

ANÁLISE DO COMPORTAMENTO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO EM AÇO 300M SOLDADO VIA PROCESSO A LASER

Autor

Brendo Calandria Pinheiro da Silva¹

Resumo

A indústria de manufatura aeroespacial incorporou como uma nova alternativa o processo de soldagem a laser. O presente artigo visou analisar o comportamento da resistência à corrosão no aço 300M soldado via processo a laser e caracterizar o material soldado por meio do processo a laser e conforme recebido. O trabalho se justifica por meio do baixo custo e fácil produção. A metodologia empregada consistiu no ensaio de corrosão realizado pelo método de imersão no período de 48, 72, 120 e 144 horas. A avaliação da microestrutura do material foi caracterizada por meio da técnica de microscopia óptica (MO). Os resultados obtidos serviram para determinar a velocidade depreciativa do aço e suas propriedades mecânicas após o processo de soldagem.

Palavras-chave: Aços Aeronáuticos. Corrosão. Soldagem a laser. Propriedades Mecânicas. Morfologia.

ANALYSIS OF THE BEHAVIOR OF CORROSION RESISTANCE IN STEEL 300M WELDED VIA LASER PROCESS

Abstract

The aerospace manufacturing industry has incorporated the laser welding process as a new alternative. The present article aimed to analyze the corrosion resistance behavior in 300M welded steel via laser process. Characterize the welded material through the laser process and as received. The work is justified by the low cost and easy production. The methodology used consisted of the corrosion test performed by the immersion method in the period of 48, 72, 120 and 144 hours. The evaluation of the material's microstructure was characterized by means of the optical microscopy (OM) technique. The results obtained served to determine the steel's depreciating speed and its mechanical properties after the welding process.

Keywords: *Aeronautical Steel. Corrosion. Laser Welding. Mechanical properties. Morphology.*

INTRODUÇÃO

Na década de 1970 as aciarias brasileiras já possuíam o domínio da tecnologia de produção de aço pelos processos convencionais, entretanto não conheciam as técnicas que usavam fusão sob vácuo, as quais permitiam a obtenção das principais ligas empregadas nos envelopes motores dos propulsores de foguetes (VLS) (BOSCOV, 1996).

O instituto de Aeronáutica e Espaço (IEA), que pertence ao Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial (DCTA), projeta, desenvolve e fabrica foguetes de sondagem e Veículo Lançador de Satélite (VLS), propulsado a propelente sólido há aproximadamente

¹ Graduado no Curso Superior de Tecnologia em Gestão da Produção Industrial pela Faculdade de Tecnologia do Estado de São Paulo – Fatec Prof. Waldomiro May – Email: contato@fateccruzeiro.edu.br

quatro décadas. O Programa Espacial Brasileiro (PEB), embora iniciante em comparação com o americano ou europeu, trouxe muitos benefícios ao desenvolvimento nacional e principalmente econômico. Por isso, criou-se uma necessidade em desenvolvimento técnico – científico para suprir a produção de peças e/ou componentes, e obter autossuficiência nacional. Logo, eliminaria a dependência em importação de materiais, componentes e aumentaria o desenvolvimento que desencadearia o surgimento de vagas de emprego no país (BOSCOV,1996).

O envelope motor é composto de um invólucro cilíndrico com domos hemisféricos, anterior e posterior, unidos por solda, formando um vaso de pressão que forma a câmara de combustão do propelente sólido a ser queimado, com uma pressão de trabalho de aproximadamente 60 bar, fabricado em aço SAE/AISI 4140 (veículos de sondagem) e 300M-ERS (veículos lançadores). Além de conter o grão propelente, o envelope motor possui função estrutural constituindo o corpo do foguete.

No âmbito do conhecimento científico, a pesquisa do aço ultra – alta - resistência 300M contribuirá para a indústria bélica e, principalmente, para o setor aeroespacial por meio da obtenção do domínio do processo, ou seja, no fator tecnológico e econômico dos setores. Na contribuição social, o estudo da análise do comportamento da corrosão contribui para a sociedade ao passo que fomentará vagas de emprego e auxiliará setores industriais importantes na compreensão do controle da corrosão no aço aeronáutico, aeroespacial e veículos lançadores de satélites (VLS). Na dimensão pessoal, a realização de um estudo com a junção teórica e prática, o que potencializa este projeto de trabalho.

O objetivo geral do trabalho foi avaliar o comportamento da resistência à corrosão no aço aeroespacial 300M soldado via processo a laser. Entre os objetivos específicos estão caracterizar o material soldado por meio do processo a laser e conforme recebido; determinar a microdureza do material; analisar a dureza das regiões do Metal Base (MB), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e a Zona Fundida (ZF).

A metodologia utilizada consiste no ensaio de corrosão realizado pelo método de imersão (ASTM G-31) no período de 48, 72, 120 e 144 horas na exposição em meio salino. A avaliação da microestrutura do material foi caracterizada por meio de microscopia óptica (MO). Foi analisado o Metal Base (MB), a Zona Termicamente Afetada (ZTA) e/ou Zona Termicamente Afetada pelo Calor (ZAC) e o cordão de solda/Zona Fundida (ZF) e, a determinação da microdureza HV (ASTM 384) do aço 300M.

Neste trabalho estudaram-se as propriedades obtidas em uma chapa de aço 300M por meio do processo de soldagem a laser, cuja espessura, após soldada, é de 3 mm, e foi avaliada a dureza Vickers e caracterização microestrutural das diversas regiões da chapa.

Foram realizadas as avaliações de resistência mecânica, perfil de dureza Vickers (HV) por microindentações, análise química e análise metalográficas. Os resultados mostraram que, após a solda, a região da Zona Fundida (ZF) e a região adjacente Zona Termicamente Afetada (ZTA/ZAC) apresentaram uma dureza superior à região do Metal Base (MB), isto se deve à entrega de baixo aporte térmico a essa região não operando na mudança microestrutural do aço 300M.

2 AÇOS DE ULTRA - ALTA RESISTÊNCIA (UHSS)

Os aços classificados com *ARBL* ou *high-strength, low-alloy* (HSLA) possuem um baixo teor de carbono (C) em torno de 0,3% em massa. Outros elementos de liga são geralmente adicionados. O objetivo é possibilitar ao aço elevada resistência mecânica que normalmente os aços-carbono comum não têm. Os elementos de liga níquel (Ni), cromo (Cr) e molibdênio (Mo) (CALLISTER; RETHWISCH, 2012; CARDOSO, 2011; SILVA; MEI, 2010).

Aços de ultra-alta resistência comumente são utilizados em aplicações estruturais, onde se aplicam elevadas cargas e se exige uma resistência em contrapartida na interação do peso desses aços (VAYNMAN; FINE; MANGANELLO, 1997).

Estes aços apresentam, em relação às propriedades mecânicas, boa conformabilidade, ductilidade e usinabilidade e podem, ainda, ser tratados termicamente alcançando limites de resistência à tração superiores a 480 MPa. Suas aplicações em geral são na construção de vasos de pressão, ponte, torres, incluindo a indústria aeronáutica, aeroespacial e nuclear, pois apresentam maior resistência à corrosão atmosférica do que os aços – carbono mais utilizado no mundo (CALLISTER; RETHWISCH, 2012; CARDOSO, 2011; CARNEIRO; ALVARENGA, 2010).

2.1 Aço 300M

O clássico aço SAE 4340, originalmente feito pelo processo VAR e, agora, pela ESR, tem sido utilizado na fabricação do motor de foguete. O passo natural a seguir foi o

desenvolvimento do aço 300M que, além de estar dentro do alcance da tecnologia, tem muitas outras aplicações. Os aços de ultra-alta resistência são frequentemente utilizados para aperfeiçoar a relação resistência/peso, mas, para que tenham um grande desempenho, deve-se associar a alta resistência a uma tenacidade adequada, sendo esse o grande problema apresentado pelo aço 300M – ESR (SANTOS, 2001).

O desenvolvimento do aço 300M-ESR no país se deve em grande parte ao progresso do parque siderúrgico nacional que, por meio do DCTA, antigo Centro Técnico Aeroespacial (CTA), e da ELETROMETAL, atual VILLARES METALS, conseguiu colocar no mercado matéria-prima de excepcional qualidade. A alta qualidade dessa liga metálica somente foi possível graças à utilização do processo ESR em que o material produzido possui alto grau de homogeneidade de estrutura e ausência de macroinclusões (SANTOS, 2001).

