

ANÁLISE METALÚRGICA DE UMA LIGA INCONEL 718 SOLDADA UTILIZADA NA INDÚSTRIA AERONÁUTICA

José Luiz Fernandes¹
João da Cruz Payão Filho²

Resumo

Neste trabalho foi feito um estudo metalúrgico da soldagem TIG com arame pulsado de um dos componentes do motor de aviação de Inconel 718. Para certificar a qualificação do procedimento de soldagem foram realizados e testados 3 tipos de tratamentos térmicos pós-soldagem: um de solubilização, um de envelhecimento seguido de resfriamento ao ar e o outro de solubilização seguido de envelhecimento. Verificou-se que os resultados da inconel 718 após solubilização e envelhecimento apresentaram as seguintes fases: matriz γ com precipitados γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$), γ'' ($\text{Ni}_3(\text{Nb},\text{Al})$), δ (Ni_3Nb), NbC, M_6C (à base de Fe, Nb e Mo), bem como fases Laves (à base de Fe e Nb) e até mesmo TiN. A presença majoritária de Nb (com um pouco de Ti) e de teores muito baixos de níquel (excluindo, portanto, a possibilidade de se tratar de γ' , γ'' ou fase δ) no espectro EDS indica que esta fase clara possa ser NbC. Por outro lado, estas fases claras não contêm Fe, como as fases Laves, o que faz supor que se tratem então de carbetos NbC.

Palavras-chave: Inconel 718; Metalurgia da soldagem; Tratamentos térmicos.

60º Congresso da Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM), Belo Horizonte (MG), Brasil, 25 a 28 de julho de 2005

¹ Engenheiro Mecânico, D.Sc., Professor Adjunto, Departamento de Engenharia Mecânica, CEFET-RJ, jlfernandes@cefet-rj.br

² Engenheiro Metalúrgico, Dr.-Ing., Professor Adjunto, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE/UFRJ, jpayao@metalmat.ufrj.edu.br

INTRODUÇÃO

O objeto de estudo neste trabalho é um dos componentes do motor aeronáutico G.E. CF6-50, empregado em aeronaves comerciais, como o Boeing 747 da Boeing Aircraft Corporation. Este componente é denominado selo de ar rotativo dianteiro (SARD, "forward rotating air seal") e se localiza na turbina de alta pressão do motor aeronáutico G.E. CF6-50. Neste motor, parte do fluxo de ar é empregada, entre outras coisas, na refrigeração do motor, na proteção das palhetas da turbina e na pressurização da cabine. O fluxo de ar restante deve ser vedado em seu percurso, evitando perdas indesejáveis [Alles, 1985; Balman, 1985].

Para capturar maior quantidade de ar no motor, utiliza-se selo de ar. Ele direciona o ar até as regiões a serem refrigeradas. O SARD estudado tem 6 facas (Figura 1) que direcionam o ar para refrigerar as palhetas do primeiro e do segundo estágio da turbina de alta pressão do motor aeronáutico G.E. CF6-50, que se encontram a uma temperatura de aproximadamente 900°C [Anderson, 1985]. As especificações da General Electric para as dimensões mínimas dos diâmetros externos (\varnothing_{ext}) do selo de ar rotativo dianteiro antes e depois da soldagem de reparo de suas facas estão apresentados na Figura 1.

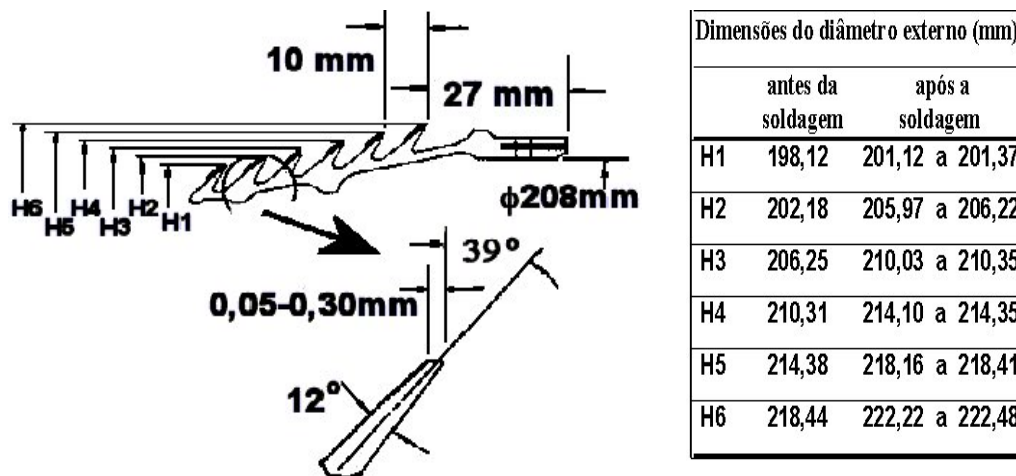


Figura 1. Dimensões especificadas pela General Electric para o selo de ar rotativo dianteiro (SARD) do motor a jato G.E. CF6-50.

