

INFLUÊNCIA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE SOLUBILIZAÇÃO E DE ENVELHECIMENTO NA MICROESTRUTURA DO AÇO INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX UNS S32520¹

Lívio de Carvalho Valeriano²
Edmilson Otoni Corrêa³
Neide Aparecida Mariano⁴
Rodrigo Magnabosco⁵

Resumo

Os aços inoxidáveis duplex (AID) e super duplex (AISD) são ligas do sistema Fe-Cr-Ni-Mo que possuem o nitrogênio como elemento de liga. As propriedades superiores desses aços são obtidas através da composição química com altos teores de cromo e molibdênio e do tratamento termomecânico durante a conformação mecânica a aproximadamente 1.200°C, originando uma microestrutura balanceada, composta de aproximadamente 50% de ferrita (α) e 50% de austenita (γ), com uma quantidade similar de contornos de grão alfa/alfa e gama/gama, e de interfaces alfa/gama. A fase de maior relevância é a fase sigma, porque é deletéria para as propriedades mecânicas e corrosivas. O objetivo deste trabalho é estudar o efeito da precipitação da fase sigma no aço super duplex UNS S32520, portanto foram realizados tratamentos térmicos de solubilização em três temperaturas diferentes (1.050°C, 1.150°C e 1.250°C) seguido de resfriamento rápido em água, com envelhecimento posterior a 850°C por 5 minutos e 10 minutos, com resfriamento ao ar. As amostras foram caracterizadas por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, ferritoscopia e microdureza Vickers. A caracterização microestrutural confirma a precipitação de fase sigma, porém, em quantidade insuficiente para afetar a dureza do aço super duplex.

Palavras-chave: Aço inoxidável super duplex; Solubilização; Envelhecimento; Fase sigma.

INFLUENCE OF SOLUTION ANNEALING HEAT TREATMENT AND AGED HEAT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE OF STAINLESS STEEL SUPER DUPLEX UNS S32520

Abstract

Duplex stainless steels (DSS) and super duplex stainless steels (SDSS) are alloys of the Fe-Cr-Ni-Mo system which have nitrogen as an alloying element. The superior properties of these steels are obtained by the chemical composition with high contents of chromium and molybdenum, and the thermomechanical treatment during the mechanical forming at approximately 1,200°C, resulting in a balanced microstructure consisting of approximately 50% of ferrite (α) and 50% austenite (γ) with a similar amount of grain boundary alpha/alpha and gamma/gamma and interfaces alpha/gamma. The phase of greater importance is the sigma phase, because it is harmful to the mechanical properties and corrosive properties. The objective of this work is to study the effect of precipitation of sigma phase on UNS S32520 super duplex steel, solution annealing heat treatments were conducted at three different temperatures (1,050°C, 1,150°C and 1,250°C) followed by rapid cooling in water, followed by aging treatments later at 850°C for 5 minutes and 10 minutes, with air cooling. The samples were characterized by optical microscopy, scanning electron microscopy, Vickers microhardness and ferritoscope. Microstructural characterization confirms the precipitation of sigma phase, but not in volume fraction to affect the hardness of the super duplex stainless steel.

Key words: Super duplex stainless steel; Solution annealing; Aged; Phase sigma.

¹ Contribuição técnica ao 68º Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto de 2013, Belo Horizonte, MG, Brasil

² Engenheiro de Materiais. Mestre. Doutorando, Universidade Federal de Itajubá (Unifei), Itajubá, MG, Brasil; liviovaleriano@yahoo.com.br.

³ Engenheiro Mecânico. Dr. Professor Adjunto, Unifei, Itajubá, MG, Brasil; ecotoni@unifei.edu.br

⁴ Engenheira Química. Dr. Professora Adjunto, Universidade Federal de Alfenas, Poços de Caldas, MG, Brasil; neide.mariano@unifal-mg.edu.br.

⁵ Engenheiro Metalurgista. Professor Doutor, Depto. de Engenharia de Materiais, Centro Universitário da Fundação Educacional Inaciana Pe. Sabóia de Medeiros (FEI), São Bernardo do Campos, SP, Brasil; rodrimagn@fei.edu.br

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) e super duplex (AIDS) são ligas do sistema Fe-Cr-Ni-Mo que possuem o nitrogênio como elemento de liga, substituindo parcialmente o níquel, com o objetivo de melhorar tanto as propriedades mecânicas como as de corrosão além de diminuir o custo destes aços.⁽¹⁾

As propriedades superiores desses aços são obtidas através da composição química com altos teores de cromo e molibdênio e do tratamento termomecânico durante a conformação mecânica a aproximadamente 1.200°C, originando uma microestrutura balanceada, composta de aproximadamente 50% de ferrita (α) e 50% de austenita (γ),⁽²⁾ com uma quantidade similar de contornos de grão alfa/alfa e gama/gama, e de interfaces alfa/gama.^(3,4)

Os aços inoxidáveis duplex são interessantes nas indústrias de prospecção de petróleo, química, petroquímica, de energia elétrica, papel e celulose devido a combinação das propriedades mecânicas, especialmente o limite de escoamento e a tenacidade, e das propriedades de alta resistência à corrosão por pites e corrosão sob-tensão em meios contendo cloretos.^(2,3,5)

A resistência à corrosão é determinada pela capacidade que AID tem de se passivar no ambiente que estiverem expostos. Essa propriedade é influenciada pelos elementos de liga presentes na composição química do aço, embora outros fatores como tamanho de grão, distribuição e morfologia de inclusões, precipitação de fases e qualidade da superfície também exerçam influência.⁽⁴⁾

Segundo Padilha e Plaut⁽⁶⁾ o número de resistência equivalente à corrosão por pite (PREN) ou somente resistência equivalente à corrosão por pite (PRE), é dado segundo a Equação 1.

