

Copyright 2016, ABRACO

Trabalho apresentado durante o INTERCORR 2016, em Búzios/RJ no mês de maio de 2016.

As informações e opiniões contidas neste trabalho são de exclusiva responsabilidade do(s) autor(es).

## **Avaliação do efeito do envelhecimento a 475 °C por 2000 h nas propriedades de aços inoxidáveis lean duplex**

**Rodrigo da Silva<sup>a</sup>, Luis F. S. Baroni<sup>a</sup>, Camila Arana<sup>b</sup>, <sup>4</sup>Sebastião E. Kuri<sup>c</sup>, Carlos A. D. Rovere<sup>c</sup>**

### **Abstract**

In this work, the effect of aging at 475 °C for 2000 h on the properties of two LDSS 2101 and 2404 were investigated, and the results obtained were compared with the standard DSS 2205. TEM analysis of the aged samples show that the formation of  $\alpha'$  phase occurs on the three studied materials. However, precipitation of the G-phase is much coarser in the DSS 2205. This material also is that suffers higher hardness variation with time of aging. On the other hand, the DL-EPR tests show that the degree of Cr depletion as a function aging time is much greater for LDSS 2101 in comparison with the other alloys studied.

**Keywords:** Duplex stainless steel, thermal aging,  $\alpha'$  phase, corrosion.

### **Resumo**

Neste trabalho, o efeito de envelhecimento a 475 °C por 2000 h sobre as propriedades de dois AILD 2101 e 2404 foram investigados, e os resultados obtidos foram comparados com o AID padrão 2205. As análises de MET das amostras envelhecidas mostram que a formação da fase  $\alpha'$  ocorre nos três materiais estudados. No entanto, a precipitação da fase G é muito mais grosseira no AID 2205. Este material também é o que sofre maior variação da dureza com o tempo de envelhecimento. Por outro lado, os testes de DL-EPR mostram que o grau de empobrecimento em Cr em função do tempo de envelhecimento é muito maior para o AILD 2101 em comparação com as outras ligas estudadas.

**Palavras-chave:** Aços inoxidáveis duplex, envelhecimento térmico, fase  $\alpha'$ , corrosão.

### **Introdução**

Diversas pesquisas têm sido realizadas com o intuito de desenvolver aços inoxidáveis duplex (AID) com menor custo de produção, como é o caso dos aços inoxidáveis lean duplex (AILD) 2101 e 2404, que apresentam menores teores de elemento de liga que o AID padrão 2205. Nesta microestrutura duplex o teor de Ni, elemento que nos últimos anos vêm sofrendo grandes oscilações de preço, é significativamente reduzido e contrabalanceado com um aumento nos teores de Mn e N que também são elementos austenitizantes. O teor de Mo nestas ligas também é reduzido para limitar a precipitação de fases deletérias [1].

<sup>a</sup> Doutorando, Universidade Federal de São Carlos - UFSCar

<sup>b</sup> Graduando, Universidade Federal de São Carlos - UFSCar

<sup>c</sup> Professor - Doutor, Universidade Federal de São Carlos - UFSCar

Estudos recentes indicam que a classe de AILD é mais resistente à fragilização térmica devido ao seus menores teores de elemento de liga [2–4]. Em temperaturas elevadas, este fenômeno pode ocorrer pela precipitação da fase  $\sigma$  (650-950 °C), e em temperaturas inferiores a 538 °C, pela formação da fase  $\alpha'$  [3,5–9]. De acordo com Zanotto et al. [5], em elevadas temperaturas o fenômeno de fragilização nestas ligas é cineticamente baixo devido ao menor teor de Mo. Em temperaturas abaixo de 538 °C, um estudo realizado por Tucker et al. [3] comparando um AILD 2003 com o AID padrão 2205 envelhecidos na faixa de temperatura de 260 - 538 °C por até 10000 h, mostrou que o AILD 2003 possui uma maior estabilidade térmica. Os trabalhos realizados por estes autores indicam que é possível usar esta classe de AID em elevadas temperaturas, sem perda de suas propriedades. Por outro lado, Garfinkel et al. [10], avaliaram a resistência ao impacto de dois AILDs (2101 e 2003) e um AID 2205 envelhecidos a 427 °C por 1000 h, e verificaram comportamento similar de tenacidade ao impacto entre o AILD 2101 e o padrão 2205, assumindo esta contradição com o teor de ferrita presente no AILD 2101.

Esta divergência de resultados indica que a hipótese acima mencionada, nem sempre é válida para a fragilização térmica de AILDs e que aspectos microestruturais devem também ser considerados. Portanto, outros estudos são necessários para melhor entender a influência da composição química/microestrutura sobre o fenômeno de fragilização térmica nos AILDs em baixa temperatura. Desta forma, o objetivo deste trabalho é avaliar o efeito do envelhecimento a 475 °C por 2000 h sobre as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão de dois AILD 2101 e 2404, comparando-as com o AID padrão 2205.