O SARD, feito com Inconel 718 por forjamento, opera com 11.000rpm, sob uma pressão de aproximadamente 27,22atm e a uma temperatura em torno de 500°C [Anderson, 1985 e 1986]. O desgaste do SARD ocorre nas facas, devido ao atrito com o ar que passa sob pressão entre o selo de ar rotativo e estacionário. O desgaste do SARD é maior principalmente no momento da decolagem de uma aeronave, podendo acarretar pane do motor a jato em pleno vôo, colocando em risco a segurança da aeronave. O desgaste excessivo nas facas ocasiona a perda do motor a jato por falta de refrigeração adequada das palhetas, exigindo, assim a substituição de todo o módulo danificado, correspondente à turbina de alta pressão.

PROCESSO DE SOLDAGEM

Grande parte dos componentes de motores a jato é muito cara pelo fato deles serem de ligas metálicas especiais e por necessitarem de processos especiais de fabricação. Este motivo tem levado ao desenvolvimento de técnicas de soldagem de reparo que permitam obter soldas de alta qualidade, que envolvam baixo aporte de calor e que induzam o mínimo de distorções na peça reparada [Fernandes, 1997].

As primeiras soldagens de reparo de componentes de motores aeronáuticos eram feitas com o processo TIG manual. Dessa maneira, obtinha-se cordões de solda com formatos irregulares e peças com distorções excessivas, o que freqüentemente exigia o sucateamento dos componentes reparados (Figura 2) [Lopez, 1980]. Uma outra tentativa para soldagem de reparo foi feita utilizando o processo MIG (Metal Inerte Gas). Porém, com este processo, ocorriam constantemente defeitos de sobreposição nas laterais das facas (Figura 2). Além do mais, depois de usinada, as facas do SARD apresentavam falta de fusão entre passes e trincas, ZAC larga e grande quantidade de respingos, o que causava problemas na usinagem, devido aos espaçamentos entre as facas do selo serem muito pequenas. Estes fatos levaram ao desenvolvimento de novas técnicas de reparo, como a soldagem TIG com arame pulsado (DABBER-TIG) (Figura 2). Esta técnica de soldagem permite reduzir o tempo de reparo em 50%, além de se conseguir diminuir os custos com material de adição e dos tratamentos térmicos pós-soldagem [Telecklenburg, 1984]. O equipamento de soldagem TIG com arame pulsado foi desenvolvido e patenteado pela General Electric, sendo fabricado sob licença exclusiva pela Hobart Brothers Company, Ohio, E.U.A. [General Electric, 1990]. Na soldagem TIG com arame pulsado, uma variante da TIG automática, tem-se alimentação intermitente do material de adição. Assim, a gota de material de adição depositada é uniforme, a poça de fusão é pequena e a zona afetada pelo calor (ZAC) é minimizada, o que evita falta de fusão interpasse, irregularidade da solda, aquecimento insuficiente da superfície das facas e ZAC larga [Fernandes, 2004a].

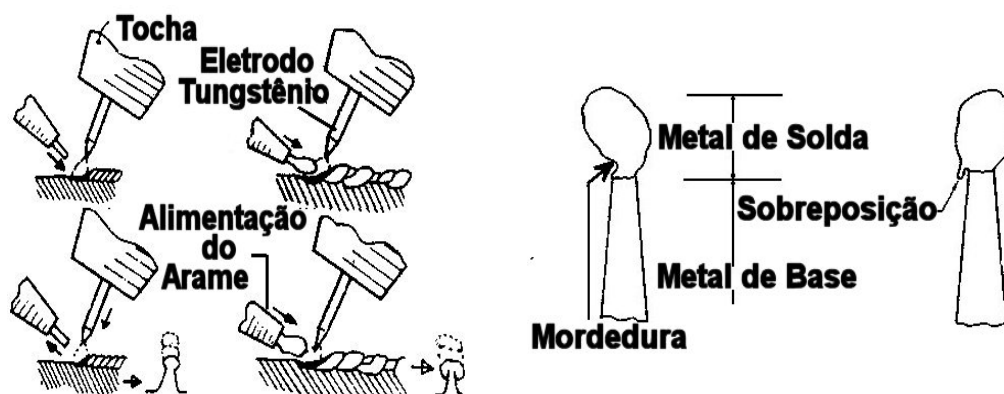


Figura 2. Soldagem TIG com arame pulsado e convencional (esquerda) e defeitos de soldagem em facas de SARD (direita).

PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

Fernandes (1997, 2003 e 2004a-b) desenvolveu um procedimento para soldagem das facas do SARD. Assim, estabeleceu-se que as variáveis de soldagem a serem levadas em consideração na técnica de soldagem de reparo são a corrente de soldagem, a tensão de arco elétrico, a velocidade de alimentação do arame, a velocidade de soldagem e a frequência de pulsação do arame. Estas variáveis foram escolhidas com base em vários procedimentos práticos de soldagem com o equipamento para soldagem de facas de selo. Definiu-se 6 passes de solda. Os outros parâmetros foram considerados constantes no decorrer da soldagem.

Os parâmetros físicos (respostas) do procedimento de soldagem do SARD importantes são a altura e largura do cordão de solda. Os limites das faixas de

variação dos parâmetros acima descritos foram determinados utilizando a técnica estatística de planejamento de experimentos, técnica esta apresentada por Fernandes (2003, 2004a-b). A Tabela 1 sintetiza os parâmetros de soldagem e suas respectivas considerações.

Tabela 1. Intervalos de valores das variáveis de soldagem.

VARIÁVEIS	Valor Máximo	Valor Mínimo	CONSIDERAÇÕES
Corrente (Ampéres)	14,00	21,00	↑ Corrente → ↑ Largura do cordão de solda → ↑ Aporte de Calor
Voltagem (Volts)	9,50	11,20	↓ Voltagem → O eletrodo encosta na poça de fusão
Frequência de Pulsação (pps)	4,50	5,17	↑ Frequência → O eletrodo encosta na poça de fusão ↓ Frequência → Não há aquecimento da poça de fusão
Velocidade de Alimentação (mm/s)	1,33	2,12	↑ Velocidade de Alimentação → ↑ Material depositado → ↑ Altura
Velocidade de Soldagem (mm/s)	1,23	2,18	↑ Velocidade de Soldagem → ↓ Material depositado (Cordão Irregular)

Observando-se a Tabela 1, pode-se fazer as seguintes considerações entre a corrente e a tensão. Quando se solda com baixas corrente e tensão, a solda é muito estreita e o eletrodo de tungstênio não consumível se fica muito próximo da poça de fusão, podendo contaminar a solda com inclusão de tungstênio. Porém, quando se solda com elevada intensidade de corrente e tensão, a solda é muito larga, o que aumenta demasiadamente o tempo da usinagem de acabamento. Além do mais, a velocidade de soldagem influencia tanto a quantidade de material depositado como o aporte de calor. Quando a velocidade de soldagem diminui, o aporte de calor e a largura do cordão de solda aumentam, além de não ser possível identificar os passes de solda. Quando a velocidade de soldagem é muito grande, não há tempo suficiente para a deposição de correta do material de adição, o que acarreta um cordão de solda irregular.

SOLDABILIDADE DO INCONEL 718

O Inconel 718, uma superliga à base de Ni-Cr-Fe endurecível por precipitação, usa o Nb como elemento endurecedor primário [Brooks, 1982] para evitar a trinca de envelhecimento após deformação a frio. O endurecimento primário se deve à precipitação de γ'' ($Ni_3(Nb, Ti)$) e o secundário de γ' ($Ni_3(Al, Ti)$) a partir de γ'' [Ogborn, 1985]. O Inconel 718 é usado em componente que opera a alta temperatura, como motor de aeronave e turbina a gás, devendo, portanto, ter excelente resistência à corrosão/oxidação, boa resistência mecânica a alta temperatura e elevada tenacidade. As Tabelas 2 e 3 mostram, respectivamente, a composição química especificada do Inconel 718 e as propriedades mecânicas especificadas na norma ASTM E8M [Fernandes, 1997].

Tabela 2. Composição química especificada (teor em peso) do Inconel 718.

Elemento	Ni	Cr	Fe	Mo	Co	Al	Ti	Mn	Si	S
Teor (%)	Mín.	50,00	17,00	-----	2,80	-----	0,20	0,65	-----	-----
	Máx.	55,00	21,00	18,50	3,30	1,0	0,80	1,15	0,35	0,35

Tabela 3. Propriedades mecânicas da liga inconel 718.

