

# CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DA LIGA Al-6063 APÓS TRATAMENTOS TERMOMECAÑICOS<sup>1</sup>

Waldemar Alfredo Monteiro<sup>2</sup>  
Iara Maria Espósito<sup>3</sup>  
Ricardo Bulcão Ferrari<sup>4</sup>  
Sidnei José Busó<sup>5</sup>  
Américo de Almeida Filho<sup>6</sup>

## Resumo

São discutidos aspectos da microestrutura (microscopia óptica e eletrônica) e da propriedade mecânica (microdureza Vickers) da liga Al-6063 com diferentes graus de deformação plástica seguidos de convenientes tratamentos térmicos visando o entendimento dos mecanismos atuantes nos processos de recuperação e recristalização. A formação de partículas de segunda fase (usualmente Mg<sub>2</sub>Si) dispersas no interior da matriz altera favoravelmente sua resistência mecânica. Os processos de recuperação e recristalização diminuem a quantidade de defeitos cristalinos. Sítios de nucleação presentes juntamente com os processos de recuperação e recristalização além da participação da precipitação, impediram parcialmente o crescimento de grão.

**Palavras-chave:** Liga Al-6063; Microestrutura; Propriedades mecânicas.

## MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL CHARACTERIZATION AFTER THERMOMECHANICAL TREATMENTS IN 6063 ALUMINUM ALLOY

## Abstract

There are discussed aspects of the microstructure (optic and electronic microscopy) and of the property mechanics (microhardness Vickers) of the Al-6063 alloy with different degrees of plastic deformation followed by convenient thermal treatments regarding the operating mechanisms in the recovery and recrystallization processes. The formation of second phase particles (usually Mg<sub>2</sub>Si) dispersed in the interior of the matrix modifies favorably its mechanical resistance. Recovery and recrystallization processes reduce the amount of crystalline defects. Nucleation sites together recovery and recrystallization processes among phases precipitation, hinder partially the grain growth.

**Key words:** Al-6063 alloy; Microstructure; Mechanical properties.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 12º Seminário de Metais Não-ferrosos, 31 de outubro a 1 de novembro de 2011, São Paulo, SP.

<sup>2</sup> Dr. Sc (Universidade Presbiteriana Mackenzie; Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares).

<sup>3</sup> Doutoranda (Centro Universitário Santana).

<sup>4</sup> Mestre em Ciências (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares).

<sup>5</sup> Dr. Sc (Centro Universitário Sant'Anna, UNIP).

<sup>6</sup> Dr. Sc (Centro Universitário Sant'Anna).

## 1 INTRODUÇÃO

Os primeiros registros da produção de uma liga da série 6000 datam de 1921, quando foi produzida a liga 6051 com teores de 1%Si e 0,5%Mg, sendo um dos primeiros casos de sucesso de ligas envelhecíveis sem cobre. A liga 6063, contendo teores bem menores de magnésio e silício (Tabela 1), foi primeiramente produzida após 23 anos da primeira série. É uma liga que apresenta um bom potencial de endurecimento por precipitação (termicamente tratável) e possui uma elevada ductilidade proporcionando alta capacidade de deformação, permitindo trabalhos que utilizem extrusão.

**Tabela 1.** Composição química padrão da liga de alumínio 6063<sup>(1)</sup>

Elemento	Si	Mg	Fe	Cr	Cu	Zn	Mn	Ti	Outros
% em Peso	0,20	0,45	0,35	0,10	0,10	0,10	0,10	0,10	0,15
% (Máximo)	0,60	0,90	máx.						

A presença do composto intermetálico  $Mg_2Si$  é o principal responsável pelo endurecimento de toda a série Al-6000. Este endurecimento ocorre por meio do tratamento de solubilização e envelhecimento artificial controlado, proporcionando o crescimento e uma distribuição uniforme do composto na matriz rica em alumínio.<sup>(2)</sup> Porém, o crescimento excessivo destes precipitados, através de tratamentos a altas temperaturas ou tempos muito longos, favorece o movimento de discordâncias ocasionando amolecimento da liga.

O processamento termomecânico consiste na conformação mecânica a frio ou a quente seguida de um tratamento térmico que tem por objetivo alterar sua microestrutura e conseqüentemente suas propriedades físicas, tais como dureza, condutividade elétrica e térmica, resistência à corrosão. Quando os materiais metálicos são submetidos ao processo de deformação plástica (tração, compressão ou cisalhamento, por exemplo) a energia despendida é, em grande parte, perdida sob a forma de calor sendo que apenas de dois a dez por cento fica armazenada no metal na forma de defeitos cristalinos.<sup>(3)</sup>

Esta energia retida tem a tendência de se dissipar, por meio da migração e aniquilação dos defeitos, a fim de que o material volte a ter a menor energia possível tornando-o termodinamicamente estável. Por ser um processo lento à temperatura ambiente, um tratamento térmico (recozimento, por exemplo) torna-se necessário a fim de dinamizar o processo, onde ocorrerá a recuperação, recristalização e o crescimento dos grãos do material deformado.

A presença de elementos adicionados à solução sólida altera a energia de defeito de empilhamento EDE inicial do metal, modificando a distribuição das discordâncias e suas propriedades.<sup>(4)</sup> A temperatura na qual se conduz o encruamento tem papel importante nas alterações microestruturais do material. Pequenas mudanças na temperatura produzem grandes alterações na microestrutura do material. O encruamento em temperaturas baixas tende a restringir a mobilidade das discordâncias além de reduzir a EDE, diminuindo a ductilidade do material.<sup>(5)</sup>

Os fenômenos de recuperação e recristalização são dependentes da microestrutura desenvolvida com os processos de deformação plástica e conseqüentemente da sua EDE. Metais com elevada EDE tendem a desenvolver estruturas de discordâncias com baixa energia, alternando entre regiões com elevada densidade de discordâncias (paredes de células) e regiões de baixa densidade de discordâncias

(interior de células e subgrãos), chamadas de estruturas de discordâncias de baixa energia (LEDS).<sup>(6)</sup>

A análise dos fenômenos leva a um modelo onde a deformação aplicada pode ser acompanhada pela evolução da microestrutura de materiais com características distintas no que diz respeito à estrutura cristalina e EDE.<sup>(6)</sup>

A recuperação constitui-se em um conjunto de processos regulares. As áreas afetadas por esse fenômeno têm um comportamento similar, sendo que as alterações, iniciais ou finais, ocorridas pelas células e subgrãos não são totalmente caracterizadas.<sup>(7)</sup>

Na recristalização há a eliminação de defeitos cristalinos através da migração de contornos de alto ângulo diminuindo a energia armazenada durante a deformação (encruamento). Nucleação é o mecanismo por meio do qual ocorre um rearranjo das discordâncias a fim de formar regiões livres de defeitos. Esta região é associada a discordâncias com contornos de alto ângulo, ou seja, com alta mobilidade, o que as torna passível de uma rápida migração sobre a matriz.

