



# EFEITO DA DILUIÇÃO SOBRE A FORMAÇÃO DE FASES TOPOLOGICAMENTE COMPACTAS EM REVESTIMENTOS DE SUPERLIGAS À BASE DE NIQUEL<sup>1</sup>

Cleiton Carvalho Silva<sup>2</sup>  
Thiago Ivo de S. Menezes<sup>3</sup>  
Victor Hugo C. de Albuquerque<sup>4</sup>  
Hélio Cordeiro de Miranda<sup>5</sup>  
Jesualdo Pereira Farias<sup>5</sup>

## Resumo

O objetivo deste trabalho foi investigar o efeito das alterações na composição química final da zona fundida de revestimentos de superligas à base de Ni sobre a formação de fases topologicamente compactas. As soldagens foram realizadas pelo processo TIG com alimentação de arame frio utilizando como substrato o aço ASTM A516 Gr.60. Os metais de adição estudados foram superligas à base de Ni. A quantificação dos precipitados foi determinada por meio de tratamento de imagens. Os resultados indicaram haver uma tendência de redução do percentual de fases TCP com o aumento da diluição. Dentre os elementos avaliados, verificou-se que com o aumento do teor de Fe houve uma redução da fração volumétrica das fases TCP. Elementos refratários como o Mo e o W aumentam significativamente a fração das fases TCP na microestrutura.

**Palavras-chave:** Soldagem; Revestimento; Diluição; Precipitação; Ligas de níquel.

## EFFECT OF DILUTION IN THE FORMATION OF TOPOLOGICALLY CLOSE-PACKED PHASES IN OVERLAYS OF NICKEL SUPERALLOYS

## Abstract

The present work aims to evaluate the effect of the resultant chemical composition of the melted zone in Ni-based alloys weld overlays on the formation of topologically close-packed (TCP) phases. The welds were performed by the GTAW process with cold wire feed using as substrate the ASTM A516 Gr.60 steel. Three filler metals of Ni-based alloys were investigated. The quantification of the precipitates was carried out by image analysis. The results showed a trend of reduction in the volumetric fraction of TCP phases with increasing dilution. It was found that increasing of Fe content occur a reduction in the volume fraction of TCP phases. Refractory elements such as Mo and W increase significantly the fraction of TCP phases in the microstructure.

**Key words:** Welding; Overlay; Dilution; Precipitation; Nickel alloys.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>2</sup> Doutor, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFC.

<sup>3</sup> Graduando, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFC.

<sup>4</sup> Mestre, Departamento de Engenharia Mecânica, UFPB.

<sup>5</sup> Professor Doutor, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFC.



## 1 INTRODUÇÃO

Soldagem de revestimento é uma técnica bastante empregada na fabricação de equipamentos para inúmeros setores industriais, cujas superfícies internas ou externas necessitam de características específicas para garantir uma boa performance em serviço, como por exemplo resistência à corrosão ou resistência ao desgaste. Um dos aspectos mais benéficos da soldagem de revestimento é a redução do custo do equipamento em relação à sua fabricação maciça com material nobre. A formação do revestimento é conseguida através da deposição de uma ou mais camadas, e cada camada é produzida por meio da deposição de múltiplos cordões de solda, dispostos lado a lado, como mostra a Figura 1 na etapa de Materiais e Métodos.

Neste contexto, as ligas à base de Ni têm se destacado como uma boa opção de revestimento para a fabricação de equipamentos para os setores de petróleo e gás natural, especialmente devido à sua alta resistência à corrosão em diversos meios, bem como elevada resistência à corrosão sob-tensão.<sup>(1,2)</sup>

No entanto, no revestimento por soldagem com estas ligas, verifica-se um intenso processo de microsegregação de alguns elementos como o Mo, Nb, Ti e W, para o líquido interdendrítico durante a solidificação.<sup>(3,4)</sup> Este enriquecimento de determinados elementos no líquido remanescente causa a supersaturação do metal líquido ao final da solidificação, tornando favorável a formação de fases secundárias do tipo topologicamente compactas (TCP) como as fases  $\sigma$ , P,  $\mu$ , Laves, bem como de carbonetos.<sup>(5-7)</sup> Estas fases TCPs estão, em geral, associadas à problemas de perda de resistência mecânica e queda na resistência à corrosão.<sup>(8-10)</sup>

Em função do exposto, torna-se importante determinar a quantidade de fases precipitadas em função das condições operacionais empregadas na soldagem dos revestimentos, de forma a possibilitar uma avaliação dos fatores associados à formação destas fases nos metais de solda de ligas à base de Ni, com o intuito de minimizar a sua formação e seus impactos negativos sobre as propriedades dos revestimentos. Desta forma, o presente trabalho teve por objetivo investigar o efeito da diluição e, conseqüentemente, das alterações na composição química final da zona fundida de revestimentos de superligas à base de Ni depositados por soldagem sobre substratos de aço C-Mn, sobre a formação de fases topologicamente compactas.

