

Estudo da influência da deformação e do envelhecimento nas propriedades mecânicas da superliga de níquel X-750

Study of the influence of deformation and aging on the mechanical properties of the nickel superalloy X-750

Souza, G. R. X, Gabriel, S. B.,
Ribeiro, A. F., de Almeida, L. H.

Universidade Federal do Rio de Janeiro
Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais/COPPE/UFRJ
Cidade Universitária-Centro de Tecnologia-Bloco F, sala F-210,
Ilha do Fundão - Caixa Postal 68505
Rio de Janeiro, RJ - CEP 21941-972 – Brasil.
e-mail: gabrielarxs@metalmat.ufrj.br; sinara@metalmat.ufrj.br
andre@metalmat.ufrj.br; lha@metalmat.ufrj.br

RESUMO

A superliga de níquel X-750 pertence a classe das ligas níquel-cromo-alumínio-titânio e é indicada para aplicações em altas temperaturas e ambientes corrosivos. Entre outras aplicações é utilizada para a fabricação de molas helicoidais operando como componente estrutural de reatores nucleares. A presença do titânio em teores da ordem de 2,5% em peso confere à liga elevada resistência mecânica pelo mecanismo de endurecimento por precipitação da fase coerente γ' . Por outro lado o controle das propriedades mecânicas finais é fortemente dependente do grau de encruamento prévio ao tratamento térmico de envelhecimento.

Segundo a norma AMS 5698G, o fio da superliga X-750 a ser utilizado na fabricação de molas helicoidais deve ser submetido a um tratamento térmico de solubilização e em seguida deve ser reduzido a frio de aproximadamente 15% de sua área. Após a redução, a mola é conformada e submetida a um tratamento de precipitação e resfriada ao ar. No entanto, não se encontra na literatura científica dados suficientes para caracterizar as propriedades mecânicas, particularmente os níveis de resistência, em função dos mecanismos de endurecimento atuantes.

O presente trabalho teve como objetivo estudar diferentes rotas de processamento para se obter fios da liga X-750 de forma a maximizar as propriedades para a aplicação na fabricação de molas helicoidais em função do grau de deformação do último passe de trefilação. As diferentes etapas de processamento foram caracterizadas por microscopia ótica e eletrônica de varredura e as propriedades mecânicas por ensaio de dureza Vickers e tração uniaxial.

Observou-se, como esperado, que o ganho de resistência devido à deformação foi proporcional ao grau de deformação aplicado. Por outro lado, entretanto, o ganho de resistência devido ao tratamento térmico de envelhecimento é reduzida com o aumento do grau de deformação, ocasionando em uma tensão limite de escoamento cada vez mais dependente do grau de encruamento e, dessa forma, em prejuízo de tenacidade.

Palavras chaves: superliga X-750, trefilação, mola, propriedades mecânicas.

ABSTRACT

The nickel base superalloy X-750 is a nickel-chromium-titanium-aluminum alloy that is suitable for high temperature applications and corrosive environments. Among others applications, it can be used in helical springs manufacturing acting as a structural component in nuclear reactors. The titanium presence at levels of about 2.5wt% gives the alloy high strength by precipitation of the coherent phase γ' .

According to the standard AMS 5698G, the wire of X-750 alloy to be used in helical springs manufacturing must be subjected to a solution heat treatment and then be cold reduced by approximately 15% of its area. After the reduction, the spring is shaped as well as precipitation heat treated and air cooling. However, there

is not enough data in the scientific literature to characterize the mechanical properties, particularly resistance levels as a function of these hardening mechanisms.

This paper aimed to study different processing routes to obtain wires of X-750 alloy in order to maximize the properties for helical springs applications according to the last pass drawing deformation degree. The different processing steps were characterized by optical microscopy and scanning electron microscopy and mechanical properties by Vickers hardness and tensile.

As expected, the resistance gain due to deformation was proportional to the deformation degree applied. On the other hand, however, the aging heat treatment contribution is reduced with the deformation degree increasing, resulting in a yield stress increasingly dependent on the hardening degree.

Keywords: X-750 nickel base superalloy, springs, mechanical properties.

1. INTRODUÇÃO

A superliga de níquel X-750 pertence ao grupo de ligas níquel-cromo-alumínio-titânio e apresenta teores de titânio na ordem de 2,5% em peso, o que promove elevada resistência mecânica pela precipitação da fase γ' e contribui para a estabilidade da camada de óxido protetora. A adição de nióbio tem como função o endurecimento por solução sólida das fases γ e γ' , além de contribuir para o aumento da desorientação γ - γ' (*mismatch*), promovendo aumento da resistência mecânica [1-13].

