tabela 6 apresenta os potenciais de pite (E_{pit}), potenciais de corrosão (E_{corr}), a corrente de pite (i_{pit}) e corrente de corrosão (i_{corr}), bem como a diferença entre os potenciais de pite e de corrosão ($E_{pit} - E_{corr}$) após o ensaio de polarização potenciodinâmica. A fim de simplificar, as triplicatas são apresentadas de acordo com cada condição a que se refere: amostras laminadas (LAM), amostras solubilizadas (SOL) e amostras sensitizadas (SENS).

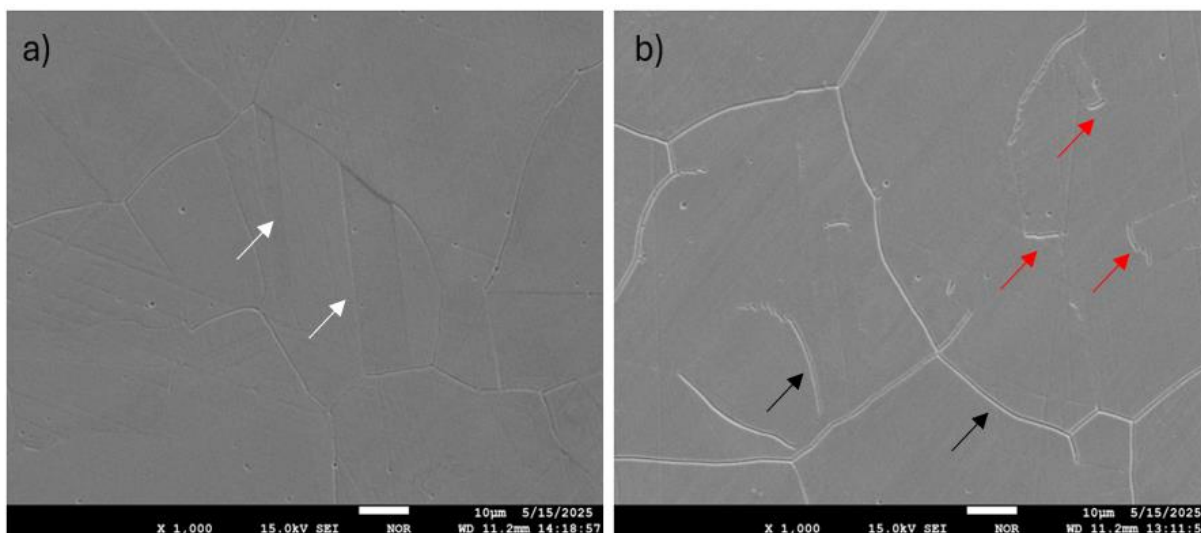


Figura 19. Microestrutura observada em MEV: a) amostra solubilizada; b) amostra sensibilizada. Ataque ácido nítrico 40%.

Tabela 6. Potenciais e correntes de corrosão e de pite obtidos após triplicatas dos ensaios.

Condição	E_{corr} [V vs. Ag/AgCl]	i_{corr} [A/cm ²]	E_{pit} [V vs. Ag/AgCl]	i_{pit} [A/cm ²]	$E_{pit} - E_{corr}$ [V vs. Ag/AgCl]
LAM. 1	1,116	0,000014	-0,238	0,0000002	1,354
LAM. 2	1,093	0,000012	-0,220	0,0000003	1,312
LAM. 3	1,139	0,000020	-0,219	0,0000004	1,358
Média ± desvio	1,116 ± 0,023	0,000015 ± 0,000004	-0,226 ± 0,011	0,0000003 ± 0,0000001	1,341 ± 0,025
SOL. 1	1,121	0,000015	-0,232	0,0000002	1,352
SOL. 2	1,123	0,000209	-0,226	0,0000003	1,349
SOL. 3	1,127	0,000038	-0,202	0,0000004	1,330
Média ± desvio	1,124 ± 0,003	0,000087 ± 0,0000106	-0,220 ± 0,015	0,0000003 ± 0,0000001	1,344 ± 0,012
SENS. 1	0,652	0,000038	-0,209	0,0000007	0,860
SENS. 2	0,620	0,000087	-0,182	0,0000039	0,802
SENS. 3	0,661	0,000252	-0,198	0,0000064	0,859
Média ± desvio	0,6441 ± 0,0215	0,000126 ± 0,000112	-0,196 ± 0,013	0,0000036 ± 0,0000029	0,840 ± 0,033

