

EFEITO DO HIDROGÊNIO NA RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DA LIGA DE NÍQUEL 718*

Fabio Da Costa Garcia Filho¹
Michelle Souza Oliveira²
Luana Cristyne Da Cruz Demosthenes³
Wendell Bruno Almeida Bezerra⁴
Fernanda Santos Da Luz⁵
Ulisses Oliveira Costa⁶
Julianna Magalhães Garcia⁷
Sergio Neves Monteiro⁸

Resumo

A superliga de níquel, Inconel 718, é altamente aplicada em plantas da indústria petroquímica e de geração de energia devido a sua capacidade de manter uma boa relação entre rigidez e tenacidade mesmo em altas temperaturas. Por outro lado, a utilização desse tipo de material nas condições exigidas nessas indústrias pode favorecer a ocorrência do fenômeno de fragilização pelo hidrogênio, que reduziria a vida útil desses materiais em serviço. Foram realizados ensaios de tração e análises das superfícies de fratura, observando a influência da fragilização neste tipo de liga. Foi observada a redução das propriedades mecânicas embora a análise da superfície de fratura não tenha indicado a mudança no modo de fratura desse material, mudando de dúctil para frágil.

Palavras-chave: Inconel 718; Fragilização por hidrogênio; Superfícies de fratura.

HYDROGEN EFFECT IN 718 NICKEL-BASED ALLOY TENSILE STRENGTH

Abstract

The nickel superalloys, Inconel 718, is highly applied in petrochemical plants and power generation due to their ability to maintain a good relationship between stiffness and toughness even at high temperatures. On the other hand, the use of such material under the conditions required in these industries may favor the occurrence of the phenomenon of hydrogen embrittlement, which would reduce the useful life of these materials in service. Tensile and fracture surface analyzes were performed by observing the influence on this type of alloy. The reduction in mechanical properties was observed although the fractographic analysis has not indicated the change in fracture mode of the material, changing the ductile to brittle.

Keywords: Inconel 718; Hydrogen embrittlement; surfasse fracture.

¹ Engenheiro de Materiais, Mestre em Ciência dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro/RJ, Brasil.

² Engenheira Civil, Mestre em Ciência dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro/RJ, Brasil.

³ Engenheira Civil, Mestre em Ciência dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro/RJ, Brasil.

⁴ Engenheiro de Materiais, Mestrando em Ciência dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro/RJ, Brasil.

⁵ Engenheira de Materiais, D.C em Ciência dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro/RJ, Brasil.

⁶ Engenheiro de Materiais, Mestrando em Ciência dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro/RJ, Brasil.

⁷ Engenheira Civil, Mestranda em Ciência dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro/RJ, Brasil.

⁸ Engenheiro Metalúrgico, Ph.D em Materials Science and Engineering, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro/RJ, Brasil..

1 INTRODUÇÃO

As superligas de Níquel são ditas ligas resistentes ao calor uma vez que consegue operar a temperaturas acima de 700°C mantendo uma boa relação entre tenacidade e rigidez, o principal mecanismo de endurecimento de tais ligas é o endurecimento por precipitação [1]. Entre tais ligas destaca-se a liga Inconel 718 que é uma das ligas de níquel mais utilizadas [2]. Essa liga obtém as suas propriedades mecânicas da precipitação de γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$) que tem estrutura CFC e da fase metaestável γ'' (Ni_3Nb) cuja estrutura é TCC, que permitem que o material apresente boas propriedades em altas temperaturas, além de resistência à fluência e a fadiga [3].

Devido às suas propriedades tal liga é amplamente utilizada na indústria de petróleo e de geração de energia, mas tais indústrias exigem que o material seja submetido a ambientes altamente corrosivos pela presença de água do mar, H_2S e pelas condições extremas de temperatura e pressão. Essas condições severas associadas a técnicas de proteção contra corrosão usualmente utilizadas (proteção catódica) favorecem a difusão H para o interior desses metais e desta forma privilegiam o fenômeno de fragilização pelo hidrogênio [4, 5]. A fragilização ocorre em ambientes ricos em hidrogênio, onde este elemento pode se difundir no material através dos sítios intersticiais da rede cristalina e/ou segregar em defeitos como discordâncias, vazios e interfaces matriz/precipitado. Esse acúmulo de hidrogênio na estrutura promove a redução das forças de ligação entre os átomos, podendo resultar na nucleação de uma trinca, a qual, sob condições adequadas, pode se propagar causando a fratura do componente. Essas trincas não são facilmente detectadas, existindo assim, a possibilidade de falha catastrófica no material [6].