A fase γ' , $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$, é uma fase intermetálica de estrutura cristalina cúbica de face centrada, coerente com a matriz γ . O ganho de resistência mecânica da liga pelo mecanismo de endurecimento por precipitação é função da distribuição, da fração volumétrica e do tamanho das partículas de γ' , bem como da desorientação γ - γ' (*mismatch*) [1-14].

A superliga de níquel X-750 apresenta elevada resistência à ruptura e alta resistência à fluência para temperaturas até 800°C. Apresenta também resistência à corrosão sob tensão e íons cloreto, além de satisfatória resistência à ambientes oxidantes. Apresenta uma microestrutura complexa com alta resposta a diferentes tratamentos térmicos [3]. Pode ser utilizada na fabricação de molas helicoidais operando como elemento estrutural em reatores nucleares PWR e BWR, bem como parafusos, pinos, ferramentas de conformação, matrizes de extrusão e elemento estrutural de turbinas [1-13].

Segundo a norma AMS 5698G, o fio da superliga X-750 a ser utilizado na fabricação de molas helicoidais deve ser submetido a um tratamento térmico de solubilização e em seguida deve sofrer uma redução a frio de aproximadamente 15% de sua área. Após a redução, a mola é conformada e submetida a um tratamento de envelhecimento a 732°C por 16 horas, seguido de resfriamento ao ar [15]. Embora seja conhecida a influência da pré-deformação no mecanismo de endurecimento [4], não existem outros dados na literatura científica que justifiquem a aplicação desse grau de deformação.

O presente trabalho tem como objetivo estudar diferentes rotas de processamento para se obter fios da liga X-750 com 6,30 mm de diâmetro, a partir de um fio de 7,94 mm de diâmetro, de maneira a maximizar as propriedades para a aplicação na fabricação de molas helicoidais, correlacionando a influência do grau de deformação e do tratamento térmico nas propriedades do fio. Essa análise foi realizada relacionando as microestruturas resultantes e as conseqüentes propriedades mecânicas observadas em cada etapa do processamento, quais sejam trefilação, tratamento térmico de solubilização, segunda trefilação e tratamento térmico de envelhecimento.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

O material de partida consistiu em fio-máquina laminado da superliga X-750 com 7,94 mm de diâmetro, fornecidos pelo fabricante Alloy Wire International®. A composição química da superliga X-750 utilizada no presente trabalho é apresentada na tabela 1.

Tabela 1: Composição Química (% peso) da Superliga de Níquel X-750.

NI	C	CR	FE	TI	NB	AL	SI	MN	CO	CU	B	P	S
71,5	0,065	15,6	8,53	2,44	0,88	0,54	0,17	0,07	0,02	0,01	0,005	0,006	0,001

Para a primeira trefilação utilizou-se três amostras do fio-máquina de 7,94 mm de diâmetro com aproximadamente dois metros de comprimento, as quais passaram por diferentes graus de redução de área:

30%, 26% e 21%. A trefilação foi executada em um trefilador de bancada de único passe, pertencente ao Departamento de Engenharia de Materiais - Escola de Engenharia de Lorena-USP/SP.

Em seguida as amostras foram submetidas a um tratamento térmico de solubilização a 1150 °C em um forno tubular de 5 metros de comprimento, com câmara de vácuo, pertencente ao Departamento de Engenharia de Materiais - Escola de Engenharia de Lorena-USP/SP. O tempo de aquecimento da amostra de 6,82 mm de diâmetro, ou 26% de redução de área, foi de 1 hora e 38 minutos e as demais amostras 15 minutos.

Após essa etapa, as amostras sofreram nova redução por trefilação para 6,30 mm de diâmetro obtendo-se, portanto, diferentes graus de encruamento finais, e conseqüentemente, diferentes percentuais de redução de área: 10%, 15% e 20%, respectivamente. Esses valores são apresentados na tabela 2.

Após essa redução, as mesmas foram submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento a 732 °C por 16 horas em um forno Carbolite CWF 13/23. A temperatura do tratamento térmico foi aferida com o uso de um termopar colocado sobre as amostras.

Tabela 2: Esquema de redução de área nas etapas de trefilação.

ROTA	INICIAL	1ª TREFILAÇÃO		2ª TREFILAÇÃO	
	D0 (MM)	D1 (MM)	REDUÇÃO DE ÁREA	D2 (MM)	REDUÇÃO DE ÁREA
1	7,94	6,66	30%	6,30	10%
2	7,94	6,82	26%	6,30	15%
3	7,94	7,04	21%	6,30	20%

Todas as condições foram caracterizadas por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura, medida de dureza Vickers e ensaio de tração.