Convém ressaltar que essa diferença entre o potencial de pite e potencial de corrosão é conhecida como faixa de passividade, que indica o quão resistente é o filme passivo. Além disso, as densidades de corrente de corrosão e de pite foram obtidas pelo método de extrapolação de Tafel, por meio da relação linear entre potencial E [V vs. Ag/AgCl] e \log da corrente i [A/cm^2].

A Figura 20 ilustra as curvas obtidas após ensaio de polarização potenciodinâmica para as três condições do estudo. Os ensaios foram realizados em triplicata, de modo que são apresentadas curvas representativas de cada condição para análise e discussão. É importante lembrar que a relação corrente por área foi obtida pela razão entre os valores de corrente observados no ensaio pela área da seção útil do material que foi ensaiada.

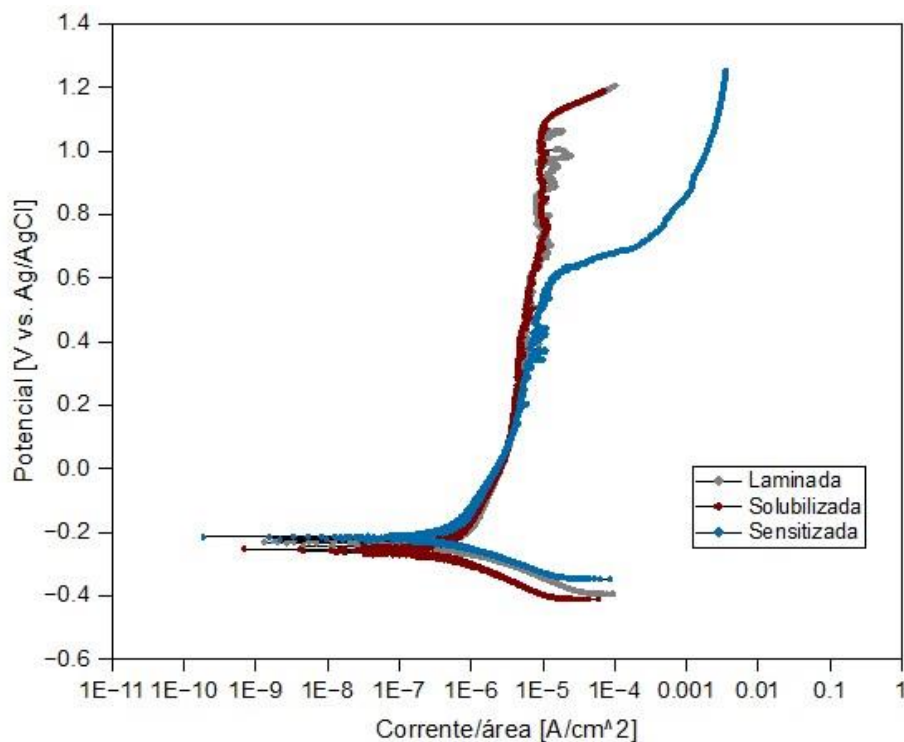


Figura 20. Curvas de corrosão após ensaio de polarização potenciodinâmica para as amostras laminada, solubilizada e sensibilizada.

