

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE SOLDA DISSIMILAR - AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304 COM ADIÇÃO DE LIGA DE NÍQUEL INCONEL 625

Wagner Reis da Costa Campos ¹

Filipe José de Oliveira Gomes ²

Tiago Nísio Gonçalves ³

Bruno Amorim Soares ⁴

Resumo

Em ambientes com elevadas temperaturas o aço inoxidável austenítico e as ligas de níquel têm elevada resistência à corrosão, devido ao alto teor de Cr. Estas ligas são amplamente utilizadas em componentes de reatores nucleares e de outras plantas de geração de energia, que queimam combustíveis fósseis, indústrias químicas e petroquímicas. O objetivo deste trabalho é investigar a solda de aço inoxidável austenítico AISI 304 com adição da liga de níquel, Inconel 625. Foi utilizado o processo GTAW, com tratamento térmico pós-soldagem, e realizados ensaios mecânicos e metalográficos e análises composicionais da junta. Foi feita uma investigação para caracterizar a microestrutura próxima da linha de fusão de forma a compreender melhor a natureza e o caráter dos contornos de grão, que estão associados às fissurações em soldas dissimilares. Os resultados indicam que a microestrutura dendrítica da zona de fusão possui inclusões e precipitados contendo Ti e Nb. Próximo à linha de fusão, verificam-se zonas de liquação, provavelmente devido à formação de fases eutéticas de menor ponto de fusão que o AISI 304, que podem dar início a trincas por corrosão sob tensão.

Palavras-chave: Soldagem; Aço inoxidável austenítico, Ligas de níquel; Caracterização microestrutural.

MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF THE DISSIMILAR WELDING - AUSTENITIC STAINLESS STEEL AISI 304 WITH NICKEL FILLER METAL INCONEL 625

Abstract

In elevated temperature environments, austenitic stainless steels and nickel alloys have a superior corrosion resistance owing to their high Cr content. These alloys are widely used in nuclear reactors components, in plants of energy generation that burn fossil fuel as well as in chemical and petrochemical industries. The aim of the present work is to investigate the welding of an AISI 304 austenitic stainless steel using a nickel alloy filler metal: Inconel 625. GTAW process, post weld heat treatment, mechanical and metallographic tests, and compositional analysis of the joint were carried out. A fundamental investigation was undertaken to characterize fusion boundary microstructure and to better understand the nature and character of boundaries that are associated with cracking in dissimilar welds. The results indicate that in the dendritic microstructure of the fusion zone there are inclusions and precipitates containing Ti and Nb. Near the fusion line liquation areas could be observed. These are probably caused by an eutectic with lower melting point than the AISI 304. Such a eutectic may be a site for initiation of stress corrosion cracking.

Key words: ; Austenitic stainless steel; Nickel alloy; Microstructural characterization.

¹Dr. Pesquisador, Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear – CDTN/CNEN/SEIES, Av. Pres. Antonio Carlos 6627, Campus UFMG, Pampulha, Cep 31270-901, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: wrcc@cdtn.br.

²Mestrando em Metalurgia, Eng. Metalúrgica e de Minas, UFMG. Av. Fleming 847 / 204 bl I, Ouro Preto, Cep 31310-490, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: filipegomes2004@yahoo.com.br.

³Graduando em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG. Bolsista de Iniciação Científica CNPq/CDTN/CNEN. Av. Fleming 1000 / 101 bl 2, Ouro Preto, Cep 31310-490, Belo Horizonte, MG, Brasil. E mail: nisiotg@yahoo.com.br.

⁴Graduando em Metalurgia, Dep. Eng. Metalúrgica e de Minas, UFMG. R. Padre João Crisóstomo 134 / 201, Coração Eucarístico, Cep 30535-510, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: brunoamorimsoares@hotmail.com.