As amostras analisadas por microscopia ótica e eletrônica de transmissão foram preparadas segundo as técnicas metalográficas usuais: embutimento em resina, lixamento e polimento fino em pano com pasta de diamante até 1µm. Após o preparo das superfícies, as amostras foram atacadas com o reagente Marble (50g de CuCl₂, 50ml de HCl e 50ml de H₂O). As amostras foram fotografadas com o auxílio do Microscópio Ótico Olympus e Microscópio Eletrônico de Varredura JEOL-JSM modelo 6460LV.

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados no durômetro WPM com uma carga de 10 Kg.

Os ensaios de tração uniaxial foram realizados segundo a norma ASTM E8M [17], utilizando o equipamento EMIC DL10000. Os corpos de prova foram usinados segundo o padrão sub-size de 4 mm de diâmetros e comprimento nominal de 24 mm. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, a uma taxa de deformação de 3.10⁻⁴ s⁻¹.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As micrografias apresentadas na Figura 1 mostram que a microestrutura da superliga X-750 na condição “como recebida” consiste em uma matriz γ de grãos aproximadamente equiaxiais com maclas de recozimento e precipitação de carbetos de titânio e nióbio dispersos na matriz. Os precipitados observados nas micrografias são carbetos de titânio e nióbio, pois as fases previstas na literatura, em estudos realizados para a superliga X-750 nesta condição [1-13], as fases detectáveis pelas técnicas de microscopia utilizadas são a matriz γ e carbetos do tipo MC. Além disso, o EDS do precipitado, apresentado na Figura 2a, mostra os picos de titânio e nióbio, o que nos permite identificar este precipitado como um carbeto MC de Ti e Nb. O espectro de EDS da matriz γ é apresentado na Figura 2b e é caracterizado pelos picos dos principais elementos que compõem esta fase.

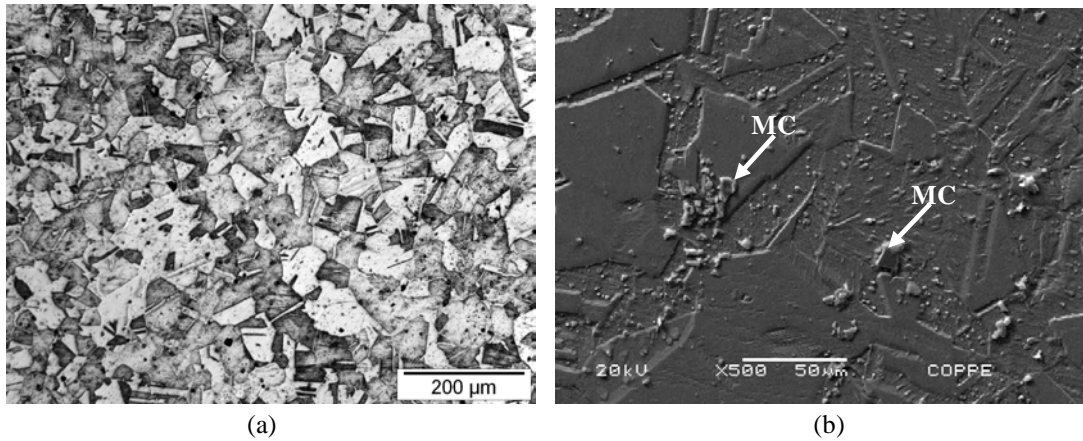


Figura 1: Micrografias (a) ótica e (b) eletrônica de varredura do fio de 7,94 mm de diâmetro na condição como recebido.

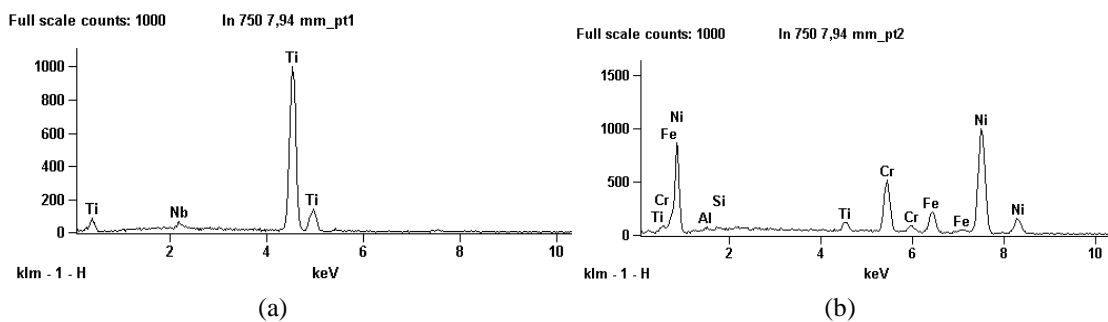


Figura 2: Espectro de EDS (a) do precipitado, carbetos de Ti e Nb, e (b) da matriz da amostra do fio de 7,94 mm de diâmetro na condição como recebido.