O aço fabricado por fusão em forno de indução a vácuo (VIM) é, posteriormente, submetido a um processo de refusão a arco sob vácuo (VAR) ou por escória eletrocondutora (ESR). Ambos diminuem a contaminação e reduzem sensivelmente a segregação. Os caros elementos de liga Co e Ti (cobalto e titânio) presentes na composição química dos aços maraging, bem como as técnicas desenvolvidas durante seu processamento, fazem com que esse aço possua preço elevado. Uma implicação desse aço em larga escala seria o seu alto custo pelos elementos de liga cobalto (Co) em sua composição química.

Os aços AISI (Instituto Americano de Ferro e Aço, inglês: *American Iron and Steel Institute*) 300M são aços de ultra-alta resistência empregada na indústria aeroespacial. Este aço possui característica e/ou propriedade mecânica como boa resistência mecânica e tenacidade, elevada resistência à tração e limite de escoamento (ABDALLA *et al.*, 2007).

O Instituto de Aeronáutico e Espaço (IAE) projeta, desenvolve e fabrica foguetes de sondagem e veículos lançadores de satélites (VLS) utilizando propelente sólido e o envelope metálico é o responsável por suportar a pressão de trabalho durante a queima deste propelente. Atualmente o envelope motor é fabricado em aço 300M-ERS devido a uma série de vantagens nas propriedades mecânicas. (ABDALLA *et al.*, 2007).

Por isso, o aço de ultra-alta resistência 300M tem um potencial enorme para substituir o aço 4340, pois possui excelentes resultados obtidos após a determinação dos parâmetros de tratamento térmico e soldagem desse aço (BOSCOV, 1996).

As composições químicas do Metal Base (MB) e da Zona Fundida (ZF) são importantes para evitar concentrações de compostos danosos (TiC e TiN) e nos contornos interdendríticos

do metal da solda. Os elementos como o carbono (C), enxofre (S), oxigênio (O₂) e nitrogênio (N) devem ser mantidos nos mais baixos níveis de modo a obter uma maior tenacidade à fratura da solda (SANTOS, 2001). O quadro 1 apresenta uma comparação dos aços aeronáuticos e sua percentual da composição química.

Quadro 1: Comparação dos aços aeronáuticos e sua composição química.

Aço	C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V
4340	0,39	0,0010	0,0017	0,26	0,64	0,80	1,82	0,22	-
300M	0,39	0,0005	0,0009	1,78	0,76	0,76	1,69	0,40	0,08

Fonte: Abdalla *et al.* (2007, adaptação do autor, 2019).

O silício (Si) adicionado no aço 300M tem o objetivo de retardar a precipitação da cementita (Fe₃C), assim retarda a FMR (Fragilização da Martensita Revenida). Logo, aumenta a sua dureza em solução sólida e, conseqüentemente, aumenta a resistência mecânica em altas temperaturas (ABDALLA *et al.*, 2007; CARDOSO, 2011).

O elemento de liga níquel (Ni), quando adicionado ao aço, proporciona boa tenacidade na junta de solda, assim evita trincas por corrosão quando solicitado sob-tensão. Os elementos cromo (Cr) e molibdênio (Mo) são considerados de baixa liga. Quando adicionados no material aumenta a temperabilidade dos aços, contribuindo para trabalhos em ambientes com altas temperaturas. No entanto, os aços com composição de cromo e níquel, mesmo sendo resistentes à corrosão, ainda sim não devem ser expostos a meios corrosivo-agressivos (SILVA; MEI, 2010; SOUZA, 2010).

Alguns pesquisadores indicam que o caminho a ser trilhado para melhorar a resistência à corrosão dos aços seria ajustar a composição química do material. Por isso, alguns elementos de liga são adicionados ao aço com a finalidade de melhorar a capacidade protetiva do filme formado na superfície metálica na presença de íon de cloreto. (RAGAB; ALAWI; SOREIN, 1994; ZHANG *et al.*, 2003).

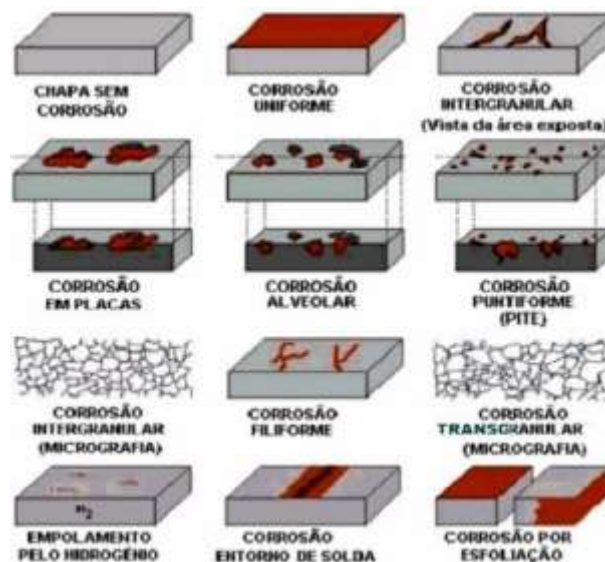
2.2 Corrosão

A corrosão é um fenômeno fortemente dispendioso para as indústrias. Isso pode ser verificado a partir dos EUA que gastam anualmente 3% do seu PIB (Produto Interno Bruto), ou seja, centenas de bilhões de dólares de perdas de materiais. No entanto, aproximadamente entre 20 a 25% desse custo poderia ser reduzido, caso fossem utilizadas tecnologias adequadas para

um eficiente controle. (GENTIL, 2007; MA; LI; WANG, 2009; ASKELAND; WRIGHT, 2015).

O conceito de corrosão², segundo Gentil (2007), persistentemente difundido e aceito universalmente, pode ser entendido como a deterioração de um material, que corresponde a uma interação físico-química entre o próprio material e seu meio operacional (ambiente). Assim, o material possui modificações prejudiciais indesejáveis como, por exemplo, desgastes, variações químicas e conseqüentemente alterações estruturais, portanto fica inapropriada a sua utilização. A figura 1 demonstra o processo de corrosão segundo a morfologia e o processo espontâneo da corrosão.

Figura 1: Esquema da corrosão conforme aparência da superfície.



Fonte: ICZ Portal da Galvanização (2017).

Askeland e Wright (2015, p.605) afirmam que uma das formas mais comuns de corrosão eletroquímica é a uniforme, a qual é processada sobre toda a extensão da superfície do material, assim ocorre como consequência perda gradativa da espessura. A determinação da velocidade da corrosão uniforme é bem mais simples informar do que a corrosão localizada (ASKELAND; WRIGHT, 2015; GENTIL, 2007).

Entretanto, o que provoca a corrosão alveolar ou por pites (cavidades) é seu padrão de célula de concentração do oxigênio. Em uma reação catódica, em que o eletrodo é o oxigênio, os elétrons se movimentam da região com pouco oxigênio (ânodo) para a região com maior

²O relato mais antigo sobre o processo de corrosão está registrado nas Escrituras Sagradas, no livro do Evangelho de Mateus 6:19. Essa passagem diz: “Não ajunteis tesouros na terra, onde a traça e a ferrugem tudo consomem”.

quantidade de oxigênio (cátodo). Assim, depósitos, por exemplo, como ferrugem ou gotículas de água, protegem o metal subjacente do oxigênio. Como consequência, o metal sob depósito é sempre o ânodo e por isso sempre corrói. (ASKELAND; WRIGHT, 2015; GENTIL, 2007).

A corrosão por placas forma escavações de forma localizada na superfície do material. Para informar a determinação da velocidade da corrosão localizada, um dos métodos seria se a área corroída estivesse limitada e se perdesse de forma constante, assim poderia calcular a perda da massa pelo quociente da área atingida.

A corrosão intergranular ou intercrystalina ocorre nos grãos cristalinos na estrutura cristalina do material, por isso o material perde as propriedades mecânicas na qual fratura sobre o menor estímulo ou esforço solicitado e fratura. Esse fenômeno chama-se corrosão sob tensão fraturante (CST). (GENTIL, 2007; ASKELAND; WRIGHT, 2015).

