

EFEITOS DA EXPOSIÇÃO A 800°C NA MICROESTRUTURA E MICRODUREZA DO AÇO SUPERDUPLEX UNS S39274

Iasmin Maciel Vieira da Silva, iasmin.maciels@gmail.com¹
Bruno da Silva de Paiva, bruno0paiva22@gmail.com¹
Marília Garcia Diniz, mgarciadiniz@gmail.com¹⁻²
José Maria Paolucci Pimenta, jose.pimenta@ifrj.edu.br³
André Rocha Pimenta, andre.pimenta@ifrj.edu.br¹⁻²

¹ Laboratório de Instrumentação e Simulação Computacional – LISCOMP, Instituto Federal do Rio de Janeiro – IFRJ, Rua Sebastião Lacerda, s/nº, centro, Paracambi – RJ, Brasil,

² Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – PPG-EM, Universidade do Estado do Rio de Janeiro – UERJ, Rua Fonseca Teles, 121, São Cristóvão, Rio de Janeiro – RJ, Brasil,

³ Departamento de Mecânica, Instituto Federal do Rio de Janeiro – IFRJ, Rua Sebastião Lacerda, s/nº, centro, Paracambi – RJ, Brasil,

Resumo. Os aços inoxidáveis duplex e superduplex são materiais de alta resistência a corrosão com boas propriedades mecânicas. Para atingir essas propriedades, essas ligas apresentam microestrutura bifásica contendo austenita e ferrita, e possuem elevado teor de cromo níquel e molibdênio. Comumente passam por tratamento térmico de solubilização para eliminar fases deletérias e precipitados. No entanto, durante processamentos térmicos como soldagem ou trabalhos a quente, seu alto teor de elementos de liga pode levar a precipitação de fases que comprometem as propriedades desejadas, chamadas fases deletérias, como a fase chi e a fase sigma. O objetivo deste trabalho é averiguar em um aço superduplex as mudanças microestruturais e suas propriedades para diferentes tempos de envelhecimento a temperatura de 800°C. Foi indicado que um curto tempo de tratamento possibilita a precipitação dessas fases na microestrutura bem como afeta a microdureza do aço.

Palavras chave: Aço inoxidável superduplex. Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento. Fase chi. Fase sigma.

Abstract. Duplex and superduplex stainless steels are highly corrosion resistant materials with good mechanical properties. To achieve those properties, the alloys present a two-phased microstructure containing austenite and ferrite, and high content of chromium, nickel and molybdenum. Commonly go through solution and aging heat treatment to eliminate deleterious phases and precipitates. However, during thermal processes such as welding or hot work, its high content of alloying elements can lead to the precipitation of phases that compromise the desired properties, called deleterious phases, such as chi phase and sigma phase. The objective of this paper is to investigate microstructural changes and properties in a superduplex stainless steel for different aging times at 800°C temperature. It is indicated that a short aging time allows the precipitation of deleterious phases in the microstructure, as well as affects the steel's microhardness.

Keywords: Superduplex stainless steel. Solution and aging heat treatment. Chi phase. Sigma phase.

1. INTRODUÇÃO

Aços inoxidáveis da família duplex (AID) são ligas bifásicas, compostas de ferrita e austenita em frações volumétricas aproximadas, que foram desenvolvidos a partir da necessidade de associar as características dos aços inoxidáveis austenítico e ferrítico no mesmo material. Sua composição química apresenta altos teores de Cr, Mo e Ni, podendo haver outros elementos de liga. Devido à proporção das fases associada à composição química, os AID apresentam boas propriedades de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão (Anschau & Tamiasso, 2009). Os aços inoxidáveis superduplex (AISD), consistem em uma variação dos aços inoxidáveis duplex, sendo desenvolvidos para aprimorar suas propriedades, contendo maiores teores dos elementos de liga, especialmente o Cr. A alta resistência à corrosão combinada com resistência mecânica e tenacidade torna os AISD adequados para aplicações em presença de ácidos e sais, como na indústria petrolífera, por exemplo (Dias, 2013).