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3\% \text{Mo} + 16\% \text{N} \quad (1)$$

Onde as composições são dadas em peso.

Para os aços inoxidáveis duplex, o parâmetro que mede a resistência equivalente à corrosão por pites (PRE) varia entre 35 a 40, enquanto que nos super duplex este valor é superior a 40⁽⁶⁾ o que torna o aço inoxidável super duplex ainda mais resistente a ambientes contendo íons da família dos halogênios, principalmente o íon cloreto.⁽⁷⁾

O aumento da temperatura de solubilização produz um aumento da fração de volumétrica de ferrita,⁽³⁾ juntamente com crescimento dos grãos de ferrita, que tendem a serem equiaxiais, e diminui a anisotropia na morfologia da fase ferrita na matriz. Além disso, o aumento do teor de ferrita leva a redução do cromo e ao aumento níquel na fase ferrita, isto implica que o cromo inicial na ferrita é espalhado sobre um volume maior de ferrita, gerando a diminuição da concentração de cromo na ferrita.⁽⁸⁾

As principais propriedades dos aços inoxidáveis duplex e super duplex estão relacionadas à união do que se tem de melhor entre suas duas fases,⁽⁹⁾ onde a austenita contribui com a tenacidade ao impacto e a ferrita, mais resistente, melhora as características mecânicas e a soldabilidade.⁽¹⁰⁾

Durante tratamento térmico ou processo de soldagem, fases secundárias podem ser formadas no intervalo de temperatura de 300-1.000°C e afetar adversamente as propriedades mecânicas e as de corrosão desses materiais, provocando a formação de zonas empobrecidas em cromo na microestrutura e alteração na composição química.^(11,12) A fase de maior relevância é a fase sigma, porque é deletéria para as propriedades mecânicas e corrosivas.⁽⁶⁾

O efeito da formação de fases intermetálicas sobre as propriedades mecânicas e corrosivas é nocivo devido à distribuição diferenciada dos elementos de liga na fase ferrítica e austenítica.⁽¹²⁾ O Cr e o Mo são retirados da matriz para a formação dessas fases intermetálicas.⁽¹³⁾

Devido à alta taxa de difusão da ferrita, cerca de 100 vezes maior do que a taxa da austenita, e a baixa densidade de empacotamento, tecnicamente todas as precipitações relevantes podem ser encontradas na ferrita.⁽¹⁴⁻¹⁶⁾ A fase sigma é extremamente dura, frágil, não magnética, apresenta uma estrutura tetragonal complexa e causa fragilização quando precipitada na estrutura de um material.^(9,17)

Por ser uma fase rica em cromo, molibdênio e silício,⁽⁵⁾ provoca o empobrecimento desses elementos nas regiões vizinhas, tornando essas regiões mais susceptíveis à formação de pites;⁽¹⁴⁾ forma-se por resfriamento contínuo e lento a partir de 1.000°C, ou por exposição isotérmica no intervalo de 600°C a 1.000°C,^(12,18) sendo mais rápida na faixa de 700°C a 900°C.^(17,18) através de uma reação eutetóide, conforme a Equação 2.



Onde a ferrita (α) decompõe-se em fase sigma (σ) e austenita secundária (γ_2) com disposição lamelar ou então divorciada.^(12,19) A decomposição $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma$ ocorre, pois o cromo e o molibdênio, em determinadas temperaturas são mais estáveis na forma $(Cr, Mo)_x(Ni, Fe)_y$ do que em solução sólida substitucional. A formação da fase σ deixa a matriz ferrítica empobrecida de Cr e Mo,⁽²⁰⁾ e como há Ni dissolvido, a fase austenítica torna-se mais estável ocorrendo uma transformação isotrópica da matriz de ferro: $\alpha \rightarrow \gamma$. A formação de fase sigma dá-se inicialmente ao longo das interfaces ferrita/austenita e/ou nos contornos de grãos ferrita/ferrita e cresce para o interior do grão de ferrita até praticamente o consumo total da ferrita.^(14,17) A formação de fase sigma dá-se inicialmente ao longo das interfaces ferrita/austenita e/ou nos contornos de grãos ferrita/ferrita e cresce para o interior do grão de ferrita até praticamente o consumo total da ferrita.^(14,17)

2 MATERIAL E MÉTODOS

A composição química do material estudado designado pela Unified Numbering System (UNS) como sendo o aço inoxidável super duplex UNS S32520 (UR 52N+), é dada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química (% em massa) do aço estudado

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	N	Cu	O
0,024	0,295	0,867	0,0004	0,0464	24,90	6,50	4,04	0,218	1,399	0,005

As amostras foram cortadas no formato de chapas de 10 x 10 x 5,4 mm, solubilizadas por 30 minutos nas temperaturas de 1.050 ± 5°C, 1.150 ± 5°C e 1.250 ± 5°C, em um forno elétrico da marca Nabertherm, modelo HT 04/17, seguidas de resfriamento rápido em água. As amostras solubilizadas foram envelhecidas a 850 ± 2°C por 5 e 10 minutos, em um forno elétrico da marca EDG Equipamentos tipo mufla, modelo 3000 e resfriadas ao ar.