I INTRODUÇÃO

Soldas entre metais diferentes são chamadas de soldas de metais dissimilares (DMW – *Dissimilar Metal Weld*). As ligas à base de níquel com altos teores de Cr possuem alta resistência à corrosão, sendo frequentemente utilizadas como metal de adição em soldas de metais dissimilares. As soldas dissimilares são amplamente usadas em juntas envolvendo aços carbono, aços inoxidáveis e ligas de níquel em ambientes com temperaturas elevadas, e em plantas de geração de energia nuclear ou que queimam combustíveis fósseis, indústrias químicas e petroquímicas.^(1,2)

Em soldas dissimilares, na região próxima à linha de fusão, ocorre diluição do metal base (MB) com o metal de adição (MA), produzindo uma região de composição intermediária, podendo apresentar propriedades distintas dos metais envolvidos. Existe uma fina camada, junto à linha de fusão, região não misturada, onde o MB funde e solidifica rapidamente, não misturando com o MA, produzindo uma região com composição similar à do MB. A região parcialmente fundida se expande a um ou dois grãos dentro da zona termicamente afetada (ZTA), e é caracterizada pela liquação do contorno de grão, que pode resultar em trincas à quente durante o processo de soldagem ou tratamento térmico pós-soldagem (PWHT). O reaquecimento da região próxima à linha de fusão por passes subsequentes, ou por tratamentos térmicos pós-soldagem, podem causar um deslocamento do contorno da linha de fusão em direção ao metal de solda, conhecido como contorno tipo II e pode ser a causa de trincas em juntas soldadas.⁽²⁻⁴⁾

As DMWs são geralmente desenvolvidas e produzidas dentro dos mais altos padrões de qualidade; no entanto, têm ocorrido alguns defeitos e/ou falhas em operação com as ligas de níquel. Investigações sobre mecanismos de degradação e métodos de avaliação de integridade de soldas dissimilares, com adição de ligas de níquel, têm sido avaliadas em muitos centros de pesquisa da área nuclear.⁽¹⁻⁵⁾

Durante a soldagem, os componentes estão sujeitos a numerosos ciclos térmicos, consistindo de vários passes de soldagem e dos tratamentos térmicos pós-soldagem, utilizados para alívio de tensões.⁽⁶⁻⁹⁾ As soldas entre materiais dissimilares são muito sensíveis às trincas por liquação em soldagens multipasses ou em tratamentos térmicos pós-soldagem.⁽⁹⁻¹¹⁾ As ligas de níquel exibem um comportamento complexo em relação à precipitação em elevadas temperaturas, devido ao elevado teor de elementos de liga como Ti, Nb e Mo. No entanto, a precipitação dependerá do teor de carbono e da temperatura final.^(10,11)

O objetivo deste trabalho é avaliar e caracterizar a interface de uma junta soldada, pelo processo GTAW, do aço inoxidável austenítico AISI 304 soldado com adição de Inconel 625, com foco na região próxima à linha de fusão, nas condições como soldadas e após tratamento térmico para alívio de tensões.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Para confecção dos conjuntos soldados, foram utilizadas chapas de aço inoxidável austenítico AISI 304 (300 mm x 100 mm x 5 mm) soldadas de topo, com chanfro em V de 30°, com adição de arame de Inconel 625 com 0,8 mm de diâmetro, pelo processo GTAW, com e sem PWHT para alívio de tensões. A Tabela I apresenta as composições químicas típicas do aço inoxidável austenítico AISI 304 e da liga de níquel utilizada como metal de adição Inconel 625 (%p).

Utilizou-se soldagem manual em quatro passes, com passe de raiz de 1300 J/mm e 900 J/mm para os demais passes de enchimento. O PWHT para alívio de tensões foi realizado a 800°C por 3 horas, resfriado ao ar.

Foram preparados corpos-de-prova para ensaios de microdureza e análises metalográficas, que foram atacadas com solução de ácido oxálico 10%. Foram realizadas análises por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microanálise por EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) para identificar inclusões, precipitados e regiões de diluição. Foram realizados ensaios de dobramento da raiz da solda, até 180°, nas condições com e sem tratamento térmico pós-soldagem.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

As microestruturas do aço AISI 304 na condição como fornecido e com PWHT (800°C/3h), são mostradas na Figura 1. Verifica-se uma microestrutura totalmente austenítica, na qual os contornos de grão da amostra com PWHT ficam mais evidenciadas, provavelmente devido à precipitação de carbonetos de Cr (Figura 1b).