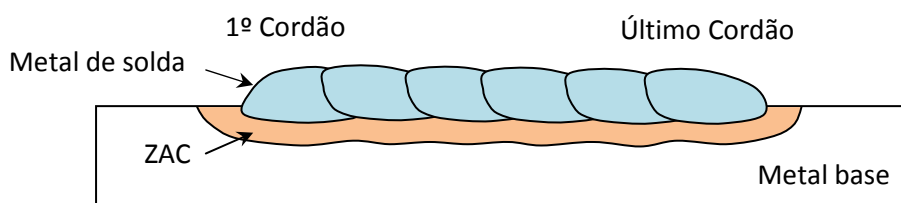
## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram realizadas soldagens dissimilares entre chapas de aço ASTM A516 Gr.60 e duas diferentes superligas à base de níquel: AWS ER NiCrMo-4 (UNS N10276) e AWS ER NiCrMo-14 (UNS N06686). As composições químicas dos metais de base e de adição, segundo os fabricantes, são apresentadas na Tabela 1. Na Figura 1 tem-se um desenho esquemático da formação da camada de revestimento destacando a posição do primeiro e do último cordão de solda.

O processo de soldagem empregado foi o TIG com alimentação de arame frio e com o auxílio de um robô industrial para a realização do deslocamento da tocha e alimentação do arame. Foi utilizado um eletrodo de tungstênio dopado com tório com diâmetro de 4,0 mm, uma proteção gasosa feita por argônio puro, e duas misturas à base de argônio, sendo uma com óxido nítrico (0,03% NO) e outra com hélio (30% He). Não houve preaquecimento e a temperatura de interpasse foi controlada inferior à 150°C.

**Tabela 1.** Composição química do metal de base e dos metais de adição

Item	Composição química, peso %									
	Ni	C	Cr	Mo	Fe	W	Ti	Nb	Mn	Si
<b>ASTM A516 Gr. 60</b>	0,01	0,15	0,02	0,01	Bal.	-	-	-	0,95	0,2
<b>AWS ERNiCrMo-4</b>	56,80	0,02	16,13	16,28	6,07	3,38	-	-	0,52	0,03
<b>AWS ERNiCrMo-14</b>	58,22	0,01	20,5	16,4	0,29	3,97	0,04	-	0,23	0,06



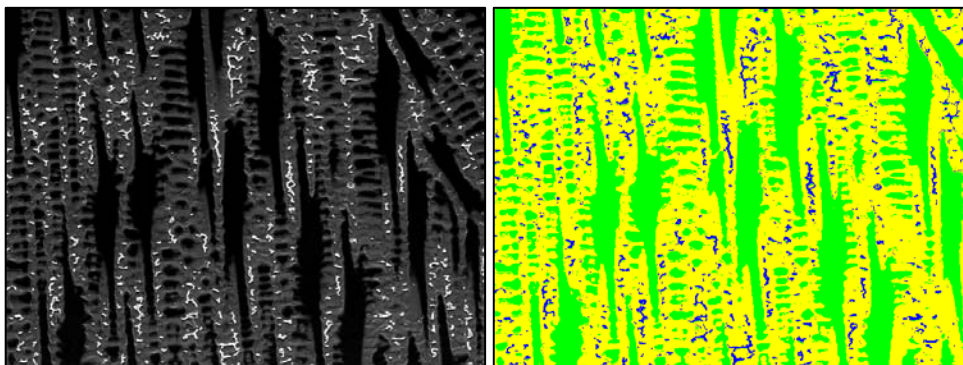
**Figura 1.** Desenho esquemático da camada de revestimento soldada destacando a posição do primeiro e do último cordão de solda.

