



SEGREGAÇÃO E MICROESTRUTURA DE REVESTIMENTOS DISSIMILARES COM A SUPERLIGA HASTELLOY C276¹

*Cleiton Carvalho Silva²
 Conrado Ramos Moreira Afonso³
 Helio Cordeiro de Miranda²
 Antonio José Ramirez⁴
 Jesualdo Pereira Farias²*

Resumo

O presente trabalho investigou a microestrutura de revestimentos dissimilares depositados por soldagem com a liga Hastelloy C276 sobre substratos de aço ASTM A516-Gr60. Utilizou-se o processo de soldagem TIG com alimentação de arame frio. A caracterização microestrutural foi realizada através de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura (MEV), microscopia eletrônica de transmissão (MET), espectroscopia de energia dispersiva de raio-X (EDS) e difração de raio-X (DRX). Os resultados mostraram haver uma forte segregação de elementos durante a solidificação, especialmente Mo e W. Esta microsegregação causou o enriquecimento do líquido ao final da solidificação, resultando na formação de fases secundárias ricas em Mo. Estas fases secundárias foram identificadas como sendo fase P, fase μ e fase σ .

Palavras-chave: Soldagem dissimilar; Hastelloy C276; TIG; Microestrutura.

MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF DISSIMILAR WELD OVERLAYS BETWEEN HASTELLOY C276 AND ASTM A516 Gr 60 STEEL

Abstract. The aim of this work was to evaluate the microstructure of dissimilar weld overlays between Hastelloy C276 and ASTM A516-Gr60 steel. The GTAW cold wire feed process was used. The microstructural characterization was carried out by light microscopy, scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), energy dispersive spectroscopy (EDS) and X-ray diffraction (XRD). The results shown that there is a strong segregation of some chemical elements during solidification process which cause a enrichment of the metal liquid in the end stage of solidification, resulting in secondary phases rich in Mo. Theses phases were identified as P-phase, μ -phase and σ -phase.

Keywords: Dissimilar welding; Hastelloy C276; TIG; Microstructure.

¹ *Contribuição técnica ao 66º Congresso Anual da ABM, 18 a 22 de julho de 2011, São Paulo, SP, Brasil.*

² *Dr., Universidade Federal do Ceará, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.*

³ *Dr., Universidade Federal de São Carlos, Departamento de Engenharia de Materiais.*

⁴ *Dr., Laboratório Nacional de Luz Síncrotron, Laboratório de Microscopia Eletrônica.*

1 INTRODUÇÃO

Ligas à base de níquel têm boa resistência à corrosão em uma ampla gama de meios corrosivos, possuindo grande aplicabilidade em vários setores industriais como química, petroquímica, papel e celulose, nuclear e petróleo e gás.⁽¹⁻³⁾ Dentre as variações de ligas à base de níquel, a classe Ni-Cr-Mo é considerada a mais indicada para ambiente de corrosão severa, especialmente devido a sua alta resistência à corrosão localizada.⁽⁴⁾ Inserida dentro desta classe encontra-se a liga Hastelloy C276, que constitui uma liga com altas concentrações de Cr e Mo, além da adição de W, a qual tem sido aplicada com sucesso no campo de engenharia química devido a sua satisfatória resistência à corrosão em HCl.⁽⁵⁾

O Cr tem um papel fundamental nestas ligas, tendo em vista que a passividade da liga e, conseqüentemente, sua resistência à corrosão é devido principalmente à formação de uma fina camada de óxido rica em Cr.⁽⁴⁾ Adições de Mo melhoram a resistência à corrosão por pites e por frestas, especialmente em meios contendo cloretos, como ambientes marinhos.^(6,7)

Estas características são válidas para condições de fornecimento de chapas, tubos, e outros produtos em condições solubilizadas. No entanto, em condições brutas de solidificação como no caso da fundição e da soldagem, alterações metalúrgicas decorrentes de fenômenos relacionados à solidificação das ligas são observados e podem comprometer o seu comportamento, especialmente resistência à corrosão. A segregação de elementos durante a solidificação em soldas pode resultar em fortes gradientes de composição química ao longo da microestrutura, bem como promover a formação de fases secundárias.^(8,9)