## Metodologia

Os materiais estudados foram dois AILD 2101 e 2404 e um AID 2205 na forma de chapas laminadas a quente, fornecidos pela empresa *Outokumpu Stainless AB*. A Tabela 1 apresenta a composição química das ligas. As chapas foram solubilizadas a 1050 °C por 1 h e resfriadas em água a temperatura ambiente. Em seguida, foram usinados corpos de prova cilíndricos com 6 mm de diâmetro. Posteriormente, os corpos de prova foram envelhecidos a 475 °C com intervalos de tempo de 100, 300, 600, 1100 e 2000 h em forno elétrico em atmosfera não controlada.

**Tabela 1 - Composição química das ligas (% em peso).**

Material	C	S	N	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	Cu	P
AILD 2101	0,030	0,005	0,23	21,49	1,60	4,41	0,25	0,64	0,37	0,020
AILD 2404	0,023	0,005	0,28	24,36	3,49	2,75	1,60	0,41	0,50	0,021
AID 2205	0,025	0,005	0,19	22,61	5,83	1,51	3,26	0,44	0,20	0,022

Para a caracterização microestrutural, as amostras foram embutidas em resina poliéster de cura a frio, cuidadosamente lixadas até granulação 2000 e polidas com suspensão de alumina 1,0  $\mu\text{m}$ , em seguida foram atacadas de acordo com as recomendações da norma ASTM E407 [11], usando o reagente Behara modificado (80 ml  $\text{H}_2\text{O}$  + 20 ml 37%  $\text{HCl}$  + 1.0 g  $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$  + 2.0 g  $\text{NH}_3\text{F}_2$ ), as microestruturas resultantes foram observadas em microscópio ótico (MO).

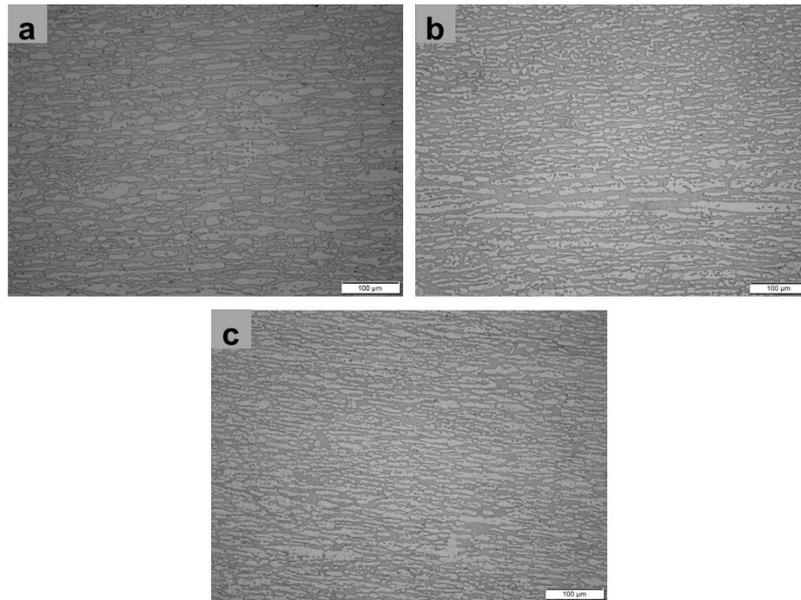
A presença da fase  $\alpha'$  na ferrita foi observada em microscópio eletrônico de transmissão (MET) em microscópio TECNAI G2 F20 fabricado pela FEI COMPANY operado em 200 kV – equipado com um analisador de raios X (EDX – *energy dispersive X-ray*) da EDAX modelo TECHNA. As amostras envelhecidas por 2000 h dos materiais estudados foram usinadas por eletroerosão para obtenção de lâminas de aproximadamente 300  $\mu\text{m}$ . Posteriormente, as espessuras das amostras foram reduzidas através da sequência de lixamento (400, 600, 1200). Em seguida as lâminas foram cortadas em círculos de  $\Phi$  3 mm e polidas até sua perfuração por polimento eletrolítico em equipamento da Struers modelo Tenupol III em solução de 95% de  $\text{CH}_3\text{COOH}$  + 5% de  $\text{HClO}_4$ .

Como somente a fase ferrítica na microestrutura duplex sofre variação microestrutural em função do envelhecimento a 475 °C, medidas de microdureza Vickers nesta fase foram realizadas e correlacionadas com o tempo de envelhecimento. As impressões foram realizadas com carga de 25 g e tempo de carregamento de 15 s. de acordo com as recomendações da norma ASTM E384 [12], as médias e os valores de desvio padrão foram obtidos com base em 10 impressões.

Para quantificar o grau de empobrecimento em Cr em função do envelhecimento térmico, foram realizados ensaios de reativação eletroquímica de ciclo duplo (DL-EPR) em solução de  $\text{H}_2\text{SO}_4$  0,5 mol/L + 0,01 mol/L KSCN a 25 °C. Foram feitas 3 medidas para cada amostra sendo as medidas programadas para iniciarem após 10 minutos de imersão. Foi utilizada uma velocidade de varredura de 1,67 mV/s, partindo-se de -500 mV (ECS) até 300 mV (ECS). Em 300 mV (ECS) a varredura de potenciais foi revertida para o sentido catódico, terminando a varredura em -500 mV (ECS). O grau de empobrecimento de Cr foi avaliado em termos da relação de cargas  $Q_r/Q_a \times 100$  em combinação com a observação da microestrutura por MEV após as medidas.