O tratamento térmico por solubilização, geralmente realizado entre 1000 e 1150 °C envolve o aquecimento do material e manutenção da temperatura durante determinado tempo, e, posterior resfriamento rápido. Levando a solubilização de

precipitados e fases deletérias, que podem se formar, principalmente devido ao alto teor de elementos de liga (Silva, 2011). A solubilização também tem a finalidade de atingir ou se aproximar a proporção de 1:1 entre as fases e consequentemente melhorar as propriedades do material. No entanto, a microestrutura da liga apresenta comportamento considerado metaestável, dessa forma, quando há exposição a altas temperaturas, precipitam novas fases chamadas fases secundárias (fases deletérias) buscando estabilidade. Além disso, o alto teor de elementos de liga favorece a precipitação de fases deletérias no material quando exposto a temperaturas entre 400 e 1000°C (Loureiro, 2010). Essas precipitações são relacionadas à ferrita, pois esta fase possui taxa de difusão mais rápida devido a estrutura CCC, e possui alto nível de Cr e Mo, elementos que promovem precipitação das fases deletérias durante o tratamento térmico (Nóbrega, 2022).

Dentre as fases deletérias, destacam-se neste trabalho a fase Chi e a fase Sigma. A fase sigma é rica nos elementos Cr e Mo, sendo o Cr o elemento mais abundante, sua precipitação tipicamente inicia nos contornos ferrita-austenita consumindo a ferrita. Esta fase possui três possíveis morfologias: lamelar para temperaturas acima de 850°; morfologia em blocos para temperaturas acima de 900°C; ou em forma de coral a 750°C. Sendo mais comum encontrar a morfologia lamelar, característica de decomposição ferrítica eutetóide, formando sigma e austenita secundária (Pohl, et al., 2007). A fase Chi é tipicamente encontrada na faixa de 700-900°C, possui composição semelhante a sigma, porém apresenta o elemento Mo como mais abundante, sua precipitação se inicia tipicamente nos contornos ferrita/ferrita e interfaces austenita/ferrita. Trata-se de uma fase metaestável que precede a sigma se prolongado o tempo de tratamento, podendo também coexistir. Estas fases são ricas em Cr, portanto sua formação causa empobrecimento de Cr das regiões adjacentes pela da difusão do elemento, fenômeno denominado sensitização (Ribeiro, 2016), nesse sentido, a deficiência de Cr causada na microestrutura reduz a resistência à corrosão do material, visto que a corrosão acontece preferencialmente em locais de baixo teor de Cr (Lopez, et al., 1999). Além disso, a tenacidade e resistência a corrosão são reduzidas pela fase sigma, pois sua formação exige Cr e Mo, retirando-os da matriz do material (Machado, 1999).

A presença das fases deletérias nos aços duplex e superduplex é frequentemente associada a falhas em equipamentos. O trabalho de (Biezma, et al., 2013) compara em um aço inoxidável duplex a energia de impacto em ensaio de Charpy com relação ao percentual de fase sigma, em seus resultados, mostra que 1.9% de fase sigma reduz a energia de impacto de 1925 KJ/m^2 para 1832 KJ/m^2 . Em outro trabalho, o autor (Shuxin, 2020) identificou a presença de fase sigma em uma junta T fabricada em aço inoxidável duplex que rompeu durante um teste em tubulação de estação de óleo e gás, o material foi fragilizado durante o tratamento térmico com a formação de fase sigma, o que reduziu sua capacidade de suportar pressão levando a falha. Também foi identificada a presença de fases intermetálicas na microestrutura de em um flange de aço inoxidável superduplex que falhou em plataforma offshore, estas fases, principalmente a sigma, causaram a redução de resistência à corrosão e a fragilização o material, que falhou de forma prematura por corrosão por pites e fratura (Tavares et al., 2018). Após análise de falha de um tubo de transporte de óleo e gás que apresentou corrosão por pites após um mês de operação, os autores (Smiderle et al., 2014) concluem que a falha decorreu de alta precipitação de fase sigma e a consequente queda na resistência à corrosão do aço inoxidável superduplex. Apesar de haver pouco estudo sobre a fase chi, também apresenta função deletéria (Escriba et al., 2009), no trabalho das autoras (Michalska & Sozańska, 2005) é visto que a fase chi subtrai ainda mais molibdênio da composição do material em relação a fase sigma.

Considerando os diversos efeitos negativos das fases deletérias, o estudo dessas fases é de grande importância para a pesquisa. Portanto, este trabalho tem como objetivo avaliar os efeitos do tratamento térmico por envelhecimento no aço inoxidável superduplex, averiguando a microestrutura, microdureza e a composição química das fases para diferentes tempos e temperaturas de envelhecimento.