Recentemente, o estudo deste assunto tem sido abordado do ponto de vista microestrutural revelando a influência dos precipitados no aprisionamento de hidrogênio na estrutura da superliga de níquel [7, 8]. Li et al [9] apresentaram um estudo cinético a cerca da difusão do hidrogênio na liga 718 e mostraram que zonas de extensas deformações plásticas são formadas na forma de discordâncias celulares em temperatura ambiente quando a densidade de corrente de hidrogenação é aumentada.

O objetivo desse trabalho foi verificar a susceptibilidade de fragilização pelo hidrogênio na liga de níquel Inconel 718, para tal foram realizados ensaios de resistência à tração e fractografia de amostras.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A superliga de níquel, Inconel 718, foi obtida na forma cilíndrica com diâmetro da base de 1,5 cm laminada a quente, junto à empresa Multialloy, Brasil. Os corpos de prova foram usinados segundo a norma para ensaio de tração ASTM E8 [10]. A Figura 1 (a) e (b) apresentam o desenho esquemático para o corpo de prova previsto em norma, Fig.1(a), e o aspecto do corpo de prova real após a usinagem, Fig. 1(b).

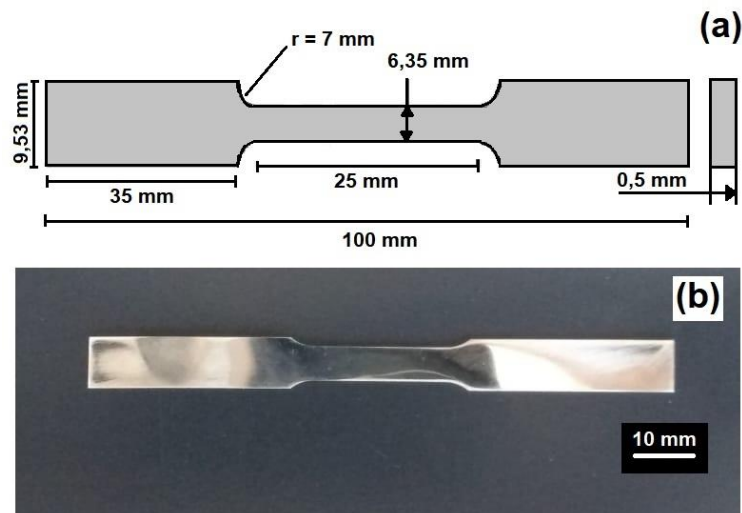


Figura 1 – (a) desenho esquemático do CP descrito pela norma e (b) amostra pronta para ser ensaiada após usinagem

Posteriormente, os corpos de prova passaram por um processo de envelhecimento a fim de favorecer a precipitação de γ' e γ'' obtendo assim a maior resistência possível. Essa etapa foi realizada em um forno Carbolite CWF 13/23 e a Tabela 1 resume o tratamento térmico empregado.

Tabela 1 – Tratamento térmico empregado nas ligas 718 no presente trabalho

	Solubilização	Envelhecimento
Temperatura	1050 °C	800 °C
Tempo	2 h	6 h
Resfriamento	Água	Água

Algumas amostras foram separadas, consideradas como grupo de controle e utilizadas como base de comparação, nomeadas de 718 controle. Outras amostras passaram por uma etapa de hidrogenação eletrolítica, nomeadas de 718 hidrogênio. É importante salientar que antes dessa etapa todas as amostras foram previamente lixadas, com lixas de granulometria 1200 e 2500 e polidas com pasta de diamante 3 μm . O ensaio de hidrogenação eletrolítica consiste na imersão do corpo de prova em uma solução, o eletrólito, seguido de uma aplicação de corrente catódica. As condições da hidrogenação são apresentadas na Tabela 2.

Tabela 2 – Parâmetros de hidrogenação

Parâmetros de hidrogenação	
Anodo	Platina
Eletrólito	NaCl 3,5%
Densidade de corrente	20 mA/cm ²
Tempo	150 h

A Figura 2 apresenta esquematicamente a hidrogenação eletrolítica das amostras.