Propriedades Mecânicas	Valores
Limite de Resistência (MPa)	1240
Limite de Escoamento (MPa)	1036
Alongamento, em 50 mm (%)	12
Módulo de Elasticidade (MPa)	211000

O Inconel 718 tem ótimas resistências mecânica a alta temperatura (250°C a 700°C) e à oxidação a 980°C. Para se ter melhores resultados na junta soldada, recomenda-se a soldagem da liga no estado envelhecida. A precipitação de fases finamente dispersas na matriz γ (fcc) de Ni constitui obstáculos eficazes ao movimento de discordâncias. A principal condição para a liga endurecer por precipitação é que a solubilidade dos elementos endurecedores diminua com a temperatura. Assim, os elementos endurecedores devem ser solubilizados em temperaturas elevadas e depois precipitados em temperaturas mais baixas.

A análise por difração de raios X em Inconel 718 após exposição prolongada entre 650°C e 700°C mostra pequenos precipitados γ' esféricos, pequenas placas de Ni_xNb e grandes placas de Ni_3Nb (δ) [Kou, 1987; Lingenfelter, 1989]. O γ'' , a fase endurecedora primária da liga inconel 718, é metaestável, tem estrutura tetragonal e sua estequiometria é aproximadamente $Ni_3(Nb,Al)$. A temperatura elevada, o γ'' se decompõe em δ (Ni_3Nb) e γ' ($Ni_3(Ti,Al)$). A cinética relativamente lenta de formação de γ'' é benéfica, pois diminui o risco de trincamento na soldagem e no tratamento térmico posterior. O trincamento na ZAC (trinca a quente), por outro lado, pode ocorrer devido à precipitação de NbC e fases Laves ricas em Nb. A fase Laves, que tem estrutura hexagonal compacta complexa e geralmente geometria globular irregular, é extremamente indesejável, pois, devido ao seu baixo ponto de fusão, pode causar trinca a quente. As estequiometrias mais comuns são: Fe_2Nb , Te_2Ti , Fe_2Mo e Co_2Ti . A Figura 3 mostra o diagrama TTT do Inconel 718 (precipitação das fases γ' , γ'' , Laves e δ , assim como de carbonetos) no interior e no contorno de grão.

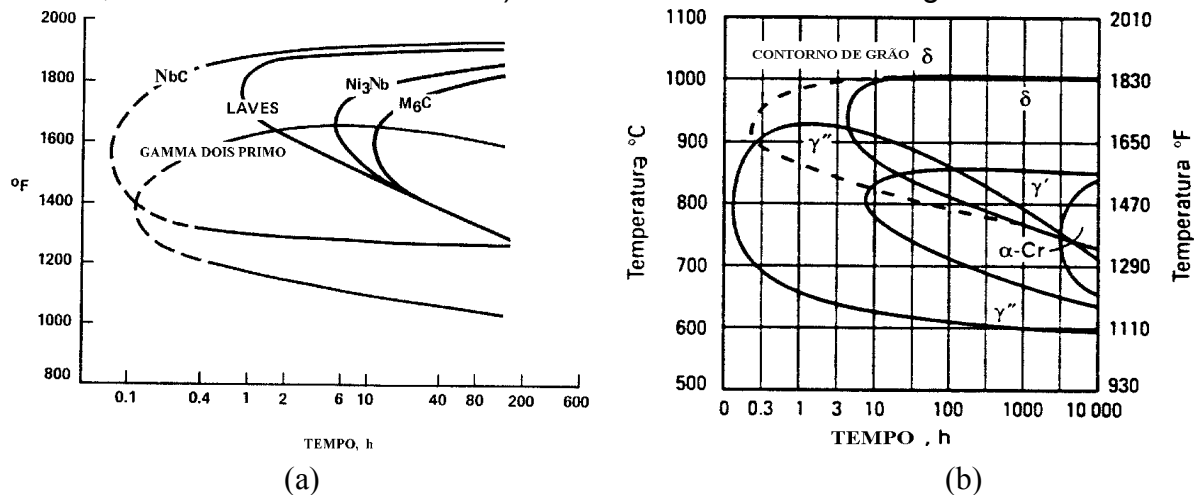


Figura 3. Diagrama TTT para a liga inconel 718.

MÉTODOS E MATERIAIS

Os SARD de Inconel 718 são fabricados por forjamento a quente e, a seguir, solubilizados e envelhecidos para obterem as propriedades mecânicas desejadas. Os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento a que foram submetidos não foram fornecidos pela empresa fabricante, tendo sido, portanto, realizadas análises metalográficas com o objetivo de identificar a microestrutura do SARD no estado como fornecido. Verificou-se que a liga Inconel 718 após solubilização e envelhecimento pode apresentar as seguintes fases: matriz γ com precipitados γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$), γ'' ($\text{Ni}_3(\text{Nb},\text{Al})$), δ (Ni_3Nb), NbC, M_6C (à base de Fe, Nb e Mo), bem como fases Laves (à base de Fe e Nb) e até mesmo TiN.

