

Tema: Iniciação científico-tecnológica

LEVANTAMENTO DE CARACTERÍSTICAS FÍSICO-QUÍMICAS DO AÇO DUPLEX 2205 PARA APLICAÇÕES NA INDÚSTRIA OFFSHORE*

Igor Hector Rodrigues Silva¹

Sidney Nicodemos da Silva²

Ivete Peixoto Pinheiro Silva²

Resumo

Aços inoxidáveis duplex (AID) são materiais estruturais potencialmente aplicáveis em ambientes marinhos, sujeitos a altas pressões e taxas de corrosão. A precipitação de intermetálicos nesses aços, sobretudo a fase sigma (σ), podem comprometer o desempenho estrutural de componentes em aço duplex. Deste modo, o objetivo deste estudo é investigar propriedades físico-químicas do aço duplex 2205, para aplicações na indústria *offshore*. Para tanto, foram realizadas análises microestruturais baseadas em imagens de microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica (MEV), ensaios de corrosão acelerada por imersão, microdureza *Vickers* (HV) e difração de raios-x (DRX) para verificar a presença de fase sigma. São observados como resultados uma microestrutura bifásica característica, um processo corrosivo uniforme discreto e ausência de fase sigma no material como recebido indicando grande potencial de aplicação na indústria *offshore*.

Palavras-chave: Aço inoxidável duplex; Fase sigma; Corrosão; *Offshore*.

SURVEY OF PHYSICAL CHEMICAL CHARACTERISTICS OF DUPLEX STAINLESS STEEL 2205 FOR APPLICATIONS IN OFFSHORE INDUSTRY

Abstract

Duplex stainless steel (DSS) are structural materials potentially applicable in marine environments, subject to high pressure and corrosion rates. The precipitation of intermetallic in these steels, particularly sigma phase, can compromise the structural performance of components in duplex steel. Thus, the aim of this study is to investigate the physicochemical properties of 2205 duplex steel for applications in the offshore industry. To this end, microstructural analyzes were performed based on images of optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM), accelerated corrosion tests by immersion, *Vickers* hardness (HV) and x-ray diffraction (XRD) to verify sigma phase presence. It's observed as a result a peculiar two-phase microstructure, a discrete uniform corrosive process and absence of sigma phase in the material as received indicating great potential for application in the offshore industry.

Keywords: Duplex stainless steel; Sigma phase; Corrosion; *Offshore*.

¹ Graduando em Engenharia de Materiais, Bolsista de Iniciação Científica, PIBIC, FAPEMIG, Departamento de Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG), Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Doutor(a) em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Professor, Departamento de Engenharia de Materiais, CEFET-MG, Belo Horizonte, MG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A incessante busca por fontes de energia tem levado a humanidade a explorar petróleo e gás em locais inóspitos da crosta terrestre. Nos últimos anos, a descoberta das enormes reservas petrolíferas nacionais em águas profundas tem representado um grande potencial de mercado para a economia brasileira. De acordo com o Relatório Anual da Agência Internacional de Energia (AIE) do ano de 2013, perspectivas apontam para uma produção de até 6 mbpd em 2035, correspondente a um terço do crescimento líquido da produção mundial de petróleo [1].

Nesse âmbito, a necessidade de se desenvolver tecnologias para extração dos combustíveis fósseis, sobretudo aquelas atreladas à indústria *offshore*, com a utilização de novos materiais tem impulsionado a pesquisa ao redor do mundo.

Recentemente, a categoria de aços inoxidáveis denominada duplex tem atraído olhares de muitos pesquisadores em virtude de aliar boas propriedades mecânicas, tais como resistência à tração e ao escoamento, dureza e tenacidade, além de resistência à corrosão, algo que seria ideal para aplicações de uso estrutural na indústria *offshore*.

Os aços inoxidáveis duplex (AID) recebem esse nome porque possuem uma microestrutura bifásica, composta por uma matriz ferrítica e ilhas de austenita, com frações volumétricas de, aproximadamente, 50% de cada fase [2,3]. Essa microestrutura característica é obtida aumentando os teores de cromo e molibdênio em relação aos teores desses elementos de liga nos aços austeníticos, assim como a quantidade de nitrogênio no aço. O efeito proporcionado pelo aumento dos teores desses três elementos é a elevação da resistência à corrosão, enquanto que o nitrogênio garante, como soluto intersticial, melhores propriedades mecânicas [4].

Os elevados valores de alongamento da austenita e o alto limite de escoamento da ferrita nos aços inoxidáveis duplex possibilitam excelentes propriedades mecânicas. Esses aços possuem elevado limite de escoamento, aproximadamente duas vezes o valor dos aços austeníticos. Quando utilizados em plataformas de exploração de petróleo, essa característica os possibilita redução da parede de vasos e trocadores o que, conseqüentemente, assegura uma redução do peso e dos custos da fabricação da plataforma [4].