Após a recristalização primária, a estrutura continua não sendo a definitiva, uma vez que a energia associada aos contornos de grão ainda é grande. Esta será a força motriz (potencial termodinâmico) para que o mecanismo de crescimento de grão se evidencie dentre os demais, visando diminuir a energia do contorno de grão.

Para materiais utilizados em temperatura ambiente ou baixa é mais empregável um material com grão de menor tamanho, uma vez que estes aumentam a dureza do material. Grãos maiores aumentarão a resistência de materiais que trabalham em temperaturas mais elevadas. Para o controle da microestrutura de um material e suas propriedades, torna-se necessário um controle eficiente do crescimento de grão do material. Alguns fatores atuam no crescimento dos grãos como a temperatura determinante da mobilidade de contornos de alto ângulo que influencia fortemente no mecanismo de crescimento de grãos. O crescimento de grão diminui quando o tamanho do grão se torna maior do que sua espessura.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

A liga de alumínio 6063 foi fornecida pela ALCOA. A solubilização do material de partida foi realizada separando-se as amostras ainda na forma encruada em dois lotes, contendo quatro tarugos cada. A temperatura utilizada foi de 853 K (0,88  $T_f$ ) por uma hora. Após a solubilização foi realizada a têmpera dos mesmos. Para a redução em área do material, foi utilizado um laminador com cilindros de 64 mm de diâmetro disponível. A redução foi realizada à temperatura ambiente, utilizando incrementos constantes até atingir as reduções necessárias ao projeto.

Os cortes das amostras foram realizados em um aparelho de corte fino (ISOMET 2000/Buehler), do Laboratório de Metalurgia (IPEN - CCTM), utilizando disco adiamantado. Os tratamentos térmicos foram realizados em um forno convencional (Carbolite) com temperatura nominal de até 1.500°C. Foram utilizadas as temperaturas de 423 K (0,23  $T_f$ ); 523 K (0,38  $T_f$ ); 623 K (0,53  $T_f$ ); 723 K (0,68  $T_f$ ); com os tempos de 60 s; 600 s; 1.800 s; 3.600 s; 5.400 s; e 7.200 s para cada temperatura, seguidos de têmpera adequada.

**Tabela 2.** Composição química da liga de alumínio 6063

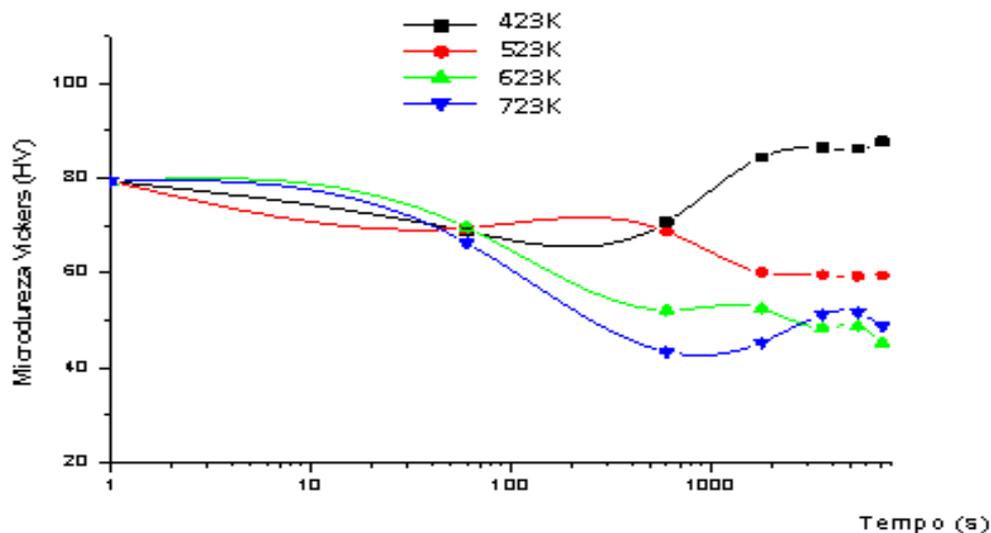
Elemento Químico	Si	Mg	Fe	Mn	Cu	Ni	Zn	Cr	Ti
% em peso	0,47	0,54	0,17	0,05	0,02	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01

Na Tabela 2 é mostrada a composição química (espectrometria de fluorescência de raios-X) da liga Al-6063. Comparando com o padrão desta liga de alumínio 6063,<sup>(1)</sup> observou-se que o ferro (Fe) está em um percentual inferior, 0,17%, ao indicado na tabela padrão (0,35%). Observam-se valores pouco significativos para as outras impurezas encontradas na referida liga. Para o ataque metalográfico das amostras foi utilizado uma solução do tipo Barker (1,8% Acido Fluobórico).