A preparação das amostras para a caracterização microestrutural incluiu as seguintes etapas: embutimento, lixamento com lixas com granas 180/220/320/600 até 1.200 e polimento com alumina de 0,05 micra.

O ensaio de microdureza Vickers foi feito em um Microdurômetro HV-1000 da marca Digimes, com carga de 0,5 kgf (4,9 N), realizando-se 10 medidas em cada amostra. Para revelar a fase sigma as amostras foram atacadas eletroliticamente em uma solução aquosa de 10% de hidróxido de potássio (KOH), aplicando-se uma tensão de 5V entre 20 e 40 segundos, em seguida as amostras foram lavadas com água e álcool etílico.

A caracterização microestrutural das amostras foi feita com o auxílio de um microscópio óptico da marca Zeiss Jen Vert e um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca Hitachi, modelo TM 3000. A composição química das fases foi estudada através de EDS acoplado ao MEV da marca Shimadzu, modelo SS-550 e a medição da fração volumétrica da fase sigma foi realizada através da análise em microscópio óptico utilizando o software AnalySIS Five. Outra forma de quantificar a fração volumétrica de ferrita (ferromagnética) foi através de um ferritoscópio da marca Fischer e modelo MP30, com limite de detecção 0,1% de ferrita. Foram realizadas 10 medidas em cada amostra.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

As Figuras 1 e 2 mostram um aumento da fração volumétrica da fase ferrita em função do aumento da temperatura de solubilização. Com o aumento das temperaturas de solubilização há um aumento da fração volumétrica da fase ferrita e uma diminuição da fração volumétrica de fase austenita, esse comportamento pode ser explicado pela transformação de $\gamma \rightarrow \alpha$.⁽²¹⁾

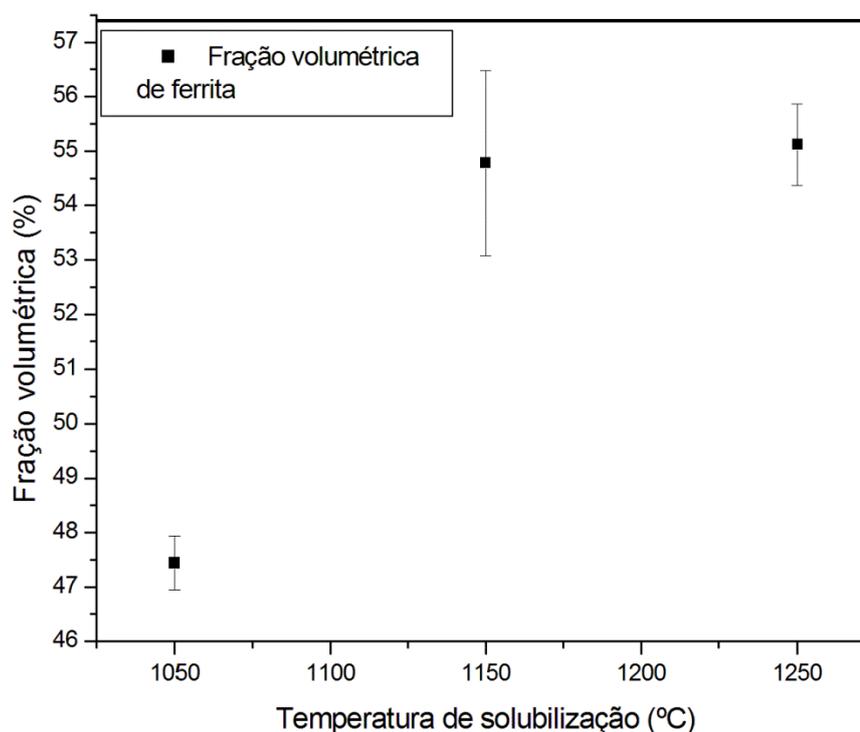


Figura 1. Fração volumétrica de ferrita em função das temperaturas de solubilização de 1.050°C, 1.150°C e 1.250°C. Ferritoscópio.

A Figura 3 mostra a variação da fração volumétrica de ferrita do aço inoxidável super duplex UNS S32520 solubilizado nas temperaturas 1.050°C, 1.150°C e 1.250°C e envelhecido a 850°C por cinco e dez minutos e a Tabela 2 mostra as frações

volumétricas de fase sigma precipitadas durante o envelhecimento nas três temperaturas de solubilização. O aumento do tempo do tratamento térmico de envelhecimento favorece a precipitação de fases secundárias, principalmente a fase sigma, isso foi constatado pelo aumento da fração volumétrica das mesmas. A fração volumétrica de ferrita diminui com o aumento do tempo de envelhecimento, devido à reação eutetóide $\alpha \rightarrow \gamma_2 + \sigma$.⁽¹⁰⁾

