

## Caracterização de uma liga de bronze de alumínio submetida a diferentes tratamentos térmicos

*Characterization of a bronze aluminum alloy under different heat treatments*

**Carlos Alberto Rodrigues**

Instituto de Engenharia Mecânica - UNIFEI.  
[carlosar@projosom.com.br](mailto:carlosar@projosom.com.br)

**Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo**

Instituto de Engenharia Mecânica - UNIFEI.  
[mirianmottamelo@unifei.edu.br](mailto:mirianmottamelo@unifei.edu.br)

**Luiz Eduardo Souza Paes**

Instituto de Engenharia Mecânica - UNIFEI.  
[lepaes16@gmail.com](mailto:lepaes16@gmail.com)

### Resumo

O presente trabalho caracteriza a microestrutura de uma liga de bronze de alumínio (similar a liga C63020) submetida a diferentes tratamentos térmicos (TT). Os ciclos de temperaturas estabelecidos são responsáveis pela formação de fases que interferem diretamente na resistência mecânica do material. Utilizou-se uma microsonda EDS acoplada a um microscópio eletrônico de varredura para a identificação das fases resultantes após TT. Os resultados obtidos mostraram que a liga em estudo possui dois processos diferentes de endurecimento em virtude da variação da temperatura de homogeneização. A amostra homogeneizada a 900°C e temperada em água sofreu transformação martensítica e teve suas tensões aliviadas após ser revenida a 500°C por duas horas. Para a amostra TT a 770°C por 2h e revenida a 500°C/2h, ocorreu o endurecimento por precipitação.

**Palavras-chave:** Bronze de alumínio, caracterização microestrutural, tratamento térmico, precipitação.

### Abstract

*This study characterizes the microstructure of an aluminum bronze alloy (similar to the C63020) subjected to different heat treatments. The established temperature cycles are responsible for the formation of phases that directly interfere with the mechanical strength of the material. We used an EDS microprobe coupled with a scanning electron microscope to identify the phases resultant after the heat treatment. The results showed that the alloy under study has two different processes of hardening due to the variation of temperature of homogenization. The homogenized sample at 900°C and quenched in water had its martensitic transformation and stress relieved after being tempered at 500°C for two hours. For the sample heat treated at 770°C for 2 h and tempered at 500°C/2h, precipitation hardening occurred.*

**Keywords:** Aluminum bronze, microstructural characterization, heat treatment, precipitation.

## 1. Introdução

As ligas de bronze de alumínio, devido às suas propriedades mecânicas e à sua resistência à corrosão e ao desgaste são amplamente usadas em rolamentos, válvulas e buchas para indústria aeroespacial, assim como em componentes marinhos, hélices, materiais que estão sujeitos ao fenômeno de cavitação (CDA, 1986).

A presença de diferentes elementos de liga, dos quais o alumínio é o principal, faz com que o material em questão adquira resistência mecânica superior a de muitos aços, além de sua resistência à corrosão ser comparável a dos aços inoxidáveis. O níquel aumenta a resistência à corrosão, o manganês melhora a soldabilidade e o ferro, juntamente com o alumínio, melhora a resistência mecânica (Derek, 1990). Por ser composta de uma microestrutura complexa, o estudo dos tratamentos térmicos, nas ligas de bronze, mostra-se essencial na etapa de pro-

jeto. Para compreender melhor as transformações de fases dessa liga, a Figura 1 mostra em a) o diagrama de equilíbrio dos bronzes de alumínio binários e em b) dos bronzes de alumínio com adição de outros elementos, respectivamente.