2. MATERIAIS E METODOLOGIA

2.1. Material

O material de estudo foi o aço UNS S39274, um aço inoxidável superduplex contendo tungstênio em sua composição. O material foi recebido na forma de tubo laminado a frio, com diâmetro externo de 169,0 mm e espessura de 10,0 mm. A composição química do material é apresentada na Tabela 01. Os cortes para obtenção das amostras foram realizados no sentido transversal à deformação, utilizando um equipamento de eletroerosão a fio.

Tabela 1. Composição química e PRENw do AISD UNS S39274

Composição química (wt%)												PREN
Cr	Ni	Mo	W	S	P	Mn	Cu	Si	N	C	Fe	
24.79	6.60	3.22	1.75	0.002	0.017	0.55	0.51	0.332	0.255	0.028	Bal	42.40

2.2 Tratamento Térmico

O tratamento térmico de envelhecimento foi realizado nas amostras em um forno do tipo mufla. Duas amostras foram submetidas a tratamento térmico por envelhecimento, que foi realizado para as seguintes condições de tempo e

temperatura: 800°C por 25 minutos; e 800°C por 1h. As amostras foram resfriadas em água. Uma amostra foi mantida sem tratamento, no estado como recebida.

2.3 Preparação Metalográfica e Caracterização Microestrutural

Em seguida, as amostras passaram por etapas de lixamento e polimento. Foram utilizadas lixas variando a granulometria de 220 a 1200 mesh e finalizando com o polimento em politriz metalográfica marca Arotec, modelo Aropol2V, com adição de pasta de diamante de 3 e 1 μm .

Com as amostras polidas, iniciou-se a etapa de caracterização da microestrutura, utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foi utilizado o equipamento da marca Hitachi, modelo TM3000, operando em modo elétrons retroespalhados (BSE), foram realizadas imagens com ampliação variando de 800x a 5000x, visando identificar as fases presentes e a morfologia.

2.4 Microdureza

As medidas de microdureza de cada fase foram realizadas pelo ensaio Vickers. Foi utilizado o microdurômetro da marca Innovatest MOD400, com penetrador de diamante com força de 0,0452 N (25 gf) para fazer 10 indentações, calcular a média e o desvio padrão adotado como intervalo de confiança. O procedimento do ensaio foi realizado conforme a norma ABNT NBR ISO 6507-1. Para permitir a identificação das fases, e o posicionamento do penetrador, as amostras já polidas foram previamente submetidas ao ataque químico eletrolítico com solução de 10% NaOH, com parâmetros de 20s e 3V.

2.5 Análise química

A análise química do material foi feita com o objetivo de identificar as fases presentes pela sua composição química. Bem como verificar o efeito da precipitação dos elementos de liga em cada uma das fases deletérias. Foi realizada espectrometria por dispersão de energia (EDS) unida à microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura da marca Hitachi modelo TM4000 com detector de elétrons retroespalhados (BSE) operando a 20 KeV, acoplado ao detector de EDS. Foram feitas 4 análises de 5 minutos para cada fase e então calculada a média e desvio padrão como intervalo de confiança. Os elementos analisados foram: Fe, Cr, Ni, Mo, W e Mn.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 1 apresenta a microestrutura do material na condição como recebida. A imagem foi obtida através de microscopia eletrônica de varredura em modo BSE. É possível identificar as duas fases que compõem a microestrutura do material: austenita com coloração mais clara e ferrita com a coloração mais escura. Foi realizado o ensaio de microdureza das fases do material como recebido através do ensaio Vickers. Para a austenita, a microdureza média é de 328,82 $\text{HV}_{0.025}$ com desvio padrão de $\pm 33,98$, enquanto a ferrita apresentou média de 299,53 $\text{HV}_{0.025}$ com desvio padrão de $\pm 29,72$. A composição química de cada fase foi medida em equipamento de EDS acoplado a MEV. A tabela 2 apresenta a composição química em peso percentual dos elementos Fe, Cr, Ni, Mo, W e Mn para a amostra como recebida.