Visualmente e a partir das médias calculadas, observa-se maior potencial de pite para as amostras solubilizadas, seguidas das laminadas, e, por fim, sensibilizadas. Nesse cenário, o potencial de pite é obtido nas curvas a partir do ponto em que a densidade de corrente aumenta consideravelmente após o platô relacionado à

formação da camada passiva, indicando uma efetiva quebra desta camada. Anteriormente, nota-se a presença de eventos de pites metaestáveis ao longo da região da janela passiva, manifestados por pequenos transientes de corrente. Esses transientes correspondem à formação de pites que não se estabilizam, ou seja, são nucleados, mas se repassivam rapidamente: comportamento que resulta em flutuações rápidas e temporárias da corrente [27]. Ainda assim, alguns transientes de corrente podem ser observados na região de formação de pites estáveis, após alcance do potencial de pite [27].

Para amostras na condição solubilizada e sensibilizada, realizou-se o ensaio de polarização potenciodinâmica após polimento, permitindo melhor visualização de formação de pites, como apresentado nas seguintes Figuras 21a e 21b.

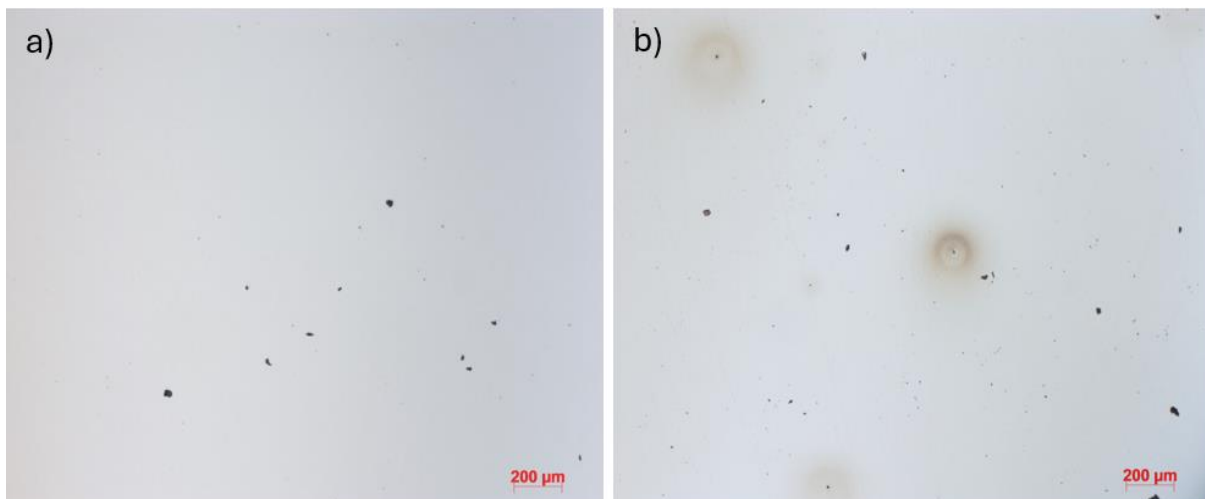


Figura 21. Amostras observadas após ensaio de corrosão: a) solubilizada; b) sensibilizada. Aumento de 100x.

Observa-se que a amostra solubilizada, apesar de apresentar pites com tamanho considerável, estes se apresentam em menor quantidade quando comparada a amostra sensibilizada, que por sua vez indica grande quantidade de pites menores distribuídos pelo material. Além disso, com base nos potenciais de pite apresentados na Tabela 6, nota-se que para as amostras solubilizadas foi necessário um potencial aplicado, em relação ao potencial de referência, maior quando comparado às amostras sensibilizadas – média para estas de 0,644 V e para aquelas de 1,124 V.

5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Com base nos resultados obtidos, pode-se dizer que o comportamento em corrosão do aço inoxidável austenítico ASTM F138 em PBS varia de acordo com a condição em que o material se apresenta.