As amostras analisadas no presente trabalho são oriundas de outro trabalho cujo foco foi otimizar os parâmetros de soldagem para a produção de revestimentos com baixos níveis de diluição, não sendo escopo deste trabalho a avaliação dos aspectos operacionais, mas sim, o comportamento da microestrutura em função dos diferentes níveis de diluição resultantes. Estes parâmetros foram escolhidos de forma a se obter três níveis de energia de soldagem, variando-se corrente e velocidade de soldagem, os quais resultaram em diferentes níveis de diluição. Os resultados de diluição foram obtidos por análise da geometria dos revestimentos, através da medição da área adicionada ( $A_{Adic}$ ) e da área diluída ( $A_{Dil}$ ) e utilizando a Equação 1, cujos resultados foram compatíveis com o determinado por análise química.

$$D = \frac{A_{Dil}}{A_{Dil} + A_{Adic}} \quad \text{Eq. 1}$$

A composição química global dos revestimentos também foi determinada, através da técnica de fluorescência de raio-X. As amostras para análise metalográfica passaram por processos de lixamento, polimento e ataque eletrolítico utilizando uma solução de ácido crômico 10% e aplicando-se uma tensão de 2 V por 15 segundos. Seguiu-se também com análises de composição química por EDS para determinar a distribuição dos elementos químicos na microestrutura.

Para realizar as análises foram utilizadas imagens de MEV obtidas no modo SE (*Secondary electron*). Embora sejam apresentados em alguns trabalhos que as imagens em BSE (*Backscattering electron*) proporcionam um bom contraste entre fases com significativa diferença de composição química, especialmente quanto a elementos com grande número atômico (Contraste Z), excelentes níveis de contraste entre matriz e precipitados foram obtidos no presente trabalho com o uso do modo SE. Na Figura 2(a) é apresentada uma imagem de MEV obtida no modo SE. Vale ressaltar que nesse trabalho foram consideradas somente imagens do primeiro e último cordão de solda depositado, objetivando também estudar e prever o comportamento do fenômeno de precipitação após a imposição de ciclos térmicos.



**Figura 2.** Exemplo de imagem utilizada na análise de imagens. (a) Imagem obtida por MEV no modo SE. (b) Imagem segmentada pelo software utilizado.

Utilizou-se o programa SVRNA para a realização das análises de imagens. Como apresentado na Figura 2(b) esse software possibilita uma eficiente forma de segmentação e quantificação de imagens, tendo por base um sistema de redes neurais que o torna também uma ferramenta muito rápida e precisa na realização desse tipo de análise.<sup>(11)</sup>

### 3 RESULTADOS

Inicialmente é importante destacar que o fenômeno da precipitação de fases TCP durante a solidificação e resfriamento em metais de solda de ligas à base de níquel pode ser bastante complexo, dependendo da composição química da liga, podendo resultar numa microestrutura constituída por inúmeras fases. No presente trabalho, as ligas avaliadas possuem alto teor de Mo e adição de W cujas principais fases secundárias precipitadas foram as fases TCP ricas em Mo do tipo  $\sigma$ , P e  $\mu$ . Destaca-se ainda que na análise realizada não foi considerada qualquer diferenciação entre os tipos de fases formadas, mas sim a diferenciação entre a quantidade total de precipitados e a matriz.

Na Tabela 2 são mostrados os valores de diluição obtidos nos ensaios realizados. A Tabela 3 apresenta os resultados da composição química para o Fe que é o principal elemento que dilui o metal de adição, bem como para o Mo e W, os quais são fortes formadores de fases TCP. Como será apresentado adiante, a diluição e o teor de Fe no metal de solda tem efeito sobre a quantidade de precipitados.

A análise da composição química local na estrutura bruta de solidificação do metal de solda indicou uma forte segregação de elementos como Mo para a região interdendrítica, enquanto que elementos como Ni, Cr e Fe apresentaram um leve empobrecimento nestas regiões (interdendríticas), conforme mostrado na Figura 3 para a amostra T2 (Liga C276). Resultados semelhantes foram obtidos para a liga 686. Nestas ligas houve ainda uma tendência de segregação do W para a região interdendrítica.