Baseada nestas questões torna-se importante conhecer a distribuição da composição química e a evolução da microestrutura durante a solidificação destas ligas, visto que a deposição de revestimentos por soldagem tem se tornado extremamente atrativa para importantes setores da indústria, como o setor de petróleo e gás, em que muitos equipamentos e dutos operam sob severas condições de serviço. Esta atratividade se deve a significativa redução de custos alcançada com a diminuição da quantidade de material nobre usada na soldagem quando comparada a fabricação do componente maciço. No entanto, deve-se garantir que a liga (revestimento) após a deposição apresente bom comportamento em serviço, o que está intrinsecamente relacionada com a microestrutura e composição química. Desta forma, o objetivo do presente trabalho foi investigar a distribuição da composição química devido à segregação e a microestrutura resultante em revestimentos dissimilares depositados por soldagem com a liga Hastelloy C276 sobre substratos de aço ASTM A516-Gr60.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O metal de adição usado para a deposição da camada de revestimento foi o arame AWS ER-NiCrMo-4 com 1,2 mm de diâmetro, o qual corresponde à liga Hastelloy C276. Como substrato foi utilizado o aço ASTM A516 Gr.60, o qual é empregado na construção de equipamentos para indústrias químicas, petroquímicas e de petróleo e gás. A composição química de ambos os materiais encontra-se na Tabela 1. A deposição por soldagem foi realizada através do processo TIG com alimentação de arame frio. Utilizou-se um eletrodo de tungstênio dopado com tório, com 4 mm de diâmetro. O gás de proteção utilizado foi uma mistura de Argônio com 30% de Hélio.

Tabela 1. Composição química do metal de adição e metal de base

Item	Composição química (% peso)							
	Ni	C	Cr	Mo	W	Fe	Mn	Si
AWS ER NiCrMo-4 (Hastelloy C276 [®])	56,80	0,002	16,13	16,28	3,38	6,07	0,52	0,03
ASTM A516 Gr. 60	Ni	C	Cr	Mo	Fe	Al	Mn	Si
	0,01	0,15	0,02	0,01	Bal.	0,02	0,95	0,2

A deposição foi realizada numa bancada robotizada. Foi utilizada uma fonte eletrônica de soldagem multiprocessado com sistema de aquisição de dados para monitorar os valores de tensão e corrente durante a realização das soldagens. Os parâmetros de soldagem empregados na deposição da camada foram: corrente eficaz (I_{ef}) de 334A; tensão eficaz (U_{ef}) de 23 V; velocidade de soldagem (V_s) de 21 cm/min; energia de soldagem (E) de 13 kJ/cm; velocidade de alimentação (V_{alim}) de 9,5 m/min; distância da ponta do eletrodo à peça (DPEP) igual a 10 mm; ângulo da ponta do eletrodo (α) de 50°; ângulo de alimentação do arame de 50°; distância da ponta do arame à peça (DPAP) igual a 3,0 mm e vazão de gás de proteção de 15 l/min. Foi considerada uma eficiência de arco para o processo TIG de 0,6.

Após as soldagens foram extraídas amostras para preparação metalográfica convencional através de lixamento e polimento mecânico. A revelação da microestrutura foi conseguida através de ataque eletrolítico utilizando-se uma solução de ácido crômico 10%, tensão de 2,0 V e tempo de ataque de 15 segundos. A caracterização foi realizada através da técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Amostras de lâmina fina foram também extraídas do metal de solda e preparadas segundo a técnica de secção transversal para posterior observação em microscopia eletrônica de transmissão (MET). Análises químicas de espectroscopia de energia dispersiva de raio-X (EDS) foram realizadas em ambas as técnicas de microscopia.

Também foram realizadas análises de difração de raio-X. A amostra avaliada consistiu de um pó obtido pela técnica de extração de precipitados, na qual a matriz é dissolvida, restando somente as partículas. O procedimento para extração seguiu a recomendação da norma ASTM E963-00. Os parâmetros utilizados para a medida foram: tubo de Co, intervalo de varredura entre os ângulos 20° e 120°, passo de 0,02° e tempo por passo 3 s.

3 RESULTADOS

A microestrutura do revestimento depositado com a liga C276 foi constituída por uma matriz γ e precipitados interdendríticos e intergranulares, como mostra a Figura 1. O comportamento da distribuição de elementos químicos ao longo dos braços de dendrita primária e secundária da matriz foi avaliado através de análise de EDS. A Figura 2a apresenta o perfil de composição química ao longo de inúmeros braços de dendritas secundárias na região indicada na Figura 2b. É possível observar nas regiões interdendríticas um empobrecimento dos elementos Ni e Fe, enquanto que o Mo encontra-se enriquecido nestas regiões. Quanto ao Cr e ao W nenhuma alteração significativa foi observada. Já para a região do centro dos braços de dendritas é observado um comportamento inverso ao destacado anteriormente, com um aumento dos teores de Ni e Fe e uma queda na concentração do Mo. As linhas na vertical sobre a Figura 2a indicam as regiões do centro das dendritas.