A corrosão transgranular também se processa na rede cristalina do material, contudo seus efeitos são mais perigosos do que a corrosão intergranular. Pois, com a menor sollicitação mecânica esse material pode fraturar justamente porque perdera suas propriedades mecânicas. A corrosão por filiforme é um tipo que ocorre semelhante a finos filamentos, em que se propagam em todas as direções, contudo não se cruzam. Porém, ocorre em materiais que receberam revestimentos protetivos, por exemplo, tintas, metais e poliméricos, ocorrendo o deslizamento deste filme sobre o substrato (GENTIL, 2007; ASKELAND; WRIGHT, 2015).

A corrosão por empolamento pelo hidrogênio acontecer quando no estado atômico possui um potencial de difusão em materiais metálicos com defeitos e descontinuidades (inchaço no interior do material). Ainda existe o tipo de corrosão que ocorre no contorno do material que passou pelo processo de algum tipo de soldagem. Por isso, observa-se principalmente na ZTA (Zona Termicamente Afetada) (ASKELAND; WRIGHT, 2015; GENTIL, 2007).

Há diversos estudos na literatura que demonstram os efeitos agressivos da atmosfera marinha nos aços. Isso acontece, pois há presença de oxigênio dissolvido no ar, entre outros contaminantes que são compostos à base de enxofre (S) e cloreto de sódio (NaCl). Portanto, o íon cloreto quando em suspensão no ar possui a tendência de atacar a fina camada passiva que se forma na superfície dos aços. (AL-FADHALAH; ELKHOLY; MAJJED, 2010; CALLISTER; RETHWISCH, 2012; CORVO *et al.*, 2005; GENTIL, 2007; MA; LI; WANG, 2009).

2.2.1 Ensaios de Imersão

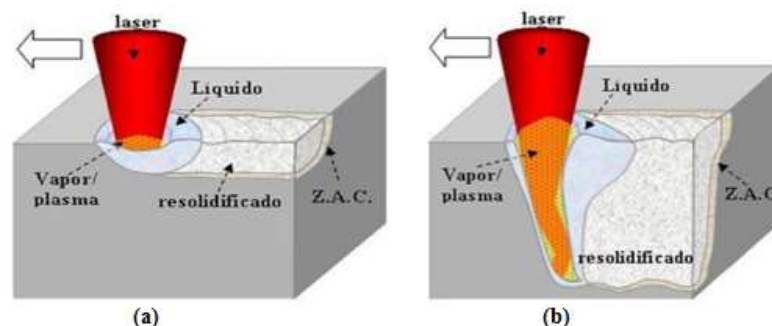
O ensaio de imersão consiste em analisar quantitativamente, durante um período de tempo definido, a diferença entre a massa inicial e a massa final do corpo de prova (CP) posterior à técnica de sua exposição há certo meio corrosivo. Assim, possibilita determinar a vida útil (durabilidade) de um material metálico por meio da perda de massa observada e compreender o comportamento em um determinado ambiente, ao longo do tempo (GENTIL 2007; LOUREIRO; BRASIL; YOKOYAMA, 2007; SOUZA et al.,2010).

Os procedimentos estabelecidos na preparação dos corpos-de-prova são conduzidos e orientados conforme a norma (ASTM G31-90, 1999), que especifica quais são os critérios para a realização do ensaio de imersão norma (ASTM G31-72, 2004) como: preparação, limpeza e avaliação das amostras submetidas ao ensaio de corrosão. A corrosão pode ser medida por meio da perda de massa (gravimétrico).

2.3 Soldagem a Laser

A palavra Laser é formada pelas iniciais de “*Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*”, que pode ser entendida como “Amplificação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação”. A soldagem a Laser e soldagem por feixes de elétrons são denominadas soldagens de alta tecnologia. Todavia, no processo de soldagem a laser (*laser beam welding – LBW*) utiliza-se um feixe de luz concentrada, coerente e alta intensidade direcionada e precisa focada na peça (RIVA; LIMA; OLIVEIRA, 2009).

Figura 2: Esquema do processo de soldagem por condução (a) e penetração(b).



Fonte: Riva; Lima; Oliveira (2009, p.48-50).

Conforme a figura 2(a), o mecanismo de soldagem a laser pelo método de condução acontece com parâmetros bem definidos em relação à ordem de trabalho/potência ($10^4/\text{cm}^2$),

assim é possível fundir o material criando a junção de vaporização necessária. Logo, o fenômeno de radiação é absorvido na superfície do material soldado e transferido para o interior do material por meio da condução. Na soldagem por penetração a energia é distribuída ao longo do canal a ser soldado. Ou seja, as paredes mantêm a temperatura de vaporização do material. Normalmente, a temperatura é constante, já que o calor é dependente do gradiente da temperatura e da velocidade do fluxo de calor. Isso pode ser visto, quando se observa a figura 2(b), em que o fluxo de calor gerado é na direção radial e é fortemente influenciado por uma corrente de convecção que ocorre na superfície e no interior do material (RIVA;LIMA;OLIVEIRA,2009, p.48-50).

Quadro 2: Soldagem por fusão e as três regiões distintas.

Zona Fundida – ZF	Região na qual o metal envolvido atingiu temperaturas iguais ou superiores as de fusão. Sob condições de resfriamento rápido e solidificação no metal de solda, ocorre a segregação de elementos de liga e de impurezas para a região central da solda, resultando em não homogeneidade químicas locais. Após a solidificação, apresenta morfologia dendrítica e tanto a sua composição química quanto as suas propriedades mecânicas podem ser modificadas por meio da composição do metal de adição e da taxa de diluição do metal.
Zona Termicamente Afetada – ZTA	Também conhecida como Zona Afetada pelo Calor – ZAC, é uma região intermediária entre a zona fundida e o Metal Base. Embora a temperatura atingida nesta região não tenha sido suficiente alta para alterar o seu estado físico, pode modificar as propriedades que o Metal Base apresentava antes da soldagem.
Metal Base – MB	É a região constituinte da junta soldada que não sofreu qualquer alteração em suas características físicas, químicas ou metalúrgicas, ou seja, o material utilizado para a construção da estrutura metálica, nesta região, não sofreu qualquer influência do processo de soldagem.

Fonte: Abdalla *et al.* (2007, adaptação do autor, 2019)

Na fabricação desses componentes são utilizados diversos processos de soldagem, especialmente os processos de soldagem a arco elétrico. Entretanto, atualmente dois processos de soldagem com fonte de calor focada de alta densidade: soldagem a laser (*Laser Beam Welding – LBW*) e feixe de elétrons (*Electron Beam Welding – EBW*). A justificativa da utilização de ambos os processos é pela elevada precisão dimensional, em razão da maior concentração de calor na soldagem desses componentes.

3 METODOLOGIA

Nesta pesquisa foi utilizada uma chapa de aço AISI 300M utilizada na indústria aeroespacial, doada pelo DCTA (Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial), constituída dos seguintes elementos químicos, conforme especificações do fabricante no quadro 3.

Quadro 3: Composição química do aço 300M

Aço	C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V
300M	0,39	0,0005	0,0009	1,78	0,76	0,76	1,69	0,40	0,08

Fonte: Abdalla *et al.* (2007, adaptação do autor,2019).

Os materiais e métodos do trabalho foram descritos na figura 3 e, em seguida, detalhados nos próximos tópicos.

Figura 3: Fluxograma das etapas de execução do plano de trabalho.

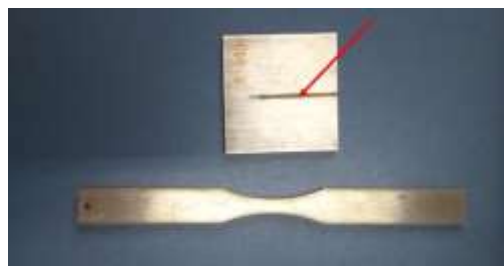


Fonte: Elaborado pelo autor (2019).

3.1 Materiais e Métodos

Os materiais a serem utilizados nesta pesquisa foram uma chapa de aço 300M de uso aeronáutico, com espessuras de aproximadamente 3 mm, fornecida pelo Instituto de Estudos Avançados (IEAv). Foi uma laser a fibra de alta potência, fabricado pela IPG Photonics Ltda., modelo YLR-2000, instalado no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Óptica (DEDALO), do IEAv/DCTA. Segue a figura 4 que mostra uma chapa retangular processada pela soldagem a laser.

Figura 4: Chapa e corpeodeprova norma E-8.



Fonte: O autor (2019).