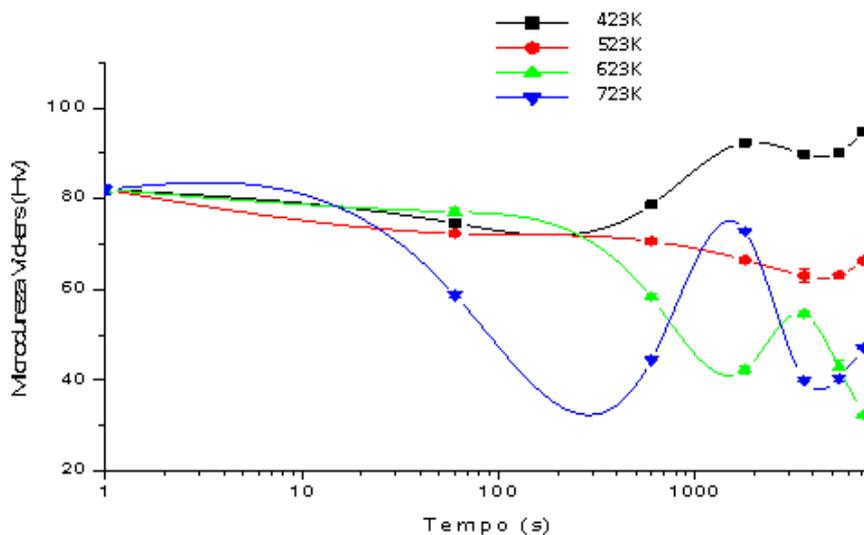
### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nas Figuras 1, 2 e 3 são apresentados os gráficos da dureza Vickers da liga Al 6063, com os diferentes tempos de tratamento térmico (60 s, 600 s, 1.800 s, 3.600 s, 5.400 s e 7.200 s) nas diferentes temperaturas analisadas (423 K, 523 K, 623 K e 723 K), separados em graus de deformação plástica de aproximadamente 30%, 60% e 90%.

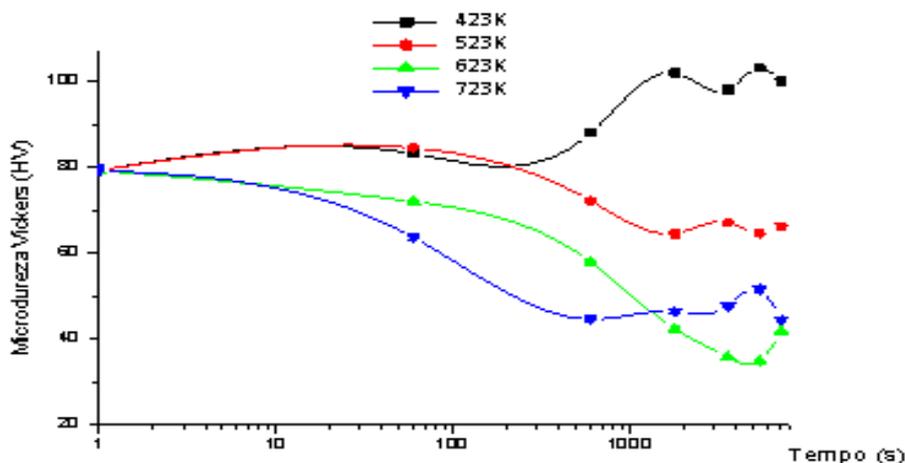
De acordo com a bibliografia,<sup>(9)</sup> nota-se que há um acréscimo de dureza nas amostras tratadas em 423 K em qualquer grau de laminação, devido ao envelhecimento da amostra. À temperatura de 523 K, para qualquer das laminações, ocorre um decréscimo praticamente constante da dureza da liga Al6063 com o aumento do tempo, indicando os primeiros estágios da recuperação com a aniquilação e o rearranjo dos defeitos cristalinos. Em temperaturas mais elevadas há ocorrência de superposição de eventos (cinética de precipitação e crescimento de grãos), com provável formação de precipitados acarretando em maior dureza.



**Figura 1.** Medidas de dureza Vickers em função do tempo decorrido nos sucessivos tratamentos térmicos em ligas Al-6063 com 30% de laminação (redução em área).



**Figura 2.** Medidas de dureza Vickers em função do tempo decorrido nos sucessivos tratamentos térmicos em ligas Al-6063 com 60% de laminação (redução em área).



**Figura 3.** Medidas de dureza Vickers em função do tempo decorrido nos sucessivos tratamentos térmicos em ligas Al-6063 com 90% de laminação (redução em área).

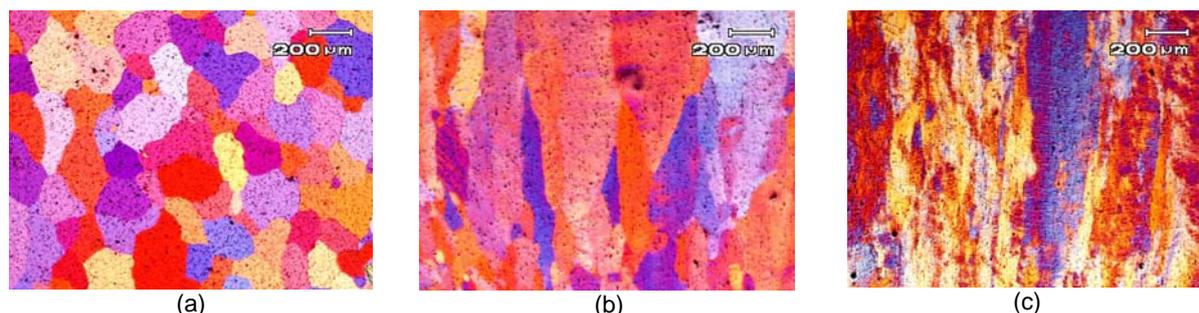
Pela observação e comparação dos gráficos é possível notar uma distinção na velocidade de ocorrência dos estágios bem como em sua intensidade. Esta diferença é devido à diferença de energia armazenada na amostra no momento de sua redução em área, sendo que quanto maior a energia armazenada mais rápido e mais intenso será o evento.

Em temperaturas mais elevadas ocorre superposição de eventos que ora diminui a dureza do material (formação e conseqüente crescimento de grão) ora aumenta esta dureza (precipitação). Com 60% de redução em área, é possível notar esta superposição de eventos ocorrendo principalmente às temperaturas de 623 K e 723 K.

Esta seqüência também observada em amostras com 90% de redução em área, porém em tempos e intensidades diferentes que está relacionada à diferença da quantidade de energia empregada no processo de laminação, pois a densidade de defeitos formados tende a ser muito superior à que ocorre em amostras com redução de 60% acarretando em uma maior taxa de aniquilação dos defeitos.