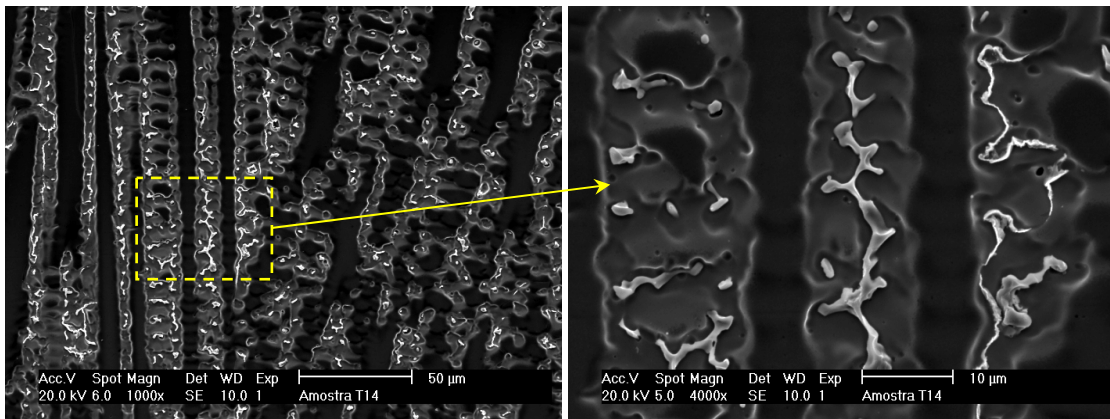


Figura 1. Microestrutura bruta de solidificação de um revestimento dissimilar entra a liga Hastelloy C276 e um substrato de aço C-Mn.

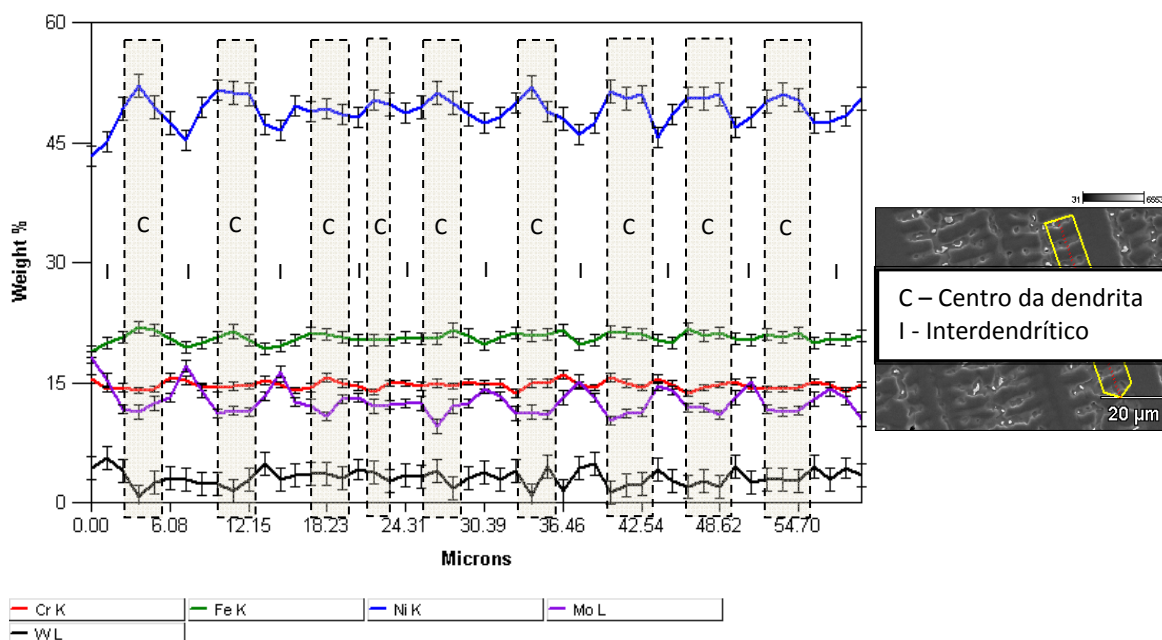


Figura 2. Perfil de composição química ao longo dos braços de dendritas secundárias

Após avaliar a distribuição dos elementos ao longo das dendritas, procedeu-se a avaliação dos precipitados presentes nas regiões interdendríticas. A Figura 3 mostra o mapeamento químico obtido por EDS sobre um destes precipitados. Os resultados indicaram que no precipitado ocorreu uma redução nos teores de Ni e Fe enquanto que a concentração do Mo aumentou significativamente. O Cr não sofreu alteração em termos de distribuição, indicando não possuir qualquer preferência de partição para a matriz ou precipitado. Quanto ao W, devido seu pequeno percentual na liga, não foi possível observar nenhuma distribuição preferencial na análise de mapeamento químico por EDS. No entanto, análises pontuais demonstraram haver um aumento da concentração de W no precipitado. Resultados semelhantes foram verificados para outras fases avaliadas tanto na região de crescimento celular-dendrítico quanto na região dendrítica. Tais resultados indicam que as fases secundárias formadas durante a solidificação dos revestimentos depositados com a liga C276 são ricas principalmente em Mo.