Analisando-se as curvas de corrosão apresentadas anteriormente na Figura 20, nota-se que o potencial de pite associado à condição laminada do aço encontra-se muito próximo ao associado à amostra solubilizada. À primeira vista, esperava-se que o potencial de pite fosse consideravelmente maior para esta última condição, uma vez que se trata da melhor condição possível do material – em que por meio do tratamento térmico são fornecidas temperatura e tempo suficientes para dissolução de quaisquer precipitados presentes. Entretanto, o desempenho semelhante da amostra laminada pode ser explicado em virtude das condições de conformação mecânica as quais o aço foi exposto, garantindo assim uma microestrutura já solubilizada livre de precipitações significativas.

Durante a laminação, esse material é submetido a temperaturas acima de 1.000°C, o que, de acordo com o cálculo apresentado pelo *Thermo-Calc* (Figura 4), é suficiente para que a microestrutura não tenha a formação considerável de precipitados indesejáveis, como carbonetos de cromo. Somado a isso, o diâmetro das barras consideravelmente fino – de cerca de 22,2 mm – é responsável por uma extração de calor mais eficiente, tal como o resfriamento em água após solubilização.

Entretanto, apesar de um potencial de pite semelhante, as curvas apresentam comportamentos levemente distintos. A curva representativa para a condição laminada apresenta transientes de corrente mais significativos, ou seja, inúmeros eventos de iniciação e nucleação de pites com certo aumento da corrente até que repassivações ocorram. Estudos sugerem que o retardamento da repassivação – bem como da reativação de pites repassivados – pode estar associado a formação de uma película de sal formada na superfície do pite, que, por sua vez, fornece cátions suficientes para que ocorram reações que aumentem a acidez em seu interior. Essa película se refere aos produtos de corrosão dentro do pite, composta por cloretos metálicos derivados dos elementos presentes no aço [28, 29], além dos próprios íons cloreto oriundos da solução atuando como meio corrosivo.

Em suma, acredita-se que pites mais rasos são capazes de repassar mais rapidamente, ao passo que a possível película de sal formada está associada a pites

mais profundos, que se difundem e se propagam devido à queda ôhmica que mantém um potencial local suficientemente negativo para favorecer a dissolução metálica, resistindo à repassivação, o que pode justificar este processo mais lento observado na curva representativa [28].

Como esperado, observou-se presença irrisória de inclusões. Isso ocorre em virtude do processo de obtenção do material, que passa pelo refino do aço por meio de refusão por eletroescória. Nesse caso, o lingote é refundido juntamente à escória, em que esta age como um filtro removendo impurezas e inclusões. Tal processo é imprescindível para a obtenção do aço ASTM F138, haja vista que sua aplicação em implantes exige uma microestrutura refinada, homogênea e livre de inclusões severas.

Ainda assim, convém ressaltar que a presença de possíveis inclusões esparsas e pontuais também podem contribuir para esse retardamento da repassivação observado. Estudos sugerem que inclusões não metálicas apresentam rompimentos da homogeneidade da camada passiva, sendo pontos de iniciação de pites. Nesse sentido, propôs-se três mecanismos de formação de pites induzidos pela presença de inclusões: derivado da dissolução de inclusões de sulfetos termodinamicamente instáveis, da região deficiente em cromo ao redor da inclusão, ou das microfissuras na interface inclusão-matriz [30,31].

Por outro lado, a curva representativa para a condição solubilizada reflete transientes de corrente menos significativos e dentro de uma faixa de corrente relativamente constante, o que permite inferir a ocorrência de uma cinética de repassivação maior quando comparada às amostras brutas de laminação. Esse comportamento está diretamente associado ao tratamento térmico de solubilização, que promove a dissolução de fases secundárias e a uniformização da microestrutura, resultando em uma maior resistência à corrosão crítica por pite.