Foram idealizados os corpos de prova soldados e conforme recebido da chapa retangular (400 mm x 300 mm), como exibido na figura 4, assim foram traçadas 8 amostras para ambos os lotes (soldada e sem solda), ou seja, um total de 16 amostras, todos com um furo como preparação do ensaio de imersão e 2 amostras para caracterização do aço 300M.

Os materiais utilizados foram para a preparação do ensaio de imersão: uma broca de aço rápido com diâmetro de 2 mm; uma furadeira da marca DeWalt, modelo DWD502; um Paquímetro universal DIGIMESS. Para a preparação do embutimento a frio utilizou-se: resina acrílica aproximadamente 100 ml misturado com 4 gotas do catalizador em um recipiente de PVC, em seguida, a imersão das amostras para caracterização do material.

3.2 Corrosão por imersão (estático) ASTM G-31

Parcialmente, os CPs (corposdeprova) utilizados nos ensaios de imersão foram confeccionados e disponibilizados em duplicatas e receberam a identificação conforme a separação do aço 300M soldado (S1 à S8) e não soldado e/ou conforme recebido (CR1 a CR8).

Figura 5: Preparação metalográfica do aço 300M.



Fonte: O autor (2019).

Os ensaios de corrosão pelo método de imersão foram realizados no Laboratório de Química do Departamento de Física e Química FEG/UNESP. Os CPs foram preparados e lixados na Politriz DP-10 com as respectivas lixas: #80, #220, #400, #600, #800 e #1200. Em seguida, os CPs foram pesados em uma balança analítica da marca SHIMADZU, modelo Ax200, com precisão de 0,1 mg.

Os corpos de prova, após o lixamento, foram para o banho ultrassônico com Propan-2-ol por 12 minutos. O objetivo foi eliminar/reduzir impurezas residuais na superfície das amostras e, em seguida, foram secadas (secador de cabelo) com jato de ar frio após o banho.

Para o ensaio de imersão, baseou-se em recipientes de vidro 250 mL contendo a solução sintética da água do mar com pH ajustado em 8,2, conforme a norma (ASTM D1141-98,2003). Por meio de um orifício da tampa furado com auxílio de uma furadeira, as amostras foram amarradas com fio de pesca de nylon de 0,02 mm. E, então, foram mergulhadas na solução sintética (ASTM G31-72, 2004), sendo fixadas nas tampas do recipiente, registrando uma temperatura ambiente de 23° C, assim permaneceram todas as amostras nos períodos de exposição (48, 72,120 e 144 horas).

A etapa do processo de decapagem das amostras se transpassou empregando-se a Solução de Clark (segundo a literatura científica, adota-se a decapagem para este tipo de aço). O processo de decapagem por cada ciclo de imersão foi de aproximadamente 1 minuto na solução de Clark, em seguida, lavada com água destilada e secada com ar frio para posterior pesagem na balança analítica. O processo de decapagem durou até o momento em que não houve mais variação da massa observada anteriormente. Assim, considerando as dimensões e as áreas de cada amostra, foram calculados os valores percentuais de perda de massa relativa por unidade de área. Foram utilizados os termos PMR (Perda de Massa Relativa) e PME (Perda de Massa da Espessura).

$$\text{PMR} = \frac{M_i - M_f}{M_i} \times A_s \times (100) \text{Eq. (1)}$$

Onde:

- PMR = Perda de massa relativa (%/cm²);
- M = Massa Inicial (g);
- M_f = Massa Final (g);
- A_s = Área superficial exposta da amostra (cm²).

3.3 Caracterização Microestrutural

As análises foram realizadas no Metal Base (MB), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e na Zona Fundida (ZF). Em seguida, comparar com os resultados do ensaio de corrosão e suas influências. Os procedimentos foram similares à preparação das amostras submetidas ao ensaio de corrosão pelo ensaio de imersão. A análise metalográfica das amostras foi submetida à caracterização microestrutural por meio da microscopia óptica (MO), realizada no departamento de Metalografia da EEL – USP.

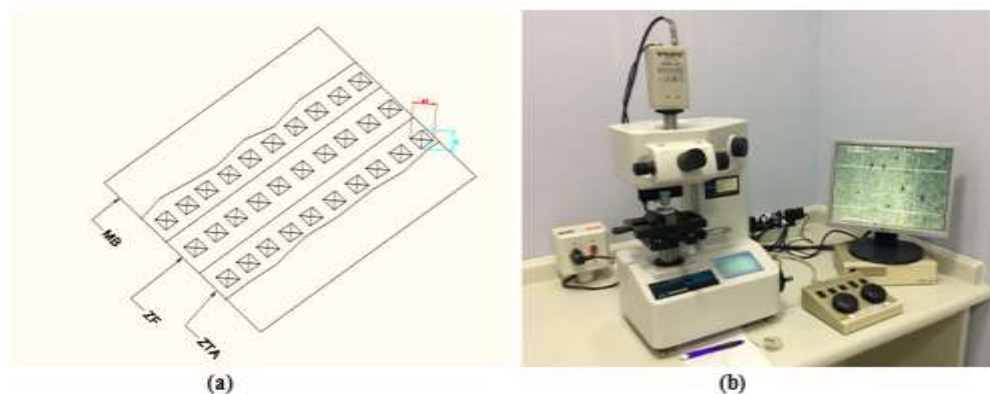
3.4 Ataque Químico

A preparação do reagente Nital ocorreu preparada no laboratório de metalografia da EEL-USP em Lorena – SP. O reagente Nital com proporção de 2% de ácido nítrico (HNO₃) e 98% de álcool etílico é empregado usualmente na revelação de microestruturas de aços carbono, porque promove a distinção e/ou contraste das fases bainita e martensita (metaestáveis), assim diferenciar com cores mais escuras em relação a outras fases como ferrita e a austenita retida (SOUZA, 2008).

3.5 Ensaio de Microdureza

O ensaio de Microdureza baseou-se na norma ASTM 384, a dureza por microindentação (HV), que foi obtida pelo ensaio de dureza Vickers por indentação com o objetivo de obter o perfil de dureza das amostras por meio das regiões: Metal Base (MB), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Zona Fundida (ZF). A figura 6 representa o esquema didático de um desenho realizado no AutoCAD 2010.

Figura 6: Esquemático das medidas e Microdurômetro de Análise de Imagem



Fonte: O autor (2019).

Foram estabelecidas no ensaio de microdureza (HV) 10 medidas aleatórias das três regiões (MB, ZTA e ZF), com uma força de 100 gf no período de 30 segundos.

4. Solução sintética da água do mar

Após as etapas de preparação, imersão, ciclos de decapagem e pesagem na balança analítica, foi avaliada a perda de massa das amostras, conforme resultados no Quadro 4.

Quadro 4: Ciclo de decapagem das amostras.

Amostras	Massa inicial (g)	Massa após decapagem (g)					
		Retirada	1°	2°	3°	4°	5°
S1	1,3573	1,3561	1,3553	1,3551	-	-	-
S2	1,6462	1,6432	1,6424	1,6422	-	-	-
S3	1,3810	1,3789	1,3777	1,3775	-	-	-
S4	1,4177	1,4150	1,4139	1,4137	-	-	-
S5	2,1819	2,1800	2,1787	2,1778	2,1777	2,1773	2,1770
S6	1,3430	1,3416	1,3412	1,3408	1,3407	1,3397	1,3395
S7	1,4928	1,4912	1,4901	1,4889	-	-	-
S8	1,0535	1,0528	1,0515	1,0514	1,0513	-	-
CR1	1,1378	1,136	1,1355	1,1353	-	-	-
CR2	1,1157	1,1138	1,113	1,1128	-	-	-
CR3	3,0946	3,0892	3,0881	3,0872	3,0870	-	-
CR4	3,0886	3,0775	3,0757	3,0757	3,0755	-	-
CR5	1,6671	1,6635	1,6626	1,6624	-	-	-
CR6	1,6854	1,6839	1,6830	1,6828	-	-	-
CR7	1,6388	1,6379	1,6354	1,6352	-	-	-
CR8	1,7094	1,7076	1,7064	1,7062	-	-	-

Fonte: Elaborado pelo autor (2019).

As amostras (S5 e S6) e (CR5 e CR6) do ensaio de imersão do período de ensaio de 48 horas não apresentaram perda de massa elevada no ciclo de decapagem, porém pela análise visual, apenas, toda superfície foi atacada (corrosão uniforme) e apresentou uma mudança mais leve na coloração da solução. Os cdp's (S7 e S8) e (CR7 e CR8) no período de ensaio de 72 horas representaram perda de massa infinitamente pequena, no entanto, ressaltando mudança da cor da solução e ataque da superfície das amostras de forma leve (corrosão localizada e uniforme).