A utilização desse tipo de aço se dá quando é necessário um material resistente tanto à corrosão intergranular quanto à corrosão por pite. A corrosão intergranular ocorre com mais frequência nos aços inoxidáveis austeníticos, pois a baixa difusividade dos elementos de liga na estrutura CFC compromete a eliminação dos gradientes de concentração causados pela precipitação. Assim, nos aços duplex, o maior fator de empacotamento atômico da fase ferrita em relação à austenita contribui para uma eliminação mais eficiente desses gradientes de concentração. Portanto, nota-se uma menor tendência a esse tipo de corrosão nos duplex quando comparado com os aços austeníticos ⁽⁵⁾. A corrosão por pite, no entanto, dependerá da quantidade de íons cloreto presentes no meio e da proporção de elementos de liga tais como Cr, N e Mo ^(6, 7).

Quando os AID são submetidos a temperaturas na faixa de 600°C a 1000°C seja durante o processamento ou até mesmo nas condições de uso pode ocorrer precipitação de intermetálicos normalmente convencionados como deletérios, tais como as fases: *laves* (*R*), *Chi* (χ), *Épsilon* (ϵ) e *sigma* (σ). Esta última, por sua vez, é mais discutida na comunidade científica em virtude de se apresentar em maior fração volumétrica [8]. Segundo alguns autores citados por Magnabosco [9], essa fase, formada basicamente de elementos estabilizadores de ferrita tais como Cr, Mo,

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



e Si é extremamente dura e frágil o que pode comprometer tanto aspectos relacionados à resistência mecânica como ductilidade e tenacidade quanto também diminuir a resistência à corrosão. Os dois principais mecanismos de formação de fase sigma nos aços duplex são a decomposição eutetóide da ferrita e a nucleação e/ou crescimento da ferrita. Ambos são fortemente influenciados pela presença de defeitos microestruturais, como contornos de grão por exemplo, já que estes são processos que iniciam com maior frequência por nucleação heterogênea. A literatura relata que nos aços inoxidáveis austeníticos o efeito do grau de encruamento interfere na cinética de formação de fase sigma. Contudo, dados desses fenômenos não estão disponíveis para os AID, que, em diferentes condições de deformação plástica, oriundas de processamentos termomecânicos, tais como calandragem e soldagem em estruturas, podem ter gradientes de precipitação da fase sigma. Portanto, quando aquecidos em temperaturas onde a fase sigma pode se formar, é fundamental avaliar se a cinética de formação de fase sigma nesses aços sofre alterações significativas em diferentes graus de encruamento, permitindo a prevenção da formação dessa fase deletéria ao desempenho do material [10].

Potgieter [11], em seu trabalho, mostrou que o aço SAF 2205 com frações volumétricas crescentes de sigma apresenta redução proporcional na resistência à corrosão por pite: a partir de 6% de sigma, em solução 3,5% NaCl, pites se formam facilmente, tanto na ferrita como na austenita [11,12]. A taxa de corrosão nestas condições é da ordem 0,44 mm/ano nos AID como recebidos, chegando atingir taxas de corrosão da ordem 3,43 mm/ano em aços trabalhados a 750°C. Desta forma o desenvolvimento de componentes em aços duplex está diretamente ligado ao controle de precipitação de fase sigma e sua quantificação constitui etapa fundamental para aplicações estruturais em ambientes sujeitos a altas pressões e taxas de corrosão, como é o caso de plataformas *offshore*.

Neste contexto, o presente estudo objetivou investigar propriedades físico-químicas do aço duplex 2205 para aplicações na indústria *offshore*. Para tanto, foram realizadas análises de caracterização microestruturais com base em imagens de microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica varredura (MEV), ensaios de corrosão acelerada por imersão além de ensaios de microdureza *Vickers* (HV) e difração de raios-x (DRX) para verificação da presença da fase sigma.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Chapas de aço duplex 2205 laminadas a quente com 4 mm de espessura e composição química nominal de 0,03%C, 21-23%Cr, 4,5-6,5Ni, 2,5-3,5%Mo e 0,1-0,22%N, cedidas pela empresa *Aperam South America* (Timóteo/MG), foram utilizadas como matéria-prima para a realização deste estudo. Ensaios de caracterização metalográfica, microdureza *Vickers* e difração de raios-x foram realizados para identificação e quantificação das fases austenita e ferrita, além da tentativa e elucidar possível presença da fase sigma (σ). Foram ainda realizados ensaios de corrosão por imersão, a fim de se avaliar o comportamento do aço em meios contendo altíssima concentração de íons cloro (mimetizando condições severas do ambiente marinho).