As frações volumétricas de fase σ são muito semelhantes para as condições solubilizadas e envelhecidas por 5 e 10 minutos, respectivamente, apresentadas na Tabela 2. Este resultado pode ser explicado devido a influência da temperatura de tratamento térmico de solubilização na formação da fase sigma. Em altas temperaturas de solubilização ocorre o crescimento de grão ferrítico, desde modo reduzindo o número de sítios de nucleação da fase sigma o que reduz tendência para a formação da mesma. Por outro lado, em altas temperaturas, pode ocorrer ferrita de alta temperatura (aumento na fração volumétrica de ferrita), facilitando a formação de fase sigma durante o tratamento térmico de envelhecimento.⁽²²⁾

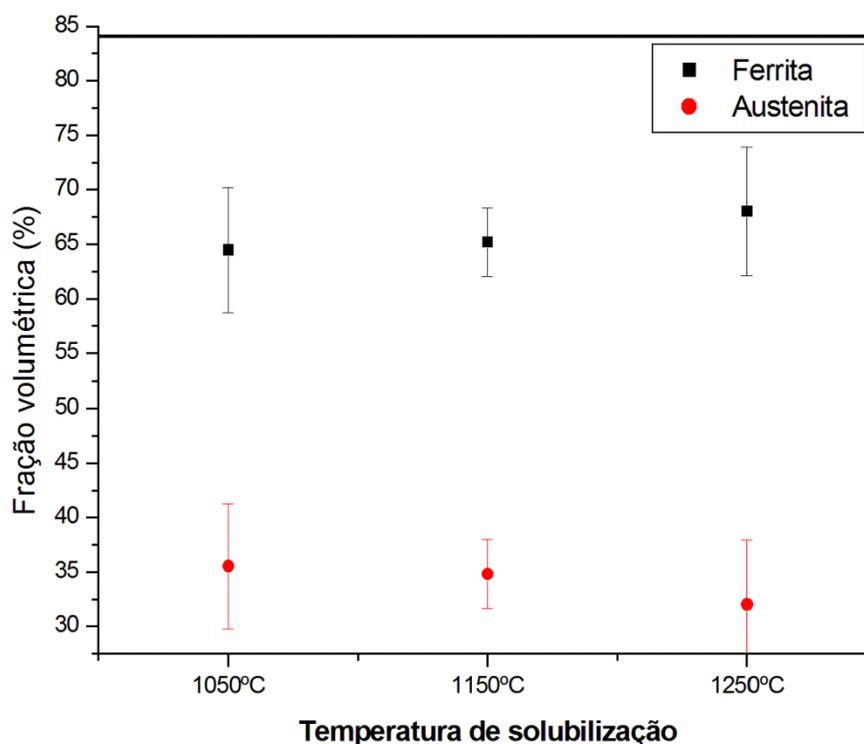


Figura 2. Fração volumétrica das fases ferrita e austenita em função das temperaturas de solubilização de 1.050°C, 1.150°C e 1.250°C. Estereologia quantitativa.

Tabela 2. Fração volumétrica de fase sigma precipitada durante o tratamento térmico de envelhecimento durante cinco e dez minutos. Estereologia quantitativa

Temperatura de solubilização	Tempo de envelhecimento	Fração volumétrica de fase sigma
1.050°C	5 minutos	6,70 ± 1,85
	10 minutos	12,60 ± 2,75
1.150°C	5 minutos	5,76 ± 2,78
	10 minutos	9,71 ± 2,20
1.250°C	5 minutos	6,55 ± 2,83
	10 minutos	10,15 ± 2,33

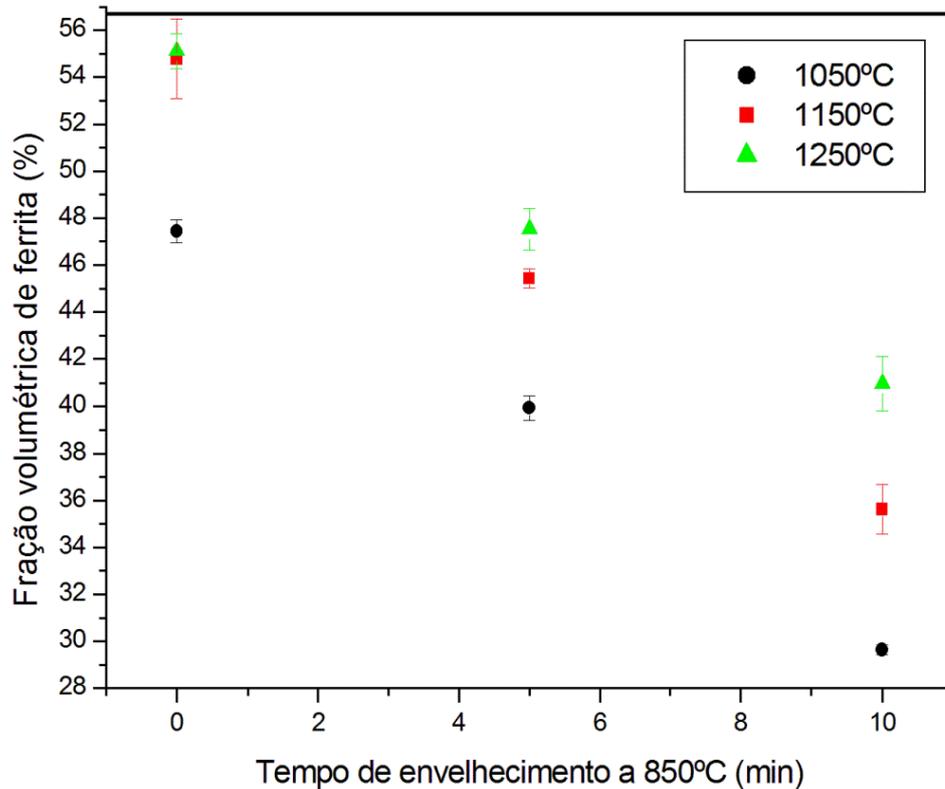


Figura 3. Fração volumétrica de ferrita em função das temperaturas de solubilização de 1.050°C, 1.150°C e 1.250°C e do tempo de envelhecimento a 850°C. Ferritoscópio.

