

EFEITO DE MÚLTIPLAS CICLOS DE SOLUBILIZAÇÃO SUB-SOLVUS DELTA E ENVELHECIMENTO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA SUPERLIGA 718 *

Alessandra Vieira Guimarães¹
 Melânea Almeida Ramalho Medeiros²
 Alexandre de Oliveira³
 Adeir Junior⁴
 Matheus Campolina Mendes⁵
 Leonardo Sales Araújo⁶

Resumo

A liga de Níquel 718 é bastante requisitada para aplicações na indústria aeroespacial devido as suas excelentes propriedades. Endurecida por precipitação, a liga apresenta alta resistência mecânica sob condições extremas e ambientes severos, representando um avanço tecnológico significativo na produção de motores aeroespaciais. Os reparos realizados nos motores são feitos por diferentes processos, porém muitas vezes são realizados até que as especificações estruturais deixem de ser atendidas. Após os reparos, a liga é solubilizada em temperatura inferior a temperatura solvus da fase δ , o que pode levar a precipitação crescente desta fase, podendo impactar nas propriedades da liga. O intuito do presente trabalho é avaliar o efeito de múltiplos ciclos de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento na microestrutura e propriedades mecânicas da liga. Foi possível observar que os múltiplos ciclos induzem uma crescente formação de fase δ , reduzindo a resistência mecânica da liga.

Palavras-chave: Superliga 718; Fase δ ; Tratamentos Térmicos.

EFFECT OF MULTIPLE CICLES OF SUB-SOLVUS DELTA SOLUTION ANNEALING AND AGING ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF ALLOY 718

Abstract

The nickel based superalloy 718 is widely used for airspace applications due to its excellent properties. Precipitation hardened, the alloy shows high strength under extreme conditions and harsh environments, representing a significant breakthrough for the production of airspace engines. The repairs made in such engines can use different processes, with the possibility of multiple repair cycles, being the dimensional specifications the main requisite to attend, with little understanding of the evolution of microstructure and mechanical properties. After the repairs, the alloy is solution annealed in a sub-solvus δ phase temperature, which can lead an increasing precipitation of this phase and consequente impact in properties. In this regard, the objective of the presente work is to evaluate the effect of multiple cycles of sub-solvus δ solution annealing and aging heat treatments on the microstructure and mechanical properties. It was possible to observe that the multiples cycles induced a crescente precipitation of δ phase, reducing the strength of the alloy and modifying the strain hardening behaviour.

Keywords: Superalloy 718; δ Phase; Heat Treatment.

¹ Engenheira de Materiais, Mestranda em Engenharia Metalúrgica, PEMM, COPPE-UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Engenheira de Materiais, MSc, Doutoranda em Engenharia Metalúrgica, PEMM, COPPE-UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

³ Engenheiro Metalúrgico, Mestrando em Engenharia Metalúrgica, PEMM, COPPE-UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

⁴ Engenheiro Metalúrgico, Mestrando em Engenharia Metalúrgica, PEMM, COPPE-UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

⁵ Engenheiro de Materiais, MSc, Professor, CEFET-RJ, CEMEC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

⁶ Engenheiro Metalúrgico, DSc, Professor, PEMM, COPPE -UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A necessidade de se obter materiais desenvolvidos especialmente para atuarem sob requisitos de alta resistência mecânica em ambientes severos. E em condições críticas de temperatura e pressão justifica os inúmeros estudos das ligas a base de níquel. A introdução da liga de Níquel 718 representou avanços significativos na tecnologia de turbinas a gás permitindo menor custo de fabricação de motores, menor peso, maior flexibilidade de projetos e simplificação na construção [1].

A liga 718 tem mostrado maior utilização em alguns modelos de motores aeronáuticos podendo chegar até em 50% de aplicação [1]. Essa liga é endurecida por precipitação das fases γ' e γ'' pelos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, conferindo excelente vida em fadiga em temperaturas até 650°C. Sua aplicação se estende as turbinas a gás, aeroespaciais, vasos de pressão, aplicações nucleares e indústria petroquímica [2,3].