Após a primeira redução por trefilação as amostras apresentaram grãos alongados na direção de deformação.

Em seguida, as amostras foram submetidas ao tratamento térmico de solubilização com o objetivo de recuperar as propriedades da liga, para que os graus de deformação pré-determinados (10%, 15% e 20% de redução de área) pudessem ser alcançados pela próxima etapa de trefilação.

Segundo estudos realizados por Ferreño *et al.* [3] para a superliga X-750, o tratamento térmico de solubilização a temperaturas superiores a 1066°C dissolve uma grande fração dos carbetos MC, que após o tratamento térmico de envelhecimento promoverá a precipitação de carbetos $M_{23}C_6$. Dessa forma, a temperatura e o tempo de solubilização irão determinar a fração de carbetos MC e $M_{23}C_6$ que se formará bem como as conseqüentes propriedades de resistência mecânica e à corrosão sob tensão da liga.

As amostras, após sofrerem a segunda trefilação para 6,30 mm de diâmetro, apresentam grãos mais finos e precipitados mais finamente dispersos na matriz, com relação ao material com recebido, conseqüência do tratamento térmico de solubilização.

Após a última etapa de processamento, ou seja, o tratamento térmico de envelhecimento foi observado que os grãos deformados se apresentavam parcialmente recristalizados. Além disso, observou-se finos precipitados dispersos na matriz e uma fina precipitação nos contornos de grão. As micrografias correspondentes a esta etapa são apresentadas nas Figuras 3, 4 e 5.

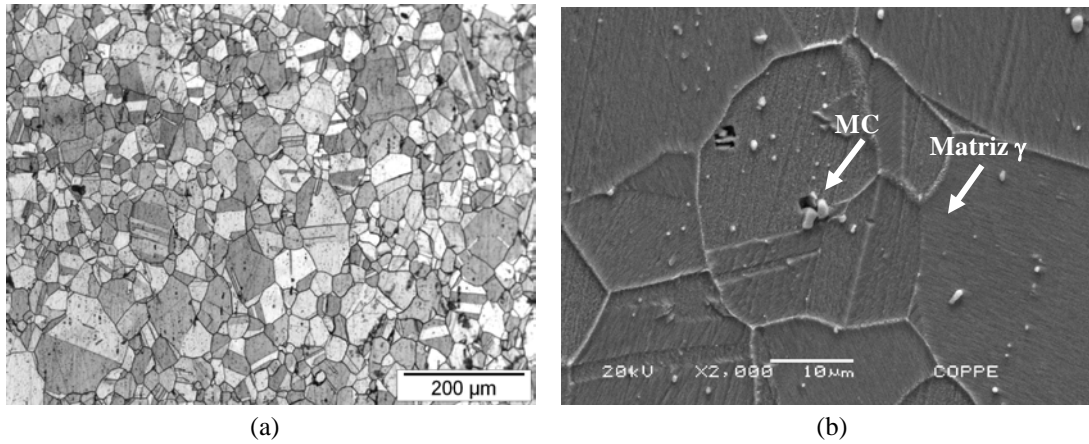


Figura 3: Micrografias (a) ótica e (b) eletrônica de varredura da amostra com 10% de redução de área, seguido de tratamento térmico.