Tabela I. Composição química típica do AISI 304 e do Inconel 625 (% em peso)

		Co	Cr	Mo	Fe	Si	Mn	C	Al	Ti	S	P	Cb + Ta	Ni
304	Min.	-	18,0	-	Bal	-	-	-	-	-	-	-	-	8,0
	Max.	-	20,0	2,0	Bal	0,75	-	0,08	-	-	0,30	0,45	-	10,5
625	Min.	-	20,0	8,0	-	-	-	-	-	-	-	-	3,15	Bal.
	Max.	1,0	23,0	10,0	5,0	0,50	0,50	0,10	0,40	0,40	0,015	0,015	4,15	Bal.

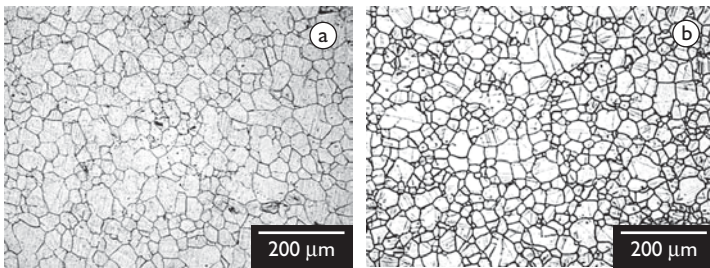


Figura 1. Micrografia do AISI 304 com grãos austeníticos: a) sem PWHT; e b) com PWHT, com contornos de grão mais evidentes.

As microestruturas da ZTA, com e sem tratamento térmico pós-soldagem, são mostradas na Figura 2. Em ambas as amostras são observadas a sensitização pela presença de carbonetos de cromo nos contornos de grão na ZTA, próximo à linha de fusão. Na amostra como soldada, sem tratamento térmico, a sensitização é maior junto à linha de fusão (Figura 2a), enquanto na amostra com PWHT a sensitização próxima a linha de fusão é menor e maior ao longo do metal base, evidenciada pelos contornos de grão mais atacados (Figura 2b).

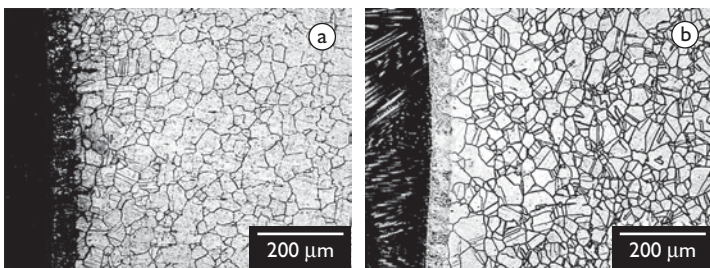


Figura 2. Micrografias da ZTA sem e com tratamento térmico pós-soldagem: a) a sensitização próximo à linha de fusão na amostra sem PWHT é maior que na amostra com PWHT; e b) sensitização mais evidente ao longo do metal base.

A Figura 3 mostra os espectros por EDS da junta soldada. O metal base, AISI 304, apresenta uma composição básica de Fe, Cr e Ni (Figura 3a). No meio do cordão de solda, Inconel 625, com alguma diluição com o metal base, AISI 304, observam-se Ni, Cr, Fe, Nb, Mo e Ti (Figura 3b). A região próxima à linha de fusão no Inconel 625 mostra uma maior diluição do metal base no metal de solda, com uma composição intermediária, com Fe, Cr, Ni e Nb (Figura 3c).

As análises metalográficas evidenciam a presença de inclusões de Nb e precipitados de Nb e Ti, localizados no metal de solda e nos contornos das dendritas (Figura 4a). Próximo à linha de fusão, no MB, ocorre uma zona não misturada na qual o metal base fundiu e re-solidificou sem se misturar com o metal de adição e uma região parcialmente fundida de cerca de dois grãos, (Figura 4b). Na ZTA, da amostra sem PWHT, ocorre um engrossamento dos contornos de grão causado provavelmente pela liquação dos contornos (Figura 4c). Na amostra com PWHT aparece um contorno de fusão do tipo II, caracterizado por um deslocamento do contorno da linha de fusão em direção ao metal de solda, e um aumento da liquação dos contornos de grão junto à linha de fusão (Figura 4d).