As ligas binárias, Cu-Al, se assemelham bastante com os aços. Possuem um ponto eutetóide, no qual ocorre a transição da fase  $\alpha + \gamma_2$  para  $\beta$ , ao se elevar a temperatura acima de  $\sim 570^\circ\text{C}$ . Diante disso, caso o material seja resfriado de forma brusca, a parcela correspondente à fase  $\beta$  se transforma em  $\beta'$ , também denominada de martensita, devido ao seu formato acicular (Coutinho, 1980). O diagrama binário da Figura 1A, composto por Cu e Al, nos permite inferir que o teor de alumínio é o principal responsável pelas diferentes transformações ocorridas nesse tipo de material. A adição de níquel e de ferro na liga Cu-Al aumenta a

estabilidade da fase  $\alpha$  e diminui a formação da fase  $\beta$  (Figura 1B). Esses dois elementos aumentam, significativamente, as propriedades mecânicas da liga CuAlFeNi, devido à formação das fases  $\alpha$ ,  $\beta$  e precipitados intermetálicos denominados de fase  $\kappa$  ( $\kappa_I$ ,  $\kappa_{II}$ ,  $\kappa_{III}$  e  $\kappa_{IV}$ ), que, dependendo da composição química e do tratamento térmico, podem ser  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{FeAl}$  ou  $\text{NiAl}$  (Wharton, 2008). No aquecimento em temperaturas próximas a  $900^\circ\text{C}$  e resfriamento rápido, a fase  $\beta$  se transforma na fase martensítica  $\beta'$ . Essa fase aumenta as propriedades mecânicas da liga, porém é necessário um tratamento posterior para diminuir sua fragilidade. O estudo desse material é de grande importância, devido à sua aplicação como material de engenharia (Aeroespacial e Marinha) e pelas várias transformações que ocorrem ao se variar o tipo de tratamento térmico aplicado no produto final.

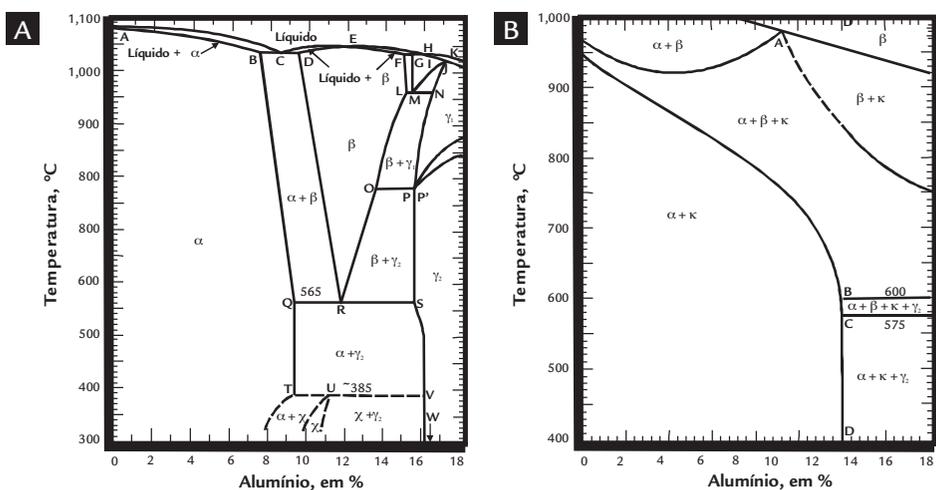


Figura 1 Diagramas de equilíbrio do sistema Cu-Al (A) e seção transversal do diagrama CuAlFeNiMn com 5% Fe e 5% Ni (B) (Ciocan, 2005). Gráfico melhorado.

## 2. Materiais e métodos

A liga de bronze de alumínio utilizada nesse trabalho possui composição química de 78,5Cu - 10,5 Al - 5,1Ni - 4,8Fe, similar à liga classificada como UNS C63020. Essa liga é usada para aplicações aeroespaciais após TT, conforme norma TQ-50 (ASM 4590B). Inicialmente foram cortadas amostras de 15x15x10mm de uma barra de 25,4 mm de diâmetro para as sequências de tratamentos térmicos (TT), conforme mostra-

do na Tabela 1.