Foram realizados três tipos de tratamentos térmicos pós-soldagem, em forno convencional de mufla sob atmosfera de argônio: um de solubilização, que consiste em aquecer até 927°C a uma taxa de $15^\circ\text{C}/\text{min}$, manter esta temperatura por 1h, resfriar até 538°C a uma taxa de $17^\circ\text{C}/\text{min}$ e, a seguir, resfriar ao ar; a seguir realizou-se, um tratamento térmico de envelhecimento que consiste em aquecer a liga a 719°C , manter a esta temperatura por 8h, resfriar até 621°C a uma taxa de $56^\circ\text{C}/\text{h}$, manter a esta temperatura por 8h e, a seguir, resfriar ao ar e um tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento.

Em vista das soldas de reparo feitas nas facas do SARD serem de pequenas dimensões, é de se supor que o nível de tensões residuais após a soldagem seja pequeno. Por outro lado, a geometria do selo (circular) favorece o aparecimento de elevadas tensões residuais de soldagem. Estes fatos foram levados em consideração antes de fazer a soldagem de reparo, sendo que optou-se por soldar sem submeter os selos a tratamento térmico de prévio solubilização.

A Figura 4 mostra a microestrutura, revelada com microscopia eletrônica de varredura, da faca do SARD no estado como recebido e o espectro de EDS de um desses precipitados. A presença majoritária de Nb (com um pouco de Ti) e de teores muito baixos de Ni (excluindo, portanto, a possibilidade de se tratar de γ' , γ'' ou fase δ) no espectro EDS indica que esta fase clara pode ser NbC. Esta suposição está de acordo com o Inconel 718 estudado por Brooks (1982) e Kou (1987), que apresenta uma microestrutura de fase Laves rodeada de carbeto NbC aciculares. Por outro lado, estas fases claras não contêm Fe, como as fases Laves, o que faz supor que se tratem então de carbonetos NbC. Mais ainda, pode-se afirmar que o SARD provavelmente não teria sido submetido a um tratamento térmico de envelhecimento que ocasionasse a formação de fase Laves em virtude do efeito muito prejudicial desta fase sobre as propriedades mecânicas do Inconel 718 e a sua soldabilidade. Este fato corrobora mais ainda a suposição das fases claras vistas na Figura 4 serem carbonetos de Nb. Todas as micrografias apresentadas no presente trabalho foram obtidas com ataque com ácido oxálico.

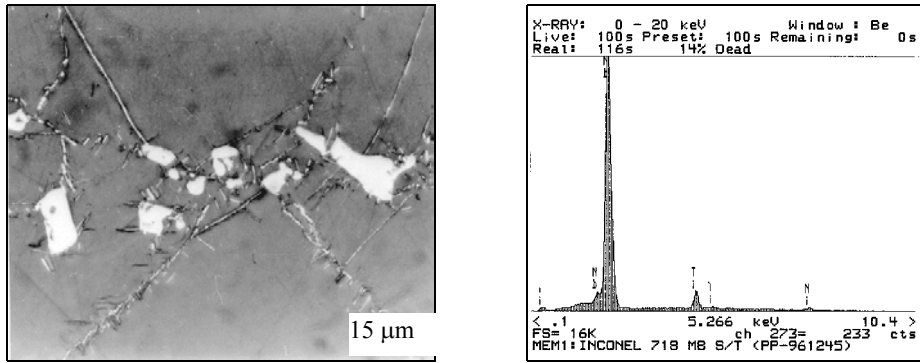


Figura 4. Microscopia eletrônica de varredura realizada em faca do SARD estado como recebido. Aumento: 1000x.

O metal de solda e a ZAC das amostras obtidas foram observados com microscopias ótica e eletrônica de varredura. A Figura 5 apresenta a microestrutura, revelada com microscópio ótico e eletrônico de varredura, do metal de solda do SARD soldado com aporte de calor de 76kJ/mm. Nota-se, além da ausência de trincas, que não há crescimento pronunciado dos grãos. Esta é uma das características positivas do equipamento de soldagem TIG com arame pulsado, que solda com baixo aporte de calor. Outra vantagem inerente a esse fato é a redução do nível de tensões residuais e de distorções do SARD. Os selos reparados não apresentaram distorção detectável. Um exame mais detalhado da estrutura dendrítica pode ser feito na Figura 5. O EDS dos precipitados interdendríticos revela a presença de Ni, Nb, Cr, Fe, Al e Ti, conforme mostrado na Figura 5c. Neste caso, os elevados teores de Ni e Nb sugerem a hipótese de se tratar de γ'' ($Ni_3(Nb,Al)$) ou δ (Ni_3Nb), e exclui a possibilidade de se tratar de fase Laves. A presença de Ti, Cr, Fe e Al pode ser devida ou à solução sólida destes elementos nas fases presentes ou ao fato da análise de EDS ter abrangido a região da matriz vizinha ao precipitado, sendo esta última hipótese a mais provável. Não foi possível identificar com certeza os precipitados presentes no metal de solda apresentado na Figura 5, mas supõe-se que se tratam de γ'' , NbC e/ou δ (somente no contorno de grão). Esta identificação exigiria estudos em amostras com uma resolução muito maior e com técnicas específicas para tal.