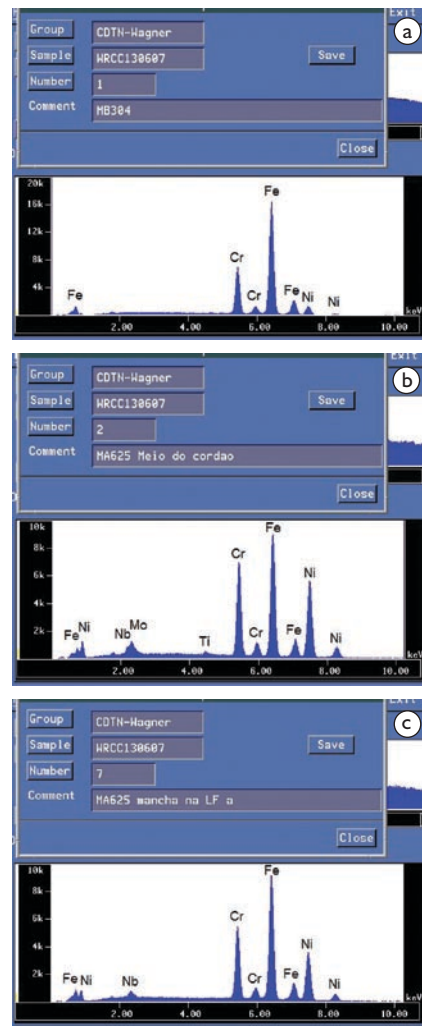


Figura 3. a) Espectro por EDS do metal base (AISI 304); b) do meio da solda (Inconel 625); e c) região de diluição entre metal base e metal de solda.

Os espectros da Figura 5 apresentam a composição química de inclusões e precipitados observados na junta soldada, onde é verificada a presença de inclusão de Nb no metal de solda sem PWHT (Figura 5a), precipitados de Nb, Ti e Cr nos contornos de dendrita de solda com PWHT (Figura 5b), e carbonetos de Cr nos contornos de grão da ZTA do metal base sem PWHT (Figura 5c).

A Figura 6 apresenta o perfil composicional de diluição feito por EDS. Junto à linha de fusão do conjunto soldado da amostra sem PWHT, verifica-se uma extensão de diluição de aproximadamente 0,4 mm. Após a linha de fusão (LF) em direção ao metal de solda ocorre uma diminuição de Fe e um incremento dos teores de Ni e Nb. São observados picos de Nb maiores na região de diluição do que no interior da solda, mostrando uma maior precipitação de Nb nesta região.

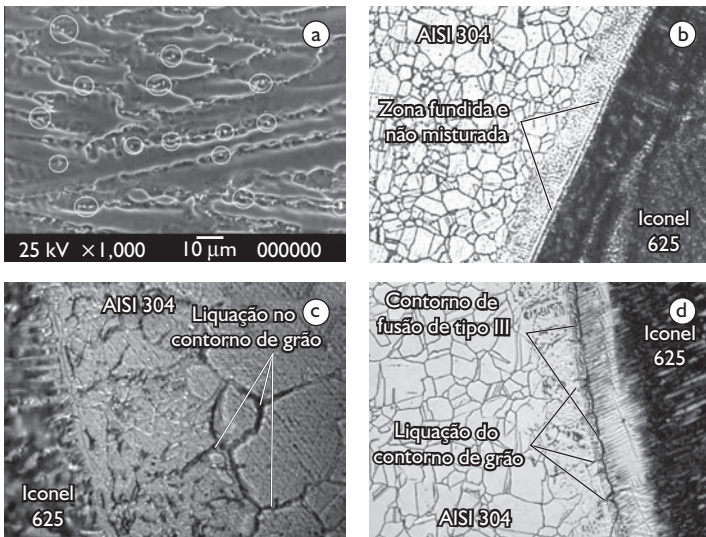


Figura 4. Micrografia da junta soldada: a) inclusões e precipitados nos contornos de dendrita (círculos); b) zona fundida e não misturada na ZTA; c) liquação nos contornos de grão da ZTA próximo a LF; e d) contorno tipo II após o PWHT.