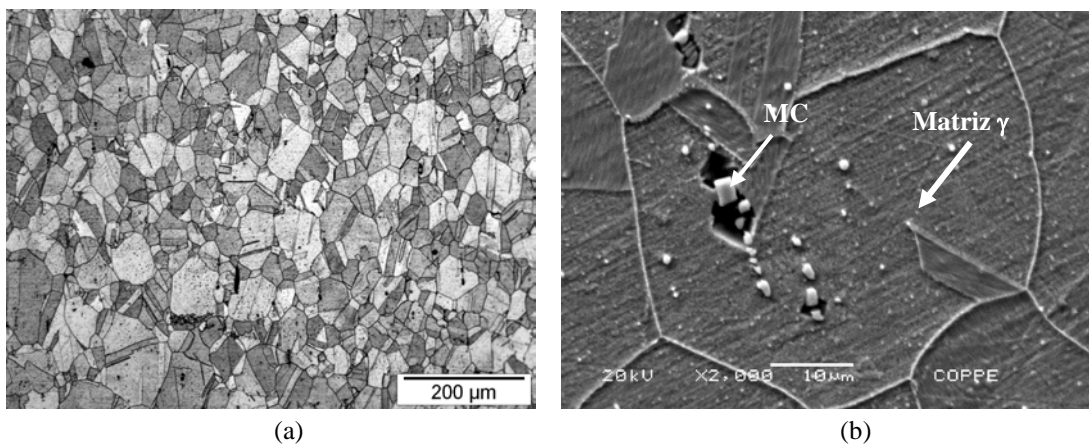


Figura 4: Micrografias (a) ótica e (b) eletrônica de varredura da amostra com 15% de redução de área, seguido de tratamento térmico.

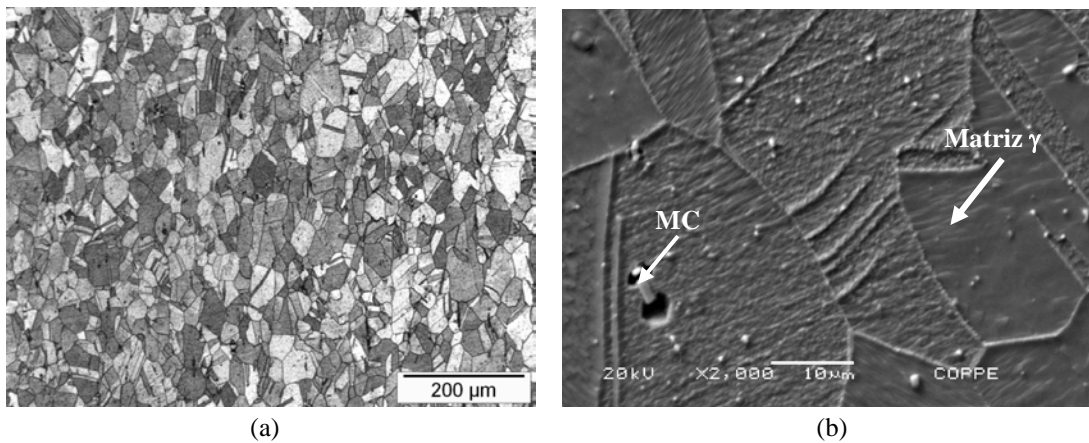


Figura 5: Micrografias (a) ótica e (b) eletrônica de varredura da amostra com 20% de redução de área, seguido de tratamento térmico.

Os espectros de EDS da matriz e de um precipitado presente no interior de um grão, comum às três amostras com diferentes graus de deformação nessa condição, é apresentado na Figura 6. O espectro de EDS do precipitado presente no interior do grão apresenta picos característicos de titânio e nióbio, o que permite

identifica-los como carbeto MC de titânio e nióbio.

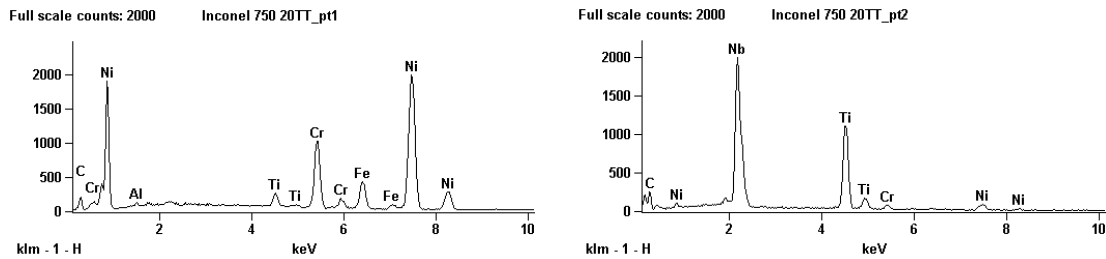


Figura 6: Espectro de EDS (a) da matriz e (b) de um carbeto no interior do grão da amostra após redução de área, seguido de tratamento térmico.

Apesar de os finos precipitados nos contornos de grão não terem sido detectados através do EDS, os mesmos foram identificados como carbetos $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$), pois segundo estudos realizados por Miglin & Domian [4] e Mills [6, 8], estes carbetos precipitam após o tratamento térmico de envelhecimento, porém o tamanho dos mesmos não permite a sua detecção por EDS.