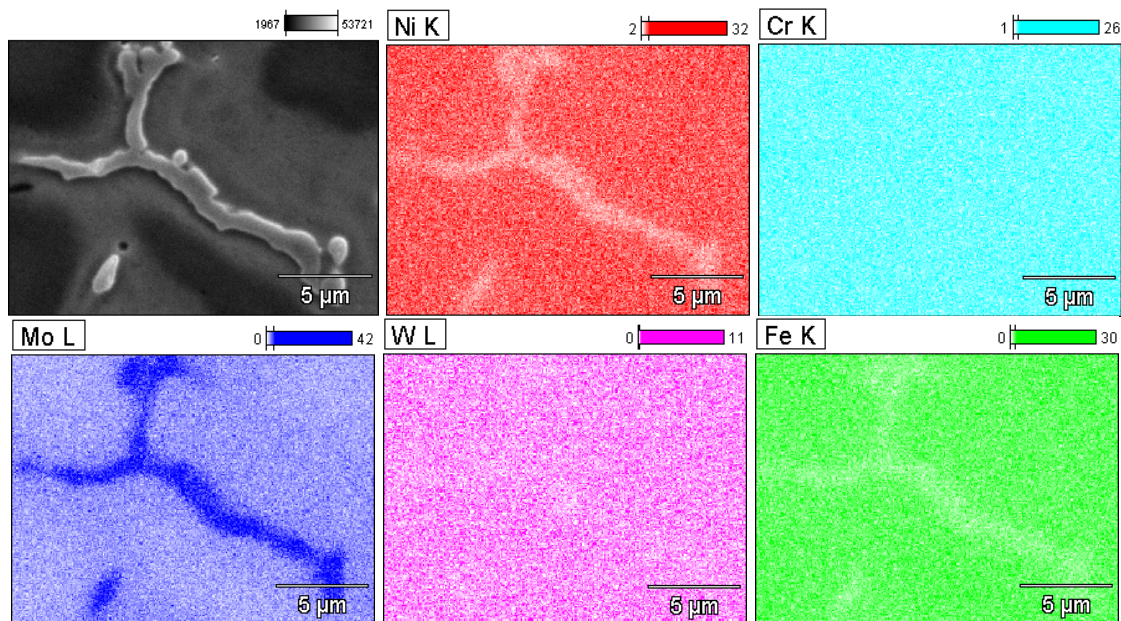


Figura 3. Mapeamento químico de um precipitado presente no metal de solda.

Para caracterizar precisamente os precipitados foram realizadas análises de MET. A Figura 4 apresenta uma imagem obtida em campo claro de uma fase secundária alongada, a qual se assemelha às fases presentes nos volumes intercelulares e interdendríticos apresentadas anteriormente nas análises de MEV. Observam-se nesta imagem algumas imperfeições semelhantes a contornos de grão, as quais podem ser um indicativo de que estas fases alongadas não são formadas por um único cristal, mas sim constituídas por diversos grãos. O padrão de difração de área selecionada mostrado na Figura 4b permitiu identificar inequivocamente o precipitado como sendo fase P, com estrutura cristalina ortorrômbica, grupo espacial Pbnm e parâmetros de rede: $a = 0,907$ nm; $b = 1,701$ nm e $c = 0,474$ nm. A análise da composição química do precipitado obtida via EDS é apresentada na Figura 4c. O resultado indicou teores muito semelhantes entre o Ni, o Cr e o Fe, sendo aproximadamente 12%, um expressivo aumento do teor de Mo (53,8%) e ainda um aumento do teor de W (7,2%).

Também foram realizadas análises de difração de raio-X a partir de pós constituídos de precipitados produzido segundo a técnica de extração de precipitados descrita na metodologia do presente trabalho. Os resultados da difração de raios-X estão apresentados na Figura 5. É possível observar uma grande predominância de picos indexados como fase P, indicando que esta fase seja a principal fase secundária precipitada na microestrutura dos revestimentos soldados com a liga C276 devido a solidificação do metal líquido. Também foi verificada a presença de picos referentes à fase μ e à fase σ . Destaca-se que em alguns casos houve uma sobreposição de picos entre a fase P e a fase μ , bem como entre a fase P e a fase σ . Além disso, resíduos da matriz γ presentes nos pós avaliados resultaram na formação de picos desta fase com grande intensidade.