A Figura 4 mostra as micrografias das amostras como-recebida e solubilizadas nas temperaturas de 1.050°C, 1.150°C e 1.250°C. Verifica-se, neste caso, somente presença das fases: ferrita (α) e austenita (γ). A morfologia dos contornos de grão varia gradualmente com a temperatura de solubilização; os grãos evoluem de um formato alongado para um formato equiaxial. O tamanho de grão ferrítico aumenta significativamente com a temperatura, em comparação com o austenítico. Nota-se também no que se refere às transformações de fase, que o aumento da temperatura de solubilização leva a um aumento do percentual de ferrita dentro das amostras. Isto confirma os resultados obtidos pelo ferritoscópio e pela estereologia quantitativa apresentados nas Figuras 1 e 2.

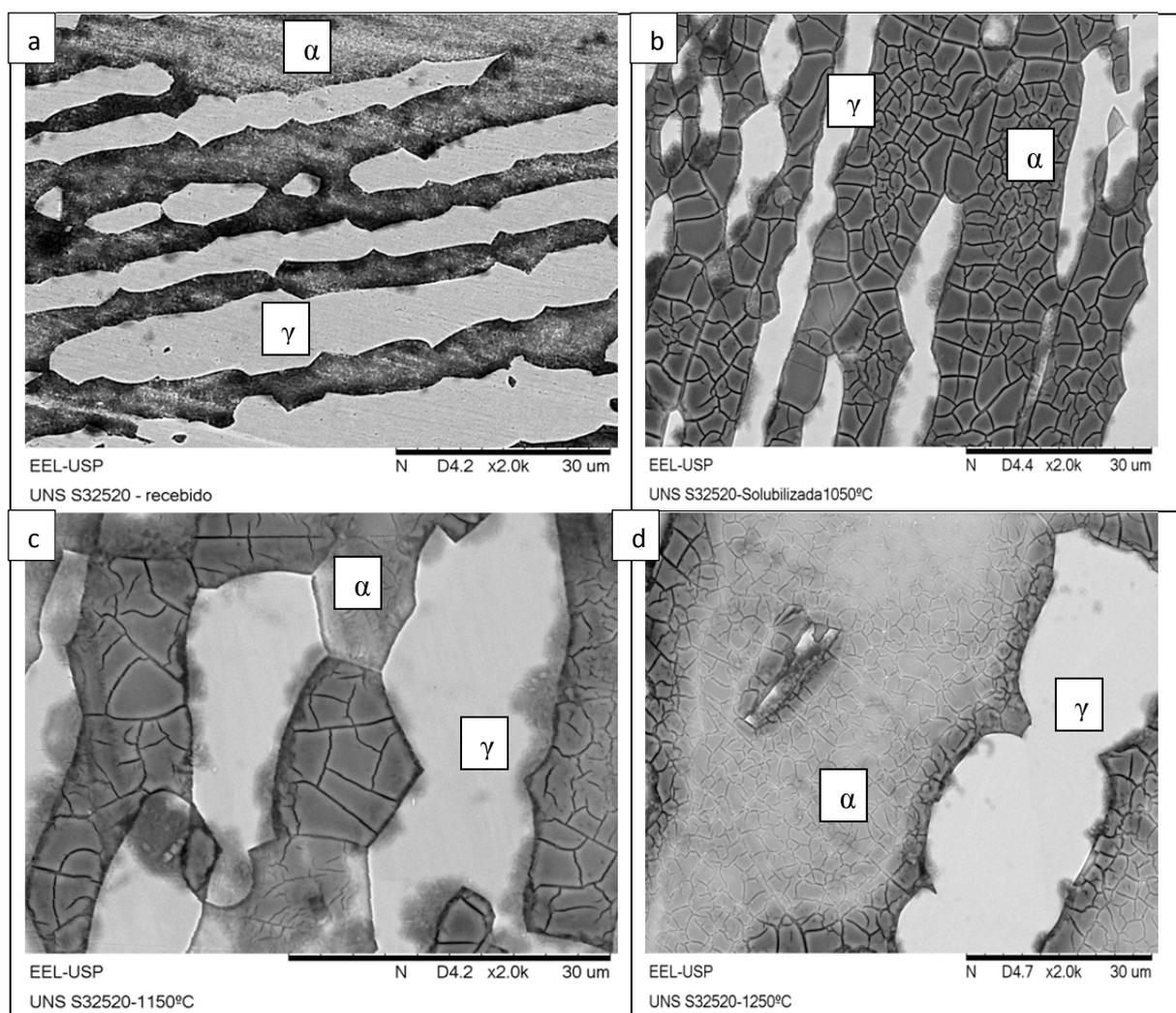


Figura 4. Microscopia Eletrônica de Varredura. Aumento 2000x. Ataque eletrolítico com solução de 10% de KOH. (a) amostra como-recebida, (b) amostra solubilizada na temperatura de 1.050°C, (c) amostra solubilizada na temperatura de 1.150°C e (d) amostra solubilizada na temperatura de 1.250°C.