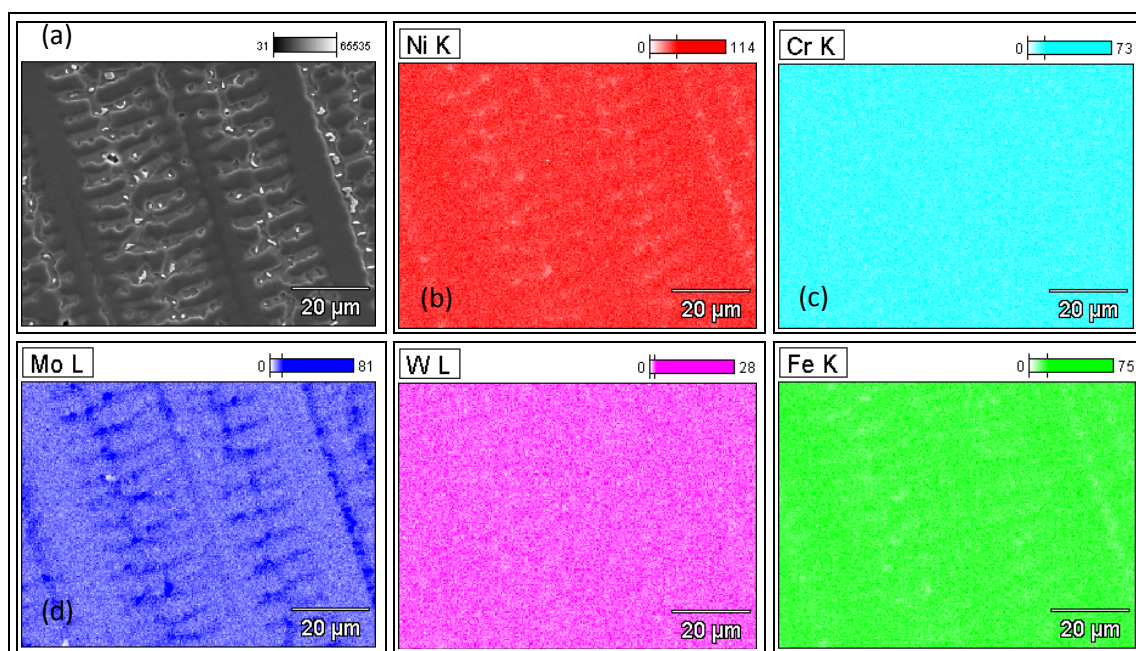


**Tabela 2.** Valores de diluição obtidos para ensaio e tipo de liga

Amostra	Liga	Diluição
T2	UNS N10276	13,9
T5		8,6
T8		12,5
T14		7,4
T17		14
T3	UNS N06686	22,0
T6		8,7
T9		7,0
T15		9,4
T18		4,2

**Tabela 3.** Valores de diluição obtidos para ensaio e tipo de liga

Amostra	Liga	Composição química (% peso)		
		Fe	Mo	W
T2	UNS N10276	22,0	13,7	2,7
T5		19,6	14,2	3,1
T8		13,5	14,7	3,1
T14		11,3	15,0	3,3
T17		15,0	15,2	3,7
T3	UNS N06686	23,1	11,9	3,9
T6		6,9	14,7	2,9
T9		5,1	16,4	3,1
T15		9,6	15,0	3,8
T18		1,6	16,2	4,0



**Figura 3.** Mapeamento químico do volume do metal de solda.

As análises de imagens consistiram da avaliação do primeiro e do último cordão de solda de cada camada depositada para cada liga, de forma a verificar o comportamento da precipitação de fases TCP. Os resultados da quantificação de fases estão apresentados na Tabela 4. Estes valores correspondem ao valor médio

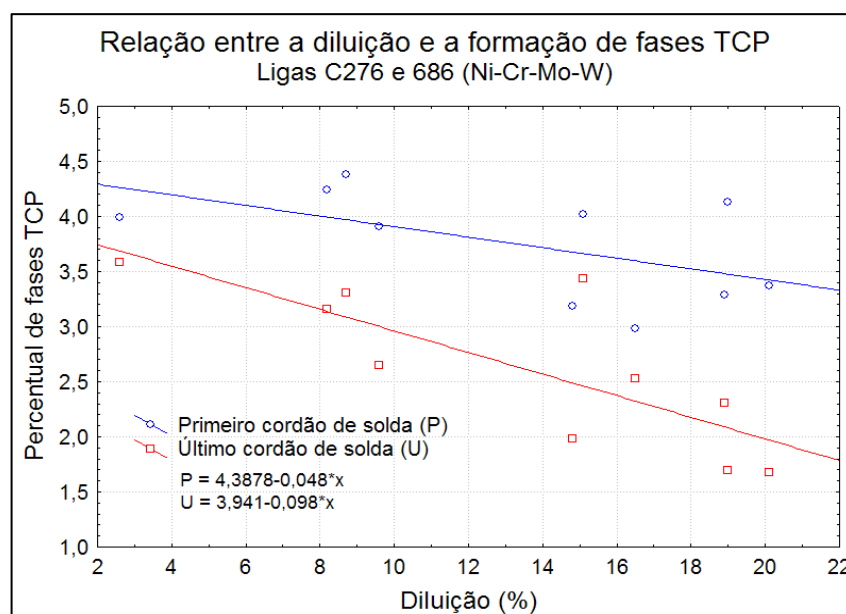
e seu respectivo desvio padrão obtido pela análise de pelo menos 40 imagens, de forma a produzir um resultado com 95% de confiabilidade.