Pela análise visual, com necessidade de uma análise mais aprofundada das amostras, foram totalmente corroídas, além da coloração da solução sintética da água do mar dissolvidas e formaram $H_2O+Fe_3O_4$. No entanto, em relação às amostras (soldadas) colocadas em duplicatas (S1 e S2) e (CR1 e CR2), no período de 120 horas de ensaio de imersão, não houve

uma perda de massa significativa durante os ciclos de decapagem. Segundo os autores, a superfície corroída, após um período de tempo mais exposto ao agente agressivo, pode impedir que essa superfície seja degradada ainda mais pelo fenômeno da corrosão espontânea. Esse resultado é muito comum em períodos acima do período de exposição de 120 horas. Os cdp's soldadas (S3 e S4) e (CR3 e CR4) permaneceram por um período de tempo de 144 horas e apresentaram superfície atacada e mudança da coloração da solução. A perda de massa também não apresentou valores significativos no processo de decapagem.

Figura 7: Mudança da cor da solução sintética do mar.



Fonte: O autor (2019).

As retiradas das amostras com o procedimento de lavagem com água destilada, secadas com ar frio, em seguida, foram pesadas e, então, decapadas novamente, secadas e pesadas na balança analítica. Pela *análise visual*, as amostras no momento da secagem com um secador apresentavam uma velocidade significativa na forma *localizada, uniforme e geral*. Contudo, ressalta-se que são importantes análises mais precisas com instrumentos adequados e/ou técnicas de laboratório para compreender o ataque da superfície desse aço. Os pites formados no aço 300M formaram e desenvolveram por causa das irregularidades químicas e físicas na própria estrutura do material. Essas imperfeições localizadas na superfície do aço apresentam caráter catódico deixando o metal base (MB) atuar como ânodo, assim formando circunstâncias suscetivas a formação de pites (SCHWEITZER, 2010).

Os efeitos de preceitados são distintos dos elementos de liga, na qual promovem propriedades desejáveis ao aço. Foi identificado após o método de soldagem o surgimento de preceitados de fases secundárias que são impurezas de maioria óxidos e sulfetos que aglomeram formando inclusões. Por meio da técnica de microscópio óptico foram identificadas inclusões oriundas possivelmente de fabricação, processamento do metal e mudança da microestrutura posteriori ao método de soldagem. Portanto, a presença de inclusões tende a

formar uma célula de corrosão com o metal base (MB) possuindo papel anódico e catódico ou inerte que depende muito dos elementos nobres. (GENTIL, 2007; DAVIS, 2000).

As inclusões tendem ser menos prejudiciais dependendo da quantidade e tamanho e sendo mais homogênea e distribuída. Essas segregações no aço podem propiciar altas concentrações de tensões localizadas ocasionando o aumento da energia interna e acelerando a cinética das reações. Essa dissolução anódica de inclusões de óxidos e sulfetos é conhecida pela formação de sítios de nucleação de pites de um aço em geral e pode conduzir a uma composição agressiva do processo eletrolítico próximo à inclusão de forma a interromper o filme passivo e consequentemente promover a nucleação de pites de corrosão ao redor destas inclusões. Assim, as zonas anódicas formadas ao redor de inclusões esféricas que facilitam a nucleação puntiforme de corrosão, em contrapartida às zonas anódicas formadas ao redor de inclusões longitudinais promovem uma corrosão mais generalizada. Isso se explica a morfologia obtida nas imagens a priori.

Portanto, o íon cloreto é um dos contaminantes naturais intensamente prejudiciais da atmosfera marinha e possui um desempenho imprescindível no processo da cinética da corrosão. Logo, desencadeia na morfologia e na caracterização da camada protetora dos filmes sobre a superfície do material. É importante destacar que as condições climáticas possuem forte influência suscetiva sobre a superfície do aço.

4.1 Perda de massa teste por imersão

Para simular a agressividade semelhante à atmosfera marinha, foram utilizadas como eletrólito uma solução de NaCl 3,56% (em massa), com uma concentração de cloretos totais semelhantes aquela da água do mar natural. Seu pH foi ajustado em 8,2 em conformidade à norma técnica (ASTM D1141-98,2003). No entanto, ressalta-se que a composição química desta solução sintética é considerada complexa, pois é simulada em laboratórios para ensaios de corrosão, mas há poluentes, fatores biológicos, íons e oxigênio, o que torna a intensidade de agressividade ao aço 300M maior do que a própria água do mar natural (MOLLER; BOSHOFF; FRONEMAN, 2006).

Os resultados corroboram com os autores, cuja cinética da corrosão, os valores de taxa uniforme tendem a ser mais elevados no início do ensaio e, posterior à formação de produtos de corrosão, insolúveis e aderentes à superfície metálica, que depende do seu meio exposto,

favorecem como uma barreira após a oxidação. A velocidade da corrosão pode variar em função do tempo de imersão por alguns motivos: 1) formação de produtos de corrosão e área exposta; 2) alteração da composição química da superfície devido à dissolução preferencial de certos elementos; 3) alteração do eletrólito; 4) efeito do aumento da área e outros. Assim, o conhecimento proporciona estimar a vida útil e/ou durabilidade das aplicações do material. Logo, a partir das dimensões e das áreas superficiais expostas de cada uma das amostras (Quadro 5), foram calculados os valores percentuais de Perda de Massa Relativa (PMR) por unidade de área.

Quadro 5: Perda de massa das amostras em função da área.

Amostras	Área superficial (cm ²)	Perda de massa relativa (%/cm ²)	Média (%/cm ²)
S1	0,818	0,20	0,24
S2	0,870	0,28	
S3	0,816	0,31	0,34
S4	0,776	0,36	
S5	1,780	0,13	0,17
S6	1,164	0,22	
S7	1,230	0,21	0,22
S8	0,910	0,23	
CR1	1,086	0,20	0,19
CR2	1,480	0,18	
CR3	2,580	0,10	0,27
CR4	0,956	0,44	
CR5	1,376	0,20	0,13
CR6	2,448	0,06	
CR7	1,329	0,17	0,15
CR8	1,384	0,14	

Fonte: Elaborado pelo autor (2019).

Os valores médios apresentados no quadro 6 (entre 0,13 e 0,34%/cm²) indicam que há uma leve distinção significativa de perda de massa entre as amostras soldadas e sem solda, quando submetidas a diferentes períodos de exposição em meio salino.

Quanto maior a exposição, conseqüentemente maior a perda de massa em função da área. Contudo, há casos em que a superfície atacada pode ser protegida contra a corrosão, ou

seja, impedindo que a fina camada formada na superfície do aço seja atacada e opere com o desprendimento dos átomos. Foram plotados os valores médios da Perda de Massa de Espessura (PME) das curvas das amostras soldadas e sem solda. Portanto, ressalta-se que houve uma perda mais acentuada nas amostras soldada. As amostras processadas por meio da soldagem a laser demonstraram uma perda de massa em função da área (PME) um pouco mais significativa do que as amostras sem solda devido à mudança microestrutura após o processo de soldagem a laser.

Por quê? A corrosão também pode se manifestar nos contornos do cordão de solda, ou seja, na Zona Termicamente Afetada (ZTA) e produzir uma mudança da microestrutura devido ao aporte térmico do método de soldagem a laser. Todavia, a literatura indica que a soldagem por feixes de elétrons também emprega um aporte térmico um pouco superior ao método de soldagem a laser. Portanto, a soldagem a laser é mais indicada do que a soldagem pelo método de feixes de elétrons, pois o aporte térmico modifica a ZTA/ZAC operando a mudança microestrutural e consequentemente ocasionando células de corrosão ou propriedades mecânica indesejáveis. O desenvolvimento da soldagem a laser (LBW) é crescente e permite baratear os custos e propiciar elevadas propriedades para junta. A literatura revela que o valor do calor imposto do processo EBW é maior do que o calor imposto no processo LBW. A utilização da solda a laser tem promovido menor ZAC em relação a outros métodos de soldagem empregada no mercado

Figura 8: Determinação da velocidade em relação à corrosão.