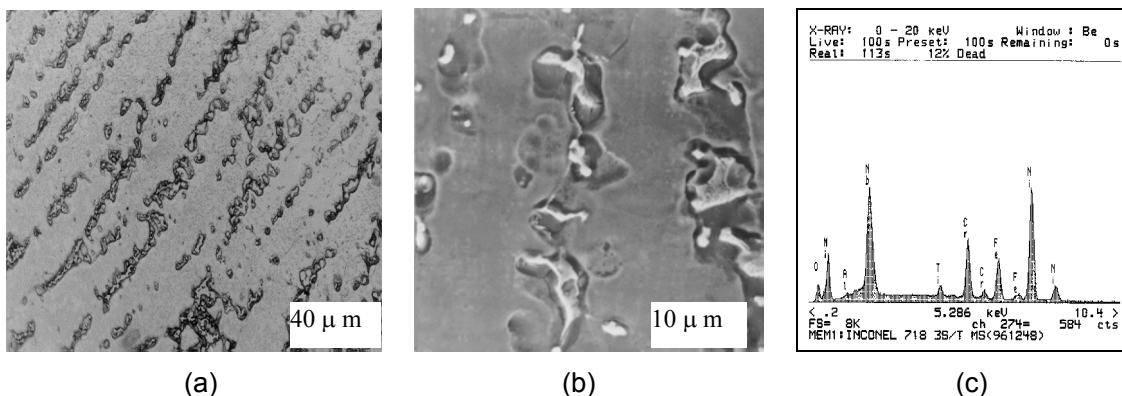


Figura 5. (a) Microscopia ótica do metal de solda sem tratamento térmico. Aumento: 500x. (b) Microscopia eletrônica de varredura do metal de solda da sem tratamento térmico, mostrando os precipitados interdendríticos com detalhe. Aumento: 2000x. (c) Espectro de EDS dos precipitados apresentados.

No tratamento térmico de solubilização (aquecimento até 927°C (1700°F) por 1h seguido de resfriamento a 538°C (1000°F), a uma taxa de 17°C (30°F)/min, com resfriamento final ao ar), a microestrutura segundo o diagrama TTT da Figura 3 seria uma matriz γ com precipitados NbC. Entretanto, a fase δ também pode se formar (nos contornos de grão e região interdendrítica) durante a solubilização. Quando se analisa o tratamento térmico de envelhecimento (aquecimento a temperatura 719°C (1325°F) por 8h seguido de resfriamento a 621°C(1150°F), a uma taxa de 56°C (100°F)/h, por um período de 8h, e resfriamento final ao ar), verifica-se que há possibilidade de precipitação somente de γ'' [Thompson, 1989].

O tratamento térmico de solubilização não dissolve os carbonetos NbC e a fase δ que possivelmente possam ter precipitado durante a soldagem no MS e na ZAC. Além disso, até favorece a precipitação de NbC e fomenta o aparecimento de fase δ no contorno de grão. A fase γ'' , sim, é solubilizada durante este tratamento. A figura 6 apresenta a microestrutura do metal de base e do metal de solda da amostra após o tratamento térmico de solubilização, microestrutura esta provavelmente constituída de NbC e fase δ nos contornos de grão.

O tratamento térmico de envelhecimento após a soldagem sem a realização prévia de solubilização resulta em uma microestrutura semelhante àquela presente em amostras soldadas, solubilizadas e envelhecidas, conforme mostra a Figura 7. Após a soldagem, a microestrutura no metal de solda e na ZAC consiste de matriz γ com γ'' , NbC e fase δ precipitados. Caso não seja efetuado o tratamento térmico de solubilização, quando precipitam mais partículas de NbC e as partículas de γ'' se solubilizam, antes do tratamento térmico de envelhecimento após a soldagem, o envelhecimento da junta soldada simplesmente só favorecerá o aparecimento de mais γ'' .