**Tabela 4.** Resultados na análise de quantificação das fases secundárias

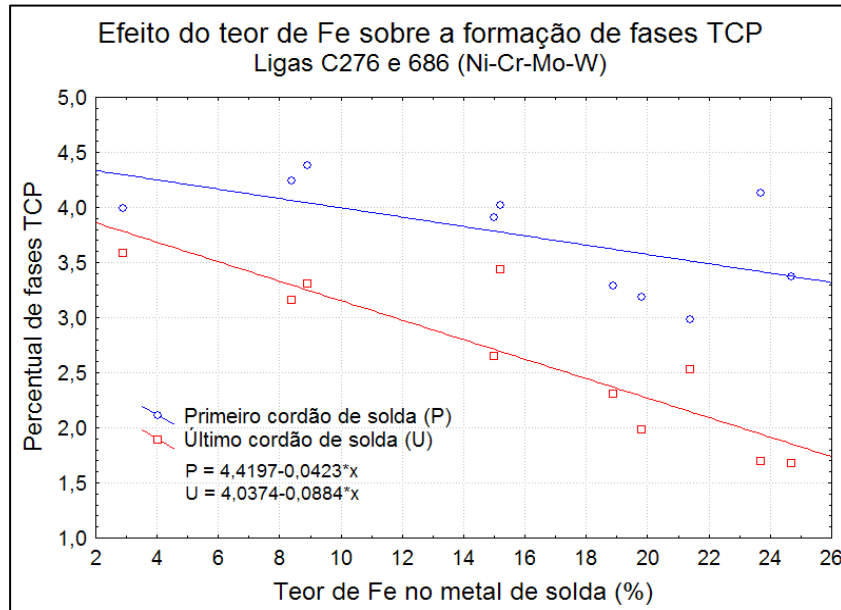
Amostra	Ligas	Quantidade de precipitados	
		1º cordão (%)	Último cordão (%)
T2	UNS N10276	3,4 ± 1,4	1,68 ± 0,3
T5		3,3 ± 0,9	2,31 ± 0,5
T8		4,1 ± 1,1	1,69 ± 0,4
T14		4,0 ± 1,1	3,44 ± 0,5
T17		3,0 ± 0,5	2,53 ± 0,3
T3	UNS N06686	4,2 ± 1,1	3,16 ± 0,5
T6		3,2 ± 1,0	1,98 ± 0,3
T9		4,4 ± 0,5	3,31 ± 0,5
T15		3,9 ± 0,8	2,65 ± 0,3
T18		4,0 ± 0,5	3,58 ± 0,4

O primeiro resultado obtido foi o do efeito da diluição sobre a formação de fases secundárias. A Figura 4 apresenta o efeito da diluição para as ligas C276 e 686, as quais contêm teores elevados de Mo e adição de W. Em ambos os casos o aumento da diluição conduz a uma redução da fração das fases TCP precipitadas. Como consequência do aumento da diluição, ocorreu um aumento do teor de ferro na zona fundida, e o mesmo comportamento observado para a diluição foi encontrado para a fração de precipitados na matriz em função do aumento no teor de Fe, como observado na Figura 5.