Em reparos de motores aeronáuticos existem diferentes processos como a limpeza, soldagem, usinagem, tratamento térmico e alguns deles são denominados especiais como tratamento térmico a vácuo, aplicação de plasma e a usinagem por descarga elétrica (EDM). A quantidade de reparos realizados depende do tipo de aplicação e criticidade da peça no motor. Em algumas, a sua vida útil é limitada por números de ciclos em voo e em outras pelos números de reparos realizados. Como a liga 718 possui excelentes propriedades mecânicas, não é especificado um limite de repetição de reparos para algumas peças fabricadas com essa liga podendo passar pelo mesmo procedimento inúmeras vezes, até que sua própria especificação dimensional não seja atendida, como exemplo, pelo excesso de perda de material de base de soldagem.

Após os reparos, a peça passa por tratamento térmico de solubilização e envelhecimento. A solubilização é realizada para induzir a dissolução total das fases γ' e γ'' e dissolução parcial da fase δ [5]. No presente trabalho, a solubilização é feita abaixo da linha sovus de δ , para que ele não dissolva esta fase e, com isso, controle o crescimento do tamanho de grão. Em seguida é feito o envelhecimento, que tem como finalidade precipitar fases endurecedoras como γ' e γ'' e, em consequência, aumentar a resistência mecânica da liga [6].

Estes dois tratamentos são largamente utilizados na liga 718 e entender o comportamento microestrutural frente aos repetidos tratamentos térmicos resulta numa contribuição positiva em buscar a influência das fases em peças reparadas. Desta forma, o objetivo deste trabalho é estudar o efeito na microestrutura e nas propriedades mecânicas de sucessivos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento em peças fundidas e forjadas da liga 718.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho selecionou-se uma amostra seccionada de uma liga 718 modificada utilizada em turbina de baixa pressão de um motor aeronáutico. Essa peça possui duas regiões distintas em modo de fabricação: como forjada e como fundida, com composições apresentadas na Tabela 1, respectivamente. Para a fabricação dessa peça, utiliza o processo de soldagem por feixe de elétrons na união da parte fundida com a forjada. A amostra como recebida é de um material que

passou por diferentes ciclos em vôos e também por procedimentos de reparos visando garantir os requisitos mínimos propostos pelo seu fabricante.

Tabela 1. Composição química da peça forjada e fundida.

Forjada	Elemento	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Fe	Al	Co	Nb	Ti	B	Ni
	%Peso	0,065	0,221	0,331	0,0012	19,52	2,26	18,81	0,453	1,49	6,08	3,86	0,0038	46,6
Fundida	Elemento	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Fe	Al	Co	Nb	Ti	B	Ni
	%Peso	0,093	0,335	0,153	0,0042	17,97	2,96	20,7	0,499	0,214	4,43	0,84	0,0056	51,5

As amostras analisadas foram cortadas com serra de fita refrigerada e, em seguida foram tratadas termicamente para solubilização (954°C/1 hora) e envelhecimento (760°C/5 horas + 649°C/1 hora). As amostras foram enumeradas em 01, 02, 04, 05, 07 e 08, sendo essa identificação correspondente ao número de ciclos de tratamento térmicos que foram submetidas. A Figura 1 mostra uma das amostras cortadas, destacando as regiões fundida e forjada. A região de união (solda por feixe de elétrons, não foi considerada no presente trabalho)

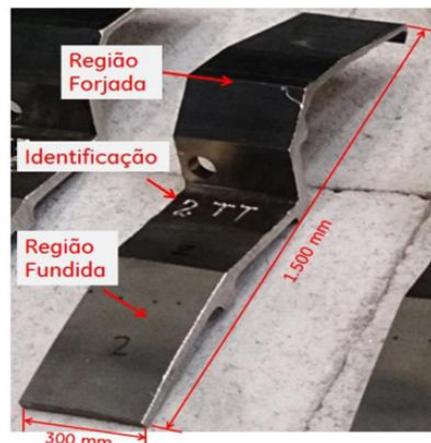


Figura 1. Amostra seccionada de uma peça da liga 718 de uma turbina de baixa pressão de um motor aeronáutico.