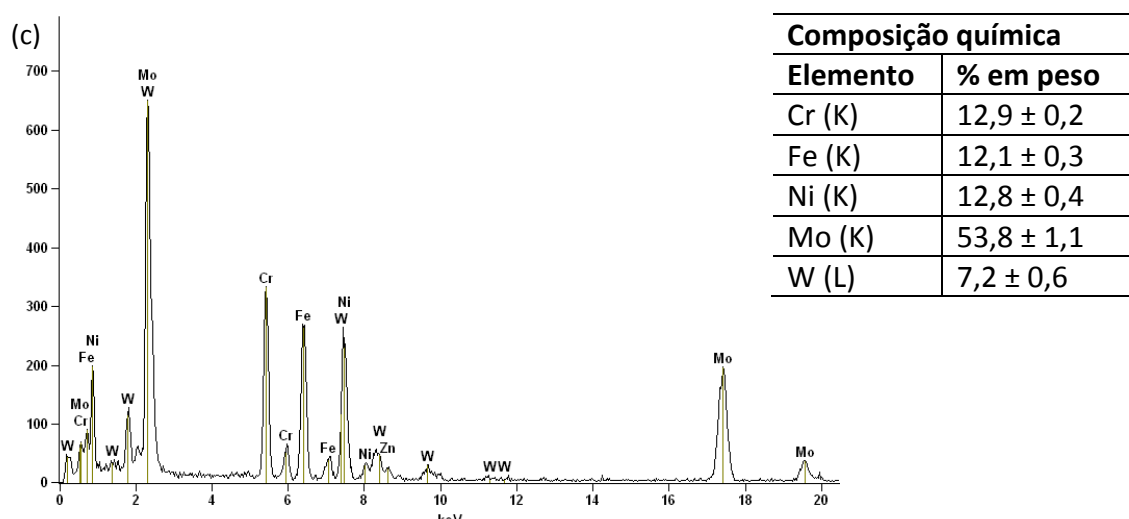
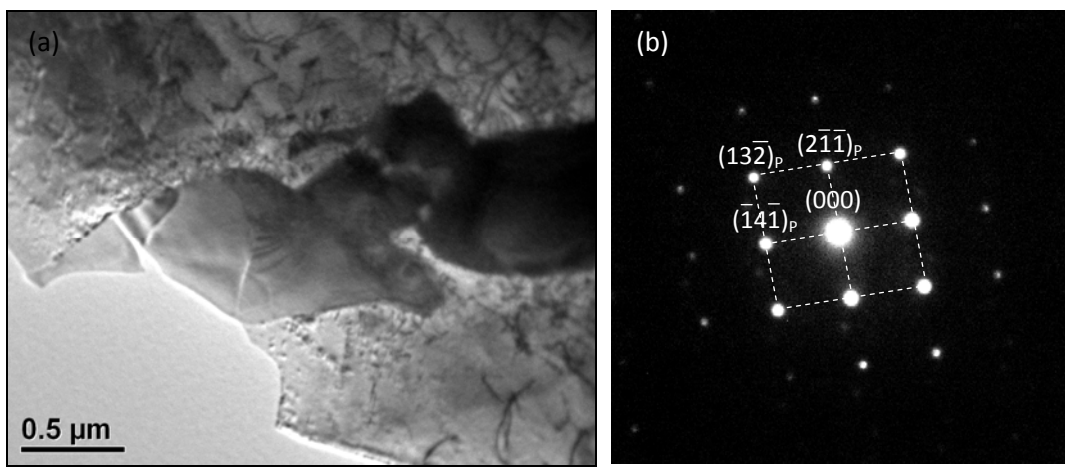


Figura 4. (a) Imagem de MET em campo claro – Fase P; (b) Padrão de difração de área selecionada do precipitado segundo o eixo de zona [537]; (c) Análise química obtida por EDS. Amostra T14.