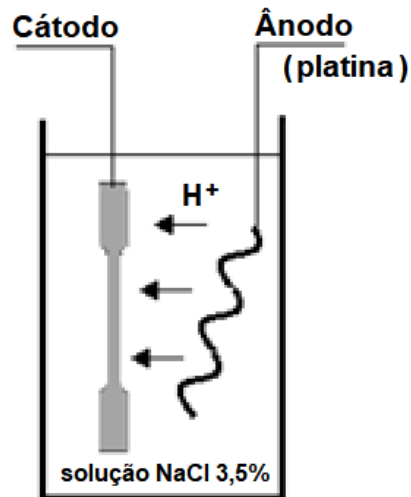


Figura 2 – Ilustração esquemática da hidrogenação das liga 718

Ensaio de tração uniaxial foram realizados em amostras como recebidas e após hidrogenação, com a finalidade de observar o efeito produzido pelo hidrogênio nas propriedades mecânicas da liga metálica tais como, a tensão limite de escoamento, a tensão máxima, a deformação e a tensão de ruptura. Os testes foram feitos a temperatura ambiente e com taxa de deformação constante de 0,5 mm/min, em equipamento EMIC.

Para a análise microestrutural e da superfície de fratura foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) JEOL JSM 6460 com detector de elétrons retroespalhados operando com tensões de 15 a 20 KV.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 3 apresenta o gráfico de tensão X deformação comparativo entre as amostras com e sem o efeito da hidrogenação. Pode ser observado que a 718 hidrogênio tendeu a apresentar uma característica frágil bem diferente daquela 718 controle que não sofreu efeito da fragilização pelo hidrogênio. No entanto, o limite de escoamento e limite de resistência à tração das duas condições pouco variou.

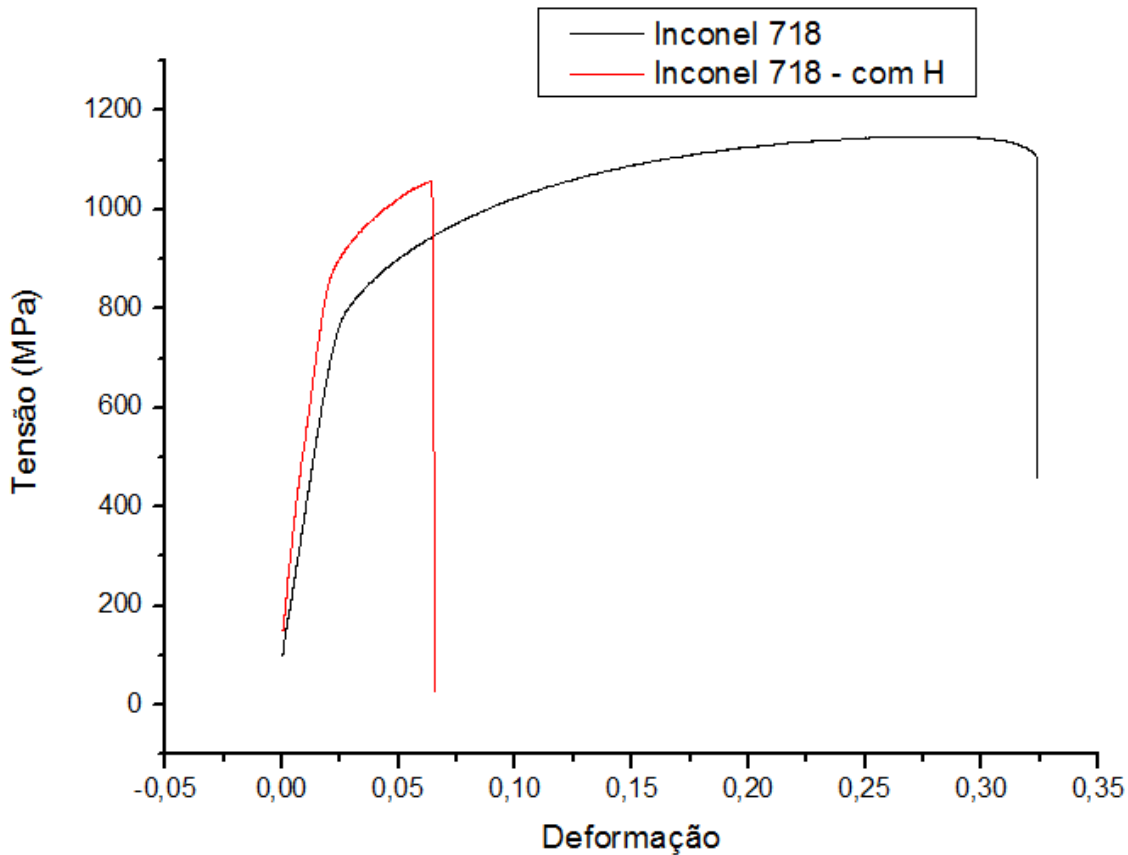


Figura 3 - Ensaio de tração dos CPs

A Tabela 3 apresenta as principais propriedades que podem ser obtidas do ensaio de tração desses materiais.