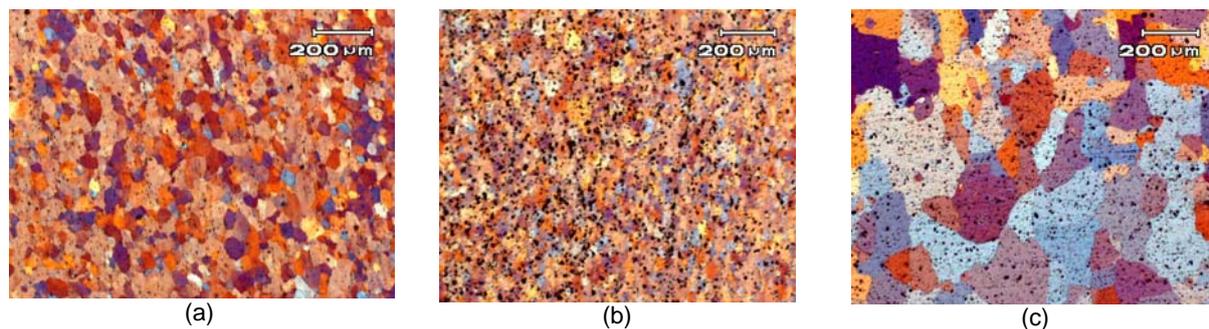
A seguir são apresentadas as microestruturas por microscopia óptica (MO) obtidas em amostras da liga Al 6063 após a realização de deformação plástica de 30%, 60% e 90% e consecutivos tratamentos térmicos nas temperaturas de 423 K; 523 K; 623 K e 723 K nos tempos de 60 s; 600 s; 1.800 s; 3.600 s; 5.400 s e 7.200 s. As amostras foram anodizadas para medir o tamanho além de estimativa de orientação dos grãos utilizando-se o reagente Barker (1,8% de ácido fluobórico). As micrografias ópticas foram obtidas e documentadas com um microscópio Olympus BX51M com filtro polarizador.

Na Figura 4 pode-se observar a modificação dos grãos após solubilização e laminação das amostras de Al-6063. Grãos alongados na direção de laminação para 60% e 90% de redução em área.



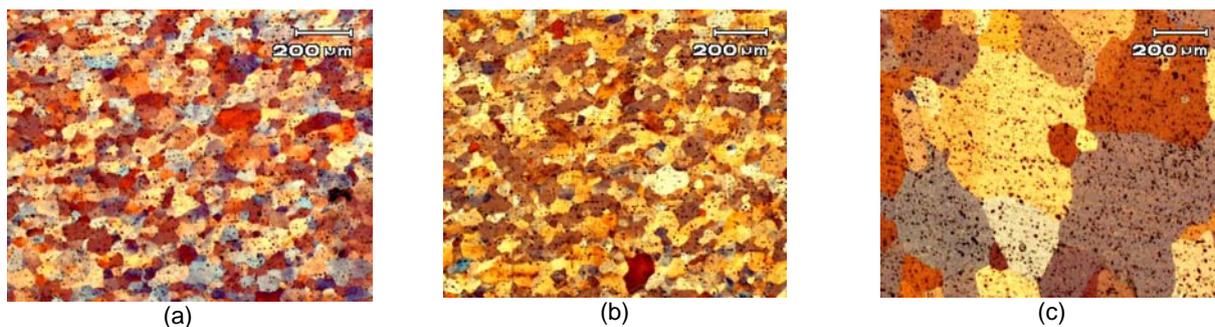
**Figura 4.** Micrografias ópticas da liga de alumínio 6063 (a) solubilizada; (b) solubilizada e laminada 60% de redução em área; e (c) solubilizada e laminada 90% de redução em área.

Pouca mudança microestrutural pode ser notada na amostra laminada 30% e tratada termicamente por 60 segundos entre as diferentes temperaturas estudadas. Nota-se o aparecimento de estruturas parecidas em todas as temperaturas, sendo que para os tratamentos em temperaturas mais baixas, 423 K e 523 K, ocorre uma intensa precipitação (predominantemente:  $Mg_2Si$  e  $\beta - Al_5FeSi$ ). Grãos continuam alongados, sinalizando a continuação da presença de deformação plástica, no sentido da laminação, característicos dos materiais laminados. Nos tratamentos térmicos com tempos de 1.800 s começa a ocorrer maior diferenciação entre as temperaturas estudadas (Figura 5).



**Figura 5.** Micrografias ópticas da liga de alumínio 6063 solubilizada, laminada 30% de redução em área e tratamentos térmicos por 5.400 segundos em: (a) 423 K; (b) 523 K; e (c) 723 K.

Em amostras laminadas a 30% de redução em área, nas temperaturas de 523 K e 623 K começam a ocorrer mudanças microestruturais com o início e avanço do processo de recuperação bem como o da recristalização com tempos de crescentes de tratamento térmico. A diferenciação após 7.200 s é mais acentuada (Figura 6).

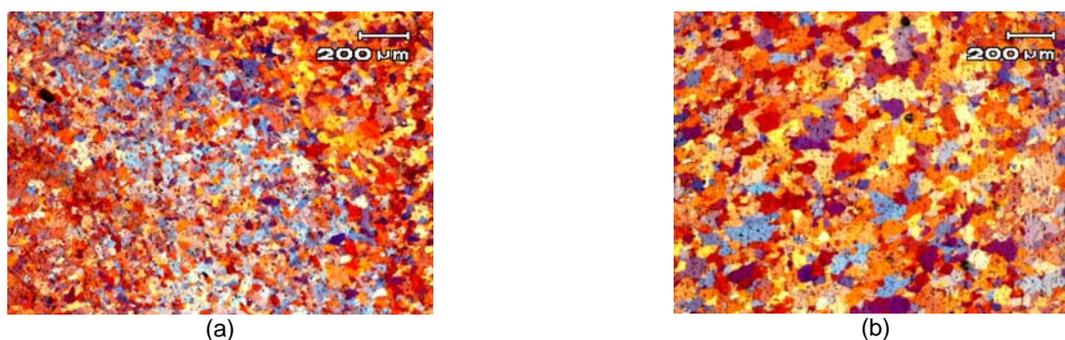


**Figura 6.** Micrografias ópticas da liga de alumínio 6063 solubilizada, laminada 30% de redução em área e tratamentos térmicos por 7.200 segundos em: (a) 423 K; (b) 523 K; e (c) 723 K.