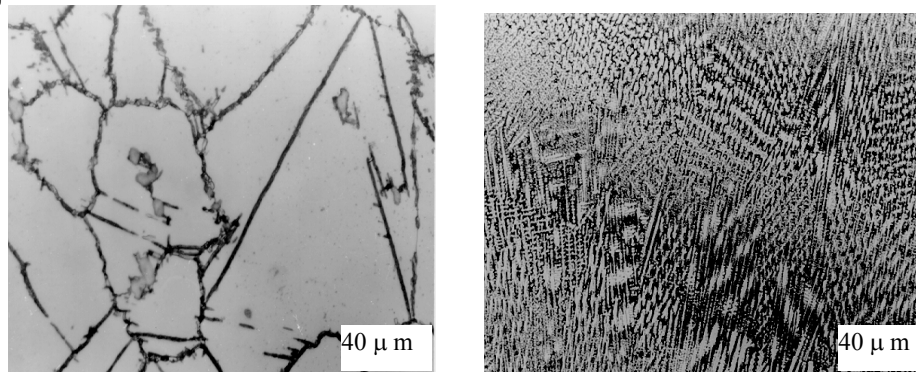


Figura 6. (a) Microscopia ótica realizada no metal de base da amostra referente ao tratamento térmico de solubilização. (b) Microscopia ótica realizada no metal de solda da amostra após tratamento térmico de solubilização. Aumento: 500x.

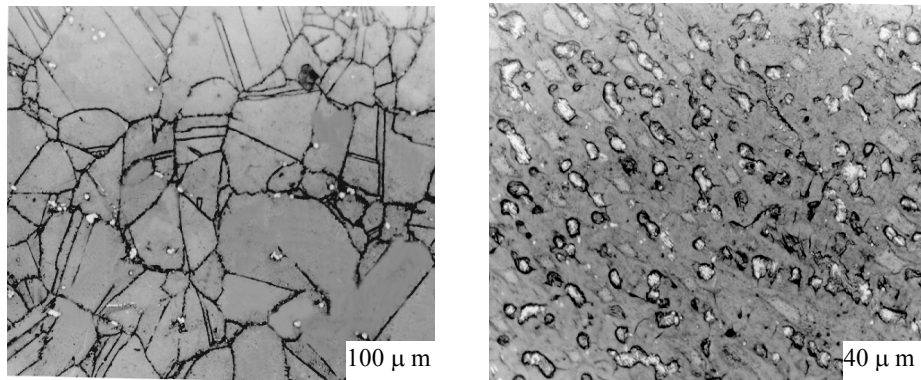


Figura 7. (a) Microscopia ótica feita na ZTA da amostra referente ao tratamento térmico de envelhecimento. Aumento: 200x. (b) Microscopia ótica realizada no metal de solda da amostra após tratamento térmico de solubilização, seguido de envelhecimento. Aumento: 500x .

CONCLUSÕES

Neste trabalho estudou-se os resultados metalúrgicos de um procedimento de soldagem executado com TIG com arame pulsado (metal de solda de Inconel 718) em um dos componentes do motor de aviação de inconel 718. Para certificar a qualificação do procedimento de soldagem foram realizados ensaios não destrutivos e testados 3 tipos de tratamentos térmicos pós-soldagem: um de solubilização, um tratamento térmico de envelhecimento seguido de resfriamento ao ar e um tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento.

Verificou-se ser possível submeter os selos reparados do motor de aeronave G.E. CF6-50 à avaliação da General Electric Company para a substanciação tanto da técnica de reparo desenvolvida como do equipamento de soldagem TIG com arame pulsado empregado. Em vista dos resultados obtidos (aspecto, geometria e dureza das soldas), pode-se afirmar com certeza que tanto a técnica de reparo (qualificação do procedimento de soldagem) desenvolvida como o equipamento de soldagem empregado permitirá uma enorme redução dos custos de manutenção de motores a jato CF6-50.

REFERÊNCIAS

- 1 ALLES, P.H.,(1985) Dabber welding for seal teeth repairs in jet-engine turbines, DVS-Bericht Nr. 98, Welding and Brazing in Aircraft and Spacecraft Construction, **Proceeding, 2nd International Conference**, Essen, Sept., pp. 9-14.
- 2 ANDERSON, J.R., (1985) Automatic pulsed TIG welding in fabrication and of jet engine components, **Society of Manufacturing Engineers**, 8 p.
- 3 ANDERSON, J., (1986) Synchronized TIG welding gains status in repairing jet engine components, **Welding Journal**, Vol. 64 (5), pp. 39-40.
- 4 BROOKS, C.R., (1982) **Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys**, American Society for Metals, pp. 139-227.
- 5 BALLMAN, D., (1985) Dabbing cool TIG welding saves high-alloy parts, **Welding Design and Fabrication**, Vol. 58 (3), March 1985, pp. 59-60.
- 6 FERNANDES, J.L., (1997) Soldagem de Reparo TIG com Arame Pulsado (DABBER-TIG) em Faca de Selo de Inconel 718 Empregado em Turbina de Alta Pressão do Motor a Jato G.E. CF6-50, **Dissertação de Mestrado**, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE/UFRJ.