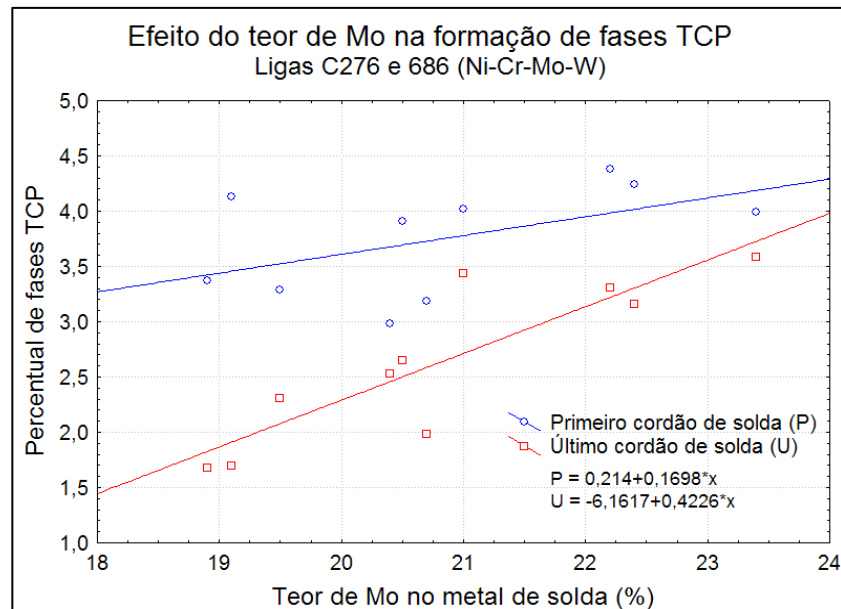
O efeito dos elementos formadores de fases secundárias, os quais correspondem aos elementos que segregam para o líquido durante a solidificação, também foi avaliado. Assim, análises semelhantes foram realizadas considerando a variação dos teores de Mo na composição química final da zona fundida. Como mostrado na Figura 6, verificou-se que o aumento dos teores destes elementos de liga promoveu o aumento da fração volumétrica das fases.



**Figura 4.** Efeito da diluição sobre a formação de fases TCP para as ligas C276 e 686.



**Figura 5.** Efeito do teor de ferro sobre a formação das fases TCP para as ligas C276 e 686.



**Figura 6.** Efeito do teor de Mo sobre a formação das fases TCP para as ligas C276 e 686.

A partir dos resultados da análise de imagens foi encontrada ainda uma significativa diferença em termos de percentual de fases secundárias encontrada entre o primeiro e o último cordão de solda, como mostra a Figura 7. Nesta figura é possível observar que para algumas condições de soldagem a diferença entre o primeiro e o último cordão de solda chega a mais de 50%.

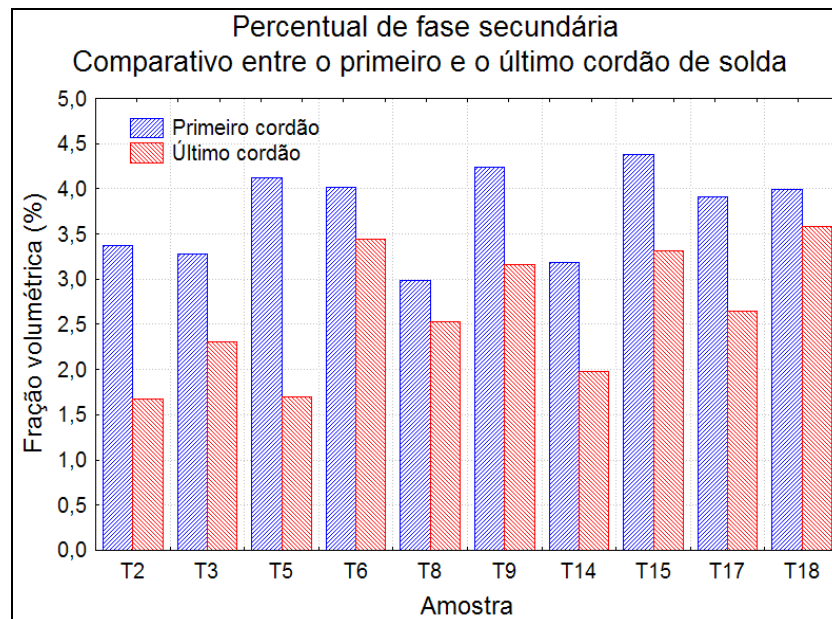


Figura 7. Análise comparativa do percentual de fases secundárias entre o primeiro e o último cordão de solda.

#### 4 DISCUSSÃO

A formação de fases secundárias nos volumes interdendríticos é atribuída principalmente ao processo de segregação de alguns elementos químicos durante a solidificação do metal de solda. O evento da solidificação na soldagem ocorre fora do equilíbrio. Como consequência, um processo de microsegregação de certos elementos para o líquido é observado, o qual resulta numa supersaturação do líquido ao final da solidificação, fazendo com que este exceda o limite de solubilidade da fase  $\gamma$  e sua condição de enriquecimento favoreça a solidificação de outras fases. O coeficiente de distribuição ( $k$ ), que representa termodinamicamente a tendência de um dado elemento segregar para o líquido ou o sólido durante o processo de solidificação, tem papel fundamental no processo de microsegregação. Elementos com  $k < 1$  tendem a segregar para o líquido enquanto elementos com  $k > 1$  tendem a segregar para o sólido.<sup>(12)</sup>