Em amostras de Al-6063 laminadas a 60% de redução em área, nos tratamentos térmicos com temperatura de 423 K e 523 K com os tempos crescentes desde 1.800 s até 7.200 s ocorre o avanço do processo de recuperação, e indícios de início do processo de recristalização; já nos tratamentos ocorridos a 650 K e 723 K têm-se simultaneamente grãos alongados justificados pelo estado laminado da amostra juntamente com grãos em processos de recuperação, de recristalização (grãos equiaxiais) e de crescimento de grãos (Figuras 6 a 8).



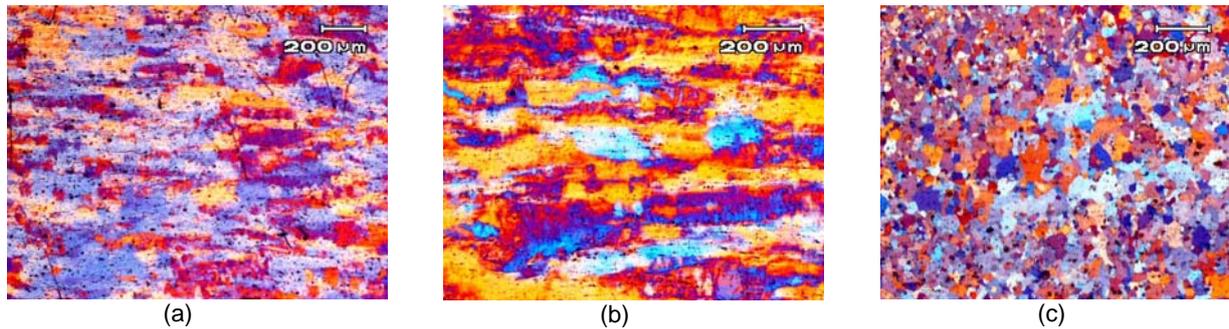
**Figura 7.** Micrografias ópticas da liga de alumínio 6063 solubilizada, laminada 60% de redução em área e tratamento térmico por 5.400 segundos em: (a) 623 K; (b) 723 K.



**Figura 8.** Micrografias ópticas da liga de alumínio 6063 solubilizada, laminada 60% de redução em área e tratamento térmico por 7.200 segundos em: (a) 623 K; (b) 723 K.

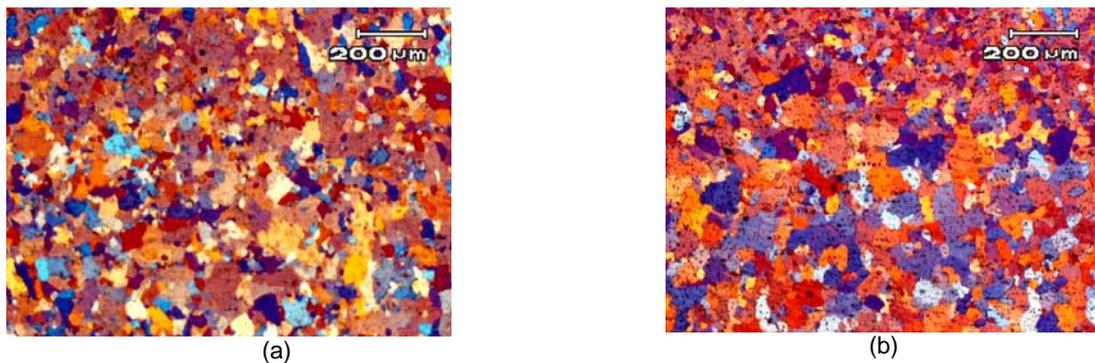
Com deformação plástica de 90%, tempo de tratamento em 1.800 s e temperaturas de recozimento a 423 K e 523 K, ainda tem-se grãos alongados justificados pelo estado laminado desta liga. A quantidade de energia fornecida à liga metálica pelo excesso de deformação plástica indica que antes mesmo do tratamento térmico a amostra já estava iniciando o processo de recuperação. Em tratamentos térmicos realizados a 623 K e 723 K observa-se tendência de formação de grãos regulares,

mas ainda alongados devido ao alto grau de deformação plástica aplicado, caracterizando o andamento do processo de recristalização (Figura 9).



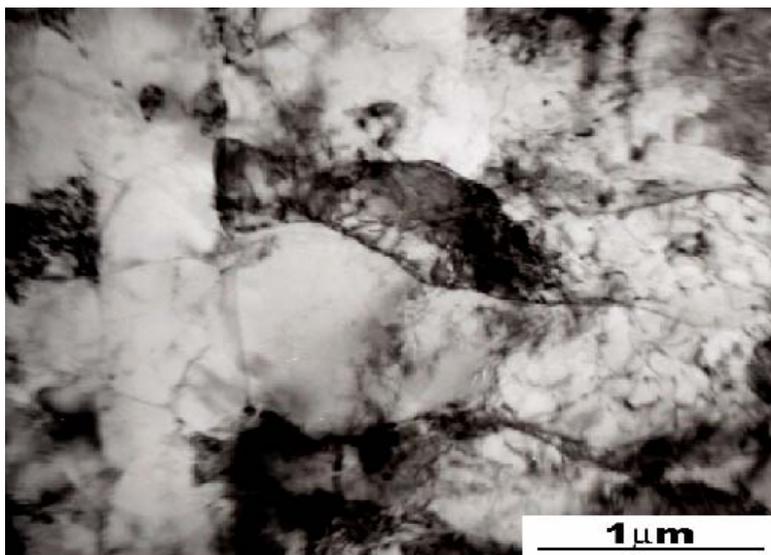
**Figura 9.** Micrografias ópticas da liga de alumínio 6063 solubilizada, laminada 90% de redução em área e tratamentos térmicos por 1.800 s em: (a) 423 K; (b) 523 K; e (c) 623 K.

Após deformação plástica de 90% com tempos de 3.600 s, 5.400 s e 7.200 s de tratamento nas temperaturas utilizadas indica tendência de grãos equiaxiais, evidenciando o final do processo de recuperação, seguido de processos de recristalização da liga. A presença de precipitação ( $Mg_2Si$ ;  $\beta Al_5FeSi$ ) influencia no tamanho de grãos, evitando o crescimento excessivo dos grãos, isto é confirmado em observações realizadas por MET.