2.1 Ensaios Metalográficos

Foram seccionadas seis amostras, sendo três de seções transversais e outras três de seções longitudinais. As áreas superficiais dos corpos de prova retangulares, com arestas medidas por paquímetro, variaram de 20 a 100 mm². Posteriormente,

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



realizou-se o embutimento das amostras em resina sintética de polimerização a frio para os ensaios metalográficos. Todas as amostras foram lixadas manualmente em lixadeiras utilizando lixas d'água de carbeto de silício na sequência granulométrica de 240#, 320#, 400#, 600#, 800#, 1000# e 1200#. Visando garantir um bom acabamento e eliminar efeitos do encruamento gerado pelas lixas, foi adotado o procedimento de girar as amostras 90° em relação às impressões da lixa anterior. Em seguida, executou-se o polimento com pastas de diamante em três estágios: 6 µm, 3µm e 1µm, alternados com limpeza ultrassônica das amostras.

Para a análise microestrutural do aço duplex 2205 foram realizadas observações micrográficas das amostras atacadas com três reagentes (para cada seção transversal-longitudinal distinta): sendo um ataque químico e outros dois eletrolíticos. O reagente de *Beraha* modificado (20 ml de HCl, 80 ml de água destilada, 1 g de metabissulfeto de potássio e 2 g de bifluoreto de amônio) com tempo de imersão de 4 s; e outros dois reagentes para ataque eletrolítico: ácido oxálico 10% e KOH 10%, ambos conduzidos utilizando-se corrente elétrica de 100 mA, tensão de 6 V e tempo de imersão de 30 s. A microestrutura do material foi visualizada e analisada por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura utilizando os equipamentos Kontrol modelo IM 713 e Shimadzu modelo SSX550, respectivamente.

2.2 Ensaios de Corrosão por Imersão

Foram utilizadas 10 amostras com dimensões de, aproximadamente, 10x10x4 mm com furo central de 2 mm para permitir a fixação na cuba. Os ensaios foram realizados submergindo as amostras em um banho de 50 ml de ácido clorídrico 1,0 mol.L⁻¹, objetivando simular a perda de massa acelerada devido aos mecanismos de corrosão, mimetizando ambientes marinhos. Nove amostras foram divididas em três grupos de três e imersas em tempos de 72, 128 e 360h. Uma amostra foi utilizada para controle, sendo imersa em água destilada.

Todas as amostras tiveram suas faces lixadas com acabamento conferido por lixa de 400 *mesh*. Para garantir o contato total das superfícies com o meio, foi utilizado um fio de nylon (passado pelo orifício central) cujas extremidades, presas nas paredes do recipiente, permitiram a exposição de todas as faces das amostras aos íons Cl⁻. Para a pesagem, em balança de precisão, todas as amostras foram secadas em estufa a 30°C por 10 minutos, antes e após o ensaio.

Realizou-se uma macrografia para verificar alterações morfológicas acarretadas pelo processo corrosivo, utilizando sistema *reprovit* de aquisição de imagens, além de medições em balança de precisão com 4 casas decimais para se avaliar a perda de massa.

2.3 Ensaios de Microdureza *Vickers*

Com o intuito de caracterizar a fase sigma (σ) ensaios de microdureza de *Vickers* (microdurometro Shimadzu HMV-2) foram realizados em uma amostra de seção longitudinal atacada com reagente de *Beraha* modificado, para facilitar contrastes entre as fases presentes. Os ensaios foram conduzidos com uma carga de 0,05 kgf (0,4905 N), e tempo de aplicação de 10-15 s. Foram realizadas 8 medições para cada uma das fases: α (alfa) e γ (gama), bem como medidas em locais nos quais acreditava-se tratar do intermetálico σ .

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

2.4 Difração de Raios-X (DRX)

Uma amostra com dimensões de aproximadamente, 3x5x4 mm e lixada com lixa de granulometria 400 *mesh* foi submetida à difração de Raios X para caracterização das fases presentes, em especial a identificação da fase sigma (σ). O equipamento utilizado foi o difratômetro Shimadzu XRD 7000, operado com corrente de excitação de 30 mA, tensão de aceleração do tubo de raios-X de 40 kV (alvo de cobre). A varredura, teta-teta, ocorreu na faixa de 20 a 80°, com velocidade de 2,0°/min e campo de amostragem de 0,02° (step).

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Ensaios Metalográficos

As Figuras 1 (microscopia ótica - MO) e 2 (microscopia eletrônica varredura - MEV) mostram microestrutura do aço duplex 2205, obtidas nas seções transversal e longitudinal com amostras atacada utilizando o reagente *Beraha* modificado.