Nesse cenário, alguns estudos associam a presença do molibdênio a essa rápida repassivação dos pites metaestáveis nucleados, retardando a transição para seu crescimento estável [30]. No caso das amostras solubilizadas, pode-se inferir que o tratamento térmico levou a uma melhor distribuição desse elemento na matriz austenítica, tendo este fato sido uma das possíveis causas para uma recuperação mais rápida da camada passiva e impedindo a progressão da corrosão localizada.

Atribui-se a presença do molibdênio à formação de óxido praticamente

insolúvel em condições ácidas – como o interior do pite –, o que permite um aumento do potencial aplicado para que haja o crescimento de um pite nucleado [30, 31]. Essa precipitação de óxidos insolúveis aumentam a resistência à dissolução metálica, o que pode ser explicado sob a ótica de seu depósito no pite, reduzindo a exposição ao meio corrosivo. Em consequência disso, evita-se a acidificação no local, permitindo um cenário mais favorável para que a repassivação ocorra, o que pode explicar a maior rapidez com que os pites são repassivados em comparação à condição laminada, como indicado na curva representativa para a amostra solubilizada.

A curva referente ao comportamento da amostra sensibilizada, por sua vez, apresenta poucos picos de transiente de corrente, ou seja, poucos núcleos sendo formados e repassivados, e então em seguida ocorre a quebra da camada passiva. Desse modo, pode-se dizer que não há grande quantidade de eventos de nucleação até o alcance do potencial de pite, o que pode indicar que a corrosão está se concentrando em áreas críticas, e uma vez iniciada a formação de pites mais profundos, o ataque se torna persistente.

Nesse contexto, pode-se afirmar que a sensibilização realizada foi efetiva no que tange a fragilização da microestrutura do material. Como apresentado previamente, as amostras passaram por aquecimento a 675°C por 6 horas, o que foi reportado como sendo a condição ideal a partir da qual o aço ASTM F138 passa a apresentar morfologia *dual*, combinando morfologia *step* e do tipo *ditches* [22]. Desse modo, pode-se inferir que essa combinação indica que algumas regiões são mais vulneráveis e facilitam a progressão da corrosão.

Assim, a partir de 6 horas, a profundidade do ataque intergranular é significativa, como reportado após ensaio de DL-EPR, inferindo-se que a prática é efetiva na precipitação de carbonetos de cromo na microestrutura, dificultando a formação de uma camada passiva estável no aço [22]. A partir disso, pode-se dizer que a curva representativa obtida é reflexo desse fenômeno, haja vista que a quebra desta camada ocorre para potenciais muito inferiores aos observados nas curvas relativas às amostras laminadas e solubilizadas.

A presença de molibdênio é, portanto, um indicativo da presença de carbonetos de cromo na microestrutura. Isso ocorre já que este elemento é conhecido pela capacidade de estabilizar esse carboneto e acelerar sua formação [32]. Com o intuito de se observar os carbonetos precipitados, já que estes costumam ser

nanométricos, uma amostra do aço em estudo foi solubilizada a 1.050°C por 1 hora e então submetida a aquecimento a 675°C, desta vez por 24 horas, a fim de promover maior grau de sensitização. A Figura 23, obtida por MEV, apresenta regiões de análise da composição de alguns precipitados obtidas através de EDS.