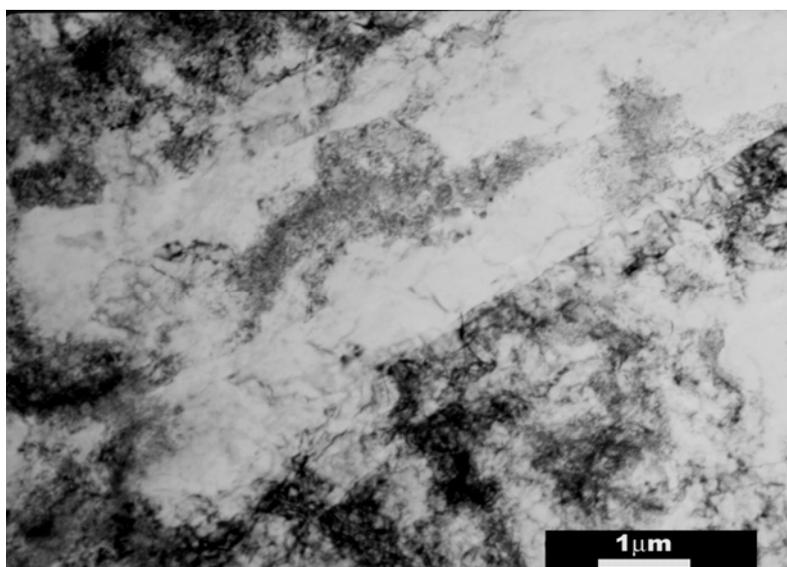


**Figura 10.** Micrografias ópticas da liga de alumínio 6063 solubilizada, laminada 90% de redução em área e tratamentos térmicos por 7.200 segundos em: (a) 623 K; e (b) 723 K.

Na análise por microscopia eletrônica de transmissão (MET), com deformação plástica de 30%, 60% e 90% nas ligas estudadas, sem tratamento térmico, observa-se alto grau de defeitos cristalinos, principalmente emaranhados de discordâncias juntamente com precipitação fina identificada como sendo  $Mg_2Si$ . Quanto maior o grau de deformação plástica, mais significativo é o aumento destes defeitos. A análise inicial obtida por MET, na liga de alumínio 6063, com deformação plástica de 90% mostra o emaranhado de discordâncias devido à imensa deformação plástica. A análise das micrografias obtidas por MET das amostras da liga Al 6063, com deformação plástica de 30%, 60% e 90% para tempo de tratamento térmico igual ou superior a 1.800 s, revela ainda grande densidade de defeitos cristalinos, emaranhados de discordâncias, precipitados e falhas de empilhamento, sendo este último, incomum em ligas de alumínio, pois estas apresentam alta energia de defeito de empilhamento (EDE).<sup>(10)</sup> Os grãos deformados pela laminação, formação de células que darão lugar à formação de subgrãos no seu interior (Figuras 11 e 12).



**Figura 11.** Micrografia eletrônica (MET) da liga Al-6063 laminada 30% de redução em área.



**Figura 12.** Micrografia eletrônica (MET) da liga Al-6063 laminada 90% de redução em área.

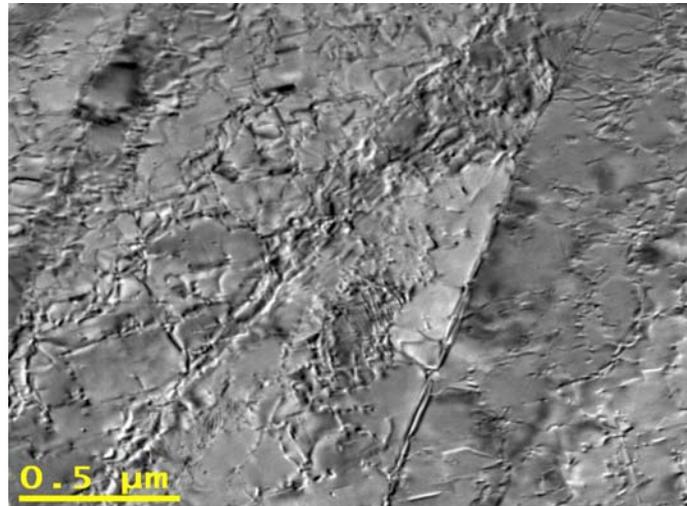
Há formação de subgrãos com tamanho da ordem de  $0,1 \mu\text{m}$ , geradores da microestrutura final do processo de recristalização. É possível observar-se, em algumas micrografias, um aparente processo de coalescimento, previamente explicado.

A seqüência de micrografias eletrônicas (MET) (Figuras 13 a 18), apresenta alto grau de defeitos cristalinos, principalmente emaranhados de discordâncias, os quais diminuem com tempos crescentes de tratamento térmico, mostrando também uma concordância com a seqüência de micrografias ópticas.

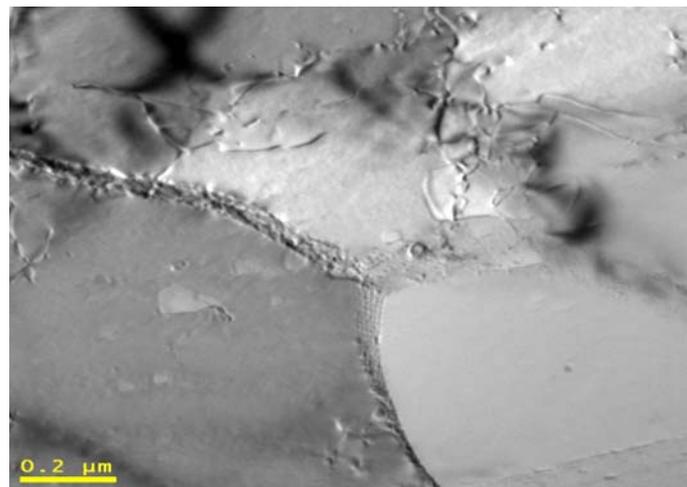
Notadamente, quanto maior o grau de deformação plástica, mais significativo o aumento destes defeitos. Também são observados precipitados do tipo  $\text{Mg}_2\text{Si}$  (Figuras 16 e 18) indicando processo de ancoramento de contornos de alto e baixo ângulo.