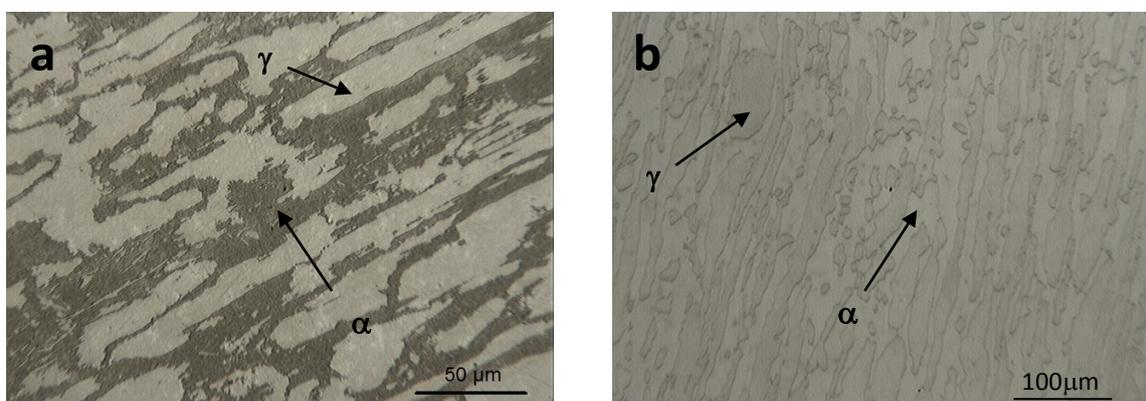


Figura 1. Microestrutura por MO do aço 2205 (a) – seção transversal; (b) – seção longitudinal. Ataque químico: reagente *Beraha* modificado, tempo de ataque 3 – 8 s.

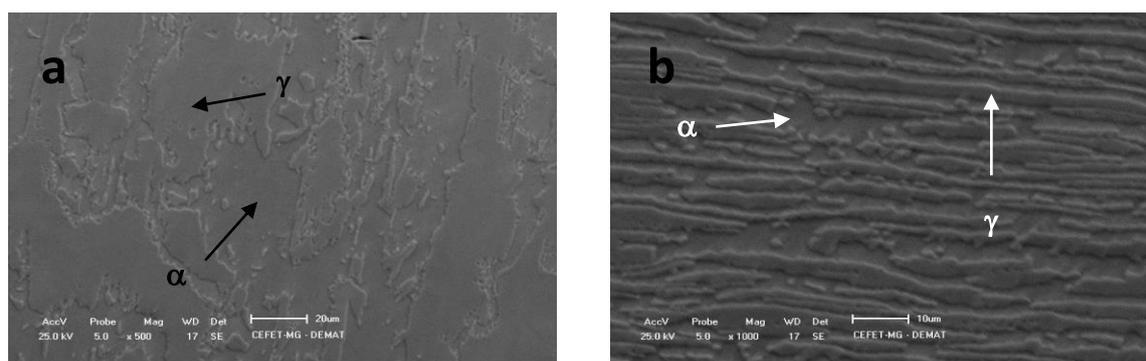


Figura 2. Microestrutura por MEV do aço 2205 (a) – seção transversal; (b) – seção longitudinal. Ataque químico: reagente *Beraha* modificado, tempo de ataque de 4 – 6 s.

Na Figura 3, são mostradas as fotomicrografias obtidas por MO através do ataque eletrolítico utilizando solução de ácido oxálico 10%.

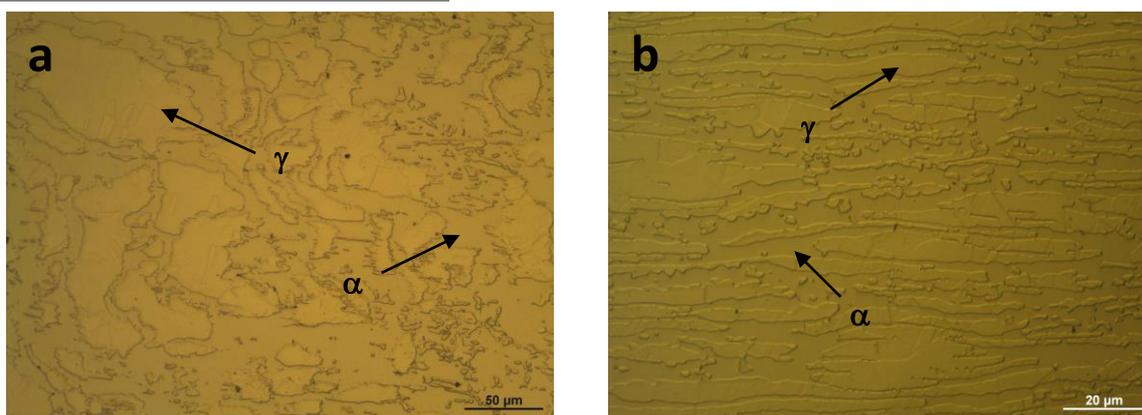


Figura 3. Microestrutura por MO do aço 2205 (a) – seção transversal; (b) – seção longitudinal. Ataque: eletrolítico utilizando solução de ácido oxálico 10%, tempo de ataque 30 s e tensão de 6 V.