3.1 Tamanho de Grão

A tabela 3 apresenta os resultados das medidas de tamanho de grão das amostras nas condições como recebido, solubilizadas e após o tratamento térmico de envelhecimento.

Tabela 3: Tamanho de grão das amostras em diferentes condições.

CONDIÇÃO		TAMANHO DE GRÃO (μm)
Como Recebido	7,94 mm	$56,64 \pm 3,71$
1ª etapa de trefilação seguida de solubilização	7,94 mm \rightarrow 6,66 mm (30%)	$30,62 \pm 0,81$
	7,94 mm \rightarrow 6,82 mm (26%)	$63,40 \pm 4,19$
	7,94 mm \rightarrow 7,04 mm (21%)	$30,30 \pm 0,78$
2ª etapa de trefilação seguida de envelhecimento	6,66 mm \rightarrow 6,30 mm (10%)	$34,48 \pm 1,70$
	6,82 mm \rightarrow 6,30 mm (15%)	$33,62 \pm 1,55$
	7,04 mm \rightarrow 6,30 mm (20%)	$31,70 \pm 1,18$

Através da análise dos tamanhos de grãos medidos pode-se constatar que as amostras submetidas a reduções de área de 30% (7,94 mm para 6,66 mm) e de 21% (7,94 mm para 7,04 mm) na primeira etapa de trefilação, apresentaram refino de grão após o tratamento de solubilização, pois a energia acumulada pela deformação induz uma intensa taxa de nucleação para recristalização. Entretanto, o longo tempo de aquecimento da amostra que sofreu redução de 7,94 mm para 6,82 mm, ou seja, aproximadamente 26% de redução de área, foi suficiente para promover uma intensa recuperação, o que reduziu a força motriz para a recristalização, e um crescimento significativo do tamanho de grão, resultando na redução da resistência mecânica.

Embora a primeira etapa do processamento para adequar o diâmetro de partida para obter os graus de deformação finais planejados tenha resultado em diferentes tamanhos de grão, esta não possui influência no resultado final, pois as três amostras, após a segunda etapa de trefilação seguida de tratamento térmico de

envelhecimento, apresentaram refino do tamanho de grão.

3.2 ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

As tabelas 4, 5 e 6 apresentam os resultados dos ensaios de dureza Vickers e tração.

Tabela 4: Resultados dos ensaios de tração e dureza Vickers para o arame que sofreu

REDUÇÃO DE ÁREA DE 10%.				
CONDIÇÃO	DUREZA (HV)	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPA)	LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO (MPA)	ALONGAMENTO (%)
Como Recebido	208,75 ± 4,55	334,09 ± 6,15	800,94 ± 20,49	55,97 ± 1,31
Trefilação (1ª etapa)	358,90 ± 14,14	1162,67 ± 1,65	1170,18 ± 5,43	6,32 ± 0,14
Solubilizada	197,24 ± 6,75	337,72 ± 2,76	802,08 ± 1,01	53,86 ± 2,21
Trefilação (2ª etapa)	257,30 ± 9,46	642,26 ± 8,09	879,10 ± 4,67	31,08 ± 1,45
Envelhecida	364,50 ± 17,50	944,33 ± 4,96	1217,84 ± 2,80	18,83 ± 0,15

Tabela 5: Resultados dos ensaios de tração e dureza Vickers para o arame que sofreu

REDUÇÃO DE ÁREA DE 15%.				
CONDIÇÃO	DUREZA (HV)	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPA)	LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO (MPA)	ALONGAMENTO (%)
Como Recebido	208,75 ± 4,55	334,09 ± 6,15	800,94 ± 20,49	55,97 ± 1,31
Trefilação (1ª etapa)	346,00 ± 10,90	1062,17 ± 6,04	1071,53 ± 3,56	6,89 ± 0,10
Solubilização	203,31 ± 18,80	309,49 ± 1,97	693,48 ± 21,89	54,37 ± 2,29
Trefilação (2ª etapa)	279,70 ± 17,23	746,00 ± 3,11	925,19 ± 3,74	26,31 ± 0,19
Envelhecida	378,90 ± 16,77	988,64 ± 2,30	1237,53 ± 1,18	18,32 ± 0,04

Tabela 6: Resultados dos ensaios de tração e dureza Vickers para o arame que sofreu