## Resultados e discussão

As Figuras 1 (a), (b) e (c) mostram micrografias ótica típicas das amostras solubilizadas do AILD 2101, AILD 2404 e AID 2205, respectivamente. Nota-se uma microestrutura formada por uma matriz ferrítica (fase escura) e a presença de austenita (fase clara) dispersa na matriz, também é possível verificar que as fases estão alongadas na direção de laminação. Através das imagens obtidas por MO das amostras solubilizadas e envelhecidas termicamente a 475 °C por 2000 h, não é possível observar nenhuma alteração microestrutural em função do envelhecimento térmico. Estes resultados corroboram com Della Rovere et al. [13] e Iacoviello et al. [14], que avaliaram a influência do envelhecimento térmico em baixas temperaturas em AIDs através de imagens por MO e MEV, e não observaram alterações microestruturais. Isto se deve ao fato, de que as fases que podem ser precipitadas em baixas temperaturas nos AIDs como  $\alpha'$  e G, são muito finas (da ordem de alguns nm), tornando muito difícil sua detecção por meio de MO ou MEV.



**Figura 1 – Micrografias óticas típicas das amostras solubilizadas: (a) AILD 2101, (b) AILD 2404 e (c) AID 2205.**

A Figura 2 mostra imagem de MET das matrizes ferríticas das amostras envelhecidas a 475 °C por 2000 h do (a) AILD 2101, (b) AILD 2404 e (c) AID 2205. É possível notar na ferrita dos materiais envelhecidos por 2000 h a formação de um contraste mosqueado (regiões cinza claro), que tem sua origem devido a flutuações na composição, com a formação de uma fase rica em Cr ( $\alpha'$ ) e uma fase empobrecida neste elemento ( $\alpha$ ) [15,16]. Outra característica que pode ser claramente vista nas micrografias de MET é um número de precipitados nanométricos (regiões escuras), que de acordo com as análises de composição química por EDS (Tabela 2) apresentam um enriquecimento preferencial de Cr e Ni no AILD 2101 e de Si e Mn no AILD 2404 e AID 2205. Embora os padrões de difração de elétrons a partir dos precipitados não serem precisamente determinados, os resultados obtidos podem ser tomados como uma boa indicação de que estes são precipitados da fase G. Esta suposição é baseada na literatura [16–18], que tem reportado que esta fase é enriquecida nesses elementos. Também deve ser mencionado que esta precipitação é mais severa no AID 2205, onde é possível observar a formação de linhas grosseiras de precipitados da fase G. O AID 2205 possui um maior teor de Mo e Ni quando comparado com o AILD 2101 e AILD 2404, que de acordo com a literatura contribui para uma maior cinética de precipitação da fase G [18,19].