A Figura 4 ilustra fotomicrografias geradas após ataque eletrolítico com solução de KOH 10%.

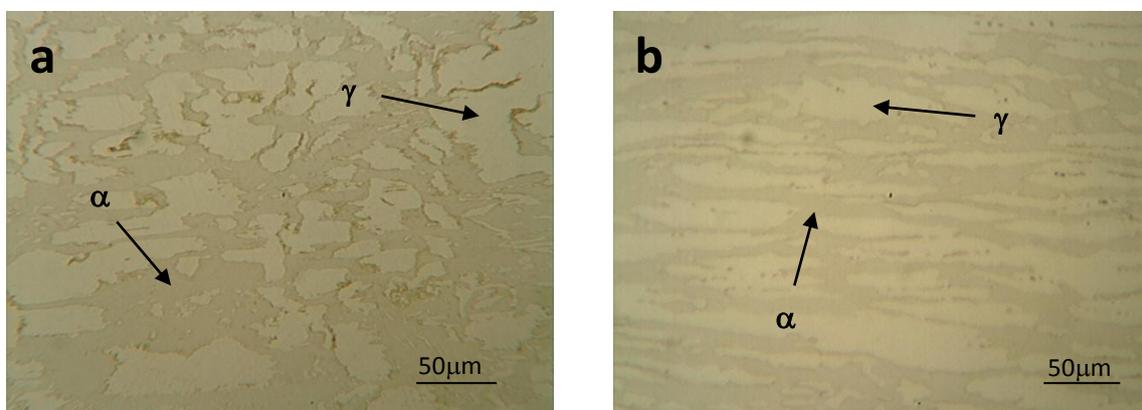


Figura 4. Microestrutura por MO do aço 2205 (a) – seção transversal; (b) – seção longitudinal. Ataque: eletrolítico utilizando solução de KOH 10%, tempo de ataque 30 s e tensão de 6 V.

Como observado nas Figuras de 1 a 4, as amostras atacadas com os três diferentes reagentes apresentam uma microestrutura bifásica predominante, característica do aço 2205, composta pelas fases austenita (γ) e ferrita (α). Nestas fotomicrografias a austenita se dispõe na forma de ilhas, imersas numa matriz ferrítica. A análise quantitativa das frações volumétricas (seções transversal e longitudinal) dessas fases (α e γ) mostrou que as proporções são relativamente iguais. Através do código *Quantikov* foram encontradas as seguintes médias: α (55 ± 1) % e γ (45 ± 1) %. A literatura confirma que este aço pode apresentar um leve desvio na proporção destas duas fases cristalinas, o que está de acordo outros trabalhos consultados (2, 3), em função do tipo de processamento utilizado. Como o ataque de KOH 10% ataca fases intermetálicas ricas em Cr, é importante notar que não foi possível identificar, em nenhuma das imagens, quaisquer traços de fases intermetálicas, tais como *chi* e/ou nitretos de cromo e, sobretudo, fase sigma (σ). Portanto, nesse caso, não houve formação de intermetálicos. Contudo, se houvesse, poderia ser feita a quantificação total de intermetálicos e não somente de fase sigma.

Desta maneira, constata-se que este aço comercial não exibiu quaisquer indícios de fase sigma. Isto pode estar relacionado aos ciclos de tratamentos termomecânicos durante os passes de laminação. Provavelmente, com a conformação mecânica ocorrendo entre 1000 – 1250°C, o processo de recristalização parcial, propiciou a formação de uma estrutura lamelar, com grãos orientados no sentido de laminação.

Assim, dado as condições de fabricação, o aço duplex comercial do lote como recebido se apresentou próximo do equilíbrio (presença de austenita e ferrita), conforme também observado por outros autores ⁽²⁾.

3.2 Ensaios de Corrosão por Imersão

Os resultados sobre a perda de massa relativa nas amostras utilizadas nos ensaios de corrosão acelerada com HCl 1,0 mol.L⁻¹ são apresentados e comparados no Quadro 1.