A alteração significativa na quantidade de defeitos presentes devido aos tratamentos térmicos mostra também ser compatível com os dados apresentados nas curvas de microdureza expondo principalmente a região dita recuperação-recristalização.

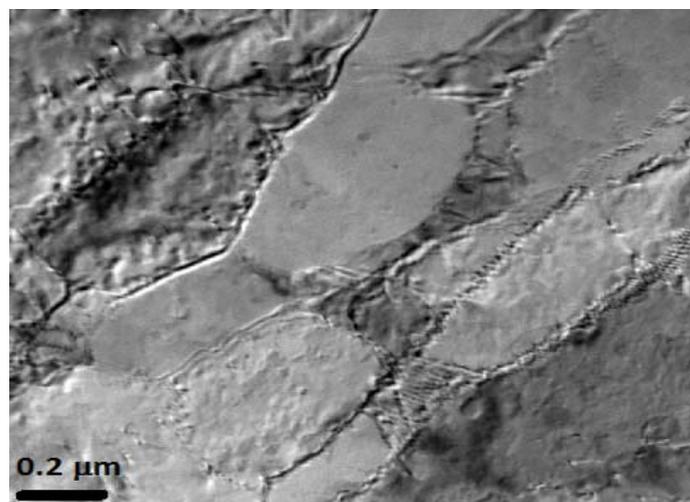
Pode-se observar que nas micrografias de amostras com maior grau de deformação os defeitos aparentemente são eliminados mais rapidamente que as amostras de menor deformação inicial, as quais também mostram concordância com os resultados obtidos na microdureza.



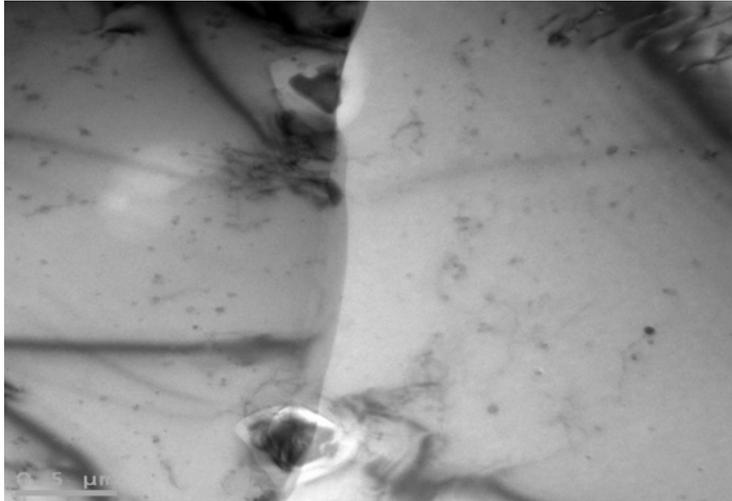
**Figura 13.** Al 6063 com redução em área de 30% e tratamento térmico de 423 K por 3.600 s.



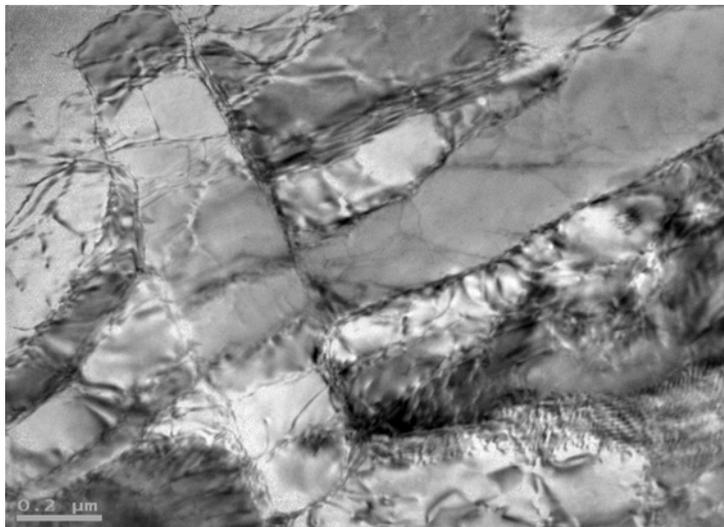
**Figura 14.** Micrografia eletrônica (MET) da liga de Al 6063 com redução em área de 30% e tratamento térmico de 423 K por 7.200 s.



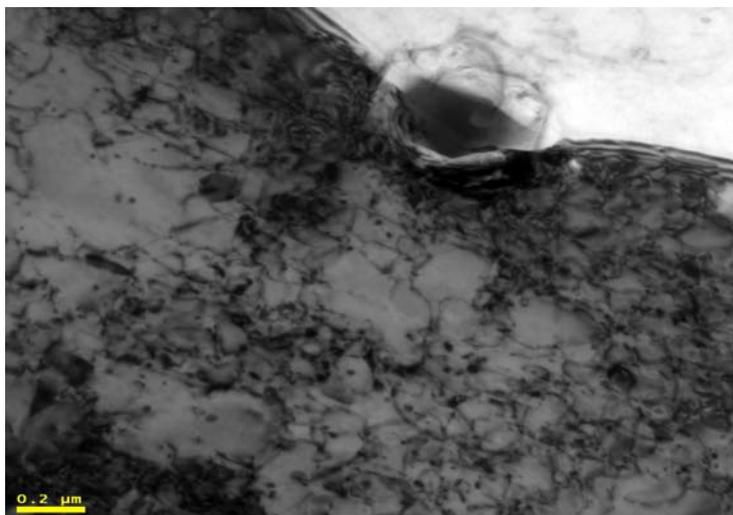
**Figura 15.** Micrografia eletrônica (MET) da liga de Al 6063 com redução em área de 60% e tratamento térmico de 623 K por 5.400 s (condição de contraste dinâmico).



**Figura 16.** Micrografia eletrônica (MET) da liga de Al 6063 com redução em área de 60% e tratamento térmico de 623 K por 7.200 s, presença de precipitados  $Mg_2Si$  no interior e no contorno do grão.