A preparação metalográfica da amostra consistiu de lixamento convencional seguido de polimento em pasta de diamante e ataque químico com reagente composto por 20ml de H₂O₂ (30%) 40 ml de HCl e 60 ml de H₂O. As imagens foram obtidas por microscopia eletrônica de varredura, em modo retroespalhado, com campos aleatórios com aumento nominal de 1000x, de forma a evitar um viés na análise. Por binarização e análise do histograma, as imagens foram avaliadas utilizando o software Image J, determinando a fração volumétrica da fase δ e tamanho médio de partículas. Para a caracterização microestrutural, as amostras que foram submetidas a 1, 4 e 7 ciclos de solubilização e envelhecimento foram analisadas.

As propriedades mecânicas foram analisadas por ensaios de tração a uma taxa de deformação de 10^{-4}s^{-1} até a ruptura dos corpos de prova. A resistência à ruptura, limite de escoamento, e valores de alongamento foram obtidos pela curva tensão-deformação para as amostras que foram submetidas a 2, 5 e 8 ciclos de solubilização e envelhecimento.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Figuras 2 observa-se as imagens obtidas por MEV das amostras forjadas e fundidas nas condições de 1, 4 e 7 ciclos de tratamento térmicos.

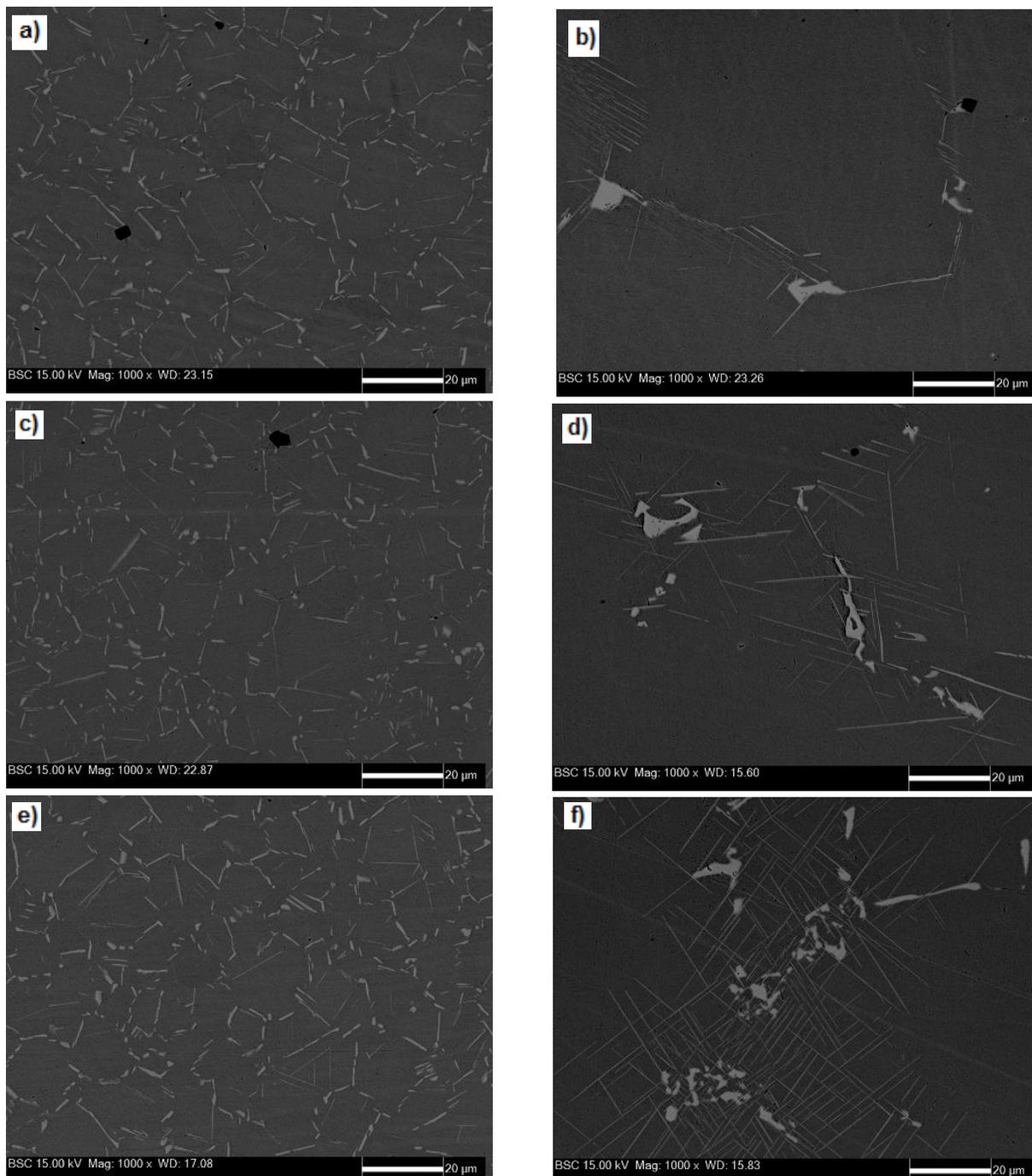


Figura 2. MEV das amostras forjadas nas condições de (a) 1, (c) 4 e (e) 7 ciclos de tratamento térmicos e amostras fundidas de (b) 1, (d) 4 e (f) 7.

As amostras forjadas 2a, 2c e 2e mostram a evolução da precipitação da fase δ com o aumento da quantidade de ciclos de tratamento térmico. A homogeneização

e a deformação da peça difundem o nióbio equilibrando a composição da mesma, desta forma nota-se uma precipitação intensa de fase δ nos contornos de grãos, que são sítios preferenciais de nucleação heterogênea. Foi possível observar carbeto primários de nióbio e de titânio com morfologia globular enquanto a fase δ apresenta-se em forma de agulha.

As amostras fundidas 2b, 2d e 2f mostram a precipitação da fase δ , **carbeto primários NbC e fases de Laves**, concentrada em regiões interdendríticas ricas em nióbio. Essa precipitação não se encontra de forma distribuída como nas amostras forjadas, devido a segregação de nióbio após a fundição.