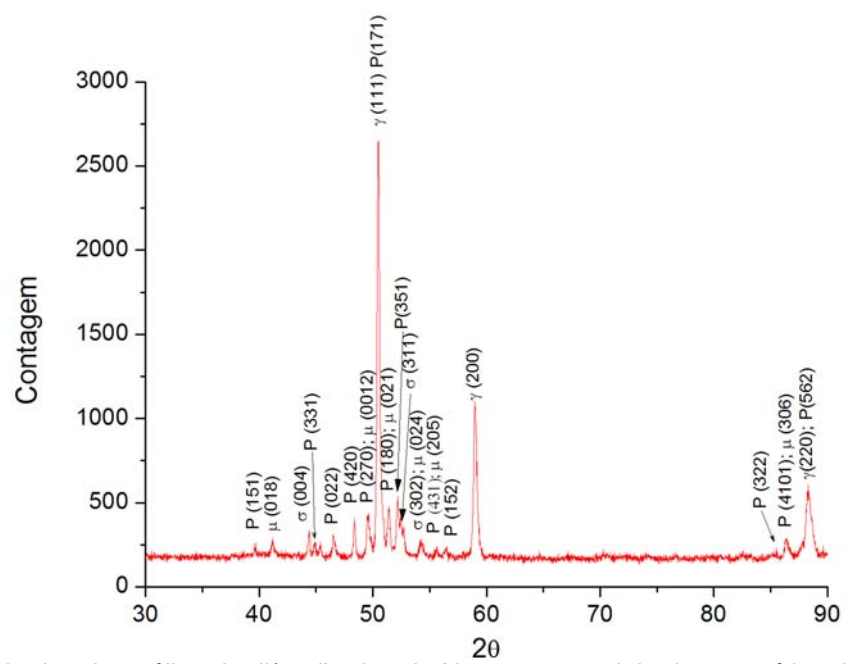


Figura 5. Resultados da análise de difração de raio-X para os precipitados extraídos da matriz.

4 DISCUSSÃO

Verifica-se que o Ni e o Fe apresentam $k > 1$ em ambas as amostras, indicando que estes elementos segregam no sentido de enriquecer o sólido. O Cr apresentou um coeficiente $k = 1$, indicando que este não apresentou nenhuma tendência para segregação. O Mo apresentou uma forte tendência a segregar para o líquido durante a solidificação, caracterizado pelo valor de $k < 1$. Quanto ao W, este apresentou uma pequena tendência a segregar para o líquido, semelhante ao observado para o Mo, no entanto, devido ao grande desvio padrão apresentado para o percentual deste elemento, torna-se difícil afirmar com base somente no valor de k que a segregação ocorre realmente do sólido para o líquido. Contudo, como será apresentado adiante, as fases secundárias formadas ao final da solidificação apresentaram elevados teores de W, podendo ser um indicativo de que o líquido residual estaria rico em W e, portanto, confirmaria que o W segrega para o líquido.

Devido à segregação dos elementos Mo e W para o líquido interdendrítico durante a solidificação do metal líquido, tais regiões com o desenvolvimento da transformação do líquido em sólido tornam-se supersaturadas nestes elementos, alterando o equilíbrio termodinâmico e a cinética de transformação, o que pode resultar no surgimento de novas fases nos volumes interdendríticos.

De fato, estas alterações composicionais decorrentes da expulsão do Mo e do W do sólido para o líquido, propiciou a formação das partículas de precipitados observadas nas micrografias anteriormente apresentadas. A composição química média destes precipitados obtida por análise pontual de EDS é apresentada na Tabela 2. Conforme verificado, o principal elemento formador destes precipitados é o Mo, correspondendo a 50%. Observou-se ainda o aumento do teor de W no precipitado. Segundo a literatura, o Mo é um forte formador de fases TCP, tais como σ , P e μ , podendo gerar uma microestrutura bastante complexa formada por diversas fases.

Diversos autores têm investigado a microestrutura de ligas Ni-Cr-Mo com adição de W, a exemplo da liga C276. Raghavan, Berkowitz e Scanlon⁽¹⁰⁾ foram pioneiros no estudo da microestrutura da liga C276. Em um trabalho sobre o envelhecimento desta liga nas temperaturas de 650°C e 900°C foi verificada a formação de três tipos de fase: μ , P e M6C. A composição química das fases TCP ricas em Mo encontradas por Raghavan, Berkowitz e Scanlon⁽¹⁰⁾ são apresentadas na Tabela 2.

Tabela 2. Composição química média dos precipitados formados na Liga C276

Fases	Concentração (% em peso)					
	Ni	Cr	Mo	W	Fe	
Precipitados (Liga C276)	18,3 ± 0,2	14,5 ± 0,2	50,7 ± 0,5	5,5 ± 0,3	11,0 ± 0,2	
Raghavan, Berkowitz e Scanlon ⁽¹⁰⁾ (Liga NiCrMo)	P	27,6	13,3	48,0	4,0	4,9
	μ	28,0	11,0	49,5	7,5	2,0
Cieslak, Headley e Romig Junior ⁽¹¹⁾ (Liga C276)	P	33,5 ± 0,6	15,7 ± 0,6	39,7 ± 1,5	6,5 ± 1,6	3,7 ± 0,2
	μ	33,2 ± 0,8	15,2 ± 0,9	40,9 ± 0,6	6,2 ± 1,6	3,5 ± 0,3

Outro importante trabalho sobre a liga C276 foi desenvolvido por Cieslak, Headley e Romig Junior⁽¹¹⁾ no qual os autores estudaram os aspectos metalúrgicos da soldagem de diversas ligas a base de níquel, dentre elas a liga C276. Os autores

verificaram somente a formação de fase μ e fase P, cujas composições químicas encontram-se presentes na Tabela 2. Como pode ser observado, a composição química de ambas as fases são muito semelhantes, o que dificulta sua diferenciação somente por análise química.