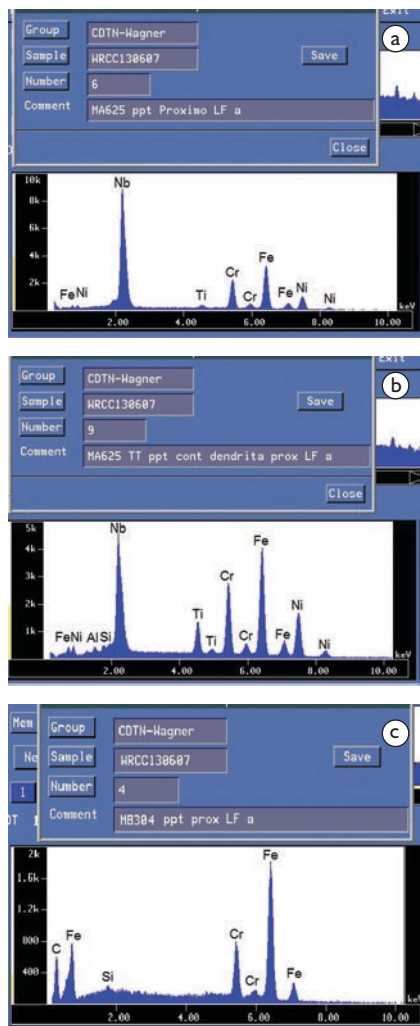


Figura 5. Espectros por EDS: a) precipitados de Nb na solda (amostra sem PWHT); b) precipitados de Nb, Ti e Cr contornos de dendrita (com PWHT); e c) carbonetos de Cr na ZTA no metal base (sem PWHT).

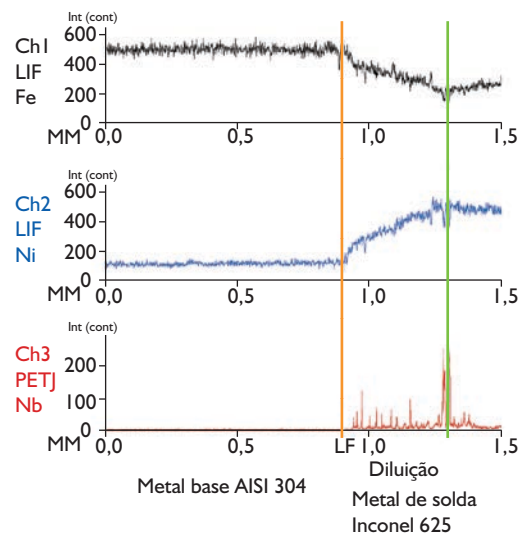


Figura 6. Perfis de composições químicas de Fe, Ni e Nb na região de diluição do AISI 304 no metal de solda, sem PWHT.

Na Figura 7 são mostrados os perfis de microdureza Vickers, carga de 500 g (HV-0,5), das juntas soldadas. Verifica-se que, após o tratamento térmico pós-soldagem, a 800°C/3h com resfriamento ao ar, ocorre uma redução nos valores de microdureza próximo à LF, tanto na ZTA do aço inoxidável austenítico AISI 304 quanto no metal de solda de Inconel 625.

Os testes de dobramento em três pontos com ângulo de dobramento de até 180°, na raiz de solda, revelam uma boa resistência e ductilidade tanto na amostra sem tratamento térmico pós-soldagem, e não apresentam trincas após o dobramento.

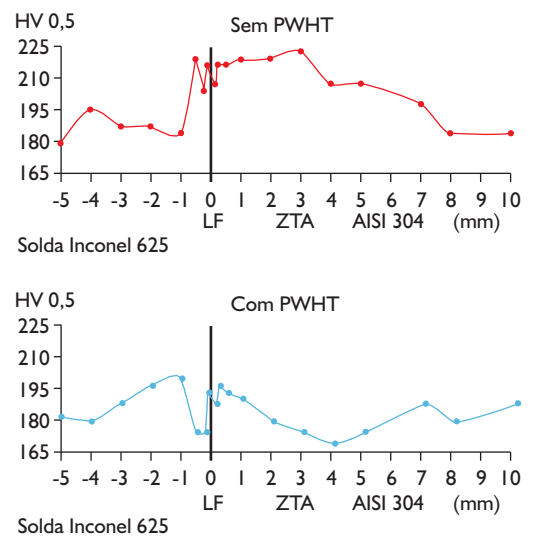


Figura 7. Perfis de microdureza Vickers (HV 0,5) das amostras sem PWHT e com PWHT.