Foi observado um aumento do tamanho médio e da fração volumétrica da fase δ em todas as amostras, uma vez que a maior quantidade de ciclos de solubilização e envelhecimento, contribuíram para induzir a precipitação desta fase, já que a temperatura utilizada ser abaixo da solvus δ , conforme mostrado na tabela 2.

Tabela 2. Fração de área δ , tamanho médio de partículas δ e tamanho de grão para as peças forjadas e fundidas nas condições de 1, 4 e 7 ciclos de tratamento térmicos.

AMOSTRA		Fração de Área de δ (%)	Tamanho Médio de Partículas (μm)	Tamanho de Grão (μm)
Forjada	1 ciclo	6,299	0,929	10,05
	4 ciclos	6,385	1,057	10,1
	7 ciclos	8,124	1,514	9,6
Fundida	1 ciclos	0,867	0,806	-
	4 ciclos	2,885	1,564	-
	7 ciclos	9,309	1,465	-

O tamanho de grão médio das amostras como forjada nas sequências 01, 04 e 07, foram calculados pelo método de intercepto por microscopia ótica. Observou-se que não houve alteração significativa do tamanho de grão médio e os resultados podem ser verificados na tabela 2. De acordo com a literatura [3,7,8], a presença de fase δ e carbeto nos contornos de grão agem como barreira ao movimento dos contornos restringindo o seu aumento, o mesmo foi observado no presente trabalho.

A fase δ na liga 718 como fundida e como forjada leva a perda de importantes propriedades mecânicas resultando no empobrecimento da liga, como por exemplo a degradação da soldabilidade após o aumento da fração volumétrica de δ por sucessivos tratamentos térmicos pós soldagem [2].

A fase δ diminui o escoamento e resistência à tração, porém em alguns casos pode favorecer a ductilidade [9,10,11]. Existe degradação das propriedades mecânicas pela precipitação de δ de morfologia larga e transgranular e essa precipitação pode ocorrer em temperaturas de solubilização de 954°C, que em longos tempos leva a redução da resistência mecânica [12].

No presente trabalho, ao comparar os dois tipos de processamento, nota-se que as amostras forjadas apresentaram maiores valores para limite de resistência, limite de escoamento e alongamento, com relação às amostras fundidas, conforme apresentado na Figura 3 e Tabela 3. Isso ocorre devido aos problemas de segregação de fases frágeis, como é o caso da fase laves, podendo afetar as propriedades.