Após os tratamentos térmicos, as amostras foram lixadas e, em seguida, foram polidas, utilizando-se sílica coloidal. A revelação da microestrutura foi feita utilizando-se uma solução para o ataque químico à base de cloreto férrico com tempos variando em até 15 segundos. Após cuidadosa preparação metalográfica, as amostras foram caracterizadas em microscópio óptico e eletrônico de

varredura (MEV) da marca LEO modelo 1450-VP no modo elétrons retroespalhados. Para identificação das fases, foi feita uma microanálise química por dispersão de energia (EDS). As amostras também foram submetidas a ensaios de dureza com o intuito de se avaliar a influência das alterações microestruturais nas propriedades da liga em estudo. Os resultados apresentados são a média de 10 medidas individuais feitas por amostra analisada.

## 3. Resultados e discussão

### Dureza versus tratamentos térmicos

Os resultados inerentes à dureza média dos diferentes tratamentos térmicos

são mostrados na Tabela 2 para cada TT.

Na Tabela 2, verifica-se que a amostra temperada em água, a partir

de 900°C, obteve o maior valor de dureza (39 HRC), pois, na temperatura ambiente, a estrutura cristalina obtida, para esse caso, apresenta-se com uma fração elevada da fase martensítica  $\beta'$ . A amostra recozida obteve o menor valor (14 HRC), já que o resfriamento foi lento o suficiente para que toda a fase  $\beta$  fosse transformada nas fases  $\alpha$  (ductil) e  $\kappa$  (intermetálica). A amostra que sofreu o tratamento conforme norma TQ50 (AMS 4590B) (SAE, 2006), ou seja, que

foi temperada em água a partir de 900°C e, posteriormente, revenida a 500°C por 2 horas, apresentou um alívio de tensões (decomposição parcial da martensita  $\beta'$  nas fases  $\alpha$  e  $\kappa$ ) em relação à amostra somente temperada em água (900°C), fato evidenciado pela redução na dureza de 39 para 34,5 HRC. Comparando-se as amostras resfriadas a partir de 900°C, observa-se que à medida que se aumenta a velocidade de resfriamento, maior é o valor da dureza final das amostras, já

que há um aumento de martensita. Ao se aplicar a têmpera em água a 770°C, obteve-se uma dureza (25,3 HRC) inferior à da têmpera em água a 900°C. O tratamento posterior de 500°C, durante duas horas, diferente do tratamento TQ50, induziu um acréscimo na resistência mecânica, uma vez que a dureza final foi de 30 HRC. Tal fato pode estar relacionado a uma precipitação mais fina da fase  $\kappa$  quando se comparado o referido tratamento aos outros TT.

Tabela 1  
Sequência de tratamentos térmicos realizados nas amostras.

Tratamento Térmico	Temperatura/°C	Tempo/h	Sistema de resfriamento
Recozimento	900	2	Forno
Normalização	900	2	Ar
Têmpera	900	2	Água
Têmpera	770	2	Água
Norma TQ 50 (AMS 4590B)	900	2	Água
	500	2	Ar
Tratamento de Precipitação	770	2	Água
	500	2	Ar

Tabela 2  
Medida de dureza HRC das amostras submetidas a diferentes tratamentos térmicos realizados.

Tratamento Térmico	Sistema de resfriamento	Dureza HRC
Recozimento (900°/2h)	Forno	14
Normalização (900°/2h)	Ar	29
Têmpera (900°C/2h)	Água	39
Têmpera (770°C/2h)	Água	25
Norma TQ 50 (AMS 4590B) (900°C/2h e 500°C/2h)	Água	34,5
	Ar	
Tratamento de Precipitação (770°C/2h e 500°C/2h)	Água	30
	Ar	