- 7 FERNANDES, J.L., MELO, P.F.F., PAYÃO, J.C. e CARVAJAL, S.R.O, (2003) O Planejamento de Experimentos Fatorial Aplicado na Determinação de Parâmetros Ótimos de Soldagem, **VII Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos – VII COTEQ**, Santa Catarina, Florianópolis, 9-12 de setembro 10p.
- 8 FERNANDES, J.L., MELO, P.F.F., PAYÃO, J.C. e CARVAJAL, S.R.O, (2004a) Soldagem de Reparo TIG com Arame Pulsado (DABBER-TIG) em Inconel 718, **59º Congresso Internacional da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM)**, São Paulo (SP), Brasil, 19 a 22 de julho de 2004, 10p.
- 9 FERNANDES, J.L., MELO, P.F.F., PAYÃO, J.C. e CARVAJAL, S.R.O, (2004b) Comparative Study of Factorial Design Experiments of Optimal Welding parameters for Commercial Aircraft Components, **59º Congresso Internacional da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM)**, São Paulo (SP), Brasil, 19 a 22 de julho de 2004, 10p.
- 10 GORDINE, J., (1971) Some problems in welding Inconel 718, **Welding Research Supplement**, November 1971, pp. 480s-484s.
- 11 GENERAL ELECTRIC, 1990, **Automatic Welding for Knife Edge Seal Repair**, Comercial Standard Practics Manual, GE Aircraft Engine, 1990, 22p.
- 12 KOU, S., (1987) **Welding Metallurgy**, John Wiley & Sons Inc., 1987, pp. 297-319.
- 13 LINGENFELTER, A., (1989) Welding of Inconel 718: A Historical Overview, **The Mineral, Metals & Materials Society**, pp.673-683.
- 14 LOPEZ, R., (1990) Weld-repair keeps jets flying, **Welding Design and Fabrication** Vol. 63 (4), April 1990, pp.43-44.
- 15 OGBORN, J.S., OLSON, D.S. and CIESLAK, M.J., (1995) Influence of solidification on the microstructural evolution of nickel base weld metal, **Materials Science and Engineering A**, Vol. 203, Issues 1-2, 15 November 1995, pp. 134-139.
- 16 THOMPSON, R.G., (1989) Solidification of the Nickel-Base Superalloy 718: A Phase Diagram Approach, **Metallurgical Transaction Vol. 20A**, December 1989, pp. 2866-2868.

A METALLURGICAL ANALYSIS ON WELDED INCONEL 718 ALLOY USED IN THE AERONAUTICAL INDUSTRY

José Luiz Fernandes¹
João da Cruz Payão Filho²

Abstract

In this work the results welding metallurgical procedure by Dabber-TIG (TIG with pulsed wire) in Inconel 718 alloy welded were studied in engine components of aircraft industry. The Inconel 718 alloy (Ni-Cr-Fe) and uses Nb how primary hardening element. To certify the welding qualification procedure were accomplished no destructive testing and 3 types of heat treatments after welding were tested. The first is solubilization heat treatment, the second is aging following air cooling heat treatment and the third one is solubilization following aging heat treatment. It was obtained the microhardness profile Vickers (HV0,1) in a transverse region of weld fillet. It was verified that the results of the Inconel 718 alloy after solubilization and aging presented the following phases: matrix γ with precipitate γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$), γ'' ($\text{Ni}_3(\text{Nb},\text{Al})$), δ (Ni_3Nb), NbC, M_6C (Fe, Nb and Mo), as well as phases Laves (Fe and Nb) and even TiN. The majority presence of Nb (with a little of Ti) and of very low content of nickel (excluding, therefore, the possibility of γ' , γ'' ou fase δ), in the spectrum EDS indicates that this clear phase can be NbC. On the other hand, these clear phases don't contain Fe, as the Laves phases, the one that does suppose that they are treated then of carbets NbC.

Key-words: Inconel 718; Welding metallurgy; Heat treatments.

60th Annual Congress of The Brazilian Society of Metallurgy and Materials (ABM), Belo Horizonte (MG), Brazil, 25 – 28 July 2005

¹ Mechanical Engineer, Ph.D., Assistant Professor, Mechanical Engineering Department, CEFET-RJ, jlfernandes@cefet-rj.br

² Metallurgical Engineer, Dr.-Ing., Assistant Professor, Metallurgy and Materials Department, COPPE/UFRJ, jpayao@metalmat.ufrj.edu.br