Na Tabela 3, observa-se que com os ciclos de tratamento térmico para as forjadas, o escoamento cai significativamente quando há uma mudança de 2 ciclos para 5 tendo posterior estabilização. No caso da resistência, queda é mais proeminente quando se aumenta de 5 para 8 ciclos. Para as amostras fundidas, o comportamento foi similar, tendo uma maior queda de escoamento de 2 ciclos pra 5, enquanto que a resistência teve maior significância na mudança de 5 ciclos para 8.

Ao comparar-se a ductilidade com os tratamentos térmicos aplicados, as amostras forjadas apresentaram um aumento significativo da ductilidade e pôde ser observado com o aumento de 5 para 8 ciclos, devido a sua homogeneidade microestrutural. Para as amostras fundidas, a ductilidade teve maior oscilação devido às fases deletérias segregadas.

A diminuição da resistência do material, decorrente do aumento do número de ciclos de tratamento térmico, demonstra que quanto maior a quantidade de fase δ precipitada, menor a quantidade de nióbio disponível às principais fases endurecedoras como γ'' , alterando assim a resistência mecânica do material

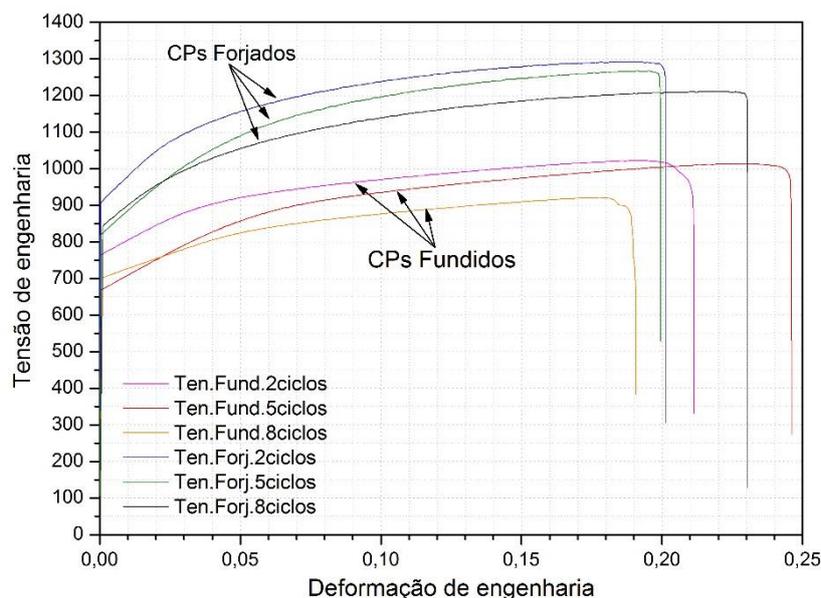


Figura 3. Curvas de tração das amostras forjadas e fundidas nas condições de 2, 5 e 8 ciclos de tratamento térmicos.

Tabela 3. Resultados do ensaio de tração.

AMOSTRA		σ_{LE} (Mpa)	σ_{LR} (Mpa)	AI (%)
Fundida	2 ciclos	771,9	1021,5	21,38
	5 ciclos	673,6	1016,9	24,49
	8 ciclos	705,3	920,6	18,89
Forjada	2 ciclos	923,7	1291,6	20,0
	5 ciclos	830,1	1261,6	19,8
	8 ciclos	857,0	1211,9	22,93

Uma das formas de avaliar o comportamento da liga durante a deformação plástica uniforme é através de seu expoente de encruamento (n), o qual nos indica o quanto o material é suscetível ao encruamento. Sabe-se que para metais com estrutura cristalina CFC e materiais austeníticos com baixas energias de falha de empilhamento, como a superliga 718, a relação proposta por Ludwigson é amplamente utilizada [13]. Os valores de K_1 , n_1 , K_2 e n_2 descrevem adequadamente o fluxo plástico desses materiais e os valores obtidos nas amostras forjadas e fundidas nas condições de 2, 5 e 8 ciclos de tratamento térmico estão apresentadas na tabela 4.

Tabela 4. Parâmetros da curva de fluxo das amostras solubilizadas e envelhecidas.