A Figura 5 mostra as micrografias das amostras solubilizadas nas temperaturas 1.050°C, 1.150°C e 1.250°C e envelhecidas a 850°C por 5 e 10 minutos. Verifica-se a presença das fases: ferrita (α), austenita (γ) e o surgimento das fases sigma (σ). As micrografias confirmam a precipitação de fase sigma de acordo com os resultados obtidos na Figura 3 e na Tabela 2.

Nota-se a precipitação de fase sigma principalmente nos contornos de grão α/α e nas interfaces α/γ . Com o aumento do tempo de envelhecimento há um aumento da quantidade de fase sigma precipitada, o que condiz com os resultados obtidos por ferritoscopia e pela estereologia quantitativa.

A Tabela 3 apresenta a composição química determinada por EDS das condições estudadas. Em todas as condições estudadas observa-se que a fase austenita é mais rica em níquel do que em a fase ferrita; Já a fase ferrita é mais rica em cromo e molibdênio do que a fase austenita, uma vez que o Cr e o Mo são elementos estabilizadores da ferrita, e Ni é um elemento estabilizador da austenita. Esse comportamento condiz com os trabalhos de Escriba, Materna-Morris e Plaut,⁽¹⁵⁾ Escriba et al.,⁽¹⁹⁾ e Tehovnik et al.⁽²¹⁾

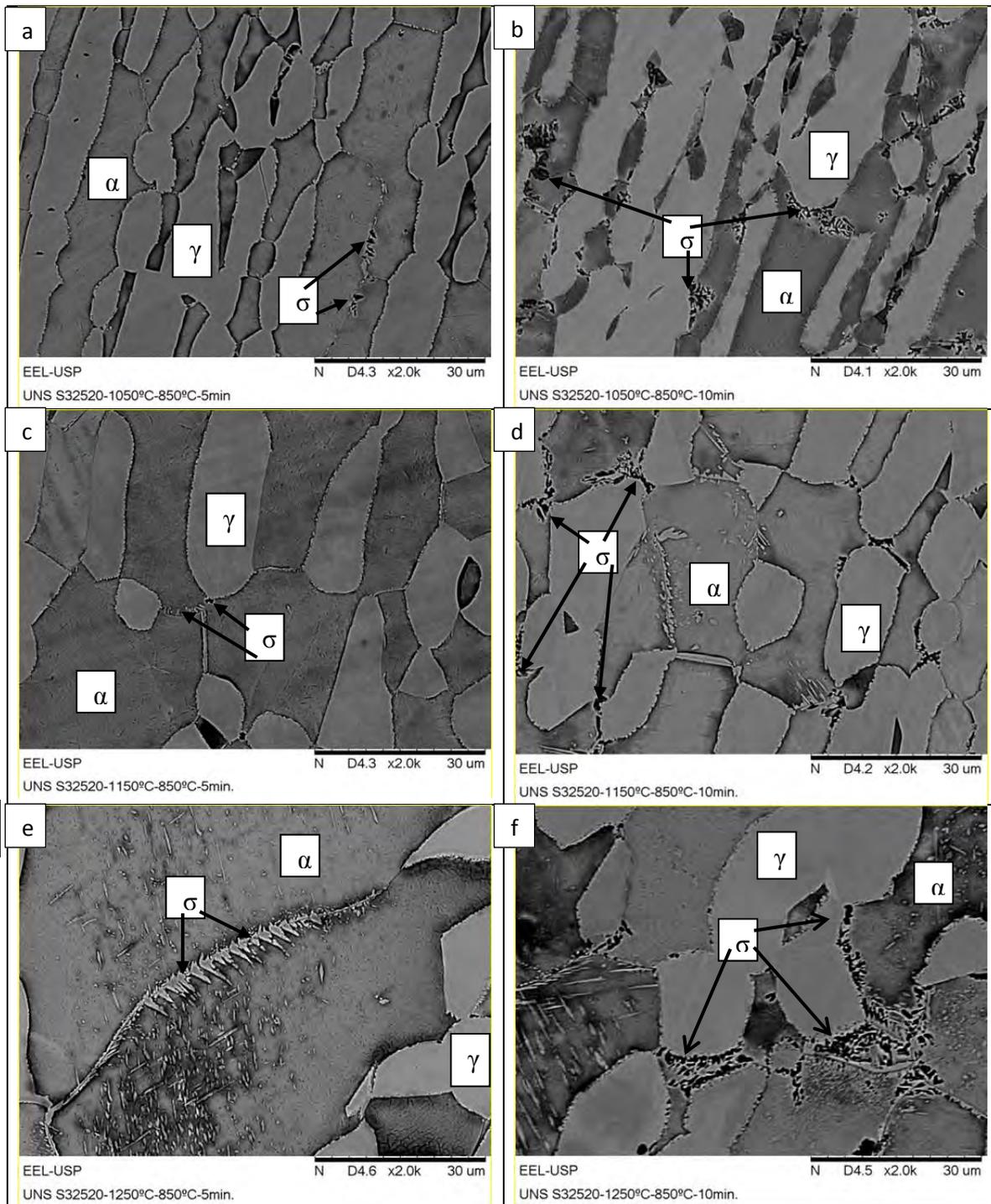


Figura 5. Microscopia Eletrônica de Varredura. Aumento 2000x. Ataque eletrolítico com solução de 10% de KOH. (a) solubilizada a 1050°C e envelhecida a 850°C por 5 minutos, (b) solubilizada a 1.050°C e envelhecida a 850°C por 10 minutos, (c) solubilizada a 1.150°C e envelhecida a 850°C por 5 minutos, (d) solubilizada a 1.150°C e envelhecida a 850°C por 10 minutos, (e) solubilizada a 1.250°C e envelhecida a 850°C por 5 minutos e (f) solubilizada a 1.250°C e envelhecida a 850°C por 10 minutos.