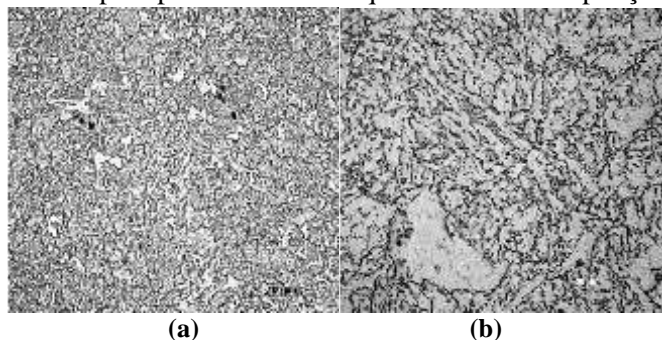
Fonte: Elaborado pelo autor (2019).

Foram observados no microscópio óptico pontos de inclusão de sulfeto, fração volumétrica da corrosão localizada por pites, assim, influencia menor resistência à corrosão do aço 300M. É importante destacar que o comportamento das inclusões, quando submetidos ao processo de conformação mecânica (laminação), pode alterar suas características para maior ou menor nocividade. As inclusões com partículas esféricas pelo processo de conformação podem se alongar na direção da laminação, outras partículas podem se manter intactas ou se fragmentar em partículas menores. (COLPAERT, 2008).

4.2 Microscopia Óptica

As micrografias obtidas estão ilustradas nas figuras 9, 10 e 11, a seguir. Logo, utilizando-se da técnica de microscopia óptica com ampliação de 50, 100, 200 e 500 vezes, as micrografias foram obtidas as regiões do aço (ZF, ZTA e MB) e permitiram obter distintas fases microestruturais.

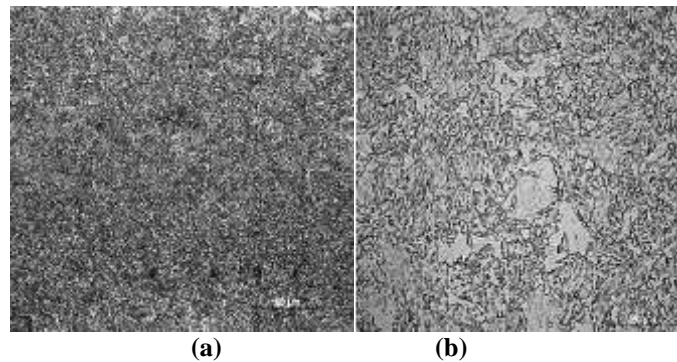
Figura 9: Microscopia óptica do MB. Ataque: Nital 2%. Ampliação: 200 vezes.



Fonte: O autor (2019).

Microestrutura refinada de grãos com tamanhos diferentes devido ao baixo aporte térmico e microconstituintes de ferrita e austenita parcialmente retida. Ligas e fases múltiplas mencionadas após as micrografias 9(a) e 9(b) podem formar pares galvânicos e favorecem a corrosão localizada. No entanto, a finalidade dessas ligas é obtida com o propósito de aumentar a nobreza do metal, assim promovendo um aumento da resistência a meios corrosivos, comumente por meio da formação de filmes protetivos e por passivação.

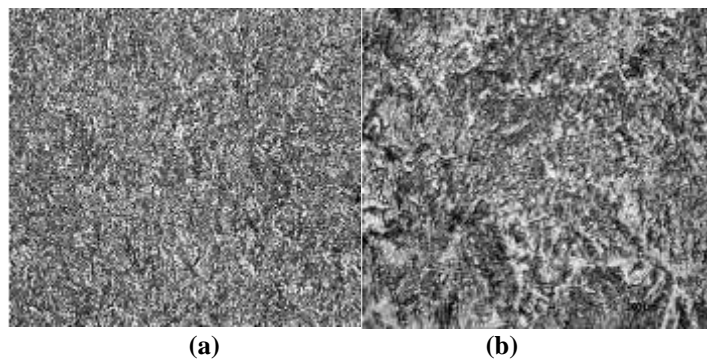
Figura 10: Microscopia óptica da ZTA Ataque: Nital 2%. Ampliação: 200 e 500 vezes



Fonte: O autor (2019).

Micrografias com perfis e morfologia devido ao aporte térmico e o tamanho de grãos distintos. Ocorrência de infusão e coalescimento dos grãos em direções diferentes. A ZAC posterior ao processo de soldagem a laser verificou-se crescimento de grãos.

Figura 11: Microscopia óptica da ZF Ataque: Nital 2%. Ampliação: 50 e 100 vezes.



Fonte: O autor (2019).

Microestrutura com sentidos distintos das orientações cristalográficas e formação martensítica fina na qual proporciona uma significativa elevação dos valores de microdureza. O contorno de grão que possui orientações distintas de grão entre si, comumente possui grandes concentrações de descontinuidades e/ou defeitos na estrutura, além disso, sua composição química é dissimilar em relação ao grão e, portanto, favorece o surgimento da corrosão. A ZF apresentou aumento da dureza em relação ao Metal Base e ZAC no processo de soldagem LBW. As imagens micrográficas não foram observadas a presença de descontinuidades, falta de fusão e porosidade na ZF ou trincas na ZTA.

A região da ZTA/ZAC alcançou elevada temperatura permitindo a estabilização do campo austenítico e, com o resfriamento rápido e distinto provocado pela concentração de calor,

foram obtidas regiões com grandes variações de dureza, provocada por diferentes microestruturas, fases martensíticas finas e grosseiras, austenita retida.

Na soldagem a laser, Abdalla *et al.*, (2007) compararam as juntas executadas com um laser de fibra de 2 kW de potência média em três aços de alta resistência, sendo um deles o aço maraging 300. Neste estudo empregou-se o aço maraging 300 como substituto ao aço 300M no envelope do motor de veículos lançadores de satélites (VLS) do Programa Espacial Brasileiro (PEB). As chapas soldadas tinham espessura em torno de 2,5 mm. Em consequência da alta concentração de calor do processo LBW, ocorre elevada penetração na ZF e pequena ZAC no MB.

Os menores valores de dureza foram no Metal Base (MB), enquanto segue para Zona Termicamente Afetada ZTA/ZAC e Zona Fundida (ZF). As figuras 9,10 e 11 apresentam as três regiões e visivelmente a distinção de ambas (cores), isso se deve ao ciclo térmico da soldagem a laser. A soldagem laser é considerada de alta tecnologia, ou seja, a fonte de calor é intensa e conseqüentemente o processo de resfriamento é rápido.

No entanto, a Zona Termicamente Afetada pelo calor modifica a microestrutura permitindo uma elevada dureza, conforme o tópico 3.4 da análise de dureza. Para aços com baixo carbono que possuem uma boa soldabilidade, como o aço 300M, é uma importante consideração. Para aços de médio e alto carbono (C) existe uma enorme dificuldade na soldagem, porque há uma possibilidade de formação de martensita na ZTA provocando uma solda com pouca tenacidade (ASKELAND; WRIGHT, 2015).

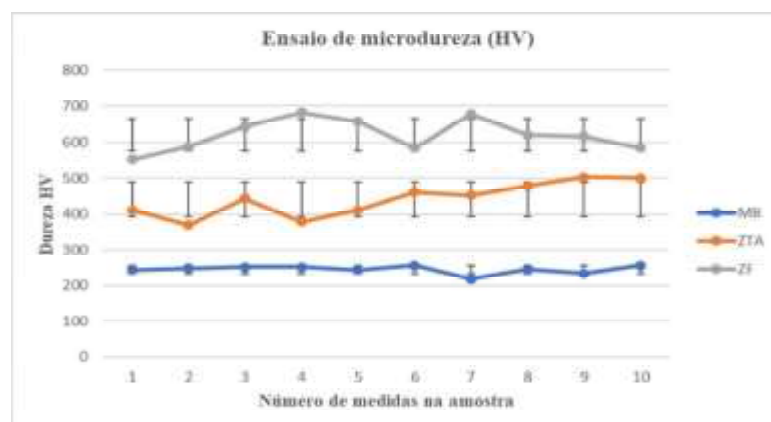
Na chapa no processo de soldagem a laser não foi verificada a presença de descontinuidades, poros e depressões na superfície do cordão de solda (ZF), pois, descontinuidades podem deixar o aço suscetível ao processo de corrosão. Os resultados indicam que as condições usadas na soldagem foram satisfatórias e possibilitam a soldagem do aço 300M atendendo os requisitos necessários. Em aplicações específicas (VLS) a soldagem não deve apresentar empenamento e/ou desalinhamento, inclusive a presença de descontinuidades, pois são interrupções que afetam as propriedades mecânicas e metalúrgicas. Logo, a soldagem empregada para estas aplicações específicas necessita promover pouquíssima Zona Afetada por Calor (ZAC), ou seja, redução substancial de tensões residuais e menor empenamento do Metal Base (MB), maior profundidade de penetração (até 100 mm), evita vários passes da no cordão de solda. Assim, evita desalinhamento, deformações, soldas estreitas, alta padrão de repetibilidade e sem abrir mão de uma qualidade elevada. Isso em relação à soldagem a arco.