AMOSTRA		K1	n1	K2	n2
Fundida	2 ciclos	2608,97	0,66696	6,58402	-3,35073
	5 ciclos	1984,42	0,59046	6,39292	-1,22773
	8 ciclos	1744,94	0,68968	6,50914	-0,83566
Forjada	2 ciclos	2307,96	0,55926	6,71933	-1,28224
	5 ciclos	2442,02	0,54788	6,57485	-1,2312
	8 ciclos	2150,7	0,59173	6,65958	-0,88074

Os valores de n_1 e n_2 apresentados na tabela 4 correspondem aos expoentes de encruamento em regimes de tensão mais alta e mais baixa. Analisando os expoentes de encruamento n_1 , observa-se que tanto para as amostras forjadas quanto fundidas, houve uma diminuição de 2 para 5 ciclos e um aumento mais pronunciado para a quantidade de 8 ciclos de tratamento térmico.

4 CONCLUSÃO

Com relação às análises realizadas no material nas suas diferentes condições, pode-se concluir que:

- A precipitação da fase δ nos contornos de grão foi eficaz ao manter a estrutura refinada. Porém, com o crescente número de ciclos de tratamentos térmicos, tanto a fração de fase δ quanto o tamanho médio dessas partículas cresceu;

- Tal precipitação crescente de δ influenciou nas propriedades mecânicas da liga, dada a menor disponibilidade de nióbio para a formação de γ ". Com um maior número de ciclos, a resistência foi reduzida, sendo o limite de escoamento mais precocemente afetado que o limite de resistência. Com isso, em função da crescente precipitação de partículas de δ , houve impacto no expoente de encruamento da liga;

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao Laboratório de Materiais do CEFET/RJ.

REFERÊNCIAS

- 1 Jonh J. S.; P&W; Daniel V. V.; Alloy 718 at Pratt & Whitney – Historical Perspective and Future Challenges, The Minerals, Metals & Materials Society, Superalloys 718,625,706 and Various Derivatives Edited by E.A. Loria, 2001.
- 2 Lippold, J. C., Dupont, J. N.; Kiser, S.D. “Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-base Alloys”. Hoboken: John Wiley & Sons, 2009.
- 3 Loria, E.A., Superalloy 718-Metallurgy and Applications, Edited by The Minerals, Metals & Materials Society. 1989, pp. 381-389, 673-683.
- 4 Rich, Jeniski, ATI Jet Engine Applications, ATI Aerospace, 2008, Disponível em: <http://www.slideshare.net/johnpsilk/ati-jet-engine>, Acessado em: 16 abr. 2016.
- 5 Valle, Lena. C.M., Efeitos da solubilização e do envelhecimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas da superliga Inconel 718, Dissertação de mestrado apresentada a COPPE/UFRJ, 2010. Disponível em: http://objdig.ufrj.br/60/teses/coppe_m/LenaDeCastroMenezesValle.pdf. Acesso em: 10 jul.2016.
- 6 Caliari, Felipe R., Efeito do tratamento de envelhecimento na superliga Inconel 718, VI Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamento Térmico, TTT 2012, Atibaia, SP, Brasil, 17 a 20 Junho 2012
- 7 Donachie M., Donachie S., Superalloys: A technical guide, ASM International, 2ª edição, 2002, pp. 15 - 39.
- 8 Chen, W., M. C. Chaturvedi, “Dependence of creep fracture of Inconel 718 on grain boundary precipitates”, Elsevier Science Ltd, vol. 45, n° 7, pp. 2735-2746, 1997.
- 9 S.M., Corporation, Inconel alloy 718. Special Metals, 2007.
- 10 Rao G.A., M. Kumar, “Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy inconel 718”, Mater. Sci. Eng.: A 355 114–125, 2003.
- 11 Anderson M., A.-L. Thielin., “Delta phase precipitation in Inconel 718 and associated mechanical properties.”, Materials Science & Engineering A 679, pp.48-45, 2017.
- 12 Wei-DI CAO, “Solidification and solid state phase transformation of allvacr®718plustm alloy”, Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives, E.A. Loria, TMS, pp.165-177, 2005.
- 13 Ludwigson, D.C., Modified Stress-Strain Relation for FCC Metals and Alloys, Metalurgical Transactions, 1971.