REDUÇÃO DE ÁREA DE 20%.				
CONDIÇÃO	DUREZA (HV)	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPA)	LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO (MPA)	ALONGAMENTO (%)
Como Recebido	208,75 ± 4,55	334,09 ± 6,15	800,94 ± 20,49	55,97 ± 1,31
Trefilação (1ª etapa)	313,70 ± 21,96	1005,32 ± 56,83	1037,88 ± 35,51	10,02 ± 3,28
Solubilização	243,27 ± 13,91	359,10 ± 1,21	805,60 ± 4,11	50,17 ± 9,30
Trefilação (2ª etapa)	322,40 ± 26,30	962,65 ± 11,75	1021,58 ± 8,13	14,30 ± 1,33
Envelhecida	379,22 ± 16,94	1119,61 ± 5,77	1304,26 ± 0,46	15,11 ± 0,56

Na primeira etapa de trefilação, como esperado, os níveis de dureza, limite de escoamento e limite de resistência aumentaram com os graus de deformação, causando, conseqüentemente, uma ligeira redução de ductilidade.

Após o tratamento de solubilização, a microestrutura e as propriedades da liga foram recuperadas, alcançando-se o percentual de ductilidade, representado pelo alongamento, superior a 50%.

Da mesma forma, a segunda etapa de trefilação promoveu aumento dos níveis de dureza, limite de escoamento, limite de resistência e redução da ductilidade relacionados com os graus de deformação aplicados.

Com o tratamento térmico de envelhecimento, é esperada a precipitação da fase endurecedora γ' que não é resolvida por microscopia eletrônica de varredura. Porém, sua presença é evidenciada pelo ganho de resistência mecânica e dureza observados após este tratamento.

A análise das etapas de processamento envolvendo solubilização, segunda trefilação e envelhecimento permite particularizar a contribuição de cada uma delas para o ganho de resistência final da liga (σ), ou seja, a propriedade intrínseca do material após solubilização (σ_0), o ganho devido ao encruamento proveniente da trefilação (σ_ϵ) e o ganho devido ao tratamento térmico de envelhecimento ($\sigma_{\gamma'}$), o que pode ser descrito pela equação abaixo:

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_\epsilon + \sigma_{\gamma'} \quad (2)$$

Dessa forma, utilizando os valores de tensão limite de escoamento das tabelas 4, 5 e 6 das amostras após o tratamento térmico de envelhecimento para os diferentes graus de redução de área prévio, as equações constitutivas para cada grau de redução de área apresentadas abaixo foram escritas considerando:

σ_0 a tensão limite de escoamento da condição solubilizada;

σ_ϵ a tensão limite de escoamento medida após a trefilação menos σ_0 ;

$\sigma_{\gamma'}$ a tensão limite de escoamento medida após o tratamento térmico de envelhecimento menos σ_ϵ e σ_0 .

$$\sigma_{10\%} = 337,72 + 304,54 + 302,07 = 944,33 \text{ MPa} \quad (3)$$

$$\sigma_{15\%} = 309,49 + 436,51 + 242,64 = 988,64 \text{ MPa} \quad (4)$$

$$\sigma_{20\%} = 359,10 + 603,55 + 156,96 = 1119,61 \text{ MPa} \quad (5)$$

Observa-se que o ganho de resistência devido à trefilação é proporcional ao grau de encruamento aplicado, ou seja, um ganho de 304,54 MPa para 10% de redução de área, 436,51 MPa para 15% de redução de área e 603,55 MPa para 20% de redução de área.

Por outro lado, o ganho de resistência devido ao tratamento térmico de envelhecimento é menos significativo à medida que o grau de redução de área aumenta, conseqüência do efeito competitivo da recuperação com a precipitação da fase endurecedora γ' .

4. CONCLUSÃO

A norma AMS 5698G [18] apresenta como requisito da etapa de solubilização uma tensão limite de resistência mínima de 896MPa e máxima de 1138MPa para que após o tratamento térmico de envelhecimento seja alcançada uma tensão limite de resistência mínima de 1138MPa. Com os resultados apresentados podemos concluir que tal requisito não é necessário, pois apesar de a tensão mínima não ter sido alcançada na etapa de solubilização, todas as amostras alcançaram o requisito após segunda etapa de trefilação e envelhecimento.

Para fabricação de molas helicoidais é objetivada máxima resiliência, que, neste caso, é proporcional ao grau de deformação prévio e ao tratamento de envelhecimento. Por outro lado, entretanto, a contribuição devido ao tratamento térmico de envelhecimento é reduzida com o aumento do grau de deformação,

Entretanto, é observado que a contribuição do tratamento térmico para o ganho de resistência mecânica da liga é reduzido com o grau de deformação, ocasionando em uma tensão limite de escoamento

cada vez mais dependente do grau de encruamento, acarretando no prejuízo das propriedades de resistência à fadiga e tenacidade da mola.