Acreditava-se que a adição de outros elementos ao metal de solda como o Fe devido à diluição causaria dois efeitos distintos. Se por um lado, a adição de Fe reduz a concentração dos demais elementos no metal de solda, causando uma diminuição de elementos disponíveis para a formação de fases TCP<sup>(13)</sup>, por outro lado, este elemento ocasiona a redução da solubilidade de elementos refratários na liga de Ni, alterando significativamente o coeficiente de partição  $k$ , tornando mais forte a segregação de elementos como Mo e W para o líquido<sup>(4)</sup>.

Isto se deve à diferença de número atômico entre o Fe (26) e Ni (28), como o átomo de Fe é menor, este presente em maior quantidade na solução sólida pode causar uma contração na estrutura cristalina, tendendo a restringir a participação de elementos maiores como o Mo e W na solução sólida, e fazendo com que estes sejam rejeitados pelo sólido.

Dados da literatura mostram que a solubilidade do Mo no Ni (CFC) é de 35% enquanto no Fe (CFC) esta cai para somente 2,9%.<sup>(4)</sup> O mesmo acontece para outros elementos como, por exemplo, o Nb, cuja máxima solubilidade em ligas de Ni varia entre 7,5% a 9%, dependendo da composição da liga, contrastando com os 18,5% que podem ser dissolvidos no Ni puro<sup>(14,15)</sup>. Assim, seria esperado que o





aumento da diluição favorecesse uma segregação mais intensa destes elementos para o líquido, o que resultaria em uma maior fração volumétrica de fases TCP.

No entanto, como demonstrado pelos gráficos apresentados nas Figuras 5 e 6, o aumento da diluição e, conseqüentemente, do teor de Fe na liga ocasionou uma redução no percentual de fases TCP. Resultado semelhante foi reportado por DuPont *et al.*<sup>(4)</sup> na soldagem dissimilar entre a liga Inconel 625 e um aço inoxidável superaustenítico. O mesmo comportamento da diluição foi apresentado para o efeito do teor de Fe presente nos metais de solda, como mostra a Figura 6. Em outro trabalho, Stockdale e DuPont<sup>(13)</sup> observaram resultados semelhantes na soldagem dissimilar entre uma liga Ni-Cr-Mo e um substrato de aço inoxidável superaustenítico contendo 6% de Mo, os quais verificaram que com a diminuição da concentração de Mo no metal de solda devido à diluição com o substrato, houve uma redução da fração volumétrica das fases secundárias.

Com o aumento da diluição, maiores teores de Fe passam a participar da composição química global do metal de solda, fazendo com que a quantidade de Mo percentualmente presente na liga seja reduzida. Esta redução da concentração do Mo reduz a quantidade deste elemento disponível para a formação das fases TCP. Assim, os resultados têm apontado a redução da concentração global de elementos formadores de fases TCP na zona fundida como a principal causa para a diminuição da fração volumétrica destas fases nos metais de solda estudados.

Quanto à diferença entre a quantidade de precipitados encontrados entre o primeiro e o último cordão de solda, no qual se constatou que a fração volumétrica dos precipitados no primeiro cordão foi sempre superior a do último cordão de solda, estabeleceu-se inicialmente uma discussão baseada também nos aspectos referentes à diferença de diluição entre o primeiro e o último cordão de solda, sendo sempre o primeiro cordão de solda o mais diluído. No entanto, esta discussão vai de encontro ao efeito já comentado de redução da quantidade das fases com o aumento da diluição.

A segunda, e talvez mais efetiva causa desta variação de precipitados entre o primeiro e o último cordão de solda pode ser atribuída ao reaquecimento do metal de solda devido à sobreposição de múltiplos ciclos térmicos. Este reaquecimento eleva a temperatura do revestimento dentro de faixas que podem causar a precipitação de novas fases ou o crescimento das já existentes fazendo com que haja uma maior fração volumétrica de fases secundárias nos cordões reaquecidos em comparação com o último cordão de solda, o qual apresenta a microestrutura bruta de solidificação.