4.3 Ensaio de microdureza - HV

No ensaio de microdureza HV, conforme tópico 2.5, foram estabelecidos aleatoriamente 10 medidas em cada região do aço 300M. Ao estudarem as regiões do aço 300M, observaram a presença de diversas fases microconstituintes. O Metal Base (MB) foi obtido o menor perfil de dureza em relação a ZTA/ZAC e ZF, pois verificou-se a formação de uma microestrutura parcialmente retida conforme micrografias, diminuindo a dureza, além de favorecer uma formação de martensita, ou seja, elevada dureza da ZTA e ZF superiores ao MB e o tamanho dos grãos distintos pela laminação ou “esticamento” dos grãos.

O Metal Base (MB) apresentou uma média de 244,81 HV, um desvio padrão (DP) de 11,71 HV e um coeficiente de variação (CV) de 4,8%. A Zona Termicamente Afetada (ZTA) apresentou uma média de 440,71 HV, um desvio padrão (DP) de 47,34 HV e um coeficiente de variação (CV) de 10,7%. A Zona Fundida (ZF) representou uma média de 620,5 HV, um desvio padrão (DP) de 43,01 HV e um coeficiente de variação (CV) 6,9%. Os dados são impressionantes para considerar o método empregado de soldagem para esse aço, pois o desvio padrão e o coeficiente de variação são baixos. Diversos fatores controlam a morfologia de solidificação da ZF em soldas conforme micrografias, por exemplo: variações do gradiente térmica, velocidade de resfriamento, composição química do estado sólido e líquido, além da combinação dos dois primeiros. Portanto, a velocidade de resfriamento propicia na LBW uma microestrutura refinada conforme micrografias obtidas do ensaio de caracterização. A figura 12 demonstra as medidas e suas respectivas durezas e regiões (MB, ZTA e ZF).

Figura 12: Ensaio de microdureza (HV).

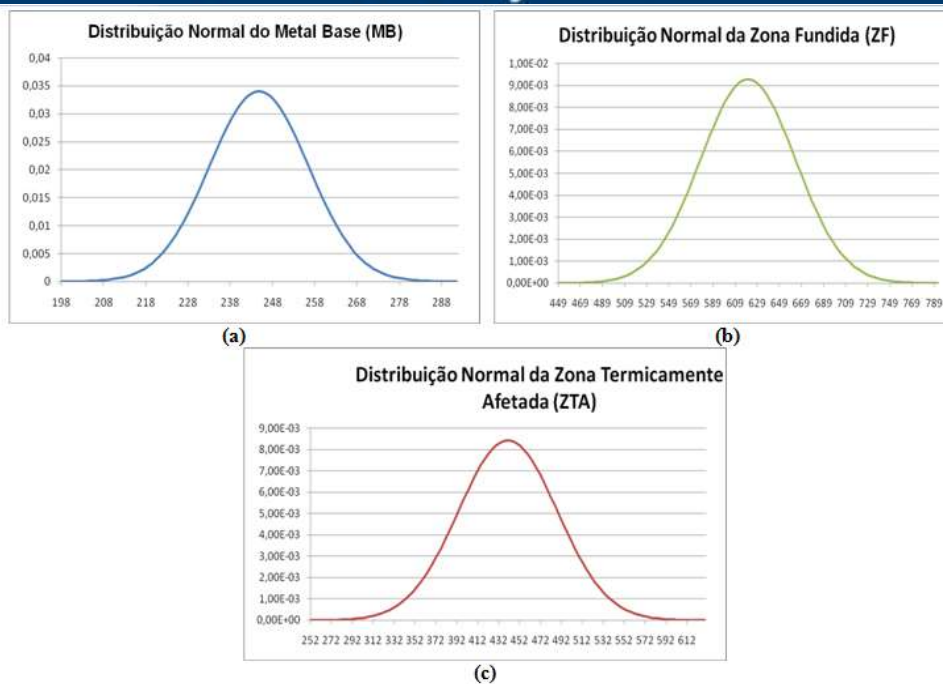


Fonte: Elaborado pelo autor (2019).

Conforme literatura existente, a microestrutura e suas propriedades da zona de fusão (ZF) são obrigatoriamente dependentes de variáveis como o tempo de solidificação, e a velocidade de resfriamento, ou seja, de solidificar promove uma microestrutura mais fina. Conseqüentemente melhora as propriedades mecânicas do material. As diferenças de durezas podem ser entre as direções: longitudinais e transversais, logo da incidência da soldagem a laser da face e raiz da fonte de calor. É natural diferenças de temperaturas alcançadas, permanência e velocidade de resfriamento. O aumento da ZTA/ZAC pode ser ocasionado pelo calor da soldagem, o envelhecimento/resfriamento e a presença de uma martensita grosseira. Os maiores valores de dureza foram obtidos na ZF em relação a ZTA. Abdalla *et al.* (2007) publicaram que este endurecimento está relacionado ao rápido resfriamento desta região no campo austenítico provocando a formação de martensita de maior dureza, associado à presença de precipitados.

Os aços com baixo carbono e a resistência mecânica das regiões soldadas nesses materiais é maior do que a do Metal de Base (MB), pois há microestrutura mais fina de perlita que se forma durante o resfriamento da Zona Termicamente Afetada (ZTA). A austenita retida nos contornos de grãos da ferrita também limita a recristalização e favorece a ocorrência de um tamanho de grão pequeno conforme as micrografias. Logo, esse efeito proporciona um aumento da resistência da região soldada e/ou Zona Fundida (ZF). Durante a soldagem o metal base (MB) mais próximo da solda aquece acima da temperatura A1 (727°C) e forma austenita. Durante o resfriamento, a austenita da Zona Termicamente Afetada (ZTA) se transforma em nova microestrutura, dependendo da taxa de resfriamento (ASKELAND; WRIGHT, 2015). Por meio da distribuição normal das regiões MB, ZF e ZTA, foram elaborados graficamente os dados obtidos da dureza e comparados pela curva de sino. O método utilizado é útil para identificar e diferenciar a variabilidade entre as regiões.

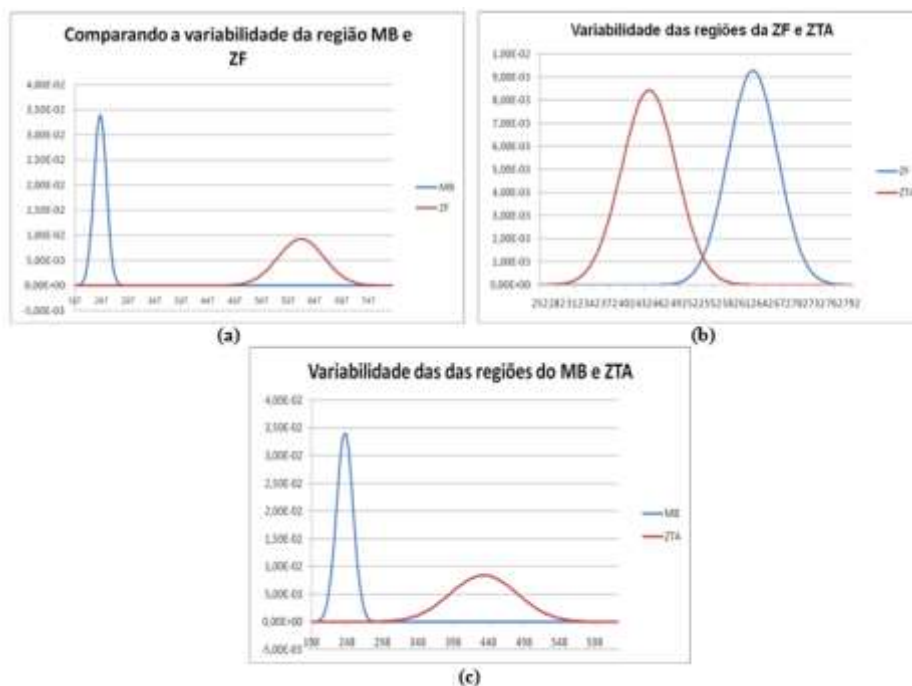
Figura 13: Distribuição Normal da região do MB, ZF e ZTA.