## Caracterização microestrutural em microscópio óptico

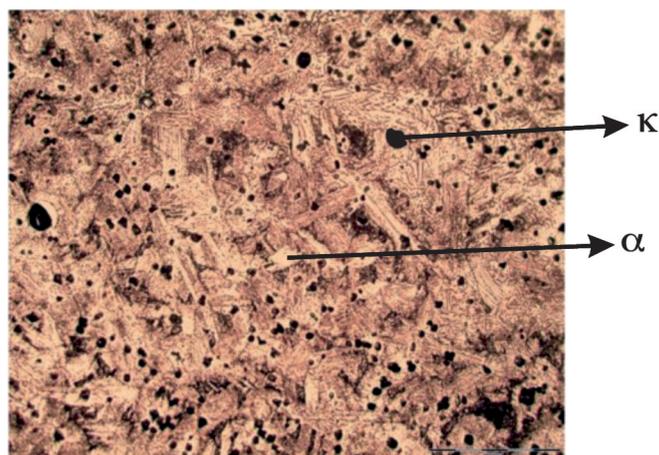
A Figura 2 mostra a microestrutura da amostra TT a 900°C por duas horas e resfriada lentamente (forno) até a temperatura ambiente. Conforme previsto pelo diagrama de fase da Figura 1b, toda fase  $\beta$  foi transformada em  $\alpha$  e em precipitados  $\kappa$ .

A Figura 3 compara as microestruturas das amostras submetidas a diferentes TT: a) 900°C/2h (resfriamento no forno), b) 900°C/2h (resfriamento no ar)

e c) 900°C/2h (resfriamento em água), respectivamente. Conforme mostra na Figura 3A, a região mais clara representa a fase  $\alpha$  e os precipitados esféricos são da fase  $\kappa$ . Nesse caso, a grande parcela de fase  $\alpha$  é responsável pelo aumento da ductilidade, evidenciado pela menor dureza encontrada dentre os TT realizados. A Figura 3B também apresenta as fases encontradas na amostra normalizada, no entanto verifica-se um aumento da fase

martensítica (região escura). Além disso, a fase  $\alpha$  adquire o formato de placas finas ao aumentar seu grau de distorção. A microestrutura resultante após o TT de têmpera pode ser visualizada na Figura 3C. Nesse caso, a porcentagem da fase martensítica (região mais escura) teve um aumento considerável, fazendo com que a dureza final desta amostra atingisse o maior valor dentre os casos analisados. O aumento na dureza, verificado com a

Figura 2  
Amostra recozida a 900°C por duas horas, evidenciando a fase  $\alpha$  (região clara) e os precipitados das fases  $\kappa$  (pontos escuros). Aumento 500x. Ataque - cloreto férrico. Tempo de ataque 2s.



maior velocidade de resfriamento, é resultado de uma transformação de fases onde a fase  $\beta$ , que se encontra no campo trifásico ( $\alpha$ ,  $\beta$ , e  $\kappa$ ), se transforma em

martensita após resfriamento rápido. Comparando-se as amostras recozidas, normalizadas e temperadas (todas a partir de  $900^{\circ}\text{C}$ ) é possível observar a evolu-

ção da microestrutura após os tratamentos térmicos realizados. Observa-se que com o aumento da taxa de resfriamento ocorre um aumento de martensita.