Raghavan, Berkowitz e Scanlon⁽¹⁰⁾ reforçam que as fases μ e P não podem ser identificadas somente através da análise da sua composição. Além disso, a composição química das fases TCP pode ser bastante complexa, sendo influenciada pela composição química da liga e pela forma como estas precipitaram, se durante a solidificação (como no caso da soldagem ou fundição) ou por envelhecimento (como no caso de tratamentos térmicos ou mesmo operação em alta temperatura). Por este motivo, as análises de microscopia eletrônica de transmissão e difração de raio-X foram fundamentais para possibilitar a identificação das fases TCP.

Os resultados das análises de difração de elétrons realizadas no MET somente identificaram fases P, como mostrado anteriormente. No entanto, é válido ressaltar que no processo de indexação foram testadas como hipótese todas as fases TCP's possíveis para o sistema Ni-Cr-Mo, como a fase σ e a fase μ . Contudo, nos casos apresentados considerando os resultados obtidos por MET na liga C276, não houve resposta positiva para estas fases, sendo os padrões indexados para a fase P. O resultado das análises químicas de EDS realizadas no MET mostrou um comportamento semelhante aos demais observados, com o teor de Mo aproximadamente 50% e um aumento do teor de W (5,0 %).

Como visto nas análises de composição química, considerável quantidade de elementos secundários como o Fe e o W tem participado da formação da fase P, a qual possui fórmula química do tipo $Cr_9Ni_{20}Mo_{21}$. Outros autores também têm observado comportamento semelhante em ligas comerciais com adição de W e/ou Fe.^(11,12) Baseado nesta observação, CIESLAK *et al.*⁽¹¹⁾ propuseram um conjunto de equações para incorporar os efeitos destes elementos sobre a microestrutura, analogamente aos conceitos de Cr_{eq} e Ni_{eq} proposto para os aços inoxidáveis cujo objetivo é prever o modo de solidificação e a estabilidade de fases em temperatura ambiente.⁽¹³⁾

Segundo Cieslak, Headley e Romig Junior⁽¹¹⁾ a equação Mo_{eq} (Eq. I) considera o efeito do W similar ao do Mo devido a sua natureza refratária, estrutura cristalina CCC, similaridades em termos de ligação química e por sua preferencial segregação, migrando preferencialmente para a formação de fases TCP. Esta consideração é suportada pelas observações de Raghavan, Berkowitz e Scanlon⁽¹⁰⁾ para a formação de fases P e μ . A equação para o Ni_{eq} (Eq. II) combina os efeitos do Ni e do Fe, visto que estes elementos possuem similaridades em termos de coeficiente de partição, permanecendo preferencialmente na matriz γ . Além disso, ambos possuem estrutura cristalina CFC (em alta temperatura). Para o Ni_{eq} também são consideradas as concentrações dos demais elementos presentes na matriz. O Cr possui característica distinta dos demais, não apresentando preferencial partição, ou seja, sua concentração praticamente não varia entre matriz e precipitado. Por isso, a Equação III é composta somente pelo percentual de Cr.

$$Mo_{eq} = \%Mo + \%W \quad \text{Eq. I}$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + \%Fe + \sum \%X_i \quad \text{Eq. II}$$

$$Cr_{eq} = \%Cr \quad \text{Eq. III}$$

Onde: $\sum X_i$ é o somatório dos percentuais dos demais elementos minoritários presentes na liga.

Com base na análise de EDS, verificou-se que o percentual atômico dos precipitados variou entre 17,2 e 19,1% para o Cr; 17,7 a 25,8% para o Ni; 14,3 a 16,9% para o Fe; 41,3 a 43,3% para o Mo e 2,2 a 3,0% para o W. Baseado nas equações acima, temos que o Cr_{eq} foi 18,1%, o Ni_{eq} foi 37,4 e o Mo_{eq} foi 44,6% (Considerando valores médios de percentual atômico), o qual está em boa concordância com o reportado por Shoemaker, Shoemaker e Wilson⁽¹⁴⁾ $Cr_{18}Ni_{40}Mo_{42}$.