Fonte: Elaborado pelo autor (2019).

A região do MB representa dureza inferior às regiões da ZF e ZTA, conforme o quadro de valores da dureza. Por isso, o objetivo é apenas apresentar o comportamento da distribuição normal.

Figura 14: Comparativo da distribuição normal das regiões do MB x ZF, ZF x ZTA e MB x ZTA.



Fonte: Elaborado pelo autor (2019).

A região do MB apresenta valores de dureza inferiores em relação à ZF e ZTA, pois não houve mudança microestrutural ou aporte térmico para elevar o perfil de dureza. Por isso, a ZF apresenta uma média e variabilidade superior ao MB, portanto uma curva mais “achatada” da distribuição normal. Conforme ensaio de dureza HV, o gráfico representa a curva da distribuição normal muito similar, porém a ZF, ainda, representa valores superiores a ZTA.

5 Considerações Finais

Considerando os resultados obtidos no ensaio de imersão, cujas amostras permaneceram mergulhadas na água sintética do mar por distintos períodos de tempo (48, 72, 120 e 144 horas), a perda de massa das amostras foi mínima após os ciclos de decapagem. Os resultados indicaram não haver uma diferença significativa de perda de massa em ambos os lotes (soldado e sem solda).

O ensaio de imersão demonstrou por meio da análise visual e microscópica que pode ser eficiente no processo de aceleração corrosiva, pois precisou apenas de 48 h para proporcionar a resistência da corrosão das amostras soldadas e conforme recebidas, por meio da diferenciação da superfície, portanto, um teste de ensaio apropriado para atender e/ou responder respostas rápidas ao projeto.

Os pontos de inclusão e corrosão localizada (pites) do material estabelecem um aumento na suscetibilidade ao processo espontâneo da corrosão. A leve mudança da microestrutura (uma fase pode ser mais anódica do que a outra) pode tornar o material tendência e/ou inclinação no processo de deterioração do material.

Os gráficos com distribuição normal demonstram que quanto maior o desvio padrão em relação a média, a curva é mais “achatada”. Visivelmente indica qual das regiões do aço possui maior variabilidade em relação à média da dureza do aço 300M. A ZTA e a ZF indicam maior variabilidade do que as outras regiões do aço. O aporte de calor entregue é maior, porém ainda é um resultado eficiente, porque não houve mudança drástica da microestrutura desse aço.

Sugere-se para trabalhos futuros a caracterização da corrosão pela técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) com o EDS acoplado para uma avaliação mais completa dos resultados e um estudo de proteção superficial ou algum tratamento de superfície metálica para avaliar a resistência do aço 300M com esta proteção de superfície.

Referências

ASTM - American Society for Test Materials. **G31-90**: Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens. In: Annual Book of ASTM Standards, 1999.

ASTM - American Society for Test Materials. **G31-72**: Standard Practice for Laboratory Immersion Corrosion Testing of Metals. In: Annual Book of ASTM Standards, 2004.

ASTM - American Society for Test Materials. **D1141-98**: Standard Practice for the Preparation of Substitute Ocean Water. In: Annual Book of ASTM Standards, 2003.

ABDALLA, A. J. *et al.* **Efeitos dos Tratamentos Intercríticos e Isotérmicos sobre as Propriedades Mecânicas e a Microestrutura do aço 300M**. Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo. Bauru: 2007. v.25, n. 02, p. 93-97.

ASKELAND, D. R.; WRIGHT, J. W. **Ciência e engenharia de materiais**. Trad: Solange Aparecida Visconti; Revisão técnica: Daniel Rodrigo Leiva. São Paulo: Cengage Learning, 2015.

AL-FADHALAH, K.; ELKHOLY, A.; MAJEED, M. **Failure analysis of Grade-80 alloy steel towing chain links**. Engineering Failure Analysis, v. 17, n. 7-8, p. 1542-1550, 2010.

BOSCOV, J. **Foguetes de Sondagem**. Brasília: Agência Espacial Brasileira, 1º Curso de Tecnologia Espacial, 1996.

CALLISTER Jr., W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução**. 8ª Edição. Rio de Janeiro: Editora LTC, 2012.

CARDOSO, A. S. M. **Caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M após soldagem a laser e tratamento superficial de nitretação a plasma**. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo, 2011.

CARDOSO, A.S.M.; BAPTISTA, C.A.R.P.; CARVALHO, S.M.; ABDALLA, A.J., LIMA, M.S.F. **Estudo do comportamento da soldabilidade a laser dos aços de alta resistência e baixa liga AISI 4340 e 300M**. 19º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECiMat, 2010.

CARNEIRO, R. A.; ALVARENGA, E. A. **Novos aços estruturais de elevada resistência à corrosão marinha**. Disponível em: <<http://www.abcem.org.br/construmetal/2010/downloads/contribuicoes-tecnicas/21-novosacos-estruturais-de-elevada-resistencia-a-corrosao-marinha.pdf>>. Acesso em: 20 maio 2019.

CORVO, F. *et al.* **Changes in atmospheric corrosion rate caused by chloride ions depending on rain regime**. Corrosion Science, v. 47, n. 4, p. 883-892, 2005.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. Ed. Blucher, 2008.

DAVIS, J. **Corrosion: understanding the basics materials park**, OH: ASM international, 2000.

GENTIL, V. **Corrosão**. 5º edição, Rio de Janeiro. LTC. Livro Técnico e Científico. Editora: S.A., 2007.

ICZ - Portal da Galvanização.

<http://www.icz.org.br/portaldagalvanizacao/galvanizacaoocorrosao.php>. Acesso 04 Mar. de 2019.

LOUREIRO, A.; BRASIL, S.; YOKOYAMA, L. **Estudo da corrosividade de solo contaminado por substâncias químicas através de ensaios de perda de massa e índice de Steinrath**. Corrosão e Protecção de Materiais, v. 26, n. 4, p. 113-121, 2007.

MA, Yuantai; LI, Ying; WANG, Fuhui. **Corrosion of low carbon steel in atmospheric environments of different chloride content**. Corrosion Science, v. 51, n. 5, p. 997-1006, 2009.

MOLLER, H.; BOSHOFF, E.T.; FRONEMAN, H. **The corrosion behaviour of a low carbon steel in natural and synthetic seawater**. Journal of the Southern African Institute of mining and Metallurgy, v. 106, n.8, p.585-592, 2006.

RAGAB, A.; ALAWI, H.; SOREIN, K. **Effect of atmospheric and marine corrosive environments on tensile, impact and hardness properties of some steels**. Mechanics of materials, v. 18, n. 1, p. 69-77, 1994.

RIVA, R.; LIMA, M.S.F.; OLIVEIRA, A.C. **Soldagem a laser de estruturas aeronáuticas, Metalurgia & Materiais**, v.65, p. 48-50, fev.2009.

SANTOS, D. R. **Otimização dos parâmetros térmicos e soldagem do aço maraging 18Ni 300**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho". Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2001.

SILVA, A. L. DA C. E; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3ª Ed. São Paulo: Editora Blucher, 2010.

SOUZA, E. D. *et al.* **Análise de corrosão por meio de perda de massa e espessura em aços pela ação da água produzida de poços petrolíferos**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Sergipe, 2010.

SOUZA, G. A. **Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga com estrutura bainítica/martensítica via microscopia óptica**. Dissertação de Mestrado. Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

SCHWEITZER, A. **Fundamentals of corrosion** – Mechanisms, Causes and Preventative Methods. CRC Press. 2010.

VAYNMAN, S.; GUICO, R. S.; FINE, M. E.; MANGANELLO, S. J. **Estimation of a atmospheric corrosion of high-strength, low-alloy steels**: Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 28, nº 5, May 1997, 1274-1276(3).

ZHANG, Q. C. *et al.* **Corrosion behavior of weathering steel in marine atmosphere**. Materials Chemistry and Physics, v. 77, n. 2, p. 603-608, 2003.