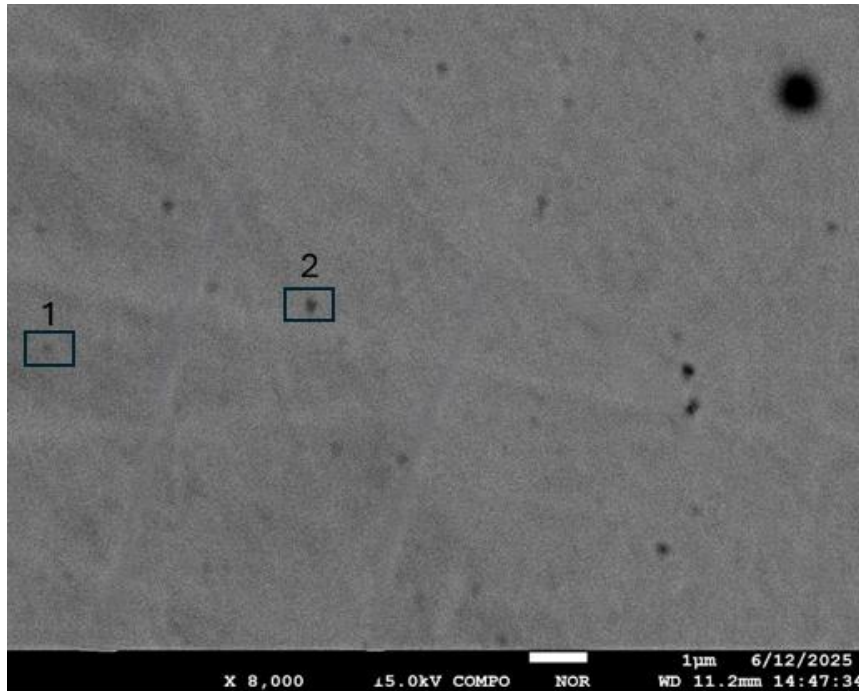


Figura 23. Imagem obtida por MEV de amostra sensitizada após aquecimento por 24 horas.

Os teores de molibdênio e cromo dos pontos evidenciados, bem como da matriz, podem ser observados na Tabela 7.

Tabela 7. Teores de cromo e molibdênio nas regiões analisadas através da técnica de MEV-EDS [% em peso].

	Cromo	Molibdênio
1	19,78	4,44
2	18,60	3,57
Matriz	18,69	3,12

Fonte: Autoria própria (2025).

O ponto 1 evidenciado na Figura 23 apresenta teores, em porcentagem em peso, de cerca de 4,44% de Mo e 19,78% de Cr enquanto a matriz apresenta 3,12% de Mo e 18,69% de Cr. Essa diferença, apesar de não tão grande, pode indicar a presença de carbonetos de cromo, em especial por conta do maior teor de molibdênio, que, como dito anteriormente, tende a estabilizar tais carbonetos. No entanto, verificou-se a dificuldade de identificação de tais carbonetos que, mesmo após processo de sensitização mais prolongado, não coalesceram a ponto de serem identificáveis via MEV. Adicionalmente, a análise por EDS não é totalmente conclusiva, já que dado o volume de interação do feixe, obtém-se informação composicional do precipitado em conjunto com a matriz, o que conduz a resultados como o do ponto 2 indicado na Figura 23, que apresenta a morfologia de um precipitado, mas teores menores de cromo e molibdênio em relação ao ponto 1, com cerca de 18,60% e 3,57%, respectivamente.

Dessa forma, embora os dados sugiram a possibilidade de precipitação – e conforme observado na Figura 19 os contornos são mais evidenciados na condição sensitizada, o que é associado à presença dos carbonetos –, o efeito da sensitização se torna mais evidente pelo ensaio eletroquímico de polarização. Mesmo realizado em uma solução que simula o fluido corpóreo, observaram-se poucos eventos de repassivação de pites metaestáveis e menor potencial de pite na amostra sensitizada em relação às condições laminada e solubilizada, indicando que a sensitização é capaz de fragilizar o material mesmo quando este não é exposto a meios tão agressivos.

6 CONCLUSÕES/CONSIDERAÇÕES FINAIS

O principal objetivo do estudo se pautou na avaliação do comportamento em corrosão do aço ASTM F138 em três condições metalúrgicas distintas – laminada, solubilizada e sensitizada – sob a ótica do ensaio de polarização potenciodinâmica em fluido corporal simulado, haja vista a aplicação do material na área médica. Em função dos resultados obtidos e discussão realizada, conclui-se que:

1. O potencial de pite variou entre as três condições, como esperado. As médias para as triplicatas dos ensaios realizados consistiram em: 1,116 V para laminada, 1,124 V para solubilizada e 0,644 V para sensitizada.
2. O potencial de pite muito semelhante para as amostras laminadas, em relação

às solubilizadas, pode ser explicado em função das condições de conformação as quais o aço é exposto, bem como o diâmetro das barras cedidas e analisadas.