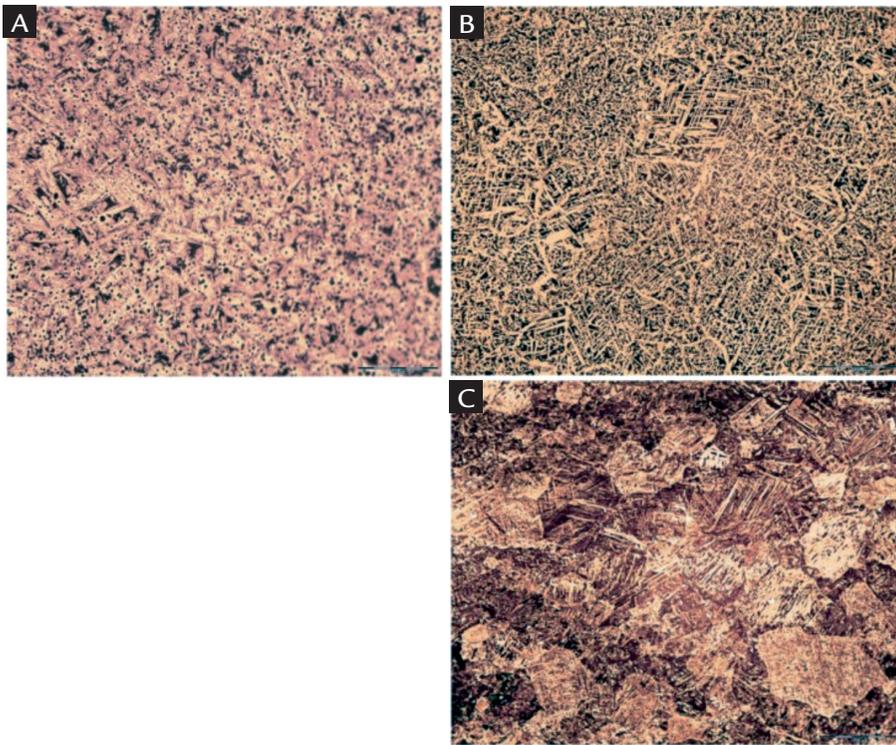


Figura 3  
Microestruturas das amostras após TT (A)  $900^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ , resfriamento - forno. Aumento de 200x. (B)  $900^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ -resfriamento ar. Aumento de 100x. (C)  $900^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ -resfriamento água. Aumento de 100x. Ataque - cloreto férrico. Tempo de ataque (A) 5s (B) e (C) 2s.

Conforme descrito anteriormente, a transformação martensítica acontece a partir da fase  $\beta$ . Aliando esse fato com a análise do diagrama de fases, espera-se que, ao se reduzir a temperatura de homogeneização, também se reduz a quantidade de martensita da liga, mesmo havendo resfriamento rápido. A liga homogeneizada a  $770^{\circ}\text{C}$  exemplifica essa situação e, em virtude desse processo sua dureza foi de 25,3 HRC.

Apesar de a fase martensítica  $\beta'$  ser

a responsável pelo aumento da resistência mecânica, estudos conduzidos por Zhang et al. mostraram que tal fase é anódica, com relação à matriz  $\alpha$ , e, dessa forma, sua presença reduz a resistência à corrosão das ligas de bronze de alumínio. Perante o problema, uma boa alternativa consiste em endurecer o material através do processo de precipitação. A fase  $\kappa$ , formada por microconstituintes complexos, que se precipita de forma mais fina nesse processo do que em outros tratamentos

térmicos, melhora as propriedades mecânicas e faz com que a liga seja mais resistente à corrosão (Zhang, 2007). Assim, pode-se obter um material capaz de suportar grandes tensões em ambientes agressivos como o marinho. Na Figura 4 pode-se observar a microestrutura resultante do processo de precipitação a  $500^{\circ}\text{C}$  por duas horas. Fica evidente uma maior precipitação da fase  $\kappa$  na fase  $\alpha$ , que é a mais dúctil das fases. Desta forma, a dureza global da amostra tende a aumentar.

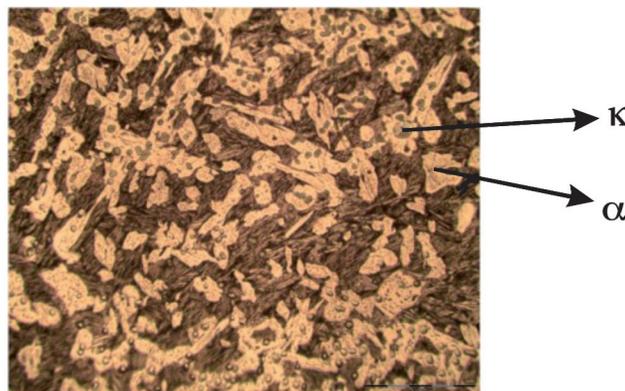


Figura 4  
Microestrutura da amostra submetida ao processo de precipitação a  $500^{\circ}\text{C}$  e atacada com cloreto férrico durante 2s, evidenciando as fases  $\alpha$  e  $\kappa$ . Aumento de 500x.