Logo a recomendação da norma de um grau de redução em torno de 15% tem como objetivo aproveitar a melhor contribuição da deformação somada a contribuição do envelhecimento para ganho de resistência mecânica, mantendo níveis adequados de ductilidade.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores gostariam de agradecer à COPPETEC e ao CNPq, pelo apoio financeiro, ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio de Janeiro e ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade de Lorena-USP/SP por disponibilizarem todos os equipamentos necessários para o estudo da superliga de níquel X-750.

6. BIBLIOGRAFIA

- [1] ASM SPECIALITY HANDBOOK – Nickel, Cobalt and their alloys, Materials Park, Ohio, ASM international, 2000.
- [2] www.infomet.com.br/metais-e-ligas/niquel . Acessado em 07.06.2010.
- [3] D. FERREÑO, I. GORROCHATAGUI, L. SÁNCHEZ, F., *et al.*, “Optimization of heat treatment for improvement of IGSCC properties of X-750 alloy”, *Engineering Failure Analysis*, v.15 n. 5, pp. 799-810, October 2004.
- [4] MIGLIN, M.T., DOMIAN, H.A., “Microstructure and stress corrosion resistance of Alloy X750, 718, and A286 in light water reactor environments”, *Journal of Materials Engineering*, v.9, n. 2, pp.113-132, June 1987.
- [5] MILLS, W.J., LEBO, M.R., KEARNS, J.J., *Inhibition of Stress Corrosion Cracking of Alloy X-750 by Prestrain*, 1997.
- [6] MILLS, W. J., “The deformation and fracture characteristics of Inconel X-750 at room temperature and elevated temperatures”, *Metallurgical Transactions A*, v.11, n.6, pp. 821-829, June 1980.
- [7] MISHRA, B., SINHA, A.K., MOORE, J.J., Effect of single aging on microstructure and impact property of Inconel X-750, *Metallurgical Transactions A*, v.16, n. 5, May 1985.
- [8] MILLS, W.J., *Effec of Temperature on the Fracture Toughness Behavior of Inconel X-750*, 1981.
- [9] SYMONS, D.M., The Effect of Hydrogen on the Fracture Toughness of Alloy X-750 at Elevated Temperatures, *Journal of Nuclear Materials*, v. 265 n. 3, pp. 225-231, March 1999.
- [10] WU, X., CHANDEL, R.S., PHEOW, S.H., *et al.*, “Brazing of Inconel X-750 to stainless steel 304 using induction process”, v. 288, n. 1, pp. 84-90, August 2000.
- [11] DEL VALLE, J.A., PICASSO, A.C., ALVAREZ, I., *et al.*, “Age-hardening Behavior of Inconel X-750 Superalloy”, *Scripta Materialia*, July 1999.
- [12] DEL VALLE, J.A., PICASSO, A.C., ROMERO, R., “Work-hardening in Inconel X-750: Study of Stage II”, *Acta Materialia*, v.46, n. 6, pp. 1981-1988, March 1998.
- [13] XIAOWEI WU, R.S. CHANDEL, H.L., SEOW, H.P., *et al.*, “Induction Brazing of Inconel 718 to X-750 using Ni-Cr-Si-B Amorphous Foil”, *Journal of Materials Processing Technology*, v.104, n. 1-2, pp. 34-43, August 2000.
- [14] BROOKS, R.C., *Heat Treatment Structure and Properties of nonferrous Alloys*, 2nd Edition, American Society for metals, 1982.
- [15] AEROSPACE MATERIAL SPECIFICATION (AMS 5698G). Nickel Alloy, Corrosion and Heat-Resistant, Wire 72Ni – 15.5Cr – 0.95Cb – 2.5Ti – 0.70Al – 7.0Fe, N°1 Temper, Precipitation Hardenable, 2003.
- [16] ZHAO, S.Q., JIANG, Y., J.X. DONG, *et al.*, “Experimental Investigation and Thermodynamic Calculation on Phase Precipitation of Inconel 740”, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, v.19 , n. 6 , pp. 425-431, December 2006.

[17] AMERICAN STANDARD TEST METHODS (ASTM E8M). Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials (Metric), 2008.

[18] SIMS, C.T., HAGEL, W.C., *The Superalloys*, John Wiley & Sons, New York, 1972.