3. Ainda que com potencial de pite muito próximo, as curvas representativas para as condições laminadas e solubilizadas apresentam comportamento distintos, sendo que a principal diferenciação ocorre na repassivação de pites metaestáveis, em que para condição laminada se observa um retardamento da repassivação, quando comparada à solubilizada.
4. A curva representativa para amostra sensibilizada apresenta menor potencial de pite, em que poucos eventos de nucleação de pites metaestáveis são logo seguidos da quebra da camada passiva.

Além disso, trabalhos futuros podem ser realizados especialmente no que tange à investigação da presença de precipitados fragilizadores na microestrutura. A utilização de microscopia eletrônica de transmissão (MET) pode auxiliar na detecção não apenas de carbonetos, mas também de fases intermetálicas que podem interferir no comportamento em corrosão deste aço.

REFERÊNCIAS

- [1] COSTA E SILVA, André Luiz V. da; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. 4ª edição. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 2021, 576 p.
- [2] PRAWOTO, Yunan; KHALED, Ibrahim; WAN sani. Effect of ph and chloride concentration on the corrosion of duplex stainless steel. **Arabian Journal for Science and Engineering**, v.34, n.2c, 2009.
- [3] WANG, Luntao; VOYSHNIS, Svetlana, SEYEUX, Antoin; MARCUS, Philippe. Ion transport mechanisms in the passive film formed on 304L stainless steel studied by ToF-SIMS with 18O isotopic tracer. **Corrosion Science**, v. 173, 2020.
- [4] CHE Zhichao *et al.* Role of Te-RE alloying on the passive film and pitting corrosion behavior of 316L stainless steel, **Corrosion Science**, v.240, 2024.
- [5] MCCAFFERTY, Edward. **Introduction to Corrosion Science**. New York: Springer, 2009.
- [6] CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**. 6ª edição. São Paulo: ABM, 1988, 599 p.
- [7] VANDER VOORT, GEORGE F. Metallography and Microstructures. **ASM Handbook**, v. 9, Ohio: ASM International, 2004. 1184 p. 7.
- [8] BUSATO JUNIOR, Edgar. **Caracterização comparativa entre os aços inoxidáveis austeníticos para implantes cirúrgicos ASTM F138 comercial e obtido por manufatura aditiva DMSL**. 2018. 124 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2018.
- [9] LEITE, A. M. DOS S. **Investigação da resistência à corrosão por pites do aço inoxidável duplex tipo 2404 (UNS S82441) submetido à soldagem por atrito com pino não-consumível (FSW)**. 2017. 140 f. Dissertação (Mestrado). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - Autarquia associada à Universidade de São Paulo, São Paulo, 2017.
- [10] GUDIC, Senka et al. Corrosion Behavior of Different Types of Stainless Steel in PBS Solution. **Sustainability**, v.14, 2022.
- [11] ASTM INTERNATIONAL. ASTM F138-19: Standard Specification for Wrought 18Chromium-14Nickel-2.5Molybdenum Stainless Steel Bar and Wire for Surgical Implants (UNS S31673). West Conshohocken: ASTM International, 2019.
- [12] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT NBR ISO 5832-1:

Implantes para cirurgia — Materiais metálicos — Parte 1: Aço inoxidável conformado. Rio de Janeiro: ABNT, 2017, 7p.

[13] GENTIL, Vicente. **Corrosão**. 3^o. Edição. São Paulo: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 1998, 359 p.

[14] SILVA, Marcos; PEREIRA, Marinalda; CODARO, Eduardo. Corrosão do aço-carbono: uma abordagem do cotidiano no ensino de química. **Química Nova**, v. 38, n. 2, p. 293-296, 2015.