Quadro 1. Perda de massa relativa em diferentes tempos de ensaio de corrosão acelerada em HCl 1.0 mol.L⁻¹

| Ensaio (h) | Amostra | m _i (g) | m _f (g) | Δm (g) | S _{Δm} | %p _m | $\overline{\%p_m}$ | S _{p_m} |
|-----------------|---------|--------------------|--------------------|--------|-----------------|-----------------|--------------------|----------------------------|
| 72 | I | 3,5420 | 3,5130 | 0,029 | 0,0014 | 0,82 | 0,81 | 0,04 |
| | II | 3,4744 | 3,4477 | 0,0267 | | 0,77 | | |
| | III | 3,4666 | 3,4373 | 0,0293 | | 0,85 | | |
| 128 | I | 3,5434 | 3,4872 | 0,0562 | 0,0061 | 1,59 | 1,42 | 0,15 |
| | II | 3,6824 | 3,6330 | 0,0494 | | 1,34 | | |
| | III | 3,3007 | 3,2567 | 0,0440 | | 1,33 | | |
| 360 | I | 3,3301 | 3,2601 | 0,0700 | 0,0067 | 2,10 | 2,36 | 0,23 |
| | II | 3,2171 | 3,1356 | 0,0815 | | 2,53 | | |
| | III | 3,3515 | 3,2698 | 0,0817 | | 2,44 | | |
| Controle | ~ | 3,2423 | 3,2423 | 0 | ~ | 0 | 0 | 0 |

De modo a facilitar a análise dos resultados dos ensaios de corrosão, os gráficos da Figura 5 correlacionam a perda de massa (relativa e total) das amostras em função do tempo de ensaio ao qual foram submetidas. Nota-se que os dados representam uma perda de massa estimada da ordem de 0,17 g/ano nas condições de contorno do ensaio.

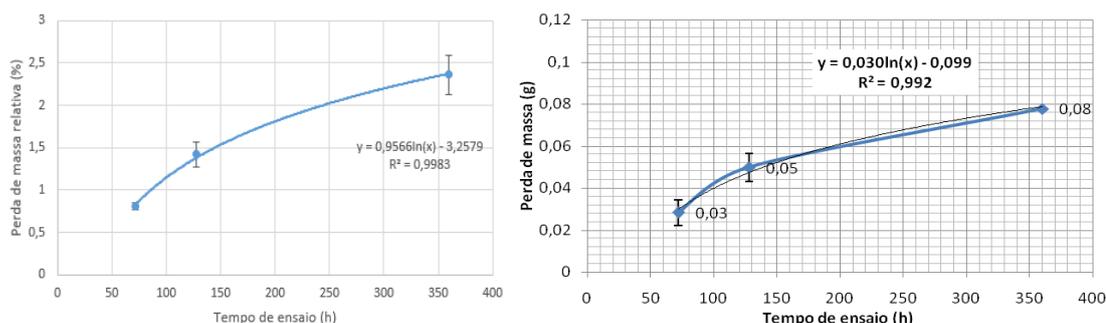


Figura 5. Gráfico de perda relativa de massa média (%) versus tempo de ensaio (h) em 50 ml de solução de HCl 1,0 mol.L⁻¹.

A Figura 6 apresenta as alterações morfológicas acarretadas pelo processo corrosivo utilizando um sistema *reprovit* de aquisição de imagens.