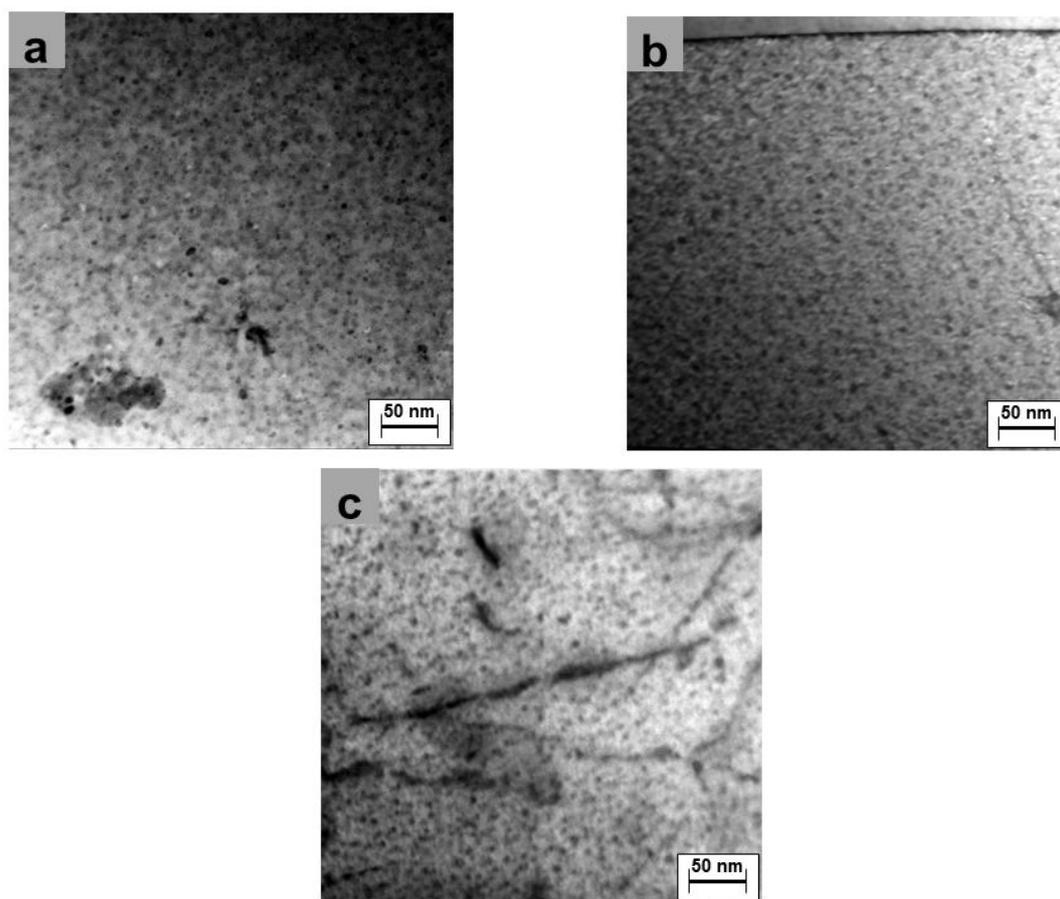


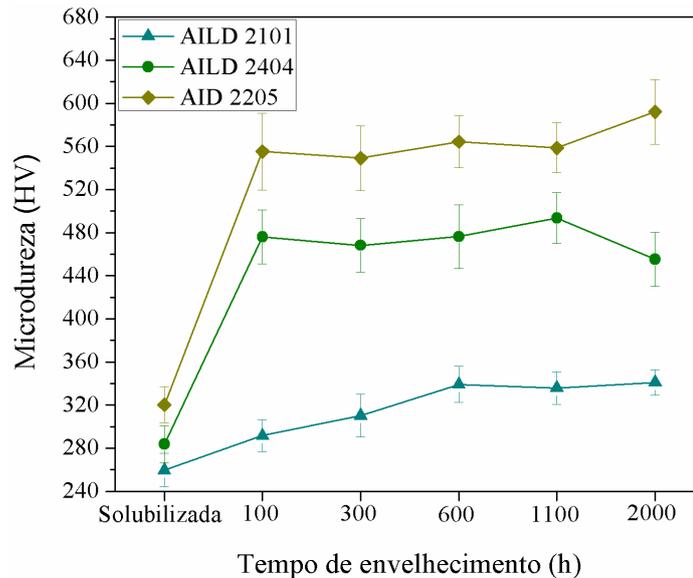
Figura 2 – imagens de MET da ferrita dos materiais estudados envelhecidos a 475 °C por 2000 h (a) AILD 2101, (b) AILD 2404 e (c) 2205.

Tabela 2 - Composição química (% em peso) obtida por EDS do precipitado na matriz ferrítica dos materiais estudados.

Amostra	Ni	Cr	Mn	Mo	Si	Fe
Precipitado na matriz ferrítica do AILD 2101	3,03	22,45	4,90	----	1,12	68,48
Precipitado na matriz ferrítica do AILD 2404	1,69	19,79	3,25	0,62	25,13	47,91
Precipitado na matriz ferrítica do AID 2205	2,34	22,23	4,22	2,03	16,02	53,05

A Figura 3 mostra os valores de dureza da ferrita em função do tempo de envelhecimento térmico para o AILD 2101, AILD 2404 e AID 2205, respectivamente. Note que o envelhecimento térmico a 475 °C promove endurecimento da ferrita dos materiais estudados, fato que está diretamente relacionado com impedimento do movimento de discordâncias que ocorre devido a precipitação em escala manométrica da fase  $\alpha'$  de estrutura modulada [20–22]. Pelas figuras, também pode ser notado que o comportamento de endurecimento da matriz ferrítica das ligas estudadas é diferente. Para o AILD 2101 observa-se que após 100 h de envelhecimento ocorre um aumento acentuado na dureza da ferrita (aproximadamente 10,94%), aumento que se mantém gradual por até 600 h. Quando o tempo de envelhecimento

atinge 1100 h, ocorre uma saturação nos valores de dureza que se mantém parcialmente inalterados por até 2000 h. Por outro lado, para o AILD 2404 e AID 2205 com 100 h de envelhecimento ocorre um elevado aumento nos valores de dureza de aproximadamente 42,51% para o AILD 2404 e 45,89% para o AID 2205. Após 100 h de envelhecimento a dureza de ambos os materiais apresenta uma saturação que permanece essencialmente inalterada por até 2000 h. Através dos resultados obtidos de microdureza Vickers, é possível verificar que com 100 h de envelhecimento o efeito endurecedor causado pela formação da fase  $\alpha'$  é maior para o AID 2205.



**Figura 3** – Efeito do tratamento de envelhecimento sobre os valores de dureza da ferrita dos materiais estudados.

As Figuras 4 (a), (b) e (c) mostram as curvas de DL-EPR obtidas em solução de  $H_2SO_4$  0,5 mol/L + 0,01 mol/L KSCN, para as amostras solubilizadas e envelhecidas termicamente a 475 °C por até 2000 h do AILD 2101, AILD 2404 e AID 2205, respectivamente. Observa-se que as amostras envelhecidas termicamente por 2000 h apresentam picos de reativação na varredura catódica. No entanto, este pico é muito maior para o AILD 2101. Em AIDs, o pico observado na varredura catódica é atribuído ao ataque preferencial de regiões empobrecidas em Cr (ao redor de carbonetos e nitretos de Cr, fase  $\sigma$ ,  $\alpha'$ , G e outras fases ricas em Cr) [13,14,21–23].