### Caracterização microestrutural em MEV/EDS

Uma análise mais detalhada das fases encontradas foi realizada através de microanálise química por dispersão de energia (EDS) em um microscópio

eletrônico de varredura (MEV). Na Figura 5A, a análise feita em EDS identificou os precipitados maiores e aqueles em formato esférico, como  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,

também conhecido como  $\kappa_1$ . A referida análise também identificou que os precipitados menores são, predominantemente, compostos de Fe e Ni. A fase

$\alpha$  (CFC) foi caracterizada como uma solução sólida de alumínio no cobre, e ainda, como dúctil e trabalhável a frio. Conforme discutido anteriormente, quanto maior a taxa de resfriamento, maior é a quantidade da fase martensítica  $\beta'$ . Comparando-se as amostras recozidas, normalizadas e temperadas (todas TT a 900°C), percebe-se, nitidamente, uma maior quantidade de estruturas de formato acicular na amostra temperada (Figura 5C). Como mostra-

do na Figura 5B, a amostra normalizada apresentou grande quantidade de fase  $\alpha$ . Apesar de o resfriamento ter sido em ar, essa amostra obteve certa parcela de fase martensita, porém em menor quantidade do que a amostra temperada. Ao se reduzir a temperatura de homogeneização para 770°C, a fração de fase  $\beta$  formada foi reduzida, assim como a quantidade de martensita  $\beta'$  resultante após TT de têmpera. A Figura 5D mostra a microestrutura da

amostra que sofreu têmpera após aquecimento a 770°C, na qual a quantidade de fase  $\alpha$  é, consideravelmente, superior à da amostra temperada a partir de 900°C. Comparando-se a Figura 5D (TT 700°C) e 5E (TT 770°C/500°C), fica claro que houve uma fina dispersão da fase  $\kappa_{IV}$  e, conseqüentemente, a dureza final passou de 25 para 30 HRC. Isto nos permite inferir que ocorreu o fenômeno de envelhecimento para a amostra submetida a 500°C/2h.