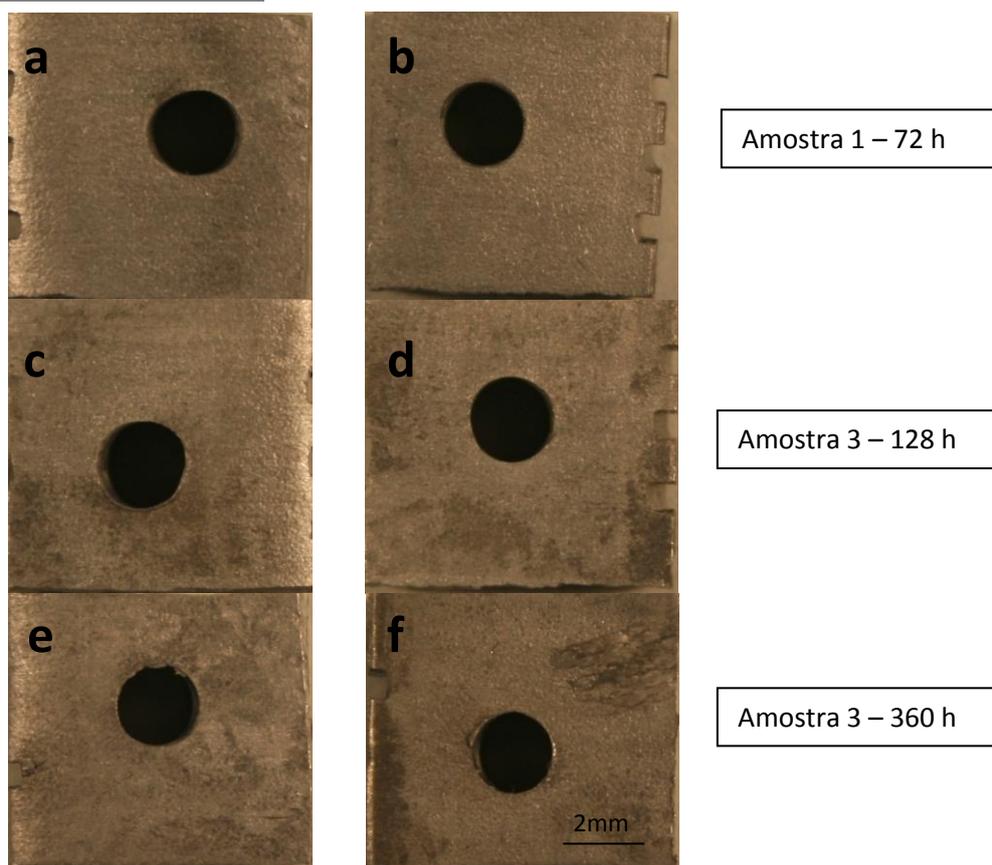


Figura 6. Macrografias das superfícies de três amostras submetidas a três diferentes tempos de ensaio: 72, 128 e 360 h. O lado esquerdo refere-se à frente e o direito corresponde ao verso das amostras. O furo no centro das imagens tem 2,0mm, foi utilizado para fixação das amostras.

Conforme apresentado no Quadro 1 e nos gráficos da Figura 5, observa-se que todas as nove amostras submetidas ao banho de HCl 1,0 mol.L⁻¹ tiveram uma pequena perda de massa progressiva, não superior a 2,5% até o tempo de estudo de 15 dias (360 h) na temperatura ambiente. Trata-se de um resultado comparativo satisfatório já que a concentração de íons cloreto presentes nas soluções dos ensaios (HCl 1M) foi extremamente superior àquela encontrada em ambientes marinhos. Desta forma, a solução utilizada possui agressividade de várias ordens de grandeza de superioridade em relação às águas oceânicas provenientes de altas profundidades. Os gráficos da Figura 5 mostram existir uma correlação entre o comportamento da perda de massa em função do tempo de imersão. Observa-se que os dados experimentais se ajustam razoavelmente a uma função do tipo logarítmica ($R^2=0,9983$ e $0,992$, respectivamente). Especulamos que, talvez as curvas propostas acima se adaptem, com a adição de uma constante de amortização, quando da utilização de águas oceânicas oriundas de regiões de altas pressões e de ambientes compatíveis com o pré-sal. Tal ajuste seria interessante já que as perdas de massa seriam muito inferiores às identificadas neste estudo acelerado de degradação.

As fotomicrografias mostradas na Figura 6 indicam a ocorrência de um processo corrosivo discreto, predominantemente uniforme sem formação de pites ou corrosão intergranular. Através dessas imagens foi possível reforçar o argumento de que o aço duplex 2205 possui alta resistência à corrosão mesmo em tempos tão longos de ensaio. Verificou-se que a literatura também relata sobre a elevada resistência à corrosão desses aços em serviço na presença de cloretos, sobretudo quanto à

formação de pites, principal mecanismo triboquímico de perda da função estrutural nestes aços nas condições mimetizadas neste trabalho.

3.3 Ensaios de Microdureza *Vickers*

O Quadro 2 dispõe os valores médios de microdureza (HV) com o desvio padrão. Os valores foram obtidos através de 8 medições em cada uma das duas fases observadas, sendo o resultado apresentado com intervalo de confiança de 67%.

Quadro 2. Resultados dos ensaios de microdureza *Vickers*

| Medição HV 0,05 | Ferrita (α) | Austenita (γ) |
|-----------------|----------------------|------------------------|
| Média | 254,5 | 245,9 |
| Desvio Padrão | 3,3 | 3,0 |

Não foram identificadas durante a realização do ensaio de dureza quaisquer anomalias nos valores esperados para ambas as fases observadas nas microscopias. A dureza *Vickers* para os aços austeníticos é de cerca 160 HV (austenita) e para aços inoxidáveis duplex 260 HV [3,13]. Isso fortalece o argumento de que os valores encontrados neste trabalho são compatíveis com os dados esperados para aços inoxidáveis duplex (AID).

Com relação à possível presença da fase σ , não foram identificados valores elevados de dureza compatíveis com os dados esperados para esta fase, ou seja da ordem de 750 HV, o que reforça a constatação anterior.

3.4 Difração de Raios-X (DRX)

A Figura 7 mostra o gráfico obtido no ensaio de difração de raios (DRX).