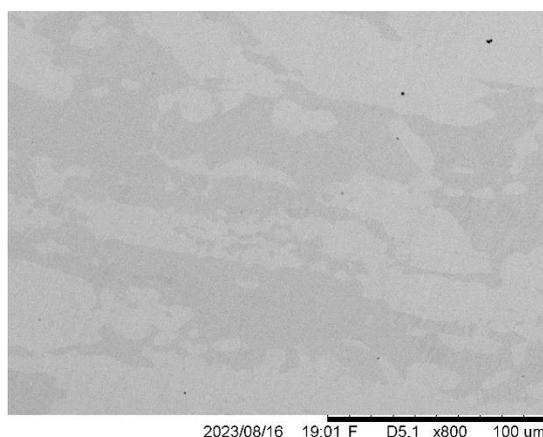


Figura 1. Microscopia do material como recebido; MEV 800X

A figura 2 apresenta a microscopia em MEV do aço após ser submetido a tratamento térmico de envelhecimento a 800 °C por 25 minutos, com as aproximações de 800X e 3000X. A imagem possibilita observar além das fases austenita e

ferrita, a presença da fase chi, uma fase mais clara comparada às outras situada nos contornos de grão de ferrita, tanto nos contornos ferrita/ferrita quanto em contornos ferrita/austenita. Os valores médios de microdureza para a amostra envelhecida por 25 minutos foram de 315,92 HV_{0,025} para a austenita e 305,05 HV_{0,025} para a ferrita. Com desvio padrão de $\pm 24,5$ e $\pm 23,67$ respectivamente. A tabela 3 apresenta a composição química das fases austenita e ferrita da amostra envelhecida a 800°C por 25 minutos. Não foi possível realizar a análise de EDS para a fase chi devido ao baixo volume da fase. Métodos avançados como EBSD (difração de retroespalhamento de elétrons) (Dobranszky et al., 2004), MEV-FEG (feixe eletrônico por emissão de campo) (Guilherme et al., 2020), ou MET (microscopia eletrônica de transmissão) (Zakine et al., 1996) permitiriam uma análise mais detalhada da fase chi, considerando que proporcionam alta resolução.

Tabela 2. composição química (% em peso) das fases austenita e ferrita, material como recebido

Elemento	Austenita	Ferrita
Fe	62,17 \pm 0,30	61,16 \pm 0,21
Cr	24,91 \pm 0,15	26,83 \pm 0,06
Mo	2,46 \pm 0,02	3,66 \pm 0,08
W	2,00 \pm 0,14	2,84 \pm 0,14
Mn	0,64 \pm 0,05	0,53 \pm 0,08

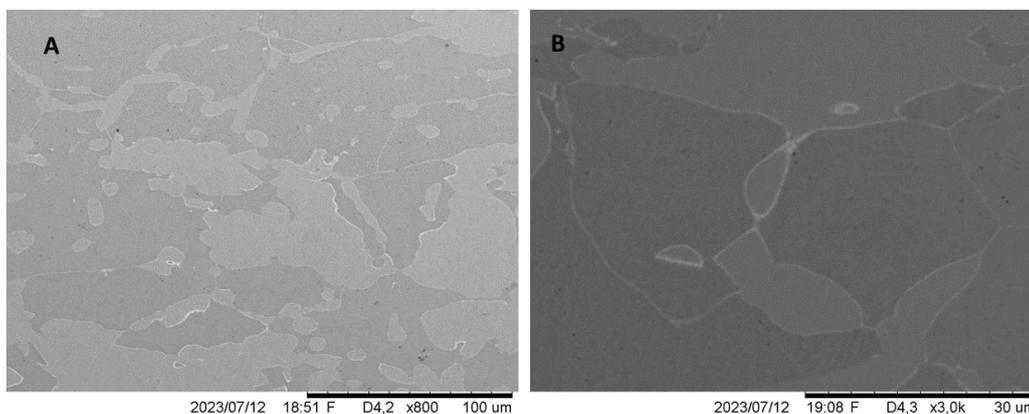


Figura 2. Microscopia do material envelhecido a 800°C por 25 minutos; A) 800X, B) 3000x

Tabela 3. composição química (% em peso) das fases austenita e ferrita, amostra envelhecida por 25 minutos

Elemento	Austenita	Ferrita
Fe	62,50 \pm 0,19	61,18 \pm 0,37
Cr	24,69 \pm 0,04	26,78 \pm 0,28
Mo	7,78 \pm 0,15	4,98 \pm 0,22
W	2,42 \pm 0,10	3,90 \pm 0,09
Mn	0,74 \pm 0,11	0,58 \pm 0,09

A figura 3 mostra a microestrutura do material após o tratamento térmico de envelhecimento a 800°C por 1h, com as aproximações de 800X e 3000X. É possível observar além das fases austenita e ferrita, a presença das fases deletérias chi e sigma. A chi é observada principalmente nos contornos de grão, mas também é observada no interior da ferrita, e é a fase que aparece mais clara na microscopia devido seu alto teor de elementos com elevado peso atômico. A fase sigma apresenta morfologia lamelar, esperada para a temperatura característica da decomposição eutetóide da ferrita.