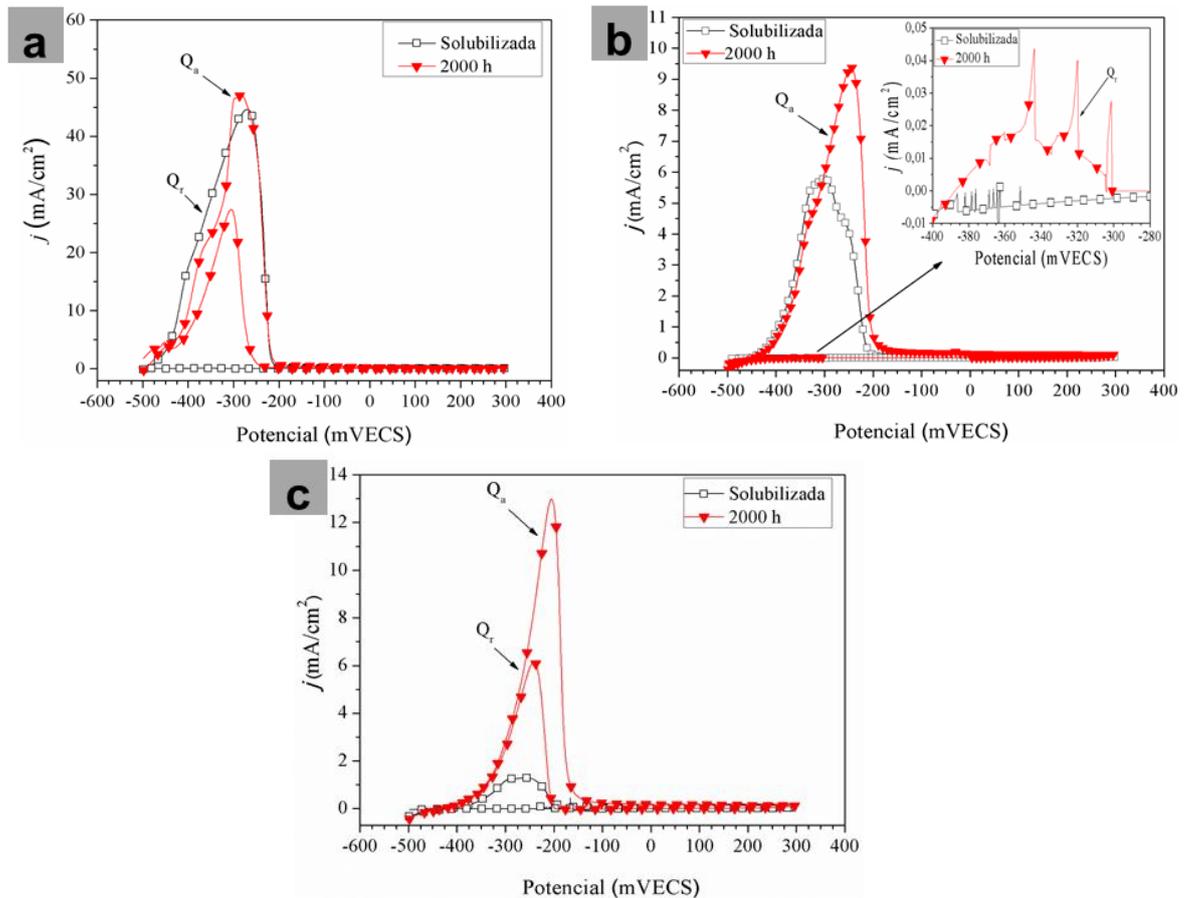
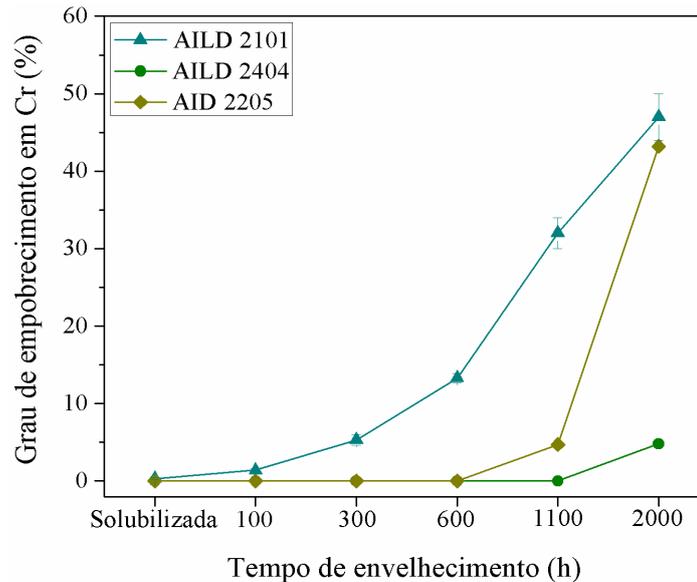


Figura 4 – Curvas de DL-EPR obtidas a partir das amostras solubilizada e envelhecida a 475 °C por 2000 h: (a) AILD 2101, (b) AILD 2101 e (c) AID 2205.