## 5 CONCLUSÃO

Com base nos resultados experimentais apresentados neste trabalho, no qual se investigou o efeito da diluição e do teor de certos elementos de liga sobre a formação de fases topologicamente compactas em soldas dissimilares com superligas à base de níquel, pode-se concluir que:

- Avaliando a microestrutura dos metais de solda foi possível identificar uma tendência de redução do percentual de fases TCP com o aumento da diluição.
- O aumento do teor de Fe também conduziu a uma redução da fração volumétrica das fases TCP.



- O aumento da concentração de elementos refratários como o Mo e o W aumentam significativamente a fração das fases TCP na microestrutura das ligas, por se tratarem de fortes formadores de fases secundárias.
- A diferença nos percentuais de fases TCPs precipitadas observada entre o primeiro e o último cordão de solda foi atribuída principalmente ao efeito do reaquecimento do primeiro cordão provocado pela deposição dos cordões de solda subsequentes para a formação do revestimento.

## Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao Laboratório de Engenharia de Soldagem (ENGESOLDA) da Universidade Federal do Ceará pelo suporte laboratorial dado a pesquisa, à Petrobras pelo apoio e aos órgãos de fomento CNPq, FINEP e CAPES pelo suporte financeiro.

## REFERÊNCIAS

- 1 PRIYANTHA, N., JAYAWEERA, P., ENGLEHARDT, G.R., DAVYDOV, A., MACDONALD, D.D. Localized corrosion of alloy 22 in sodium chloride solutions at elevated temperature. *Corrosion*, v. 61, n 9, Sep. 2005, pp. 857-871.
- 2 UEDA, M. Development of Corrosion-resistance alloys for the oil and gas industry – Based on spontaneous passivity mechanism. *Corrosion*, v. 62, n. 10, out. 2006, pp. 856-867.
- 3 BANOVIC, S. W., DUPONT, J. N., MARDER, A. R. Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steel and nickel base alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*. vol. 7, n. 6, pp.374-383, 2002.
- 4 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*, vol. 82, n. 6, pp. 125-56, 2003.
- 5 RAGHAVAN, M., MUELLER, R. R., VAUGHN, G. A., FLOREEN, S. Determination of isothermal sections of nickel rich portion of Ni-Cr-Mo system by analytical electron microscopy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1984, vol. 15A, pp. 783-792.
- 6 CIESLAK, M. J., HEADLEY, T. J., ROMIG, Jr., A. D. The welding metallurgy of HASTELLOY alloys C-4, C-22 and C-276. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1986, vol. 17A, pp. 2035-2047.
- 7 EI-DASHER, B. S., EDGE CUMBE, T. S., TORRES, S. G. The effect of solution annealing on the microstructural behavior of alloy 22 welds. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006, vol. 37, pp. 1027-1037.
- 8 YANG, J. X., ZHENG, Q., SUN, X. F., GUAN, H. R., HU, Z. Q. Formation of  $\mu$  phase during thermal exposure and its effect on the properties of K465 superalloy. *Scripta Materialia* 55 (2006) 331–334.
- 9 REBAK, R. B., EDGE CUMBE, T. S., LIAN, T., CARRANZA, R. M., DILLMAN, J. R., CORBIN, T., CROOK, P. Effect of Thermal Aging on the Corrosion Behavior of Wrought and Welded Alloy 22. NACE International. Paper 02542, Houston TX, 2002.
- 10 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*. 2005, vol. 36, pp. 1143-1151.

- 11 ALBUQUERQUE, V. H. C., SILVA, C. C., MENEZES, T. I. S., FARIAS, J. P., TAVARES, J. M. R. S. Automatic Evaluation of Nickel Alloy Secondary Phases from SEM Images. *Microscopy Research and Technique*, 2010. DOI: 10.1002/jemt.20870.
- 12 CIESLAK, M. J. The Welding and Solidification Metallurgy of Alloy 625. *Welding Journal*, v.X, n.2, Feb. 1991, p.49-56.
- 13 STOCKDALE, A. W., DUPONT, J. N. The Influence of Welding Parameters on the Weld Microstructure of 6 wt% Mo Superaustenitic Stainless Steels. Technical Report, Lehigh University, 2008.
- 14 CIESLAK, M. J., HEADLEY, T. J., KOLLIE, T., ROMIG, A. D. A Melting and Solidification Study of Alloy 625. *Metallurgical Transactions A*, v.19A, Set. 1988, p.2319-2331.
- 15 KNOROVSKY, G. A., CIESLAK, M. J., HEADLEY, T. J., ROMIG Jr., A. D., HAMMETTER, W. F. INCONEL 718: A Solidification Diagram. *Metallurgical Transactions A*, 20A, 1989, p.2149-2158.