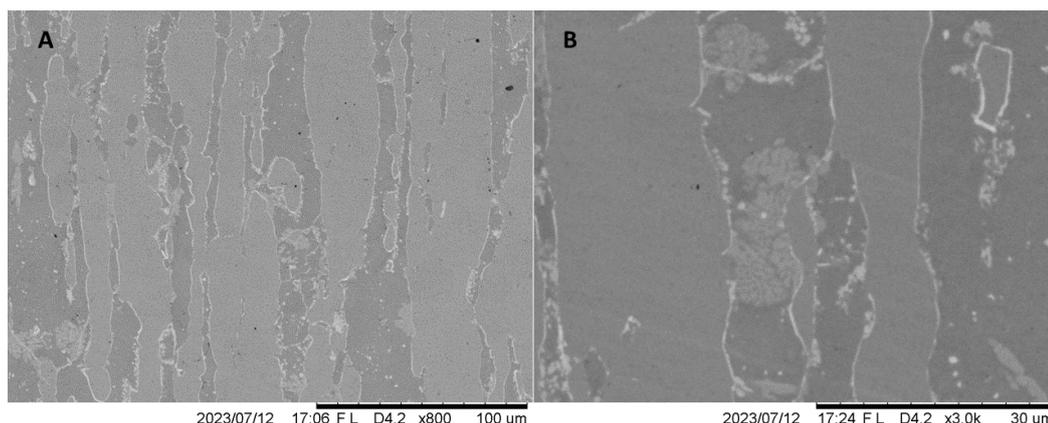


Figura 3. Microscopia do material envelhecido a 800°C por 1h; A) 800X, B)3000x

Os valores médios de microdureza para a amostra envelhecida por 1h foram medidos em 328,41 HV_{0,025} para austenita e 306,13 HV_{0,025} para ferrita. O desvio padrão foi calculado em $\pm 24,10$ e $\pm 25,30$ respectivamente. A tabela 4 apresenta a composição química de cada fase da amostra envelhecida a 800°C por 1h.

Tabela 4. composição química (% em peso) austenita e ferrita, amostra envelhecida por 1h

Elemento	Austenita	Ferrita	Chi no contorno	Chi interior do grão	Sigma
Fe	62,61 \pm 0,32	61,68 \pm 1,16	50,28 \pm 1,24	48,44 \pm 2,11	61,11 \pm 1,26
Cr	24,66 \pm 0,74	24,66 \pm 0,37	24,83 \pm 0,52	24,43 \pm 1,15	25,61 \pm 1,27
Ni	7,62 \pm 0,64	7,41 \pm 0,45	4,03 \pm 0,31	3,52 \pm 0,19	6,69 \pm 1,51
Mo	2,69 \pm 0,44	3,04 \pm 0,65	12,07 \pm 0,65	12,66 \pm 1,38	3,56 \pm 0,98
W	1,89 \pm 0,33	2,43 \pm 0,75	8,28 \pm 0,53	10,44 \pm 2,29	2,32 \pm 0,72
Mn	0,53 \pm 0,23	0,78 \pm 0,11	0,52 \pm 0,04	0,52 \pm 0,03	0,72 \pm 0,11