4 CONCLUSÕES

Os resultados apresentados mostram que a soldagem contribui para o aumento da microdureza próximo à LF. Na ZTA, do AISI 304, verificam-se precipitações de carbonetos de Cr nos contornos de grão, assim como a liquação nos contornos de grão, próximo à LF, devido à formação de constituintes eutéticos de baixo ponto de fusão, o que pode levar à formação de trincas.

O tratamento térmico pós-soldagem (PWHT) causa um aumento de precipitados de carbonetos de Cr nos contornos de grão do metal base (AISI 304) e um aumento da precipitação de Nb e Ti nos contornos de dendrita no metal de solda (Inconel 625). A liquação do contorno de grão próximo a LF também aumenta com o PWHT.

Os testes de dobramento em três pontos, com ângulo de dobramento de até 180°, não mostram trincas nas duas condições (sem e com PWHT), indicando que as condições de soldagem proporcionam boas propriedades mecânicas às juntas soldadas.

O PWHT é um meio efetivo para se reduzir a microdureza próxima à LF, tanto na ZTA do metal base como no metal de solda. Entretanto, o PWHT causa aumento na liquação na ZTA, na precipitação nos contornos de grão do metal base e nos contornos de dendrita no metal de solda, o que pode reduzir à resistência à corrosão do material.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao suporte técnico e financeiro do CDTN/CNEN, FAPEMIG e CNPq neste trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 MITEVA, R.; TAYLOR, N. G. *General review of dissimilar metal welds in piping systems of pressurized water reactors, including WWER Designs. NESC- Network for evaluating structural components*. Petten, Netherlands: IE - Institute for Energy, 2006. (EUR22469E).
- 2 ROWE, M. D.; NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C. Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds. *Welding Research*, p. 31s-7s, Feb. 1999.
- 3 NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals. Part 1 - Nucleation and growth. *Welding Research*, p. 329s-37s, Oct. 1999.
- 4 NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds. Part 2 - On-cooling transformations. *Welding Research*, p. 267s-77s, Oct. 2000.
- 5 SIREESHA, M.; ALBERT, S. K.; SUNDARESAN, S. Thermal cycling of transition joints between modified 9Cr-1Mo steel and alloy 800 for steam generator application. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v. 79, n. 12, p. 819-27, Dec. 2002.
- 6 SIREESHA, M.; ALBERT, S. K.; SHANKAR, V.; SUNDARESAN, S. A comparative evaluation of welding consumables for dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800. *Journal of Nuclear Materials*. v. 279, n. 1, p. 65-76, 2000.
- 7 QIAN, M.; LIPPOLD, J. C. Liquation phenomena in the simulated heat-affected zone of alloy 718 after multiple postweld heat treatment cycles. *Welding Research*, p. 145s-50s, Jun. 2003.
- 8 ROBINSON, J.L.; SCOTT, M.H. Liquation cracking during the welding of austenitic stainless steels and nickel alloys. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, v. 295, n. 1413, p. 105-17, Feb. 1980.
- 9 HOWELL, S. W.; ACOFF, V. A. An investigation of liquation formation in the heat-affected zone of Inconel 718 and Inconel 625 subjected to GTAW. In: ANNUAL MEETING & EXHIBITION, 134th, 2005, San Francisco, California. Warrendale, PA: TMS, 2005.
- 10 KÖHLER, M. Effect of the elevated-temperature-precipitation in alloy 625 on properties and microstructure. In: SUPERALLOYS 718, 625 AND VARIOUS DERIVATIVES, 1991, Pittsburgh, PA. Warrendale, PA: TMS, 1991. p. 363-74.
- 11 KÖHLER, M.; HEUBNER, U. Time-temperature-sensitization and time-temperature-precipitation behavior of alloy 625. In: CORROSION-96. THE NACE INTERNATIONAL ANNUAL CONFERENCE AND EXPOSITION, 1996, Houston, Texas. [S.l.: s.n.], 1996. Paper n. 427.

Recebido em: 15/4/2009

Aceito em: 31/08/2009

Proveniente de: CONGRESSO ANNUAL DA ABM, 63., 2008, Santos, SP. São Paulo: ABM, 2008.