5 CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos e apresentados no presente trabalho sobre a distribuição da composição química devido à segregação e a microestrutura resultante em revestimentos dissimilares com a liga Hastelloy C276 depositadas pelo processo TIG com alimentação automática de arame frio, foi possível concluir que:

- Os elementos Ni, Cr, Mo, Fe e W apresentam comportamentos de segregação distintos, sendo que o Mo apresenta uma forte segregação para a região interdendrítica, enquanto Fe e Ni segregam para o centro das dendritas. O Cr não apresenta indícios de segregação, mantendo-se uniforme ao longo da microestrutura. O W apresenta indícios de segregação para a região interdendrítica.
- A segregação do Mo a W para a região interdendrítica tem forte influência no desenvolvimento microestrutural da liga Hastelloy C276 durante a solidificação devido à promoção das fases secundárias ricas em Mo.
- A microestrutura dos revestimentos depositados com a liga Hastelloy C276 foi constituída por uma matriz γ e fases secundárias ricas em Mo, principalmente as fases P e μ , e em menor quantidade, a fase σ .

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao Laboratório de Engenharia de Soldagem – Engesolda da UFC. Ao Laboratório de Microscopia Eletrônica - LME do Laboratório Nacional de Luz Síncrotron LNLS pelo suporte nas análises de MET usando o Microscópio Jeol JEM 2100 HTP e MEV com o Microscópio Jeol JSM 5900 LV. À Petrobras pela colaboração no desenvolvimento deste projeto. E aos órgãos de fomento CNPq, Finep e Capes pelo suporte financeiro e concessão de bolsa.

REFERÊNCIAS

- 1 BAKER, B.A. Nickel-Base Alloys to Address High Temperature Corrosion Issues in the Chemical Processing and Petrochemical Industries. CORROSION 2006, NACE International, Paper No. 229.
- 2 YIN, Z.F., ZHAO, W.Z., LAI, W.Y., ZHAO X.H. Electrochemical behaviour of Ni-base alloys exposed under oil/gas field environments. Corrosion Science, v. 51, p. 1702–1706, 2009.
- 3 KAWAKITA, J., KURODA, S., FUKUSHIMA, T., KODAMA, T. Corrosion resistance of HVOF sprayed HastelloyC nickel base alloy in seawater. Corrosion Science, v. 45, p. 2819–2835, 2003.



- 4 LLOYD, A.C., NOËL, J.J., MCINTYRE, S., SHOESMITH D. W. Cr, Mo and W alloying additions in Ni and their effect on passivity. *Electrochimica Acta*, v. 49, p. 3015–3027, 2004.
- 5 ZHANG, Q., TANG, R., YIN, K., LUO, X, ZHANG, L. Corrosion behavior of Hastelloy C-276 in supercritical water. *Corrosion Science*, v. 51, p. 2092–2097, 2009.
- 6 McCAFFERTY, E., BOGAR, F.D., THOMAS, E.D., CREEGAN, C.A., LUCAS, K.E., KAZNOFF, A.I. Crevice corrosion propagation on alloy 625 and alloy C276 in natural seawater. *Corrosion*, v. 53, n. 10, p. 755-761, 1997.
- 7 GHOSH, S. RAMGOPAL, T. Effect of chloride and phosphoric acid on the corrosion of alloy C-276, UNS N08028 and UNS N08367. *Corrosion*, v. 61, n. 6, p. 609-619, 2005.
- 8 DUPONT, J. N., BANOVIC, S. W., MARDER, A. R. Microstructural Evolution and Weldability of Dissimilar Welds between a Super Austenitic Stainless Steel and Nickel-Based Alloys. *Welding Journal*, v. 82, n. 6, pp. 125-56, 2003.
- 9 PERRICONE, M. J., DUPONT, J. N. Effect of composition on the solidification behavior of several Ni-Cr-Mo and Fe-Ni-Cr-Mo alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 37A, n. 4, p. 1267-1280, apr. 2006.
- 10 RAGHAVAN, M., BERKOWITZ, B. J., SCANLON, J. C. Electron Microscopic Analysis of Heterogeneous Precipitates in Hastelloy C-276. *Metallurgical Transactions A*. v. 13A, p. 979–984, 1982.
- 11 CIESLAK, M.J., HEADLEY, T.J., ROMIG Jr., A.D. The welding metallurgy of HASTELLOY alloys C-4, C-22, and C-276. *Metallurgical Transactions A*. v. 17A, p. 2035–2047, 1986.
- 12 PAN, Y. -M., DUNN, D. S., CRAGNOLINO, G. A. Topologically close-packed phase precipitation and thermal stability in alloy 22. *Metallurgical and Materials Transactions A*. v. 36, n. 5, p. 1143-1151, may. 2005.
- 13 LONG, C. J., DELONG, W. T. The ferrite content of austenitic stainless steels weld metals. *Welding Journal*, v. 52, n. 7, p. 281-297, 1973.
- 14 SHOEMAKER, D. P., SHOEMAKER, C. B., WILSON, F. C. The crystal structure of P phase, Ni-Cr-Mo. II Refinement of parameters and discussion on atomic coordination. *Acta Crystallographica*. v. 10, n. 1, p. 1-14, jan. 1957.