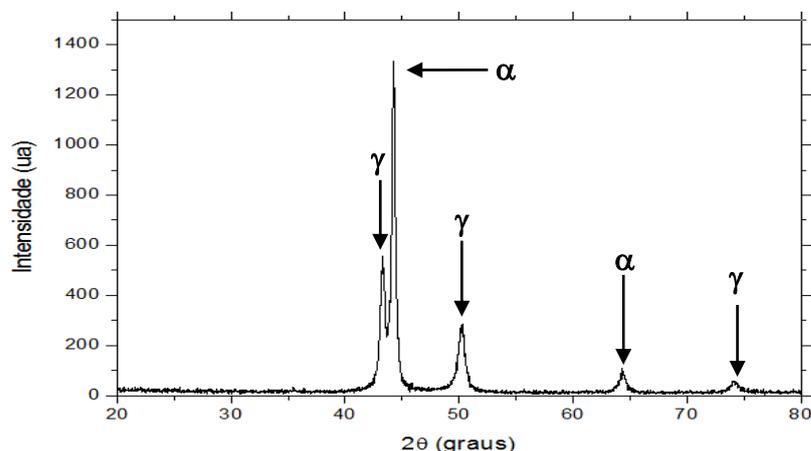


Figura 7. Gráfico característico do aço inoxidável duplex 2205 evidenciando picos de austenita (γ) e ferrita (α).

A análise do gráfico indica que o material se trata de uma liga ferrosa bifásica (α e γ) de proporções equivalentes. Também não foram observados quaisquer traços de fases intermetálicas nos ângulos propostos pelas fichas de DRX. Comparações com difratogramas sobre aços inoxidáveis duplex equivalentes colaboram para a comprovação de ausência de fase σ ⁽¹³⁾ nas amostras aqui estudadas.



Como as três técnicas de ensaios (metalografia, dureza e DRX), no limite de resolução de cada uma delas, não permitiram detectar quaisquer traços da fase σ (ou outras indesejáveis), é possível dizer que o material analisado corresponde a um AID bifásico, com boa resistência à corrosão, adequado para uso estrutural no pré-sal e em construções *offshore* para exploração de petróleo.

4 CONCLUSÃO

Com base nos ensaios realizados neste estudo conclui-se que o aço duplex 2205, proveniente do lote comercial recebido da APERAM, apresentou propriedades físico-químicas relevantes às quais o diferenciam dos demais aços inoxidáveis tradicionais. A boa resistência à corrosão e a ausência de fase σ , bem como de outras convencionadas como deletérias, proporcionam aplicações de melhor qualidade estrutural em ambientes marinhos e em estruturas de extração de petróleo *offshore*.

Agradecimentos

Os autores agradecem à FAPEMIG pela bolsa de iniciação científica do programa PIBIC (EDITAL 084/12) e ao SENAI/CETEC, Laboratório de Metalografia, pelo fundamental apoio na realização dos ataques eletrolíticos e parte dos ensaios metalográficos.

REFERÊNCIAS

- 1 AIE. Relatório Anual da Agência Internacional de Energia (AIE) 2013. 2013 acesso em 25 nov. 12p. Disponível em: http://www.iea.org/publications/freepublications/publication/WEO2013_Executive_Summary_Portuguese.pdf.
- 2 Senatore M, Finzetto L, Perea E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os Inoxidáveis AISI 304/316L. Revista Escola de Minas, 2007; 60.
- 3 Davis JR. Stainless Steel – ASM Speciality Handbook. ASM International. EUA. 2ª Edição, pp. iii, 1996.
- 4 Silva ALVC, Mei PC. Aços e ligas especiais. 3ª Edição. São Paulo: Blucher, 2010, 776p
- 5 Nicholls JM. Corrosion Properties of duplex stainless steels: general corrosion, pitting and crevice corrosion. IN: Proc. 4th International Conference on Duplex Stainless Steels, Glasgow, Escócia, Nov.1994.
- 6 Alvarez-Armas I. Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys. Recent Patents on Mechanical Engineering, 2008; 1: 51-57.
- 7 Sedriks AJ. Corrosion of stainless steel. Ed. John Wiley & Sons Inc, 2ª Edição, EUA, pp. 47-53, 1996.
- 8 Loureiro JP. Caracterização do Aço inoxidável duplex UNS S31803 pela técnica não destrutiva de Correntes Parasitas Pulsadas. Universidade do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, p. 20. 2010.
- 9 Magnabosco R. Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803(SAF 2205). Tese (Doutorado em Engenharia) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, 2001.
- 10 Sieurin H, Sandström R. Sigma Phase Precipitation in duplex stainless steel 2205. Materials Science & Engineering, 2006, A444: 271-276.
- 11 Potgieter JH. Influence of σ phase on general and pitting corrosion resistance of SAF 2205 duplex stainless steels. British corrosion journal, 1992;27(3): 219-23.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



- 12 Pardal JM, Tavares SSM, Ponzio EA, Schmitt VM. Uma Revisão da Resistência à Corrosão em Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex. Revista Virtual de Química, 2013;5(4):658-677.
- 13 Zempulski PRS. Correlação de propriedades eletroquímicas da fase sigma com propriedades mecânicas e metalográficas em aços inoxidáveis duplex SAF 2205. 2011. 122f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.