A variação do grau de empobrecimento em Cr ( $Q_r/Q_a$ )x100 nas amostras solubilizadas e envelhecidas termicamente para AILD 2101, AILD 2404 e AID 2205 são mostradas na Figura 5. Através dos resultados, é possível observar que com 100 h de envelhecimento térmico ocorre um leve empobrecimento em Cr no AILD 2101, que se mantém gradual atingindo a magnitude de 47% com o prolongamento do tempo de envelhecimento por 2000 h. Para o AID 2205, somente após 600 h de envelhecimento ocorre um empobrecimento em Cr significativo, atingindo 43% com o prolongamento do tempo de envelhecimento por 2000 h. Por outro lado, para o AILD 2404 este empobrecimento em Cr somente é verificado após 1100 h de envelhecimento atingindo a magnitude de 5% com o envelhecimento por 2000 h. Apesar, das medidas de dureza da ferrita dos materiais estudados mostrarem que com poucas horas de envelhecimento (100 h), ocorre um aumento acentuado na dureza dos materiais estudados devido a formação da fase  $\alpha'$ . Os resultados de DL-EPR indicam que a formação da fase  $\alpha'$  possui um maior impacto sobre as propriedades mecânicas do que na resistência à corrosão, particularmente nas primeiras horas de envelhecimento. Pela Figura 5, pode ser claramente observado que o grau de empobrecimento em Cr evolui lentamente como resultado da separação das fases  $\alpha$ - $\alpha'$ , que tende a ocorrer gradualmente, até que ambas atinjam o mesmo potencial químico [24].



**Figura 5 – Efeito do envelhecimento térmico sobre o grau de empobrecimento em Cr ( $(Q_r/Q_a) \times 100$ ) para o AILD 2101, AILD 2404 e AID 2205.**

Tendo em conta a resistência à corrosão, a diferença entre o teor de Cr dos materiais estudados, que é cerca de 3% entre o AILD 2101 e o AILD 2404, e de 2% entre o AILD 2404 e o AID 2205, é um fato que também merece atenção. Note que o AILD 2101, que possui o menor teor de Cr das ligas estudadas, sofre um significativo empobrecimento em Cr em tempos menores de envelhecimento do que o AID 2205 e o AILD 2404. Isto também ocorre com o AID 2205 que possui menor teor de Cr com relação ao AILD 2404, sendo notado um empobrecimento em Cr após 600 h de envelhecimento, enquanto que para o AILD 2404 que possui o maior teor de Cr das ligas estudadas, somente após 1100 h de envelhecimento ocorre um empobrecimento em Cr significativo. No entanto, estes resultados são contrários aos observados através das medidas de microdureza que indica que a de formação da fase  $\alpha'$  é maior no AID 2205, e partindo deste princípio o esperado seria que este material apresentasse um empobrecimento em Cr maior em um menor intervalo de tempo de envelhecimento, como também o maior empobrecimento em Cr em função do envelhecimento por 2000 h. Esta diferença indica que é necessário considerar que, em um material com um maior teor de Cr, as regiões empobrecidas em Cr adjacentes aos precipitados ricos em Cr irão necessitar de um maior tempo de envelhecimento para que ocorra uma diminuição significativa em Cr, tornando estes locais sítios ativos durante a varredura catódica.

As Figuras 6 (a) e (b); 7 (a) e (b); 8 (a) e (b) mostram imagens de MEV das amostras (a) solubilizadas e (b) envelhecidas termicamente a 475 °C por 2000 h após ensaio de DL-EPR do AILD 2101, AILD 2404 e AID 2205, respectivamente. Note que nos três materiais estudados, ocorre um ataque corrosivo preferencial nas amostras solubilizadas da matriz ferrítica, enquanto que na fase austenítica (cinza claro), nenhum significativo ataque é observado. Nas amostras envelhecidas por 2000 h é possível observar que o envelhecimento térmico promove uma deterioração significativa da resistência à corrosão da ferrita, resultando em um intenso ataque nesta fase. Nas amostras envelhecidas por 2000 h do AILD 2101 e AID 2205, nota-se que tanto o interior do grão como os contornos entre as fases são intensamente corroídos, enquanto que a fase austenítica não apresenta nenhuma dissolução significativa. Por outro lado, na amostra envelhecida por 2000 h do AILD 2404, observa-se

que este ataque na ferrita não é tão acentuado com relação ao observado nas demais ligas estudadas. Além disso, é possível verificar a formação de micro cavidades por toda a matriz que são muito similares ao contraste mosqueado causado pela formação da fase  $\alpha'$ , evidenciando que o ataque corrosivo ocorreu em regiões empobrecidas em Cr.