[15] SAMOSIR, Rahmad; SIMANJUNTAK, Sutan. **The influence of concentration and pH on corrotion rate in stainless steels – 316 solution HNO₃ medium**. 2017 IOP conference series: Materials science and engineering, v. 237, 2017.

[16] WOLYNEC, Stephan. **Técnicas eletroquímicas em corrosão**. São Paulo: EDUSP, 2003, 176 p.

[17] GUILHERME, Luiz Henrique. Qualificação da superfície de tanques de bioprocessamento asséptico AISI 316L utilizando medidas eletroquímicas in situ. **Matéria**, v. 27, n.4, Rio de Janeiro, 2022.

[18] PARDO, Angel Isabel *et al.* Pitting corrosion behaviour of austenitic stainless steels – combining effects of Mn and Mo additions. **Corrosion Science**, v. 50, p. 1796-1806, 2008.

[19] MALIK, Anees Uddin *t al.* The influence of pH and chloride concentration on the corrosion behaviour of AISI 316L steel in aqueous solutions, **Corrosion Science**, v.33, p.1809-1827, 1992, 6 p.

[20] BARBOSA, Adriana Diniz. **Avaliação da sensitização em aços inoxidáveis ferríticos estabilizados e não estabilizados usando-se a técnica reativação eletroquímica potenciocinética em meio sulfúrico**. 2006. 115 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2006.

[21] ASTM International. ASTM A262: Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels¹. West Conshocken: ASTM, 2021. 20 p.

[22] ALBERTO, Caique Augusto Teixeira; ANTUNES, Luiz Henrique Martinez; FARINA, Alexandre Bellegard; ROVERE, Carlos Alberto Della. Avaliação da resistência à corrosão intergranular do aço inoxidável austenítico ASTM F138. In: **76^o**

Congresso Anual da ABM - Internacional, São Paulo, 2023. Anais. São Paulo: ABM, 2023. p. 136-147.

[23] MEI, Di *et al.* Selecting medium for corrosion testing of bioabsorbable magnesium and other metals – A critical review. **Corrosion Science**, v.171, 2020.

[24] YILMAZ, Bengi *et al.* Historical development of simulated body fluids used in biomedical applications: A review, **Microchemical Journal**, v.155, 2020.

[25] CHEN, Yingqi *et al.* Comparative corrosion behavior of Zn with Fe and Mg in the course of immersion degradation in phosphate buffered saline, **Corrosion Science**, v.111, p.541-555, 2016.

[26] TERAOKA, Nobuzo; SASMAL, Bimalendu. Precipitation of M₂₃C₆ type carbide on twin boundaries in austenitic stainless steels. **Metallography**, v.13, p.117-133, 1980.

[27] VAUGHAN, Denys. Precipitation of M₂₃C₆ at first and second-order twin boundaries in austenitic stainless steels. **Philosophical Magazine**, v.25, p.281-290, 1972.

[28] CHOUDHARY, Sanjay *et al.* On the origin of passive film breakdown and metastable pitting for stainless steel 316L, **Corrosion Science**, v.230, 2024.

[29] LI, Tianshu *et al.* Localized corrosion: passive film breakdown vs. pit growth stability: part IV. The role of salt film in pit growth: a mathematical framework. **J. Electrochem Soc.** V.166, 2019.

[30] YANGTING, Sun *et al.* Mechanisms of inclusion-induced pitting of stainless steels: A review. **Journal of Materials Science & Technology**, v.168, p.143-156, 2024.

[31] WANG, Zhuocheng *et al.* Mechanisms of Cr and Mo enrichments in the passive oxide film on 316L austenitic stainless steel, **Front Mater**, v.6, p. 232, 2019.

[32] SOURMAIL, Thomas. Review: precipitation in creep-resistant austenitic stainless steels. **Materials Science and Technology**, v.17, p.1–14, 2001.