Tabela 3. Composição química das amostras solubilizadas a 1.050°C, 1.150°C e 1.250°C

Condição	Fases	Cr	Mo	Ni	Mn	Si	Fe
Recebido	α	28.364	5.335	5.713	2.077	0.880	58.511
	γ	25.622	3.876	7.652	2.262	0.872	60.588
1.050°C	α	29.383	4.217	5.990	2.456	0.692	57.954
	γ	25.710	3.285	8.359	2.358	0.658	60.288
1.150°C	α	24.922	3.069	7.618	2.863	0.661	61.528
	γ	24.229	2.175	9.282	2.464	0.576	61.850
1.250°C	α	26.151	4.512	4.620	2.657	1.033	61.027
	γ	24.441	3.558	7.119	3.250	0.945	61.632

A Figura 6 mostra a variação da microdureza Vickers do aço inoxidável super duplex UNS S32520 solubilizado nas temperaturas de 1.050°C, 1.150°C e 1.250°C e envelhecida a 850°C por cinco e dez minutos. Na condição como recebido a microdureza Vickers medida foi de 280,51 ± 5,02 HV. Após tratamento térmico de solubilização entre as temperaturas de 1.050°C e 1.250°C observou-se um pequeno aumento da microdureza Vickers devido provavelmente ao endurecimento por solução sólida, resultante do aumento da solubilidade do nitrogênio.⁽¹⁶⁾ Com o tempo de cinco e de dez minutos de envelhecimento a precipitação de fase sigma é insuficiente para afetar a microdureza, comportamento que também foi observado por Tavares et al.⁽²³⁾

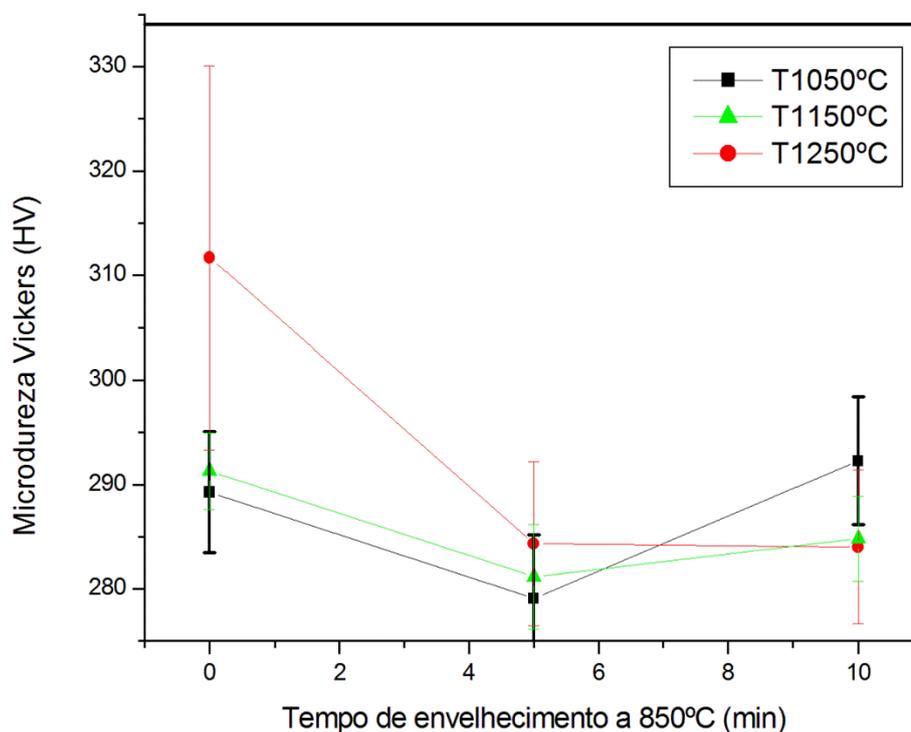


Figura 6. Variação da microdureza Vickers em função das temperaturas de solubilização de 1.050°C, 1.150°C e 1.250°C e do tempo de envelhecimento a 850°C.

4 CONCLUSÕES

Os tratamentos térmicos de solubilização nas temperaturas de 1.050°C, 1.150°C e 1.250°C seguidas de resfriamento rápido em água, foram eficientes em formar a estrutura duplex ferrita-austenita.

Com o aumento da temperatura do tratamento de solubilização ocorre a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, que afeta a quantidade e a morfologia das fases ferrita e austenita. A fração volumétrica de ferrita aumenta e há o crescimento do tamanho de grãos de ferrita, que tendem a ser equiaxiais.

A fase sigma precipita preferencialmente nas interfaces entre as fases ferrítica e austenítica e crescem nos grãos de ferrita.