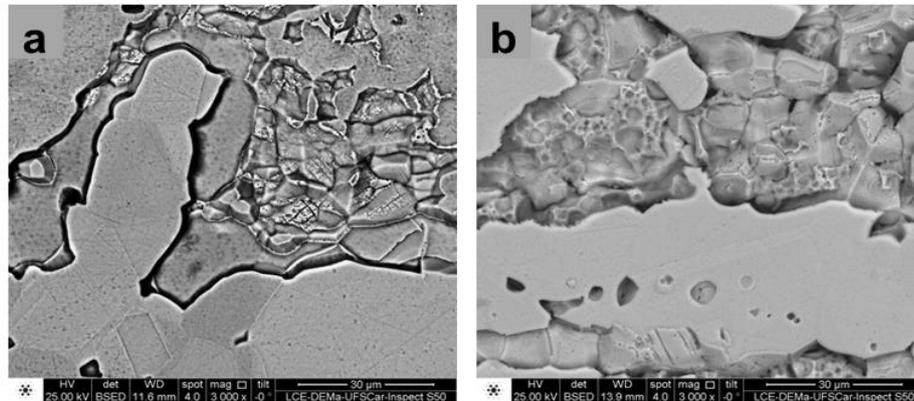


Figura 6 – MEV do aspecto superficial do AILD 2101 após ensaio de DL-EPR: (a) amostra solubilizada e (b) envelhecida a 475 °C por 2000 h.

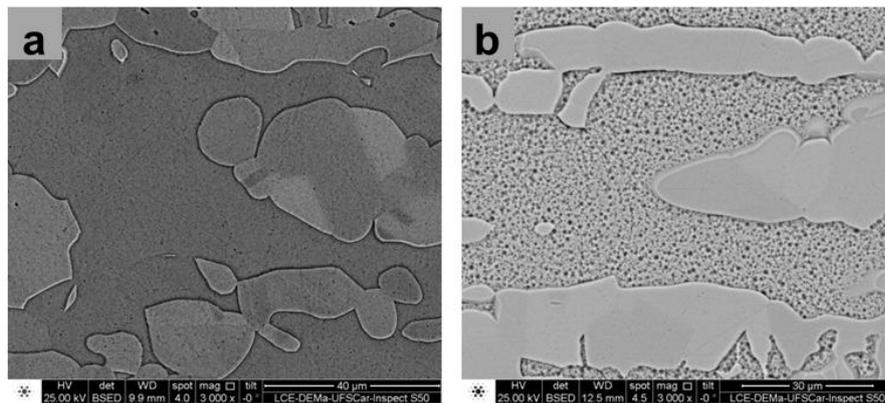


Figura 7 – MEV do aspecto superficial do AILD 2404 após ensaio de DL-EPR: (a) amostra solubilizada e (b) envelhecida a 475 °C por 2000 h.

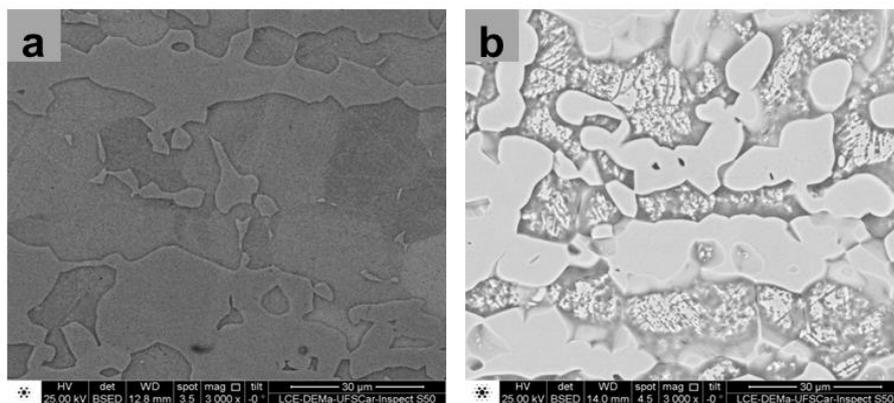


Figura 7 – MEV do aspecto superficial do AILD 2205 após ensaio de DL-EPR: (a) amostra solubilizada e (b) envelhecida a 475 °C por 2000 h.

---

## Conclusões

---

1. As imagens de MO das amostras solubilizada e envelhecida termicamente a 475 °C por 2000 h dos materiais estudados não apresentaram nenhuma mudança microestrutural, devido ao fato, da fase  $\alpha'$  ser muito fina e de difícil detecção;
2. O AID 2205 apresenta a maior cinética de precipitação da fase G dos materiais estudados;
3. O efeito de endurecimento causado pela formação da fase  $\alpha'$  é maior no AID 2205.
4. O empobrecimento em Cr causado pela formação da fase  $\alpha'$ , depende do teor de Cr na liga. Quanto maior for o teor de Cr, a formação da fase  $\alpha'$  pode requerer um maior tempo de envelhecimento para que regiões empobrecidas em Cr diminuam a resistência à corrosão.