Tabela 3 – Propriedades medidas no ensaio de tração

Propriedade	718 controle	718 hidrogênio
Limite de escoamento	840 MPa	900 MPa
Limite de resistência a tração	1150 MPa	1070 MPa
Deformação máxima	0,3	0,05

Com base nos resultados apresentados na Tab.3 é possível verificar no caso da liga sem a sofrer o efeito da hidrogenação, o material apresenta um limite de escoamento de aproximadamente 840 MPa, um limite de resistência à tração de aproximadamente 1150 MPa e uma deformação total de 0,3, tais valores estão de acordo com os encontrados na literatura [8, 9]. Por outro lado, quando observamos os mesmos parâmetros para o material após hidrogenação revela um limite de escoamento de 900 MPa, pouco maior do que a referência, e limite de resistência à tração de 1070 MPa, pouco menor do que a referência, o que sugere que tal tratamento pouco influenciou nessas propriedades. Quando se considera a deformação total o valor de 0,05 medido representa apenas 17% do valor original. Tal resultado é um forte indicativo do efeito da fragilização que impacta diretamente na ductilidade do material.

Uma maneira de confirmar se de fato a liga sofreu alguma transição frágil é analisar a superfície de fratura após o ensaio mecânico, verificando se houve uma mudança

no modo de falha do material. As Figuras 4 e 5 apresentam a superfície de fratura das duas condições em diferentes aumentos.