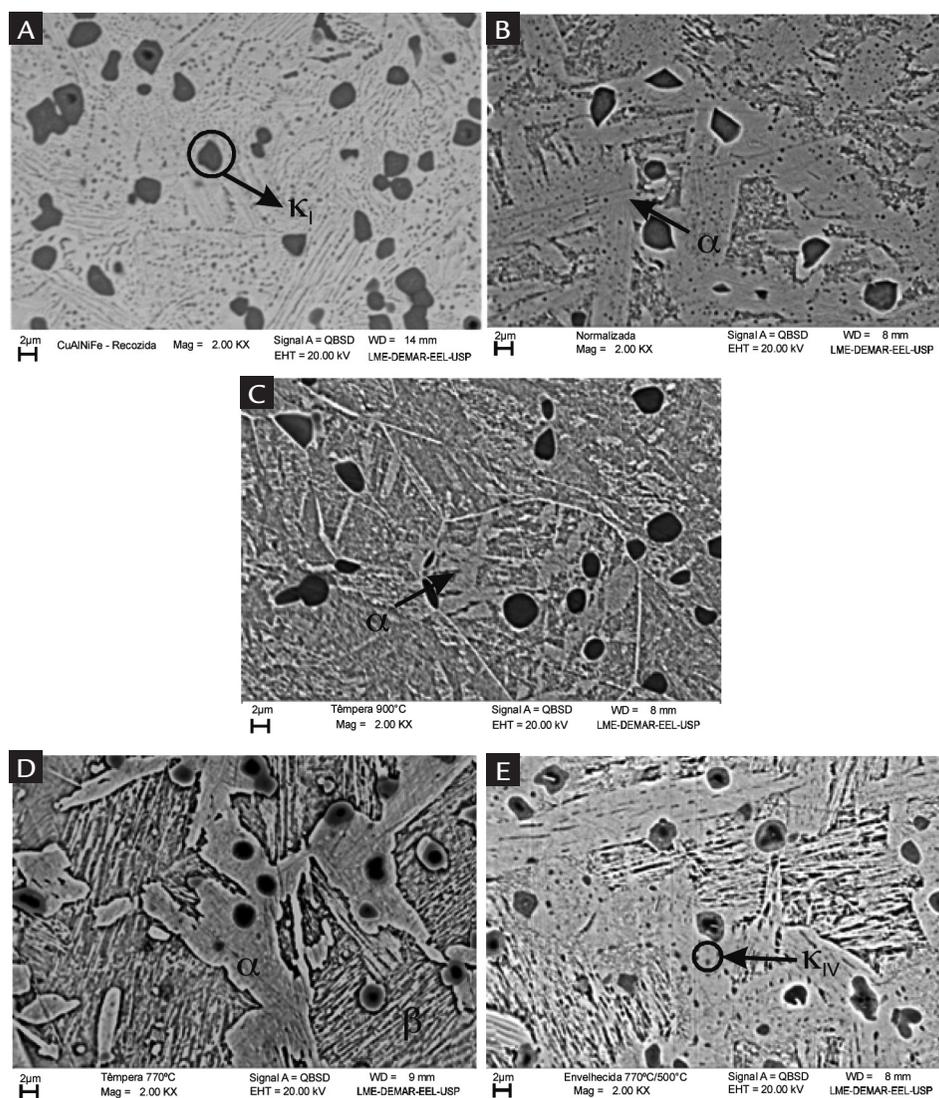


Figura 5  
Microestruturas das amostras após TT  
(A) Recozida (900°C).  
(B) Normalizada (900°C).  
(C) Temperada (900°C).  
(D) Temperada (770°C).  
(E) Envelhecida (500°C após  
a têmpera 770°C).  
Ataque - cloreto férrico  
(exceto 5A, sem ataque).

Apesar de o tratamento de têmpera apresentar os maiores valores de resistência mecânica, o estado de tensões resultante, muitas vezes, é indesejável para aplicações industriais. Por isso, aconselha-se fazer um alívio de tensões, que consiste em permanecer com o material no forno a uma temperatura de 500°C, de forma a promover a decomposição eutetóide da fase  $\beta'$  em  $\alpha + \kappa$ . Com esse TT, ocorre uma redução na dureza, melhorando, assim, as propriedades mecânicas do produto

final. Esse tratamento é, usualmente, conhecido com revenimento, porém, para a liga de bronze de alumínio estudada nesse trabalho, o referido tratamento adquire a nomenclatura TQ50, padronizada pela SAE/ASM 4590B (Solution Heat Treated Tempered). A Figura 6 mostra a microestrutura obtida após TT, na qual se usou o procedimento descrito na norma TQ50. A imagem foi obtida com a utilização de microscopia óptica. Pode-se verificar que esse TT promove uma homoge-

neização da microestrutura resultante da têmpera além de promover a precipitação da fase  $\kappa$  (partículas esféricas escuras). Cabe destacar que a referida microestrutura também é denominada de dispersão homogênea de revenido (Coutinho, 1980).

Para uma melhor visualização da microestrutura, após TT TQ-50, a imagem obtida em MEV foi substituída por uma feita em óptico, na qual as fases presentes podem ser mais bem visualizadas.