---

## Referências bibliográficas

---

- [1] ZHANG, L., ZHANG, W., JIANG, Y., DENG, B., SUN, D., LI, J. Influence of annealing treatment on the corrosion resistance of lean duplex stainless steel 2101. **Electrochimica Acta**, vol. 54, p. 5387–5392, 2009.
- [2] WASSERMAN, F. G., TAVARES, S. S. M., PARDAL, J. M., MAINIER, F. B., FARIA, R. A., NUNES, C. S. Effect of low temperature aging on the mechanical properties and corrosion resistance of duplex and lean duplex stainless steels UNS S32205 and UNS S32304. **Rem: Rev. Esc. Minas**, vol. 66, p. 193–200, 2013.
- [3] Tucker, J. D.; Miller, M. K.; Young, G. A. Assessment of thermal embrittlement in duplex stainless steels 2003 and 2205 for nuclear power applications. **Acta Materialia**, vol. 87, p. 15–24, 2015.
- [4] Tucker, J. D.; Young Jr, G. A.; Eno, D. R. Thermal Embrittlement of a Lean Grade of Duplex Stainless Steel: Alloy 2003. **Solid State Phenomena**, vol. 172–174, p. 331–337, 2011.
- [5] ZANOTTO, F., GRASSI, V., MERLIN, M., BALBO, A., ZUCCHI, F. Effect of brief heat treatments performed between 650 and 850°C on corrosion behaviour of a lean duplex stainless steel. **Corrosion Science**, vol. 94, p. 38–47, 2015.
- [6] DENG, B., WANG, Z., JIANG, Y., SUN, T., XU, J. LI, J. Effect of thermal cycles on the corrosion and mechanical properties of UNS S31803 duplex stainless steel. **Corrosion Science**, vol. 51, no. 12, p. 2969–2975, 2009.
- [7] Yao, Y. H.; Wei, J. F.; Wang, Z. P. Effect of long-term thermal aging on the mechanical properties of casting duplex stainless steels. **Materials Science and Engineering: A**, vol. 551, p. 116–121, 2012.
- [8] TAVARES, S. S. M.; DA SILVA, M. R.; NETO, J. M. Magnetic property changes during embrittlement of a duplex stainless steel. **Journal of Alloys and Compounds**, vol. 313, p. 168–173, 2000.
- [9] SAHU, J. K., KRUPP, U., GHOSH, R. N., CHRIST, H. -J. Effect of 475 °C embrittlement on the mechanical properties of duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, vol. 508, p. 1–14, 2009.
- [10] Garfinkel, D. A., Poplawsky, J. D., Guo, W., Young, G. A., Tucker, J. D. The Journal of the Minerals & Materials Society 67 (2015) 2216–2222.
- [11] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). E407 - 07: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys, 2011.
- [12] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). E384 - 07: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials, 2012.

- [13] DELLA ROVERE, C. A., SANTOS, F. S., SILVA, R., SOUZA, C. A. C., KURI, S. E. Influence of long-term low-temperature aging on the microhardness and corrosion properties of duplex stainless steel. **Corrosion Science**, vol. 68, p. 84–90, 2013.
- [14] IACOVIELLO, F.; CASARI, F.; GIALANELLA, S. Effect of '475 °C embrittlement' on duplex stainless steels localized corrosion resistance. **Corrosion Science**, vol. 47, p. 909–922, 2005.
- [15] LO, K. H., KWOK, C. T., CHAN, W. K., ZENG, D. Corrosion resistance of duplex stainless steel subjected to long-term annealing in the spinodal decomposition temperature range. **Corrosion Science**, vol. 55, p. 267–271, 2012.
- [16] CHAN, K. W.; TJONG, S. C. Effect of Secondary Phase Precipitation on the Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steels. **Materials (Basel)**, vol. 7, p. 5268–5304, 2014.
- [17] LI, S., WANG, Y., WANG, X., XUE, F. G-phase precipitation in duplex stainless steels after long-term thermal aging: A high-resolution transmission electron microscopy study. **Journal of Nuclear Materials**, vol. 452, p. 382–388, 2014.
- [18] PAREIGE, C., EMO, J., SAILLET, S., DOMAIN, C., PAREIGE, P. Kinetics of G-phase precipitation and spinodal decomposition in very long aged ferrite of a Mo-free duplex stainless steel. **Journal of Nuclear Materials**, vol. 465, p. 383–389, 2015.
- [19] DANOIX, F.; AUGER, P.; BLAVETTE, D. An atom-probe investigation of some correlated phase transformations in Cr, Ni, Mo containing supersaturated ferrites. **Surface Science**, vol. 266, p. 364–369, 1992.
- [20] CHANDRA, K., SINGHAL, R., KAIN, V., RAJA, V. S. Low temperature embrittlement of duplex stainless steel: Correlation between mechanical and electrochemical behavior. **Materials Science and Engineering A**, vol. 527, p. 3904–3912, 2010.
- [21] PARK, C. J.; KWON, H. S. Effects of aging at 475 °C on corrosion properties of tungsten-containing duplex stainless steels. **Corrosion Science**, vol. 44, p. 2817–2830, 2002.
- [22] WENG, K. L.; CHEN, H. R.; YANG, J. R. The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, vol. 379, p. 119–132, 2004.
- [23] WU, H. C., YANG, B., WANG, S. L., ZHANG, M. X., SHI, Y. Z., CHEN, Y. F., SUN, Y. H. Effect of thermal aging on corrosion fatigue of Z3CN20.09M duplex stainless steel in high temperature water. **Materials Science and Engineering: A**, vol. 655, p. 183–192, 2016.
- [24] SWALIN, R. A. **Thermodynamics of solids**. 2. ed. New York: John Wiley & Sons, 1972. 267 p.