O tratamento térmico de envelhecimento favoreceu a precipitação de fases secundárias, principalmente a fase sigma, causando a diminuição da fração volumétrica de ferrita com o passar do tempo de envelhecimento.

A quantidade de fase sigma precipitada é insuficiente para afetar a dureza do aço super duplex UNS S32520.

Agradecimentos

Fapemig – Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais.

REFERÊNCIAS

- 1 HERRERA, C. et al. Microstructure and texture of duplex stainless steel after melt-spinning processing. *Materials Characterization*, v. 59, p. 79–83, 2008.
- 2 YOUSEFIEH, M.; SHAMANIAN, M.; SAATCHI, A. Optimization of the pulsed current gas tungsten arc welding (PCGTAW) parameters for corrosion resistance of super duplex stainless steel (UNS S32760) welds using the Taguchi method. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 509, p. 782-788, 2011.
- 3 LI, J. et al. On the behavior of nitrogen in a low-Ni high-Mn super duplex stainless steel. *Materials and Design*, v. 32, p. 2199-2205, 2011.
- 4 SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. *Revista Escola de Minas*, v. 60, n. nº 1, p. 175–181, 2007.
- 5 NILSON, J. O. Overview: Super duplex stainless steels. *Materials Science of Technology*, v. 8, n. 8, p. 685-700, 1992.
- 6 PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L. Chapter 3: Phase transformation and microstructure. In: ALVARES-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREULI, S. *Duplex Stainless Steels*. London: ISTE Ltd and John Wiley & Sons, v. 1, 2009. Cap. 3, p. 115-139.
- 7 ALVAREZ-ARMAS, I. Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys. *Recent Patents on Mechanical Engineering*, v. 1, p. 51-57, 2008.
- 8 LAI, J. K. L.; WONG, K. W.; LI, D. J. Effect of solution treatment on the transformation behaviour of cold-rolled duplex stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, v. 203, p. 356-364, 1995.
- 9 POHL, M.; STORZ, O. Sigma phase in duplex stainless steels. *Zeitschrift für Metallkunde*, v. 95, n. 7, p. 631-638, 2004.
- 10 MARTINS, M.; CASTELETTI, L. C.; HARA, P. L. T. Caracterização microestrutural e comportamento à corrosão do aço inox super duplex ASTM A890 GR 6A. In: 59^o Congresso anual da ABM. São Paulo: [s.n.]. 2004.
- 11 BONOLLO, F.; TIZIANI, A.; FERRO, P. Chapter 4: Welding processes, microstructural evolution and final properties of duplex and superduplex stainless steels. In: ALVARES-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREULI, S. *Duplex Stainless Steels*. London: ISTE Ltd and John Wiley & Sons, v. 1, 2009. Cap. 4, p. 141-159.

- 12 POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitation on the properties of duplex stainless steel. *Materials Characterization*, v. 58, p. 65-71, 2007.
- 13 POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. σ phase morphologies and their effect on mechanical properties of duplex stainless steels. *Zeitschrift für Metallkunde*, v. 99, n. n^o 10, p. 1163-1170, 2008.
- 14 MACHADO, I. F.; PADILHA, A. F. Aging Behaviour of 25Cr–17Mn High Nitrogen Duplex Stainless Steel. *ISIJ International*, v. 40, n. 7, p. 719-724, 2000.
- 15 ESCRIBA, D. M.; MATERNA-MORRIS, E.; PLAUT, R. L. . P. A. F. Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. *Materials Characterization*, 2009.
- 16 RIBEIRO, F. A.; SANTOS, H. Modificações da composição química do aço inoxidável duplex vazado 25Cr-6Ni-3Mo-3Cu para melhoria da resistência à corrosão por picadas. *Ciência & Tecnologia dos Materiais*, v. 21, n. n^o 1/2, p. 68–83, 2009.
- 17 KOBAYASHI, D. Y.; WOLYNEC, S. Evaluation of the Low Corrosion Resistant Phase Formed During the Sigma Phase Precipitation in Duplex Stainless Steels. *Materials Research*, v. 2, p. 239-247, 1999.
- 18 VILLANUEVA, D. M. E. et al. Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: austenitic, superferritic and duplex. *Materials Science and Engineering A*, v. 22, n. 9, p. 1098-1104, 2006.
- 19 ESCRIBA, D. M. et al. Intermetallic Phase Precipitation in Duplex Stainless Steels during High Temperature Exposition. *Materials Science Forum*, v. 636-637, p. 478-484, 2010.
- 20 MAGNABOSCO, R. Kinetics of Sigma Phase Formation in a Duplex Stainless Steel. *Materials Research*, v. 12, p. 321-327, 2009.
- 21 TEHOVNIK, F. et al. Microstructure Evolution in SAF 2507 Super Duplex Stainless Steel. *Materials and technology*, v. 45, n. 4, p. 339–345, 2011.
- 22 BADJI, R. et al. Effect of solution treatment temperature on the precipitation kinetic of σ -phase in 2205 duplex stainless steel welds. *Materials Science and Engineering A*, v. 496, p. 447– 454, 2008.
- 23 TAVARES, S. S. M. et al. Detecção de pequenos teores de fase sigma e avaliação de seus efeitos na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S31803. *Engevista (UFF)*, v. 8, p. 77-82, 2006.