Foram apresentadas três amostras: como recebida, envelhecida por 25 minutos em 800°C, e envelhecida por 1h em 800°C. Foi abordada a microestrutura do material antes e após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento a partir de microscopia eletrônica de varredura, um método que confere boa resolução em grandes ampliações, permitindo identificação das fases por morfologia de forma confiável. Não foram observadas fases deletérias no material na condição como recebido como mostra a figura 1. Entretanto, após tratamento térmico de envelhecimento em 800°C por 25 minutos, o material apresenta a formação de fase chi apenas nos contornos de grão como visto na figura 2, quando prolongado este tempo para 1h, observa-se formação de fase chi também no interior dos grãos de ferrita, e também fase sigma na forma lamelar como mostra a figura 3. Os valores de microdureza são apresentados no gráfico da figura 4. Observa-se que a austenita possui dureza relativamente superior a ferrita. Considerando a margem de erro, o tratamento térmico parece não ter afetado a dureza das fases. Isso pode ser associado à presença de tungstênio na composição de acordo com o observado pelo autor (Akisanya et al., 2012), seu trabalho indica que o impacto de fases secundárias na microdureza em um AISD com tungstênio foi 29% menor comparado a liga sem o elemento, além disso, só é observado aumento significativo na dureza a partir da fração de 15% de fase secundária na microestrutura. Em relação a composição química, é notável nas tabelas 3 e 4 que a prolongação do tratamento leva a redução do teor dos elementos Cr, Mo e W da composição química da ferrita, observa-se que estes elementos são encontrados em quantidades relevantes nas fases chi e sigma como mostra a tabela 4.

É relevante que fabricantes e usuários da liga compreendam como a exposição à variação térmica pode causar mudanças indesejáveis na microestrutura do AISD, reduzindo a vida útil dos componentes fabricados com estas ligas. Há casos de falha como relatado por (Shalaby et al., 2015) concluindo que a fratura do duto ocorreu por soldagem imprópria, em que a presença de fase secundária facilitou a falha do componente, também como o caso descrito por (Hitchcock et al., 2001) no qual a fratura é associada a presença de fase sigma no centro da forja da ferramenta. Assim, é necessário controle de temperatura em processos industriais como tratamento térmico, soldagem e conformação a quente, a fim de evitar ocorrência de falha.

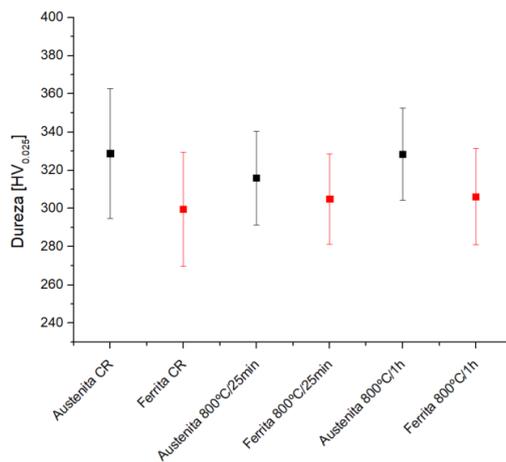


Figura 4. Gráfico com os resultados de microdureza

4. CONCLUSÃO

Após a realização de microscopia eletrônica de varredura, é possível concluir que para a temperatura de 800°C, o tempo de envelhecimento de 25 minutos já é suficiente para iniciar a precipitação de fase deletéria no material, especificamente fase Chi. Nesta mesma temperatura, conclui-se que o aumento no tempo de tratamento de envelhecimento de 25 para 60 minutos causa aumento na precipitação de fase Chi e induz decomposição eutetóide da ferrita, resultando na precipitação de fase sigma. Nota-se também que o aumento no tempo de envelhecimento tende ao consumo da ferrita.

A análise química por EDS no aço UNS S39274 permite concluir que a presença de fases deletérias levou a redução dos teores de cromo, molibdênio e tungstênio da ferrita, os quais na primeira condição se encontravam em 24,78% Cr, 3,90% Mo, e 2,59% W, e na segunda condição em 24,66% Cr, 3,04% Mo e 2,43% W, portanto observa-se o fenômeno de sensitização. Ainda dos resultados de EDS, pode-se concluir que as fases deletérias heterogenizam a composição química do material, e para a liga com tungstênio, a fase chi retém mais o elemento do que a fase sigma.

O ensaio de microdureza Vickers permitem concluir que a precipitação das fases deletérias não alterou a dureza das fases ferrita e austenita.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o financiamento da Fundação Carlos Chagas Filho de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio de Janeiro FAPERJ (E-26/205.139/2022; E-26/201.412/2021; E-26/200.122/2023)