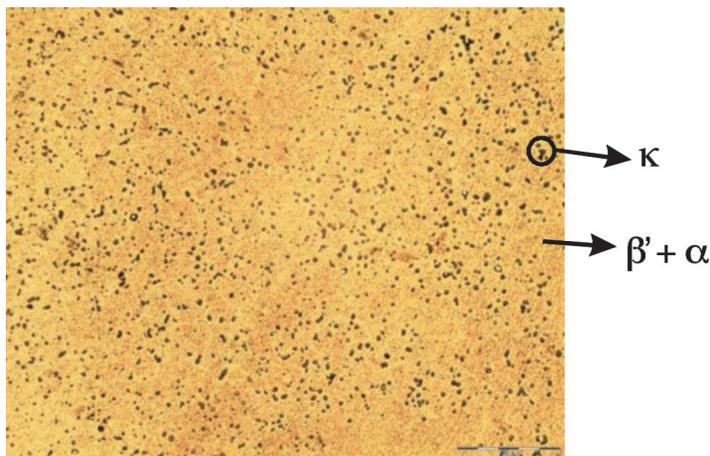


Figura 6  
Microestrutura da amostra submetida ao tratamento térmico conforme TQ50. A microestrutura foi revelada usando-se ataque com cloreto férrico durante 10s.

#### 4. Conclusões

A liga de bronze de alumínio (10,5% Al) endurece através da transformação martensítica, na qual a fase  $\beta$  se transforma em  $\beta'$ , ou pelo processo de precipitação da fase  $\kappa$ , dependendo da temperatura de homogeneização e da condição de resfriamento.

Na transformação martensítica, a velocidade de resfriamento é o que determina o nível de resistência mecânica do material, uma vez que seu aumento induz

maior formação da fase  $\beta'$ .

Entre as medidas de dureza, a amostra temperada em água (900°C) obteve o maior valor (39 HRC), enquanto a amostra recozida (900°C), o menor (14 HRC). Apesar de contribuir quanto à resistência mecânica, a fase  $\beta'$  é prejudicial à resistência à corrosão e deve ser evitada no produto final.

Uma possibilidade de aumentar a resistência mecânica dessa liga, sem di-

minuir a resistência à corrosão, é através do processo de precipitação, no qual os precipitados de  $\kappa$  são dispersos através da matriz  $\alpha$ , porém com tamanho reduzido.

Caso o objetivo seja apenas um alívio de tensões, recomenda-se fazer o tratamento térmico conforme procedimento da norma TQ50, que promove a decomposição eutetóide da martensita  $\beta'$  nas fases  $\alpha$  e  $\kappa$ , aumentando a ductilidade das ligas de bronze de alumínio.

#### 5. Referências bibliográficas

- ALUMINUM BRONZE FOR INDUSTRY, *CDA Publication*, n. 83, 1986. Disponível em: <http://www.copperinfo.co.uk/alloys/bronze/downloads/pub-83-al-bronze-alloys-for-industry.pdf>. Acesso em: 10 Agos. 2011.
- CIOCAN, A., BRATU F. Chemical and structural changes for bimetallic materials obtained by the welding process. *The Annals of Dunarea de Los University of Galati Fascicle*, 2005, ISSN 1453-083X.
- COUTINHO, T. DE A. Cobre e Suas Ligas: Análise e Prática. In: \_\_\_\_\_. *Metalografia de Não-Ferrosos*. São Paulo: Edgard Blucher, 1980. Cap. 3, p. 46-47.
- DEREK, E. T., WILLIAM, T. B. *Specific metal and alloys: Introduction to copper and copper alloys*. 10<sup>th</sup> ed. ASM HANDBOOK, 1990. v. 2, 2521p.
- SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. *AMS 4590B: extrusions, nickel-aluminum bronze, martensitic 78.5 Cu-10.5Al - 5.1 Ni - 4.8 Fe: solution heat treat and tempered (TQ50)*. USA. 2006.
- WHARTON, J. A., STOKES, K.R. The influence of nickel-aluminum bronze microstructure and crevice solution on the initiation of crevice corrosion. *Electrochimica Acta*, v. 53, p. 2463-2473, 2008.
- ZHANG, D., CHEN, R., ZHANG, W., LUO, Z., LI, Y. Effect of heat treatment on microstructure and properties of hot-extruded nickel-aluminum bronze. *Acta Metallurgical Sinica*, v. 23, n. 2, p. 113-120, 2010.

Artigo recebido em 24 de novembro de 2011. Aprovado em 26 de fevereiro de 2012.