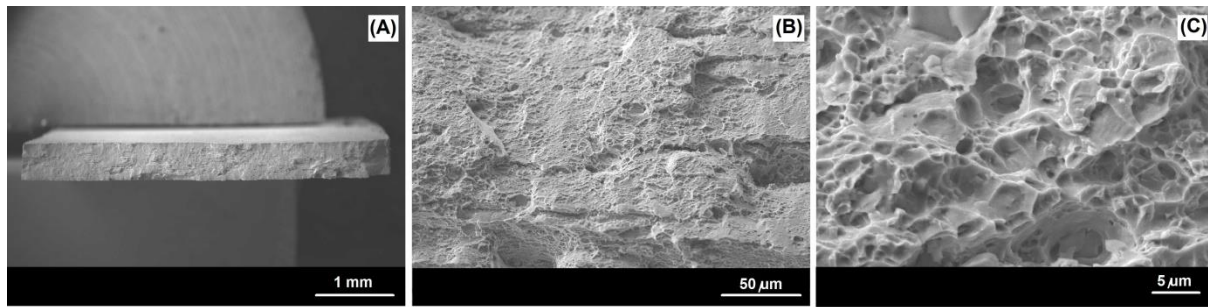


Figura 4- Fractografia do CP sem H aumentos de (A) 25x, (B) 500x e (C) 3000x

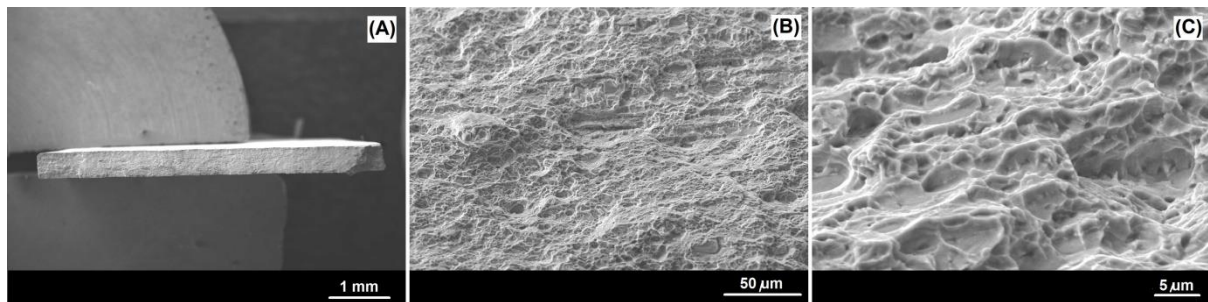


Figura 5- Fractografia do CP com H aumentos de (A) 20x, (B) 500x e (C) 3000x

Analisando as imagens de superfície de fratura (Figuras 4 e 5) tanto do corpo de prova com a presença e sem a presença de hidrogênio, nota-se que em geral ambas as fraturas apresentam aspecto dúctil, e que a difusão do hidrogênio para o interior do material não foi capaz de provocar uma alteração no modo de fratura de tal material, ou seja, a fragilização do material. Tal observação também foi relatada por Senor et al [11]. Em seu estudo os autores observaram que a presença do hidrogênio não foi capaz de alterar a morfologia da superfície de fratura desse tipo de liga, sendo apenas responsável pela alteração do tamanho dos “*dimples*” na superfície de fratura. Uma possível explicação é proposta por Bimbaum et al [12] e estaria relacionado com o mecanismo de fratura e a interação entre o hidrogênio e as partículas de segunda fases. Nesse caso o mecanismo de fratura se caracteriza pela coalescência de microcavidades (“*microvoids*”), sendo que as microcavidades são iniciadas na interface entre a matriz e as segundas fases, a coerência ou incoerência dos precipitados com relação à matriz induz comportamentos distintos quando na presença do hidrogênio. Precipitados coerentes com hidrogênio tendem a dificultar a nucleação de microcavidades desta forma diminuindo o tamanho médio dos “*dimples*”, já com precipitados incoerentes o comportamento seria exatamente inverso.

4 CONCLUSÕES

Foi mostrado que a liga de níquel Inconel 718 quando colocada em condições em que a difusão do hidrogênio é favorecida tem suas propriedades mecânicas afetadas. A ductilidade foi diminuída em mais de 80%, indicando assim que tal material sofreu fragilização pelo hidrogênio. Por outro lado, a análise da superfície de fratura não foi capaz de detectar nenhum tipo de modificação no modo de fratura do material que foi predominantemente dúctil, com mecanismo baseado na

coalecência de microcavidades, tal observação foi relacionada com a interação entre o hidrogênio e os precipitados coerentes e incoerentes.

Agradecimentos

Os autores agradecem o apoio das agências brasileiras: CNPq, FAPERJ e CAPES para o desenvolvimento deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 DeBarbadillo JJ, Mannan SK. Alloy 718 for oilfield applications. JOM 2012; 64(2): 265-270.
- 2 Slama C, Abdellaoui M. Structural characterization of the aged Inconel 718. Jour. Alloys and Compounds 2000; 306: 277-284.
- 3 Sundararaman M, Mukhopadhyay P, Banerjee S. Precipitation of the δ -Ni₃Nb phase in two nickel base superalloys. Metall. Trans. A 1988; 19: 453-465.
- 4 Turnbull A, Ballinger RG, Hwang LS, Morra MM, Psaila-Dombrowski M, Gates RM. Hydrogen transport in nickel-base alloys. Metall. Trans. A 1992; 23: 3231-3244.
- 5 Jothi S, Merzlikin SV, Croft TM, Andersson J, Brown SGR. Na investigation of micro-mechanisms in hydrogen induced cracking in nickel-based superalloy 718. Journal of Alloys and Compounds 2016; 664: 664-681.
- 6 Oliveira SP, Miranda PEV. Caracterização crítica de hidrogênio para a fragilização por hidrogênio dos aços. Revista Matéria 2000; 5: 1-14.
- 7 Zhang Z, Moore KL, McMahan G, Morana R, Preuss M. On the role of precipitates in hydrogen trapping and hydrogen embrittlement of a nickel-based superalloy. Corrosion Science 2019; 146: 58-69
- 8 Rezende MC, Araujo LS, Babriel SB, Santos DS, Almeida LH. Hydrogen embrittlement in nickel-based superalloy 718: Relationship between γ' + γ'' precipitation and the fracture mode. Inter. Jour. Hydrogen Energy 2015; 40: 17075-17083.
- 9 Li X, zhang J, Akiyama E, Fu Q, Li Q. Hydrogen embrittlement behavior of inconel 718 alloy at room temperature. Jour. Mater. Science & technology 2019; 35: 499-502.
- 10 ASTM E8/ E8M – 16ª Standard Test Methods of Tension Testing of Metallic Materials, 2009.
- 11 Senor DJ, Peddicord KL, Strizak JP. Effects of hydrogen on the fracture morphology of Inconel 718. Materials Letters 1991; 11: 373-378.
- 12 Bimbaum HK. Mechanisms of hydrogen-related fracture of metals. Office of Naval Research USN 00014-83-K-0468.