6. REFERÊNCIAS

- Akisanya, A. R., Obi, U., Renton, N. C., 2012. "Effect of ageing on phase evolution and mechanical properties of a high tungsten super-duplex stainless steel". *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 535, p. 281–289.
- Anschau, L.S.N e Tamiasso, M.C., 2009. "Avaliação quantitativa das fases presentes no aço inoxidável duplex UNS S32304". Projeto de graduação, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória.
- Biezma, M. V., Berlanga, C., Argandona, G., 2013. "Relationship between Microstructure and Fracture Types in a UNS S32205 Duplex Stainless Steel". *Materials Research*, Vol. 16, n. 5, p. 965-969.
- Dias, C.P., 2013. "Análise do comportamento mecânico a quente do aço inoxidável super duplex uns s32760 através de mapas de processamento". Dissertação de pós-graduação da Universidade Federal de São Carlos, São Carlos.
- Dobranszky, J., Szabo, P. J., Berecz, T., Hrotko, V., & Portko, M., 2004. "Energy-dispersive spectroscopy and electron backscatter diffraction analysis of isothermally aged SAF 2507 type superduplex stainless steel". *Spectrochimica Acta Part B: Atomic Spectroscopy*, Vol. 59, n. 10–11, p. 1781–1788.
- Escriba, D.M.; Materna-Morris, E.; Plaut, R.L.; Padilha, A.F., 2009. "Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel". *Materials Characterization*, Vol. 60, p. 1214-1219.
- Guilherme, L. H., Benedetti, A. V., Fugivara, C. S., Magnabosco, R., & Oliveira, M. F., 2020. "Effect of MAG welding transfer mode on sigma phase precipitation and corrosion performance of 316L stainless steel multi-pass welds". *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 9, n. 5, p. 10537–10549.
- Hitchcock, G. R., Deans, W. F., Thompson, D. S., Coats, A., 2001. "Pin-hole and crack formation in a duplex stainless steel downhole tool". *Engineering Failure Analysis*, Vol. 8, n. 3, p. 213–226.
- Lopez, N., Cid, M., Puiggali, M., 1999. "Influence of o-phase on mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steels". *Corrosion Science*, Vol. 41, n. 8, p. 1615-1631.
- Loureiro, J.P., 2010. "Caracterização do aço inoxidável duplex uns s31803 pela técnica não destrutiva de correntes parasitas pulsadas". Projeto de graduação, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.
- Machado, I. F., 1999. "Transformações de fase no estado sólido em alguns aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos-austeníticos (duplex) contendo altos fatores de nitrogênio." Tese de Doutorado da Universidade de São Paulo, São Paulo.
- Michalska, J. e Sozańska, M., 2005 "Qualitative and quantitative analysis of σ and χ phases in 2205 duplex stainless steel". *Materials Characterization*, Vol., 56 p. 355-362.
- Nóbrega, B.M.C. 2022. "Avaliação do aço inoxidável duplex e superduplex mediante aplicações de ensaios não destrutivos". Trabalho de Conclusão de Curso II, Universidade Federal Fluminense, Niterói.
- Pohl, M.; Storz, O.; Glogowski, T., 2007. "Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel". *Materials Characterization*, Vol 58, p. 65-71.
- Ribeiro, C.A.C, 2016. "Influência do nitrogênio do gás de proteção nas propriedades do metal de solda de juntas de aço inoxidável duplex soldadas com GTAW". Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.
- Shalaby, H. M., Al-Wakaa, B., Tanoli, N., 2015. "Failure of large-scale pilot evaporator duct nozzle". *Engineering Failure Analysis*, Vol. 57, p. 521–527.
- Shuxin, Z., 2020. "Failure analysis on tee pipe of duplex stainless in an oilfield". *Engineering Failure Analysis*, Vol. 115, p. 104676.
- Silva, A., 2011. "Efeito da temperatura de solubilização na precipitação de fase sigma de um aço superduplex". Dissertação de pós-graduação, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá.
- Smiderle, J., Pardal, J.M., Tavares, S.S.M e Vidal, A.C.N., 2014. "Premature failure of superduplex stainless steel pipe by pitting in sea water environment", *Engineering Failure Analysis*, Vol. 46, p. 134-139.
- Tavares, S.S.M, Pardal, J.M., B.B., Almeida, Mendes, M.T, Freire, J.L.F. e Vidal, A.C., 2018. "Failure of superduplex stainless steel flange due to inadequate microstructure and fabrication process", *Engineering Failure Analysis*, Vol. 84, p. 1-10.
- Zakine, C., Bechade, J.-L., & Prioul, C., 1996." Microstructure of the χ phase in ODS ferritic alloys". *Scripta Materialia*, Vol. 34, n. 9, p. 1399–1403.

7. RESPONSABILIDADE PELAS INFORMAÇÕES

Os autores são os únicos responsáveis pelas informações incluídas neste trabalho.