**Figura 17.** Micrografia eletrônica (MET) da liga de Al 6063 com redução em área de 60% e tratamento térmico em 623 K por 1,5 h. Presença de emaranhados de discordâncias e subgrãos (condição de contraste dinâmico).



**Fig. 18.** Micrografia eletrônica (MET) da liga de Al 6063 com redução em área de 90% e tratamento térmico de 723 K por 3.600 s, presença de precipitados  $Mg_2Si$  de tamanhos diversos no interior e no contorno do grão.

Trabalhos anteriores mostram que para baixas temperaturas, em qualquer estado de deformação inicial, o processo de envelhecimento parece sobrepor-se aos de recuperação-recristalização, efeito este que também pode ser observado nas micrografias por MET apresentados neste trabalho, em concordância com a literatura atual.<sup>(11)</sup>

#### 4 CONCLUSÕES

Baseado nos dados obtidos pelas técnicas experimentais empregadas juntamente com a literatura disponível pode-se inferir que as ligas de alumínio comercial 6063 com diferentes graus de deformação plástica (30%, 60% e 90%), após convenientes tratamentos térmicos (423 K, 523 K, 623 K e 723 K) em tempos pré-estabelecidos (1.800 s, 3.600 s, 5.400 s e 7.200 s) apresentam uma possível seqüência de mecanismos mostrada a seguir.

Inicialmente, o material após processos de deformação, apresenta grãos alongados dependentes da deformação empregada, ou seja, quanto maior a deformação, mais alongado o grão se apresentará. Esta deformação implica em altas energias retidas no material sob forma de defeitos cristalinos. Ao atingir altos valores de deformação, por exemplo, 90%, é gerada uma enorme densidade de defeitos cristalinos os quais são responsáveis pela alta dureza inicial observada nas curvas de dureza Vickers das amostras. Os mecanismos envolvidos na recuperação/recristalização dinâmica entram em ação e acredita-se que já existam sítios de nucleação formados nos contornos de grãos alongados (iniciais).<sup>(12)</sup>

Em tratamentos térmicos após 1.800 segundos os processos de recuperação e recristalização diminuem certa quantidade de defeitos cristalinos, se comparados com o material sem tratamento térmico, o que justifica a queda acentuada de dureza neste tempo de tratamento. Acredita-se que os sítios de nucleação, que serão transformados em grãos, apresentam-se inicialmente pequenos e terão o seu tamanho de grão aumentado com o transcorrer do tempo, favorecidos pelos processos de recuperação e recristalização. Simultaneamente ocorre a participação de processos de precipitação (liga Al-6063), que impedirá parcialmente o crescimento de tais grãos.

Em tratamentos com redução em área de 90% trabalhos térmicos a temperaturas de 623 K e 723 K por 7.200 segundos, o processo de recuperação foi finalizado completamente. Os mecanismos envolvidos no processo de recristalização juntamente com o processo de precipitação nas amostras são predominantes. Tem-se também, a ocorrência de processo de crescimento de grãos, e aparecimento de precipitados, no caso da liga de alumínio 6063,  $Mg_2Si$ , nos intervalos de tratamento térmicos estudados, e que parecem ser os responsáveis pelo aumento de dureza observado.

A energia empregada, seja nos processos de redução em área seja na temperatura de tratamento, provoca uma antecipação dos processos de recuperação, recristalização e crescimento de grão. Esta característica pode ser observada através das curvas de dureza, onde os eventos de endurecimento são observados com uma defasagem.

De modo geral, em tratamentos térmicos com duração superior a 1.800 segundos os processos de recuperação e recristalização diminuem consideravelmente a quantidade de defeitos cristalinos presentes, se comparados com o material sem tratamento térmico, o que justifica a queda acentuada de dureza neste tempo de tratamento.



Neste ponto, torna-se conveniente re-frisar a correlação da redução em área com a dureza do material. Acredita-se que os sítios de nucleação, que serão transformados em grãos, apresentam-se inicialmente pequenos e terão o seu tamanho de grão aumentado com o transcorrer do tempo, favorecidos pelos processos de recuperação e recristalização. Simultaneamente ocorre a participação de processos de precipitação (liga Al-6063), que impedirá parcialmente o crescimento de tais grãos.

### **Agradecimentos**

Os autores agradecem à UPM, ao IPEN, ao CNPq e a CAPES pelo apoio financeiro nas pesquisas realizadas.

### **REFERÊNCIAS**

- 1 METALS HANDBOOK, 9th Edition. Volume 2: Properties & Selection - Nonferrous Alloys and Pure Metals, American Society for Metals, 1997.
- 2 MARSHALL, G. J. Microstructural control during processing of aluminium canning alloys. *Mater. Sci*, 217-222, 19-30, 1996.
- 3 PADILHA, A. F.; SICILIANO F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura, Associação Brasileira de Metalurgia e Metais – ABM, São Paulo 1995
- 4 CALLISTER, W. D. Ciência e Engenharia de materiais, uma introdução – LTC 2000.
- 5 PETZOW, G. Metallographic Etching, Ed American Society for Metals, 1978, pg 41
- 6 THE ALUMINUM ASSOCIATION. Aluminium Standard and Data, Inc., 9<sup>th</sup> Ed, July, 1988.
- 7 HUGHES, D. & HANSEN, N. High-angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms. *Acta Mater.* **45**, 3871–3886, 1997.
- 8 ESPÓSITO, I. M. Caracterização e Cinética de Recristalização da Liga de Alumínio 6063, após Tratamentos Termomecânicos, Dissertação de Mestrado, 2006, IPEN-USP.
- 9 UTTARASK, K; NGERNBAMRUNG, S.; SIRIKULRAT, N. Microstructures and Mechanical Proprieties of Heat Treated Aluminium Alloy 6063, 33<sup>nd</sup> Congress on Science and Technology of Tailand, October 20, 2007
- 10 PADILHA, A. F. Materiais de Engenharia, Ed Hemus, 2000.
- 11 AL- MARAHLEH, G. Effect of Heat Treatment Parameters on Distribution and Volume Fraction of Mg<sub>2</sub>Si in the Structural Al 6063 Alloy, *American Journal of Applied Sciences* 3 (5): 1819-1823, 2006
- 12 HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY M. Recrystallization and related Annealing Phenomena, ed. Elsevier Science Ltd, 1996