

EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DE CHAPAS HÍBRIDAS DE AA1050/AA7050 PRODUZIDAS POR LAMINAÇÃO ACUMULADA ASSIMÉTRICA

Danielle C. C. Magalhães¹, Vitor L. Sordi¹, Andrea M. Kliauga^{1*}

1 - Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos (UFSCar).
Rodovia Washington Luís, km 235, São Carlos, CEP 13565-905, SP.

kliauga@ufscar.br

RESUMO

Nesta investigação, compósitos multicamadas das ligas de alumínio AA1050 e AA7050 foram produzidas pela Laminação Acumulada Assimétrica (LAA) a quente para avaliar a evolução da microestrutura e da zona interfacial. Os rolos assimétricos permitiram introduzir um componente extra de tensão de cisalhamento, fornecendo condições para estricção e/ou ruptura nas camadas de AA7050 durante o processamento. Na LAA à 500 °C foi produzida uma macroestrutura ondulada e parcialmente fragmentada. Por outro lado, à 450 °C, a continuidade das camadas foi mantida. Assim, os parâmetros LAA podem ser controlados para produzir padrões ondulados ou planos em compósitos multicamadas. A evolução microestrutural nas camadas de AA7050 após o processamento à 450 °C indica que houve superenvelhecimento e refinamento de grãos, enquanto à 500 °C foi predominante a precipitação da fase MgZn₂. Já nas camadas de AA1050 observou-se o refinamento de grão obtido a partir de recristalização dinâmica contínua. Estes resultados fornecem uma nova perspectiva sobre a formação de padrões estruturais e controle microestrutural em compósitos multicamadas à base de Al usando o processo LAA.

Palavras-chave: laminação assimétrica acumulada, materiais híbridos, ligas de alumínio, microestrutura, materiais multicamadas.

INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio de alto desempenho do sistema Al-Zn-Mg-Cu (série 7000) são consideradas as mais importantes para as indústrias aeroespacial e automotiva. Em geral, para melhorar a trabalhabilidade destas ligas, o processamento ocorre em temperaturas superiores a 400 °C ou em estado de superenvelhecimento, principalmente devido à sua grande quantidade de precipitados⁽¹⁾. Em contrapartida, o alumínio comercialmente puro, ou liga AA1050, apresenta uma notável ductilidade à temperatura ambiente e baixa resistência mecânica. Portanto, as propriedades dissimilares das ligas AA1050 e AA7050 poderiam produzir um material compósito multicamadas com inegável interesse prático.

Dentre as possíveis rotas para produção de chapas multicamadas de metais dissimilares, a Laminação Acumulada (LA) é uma das técnicas usadas com sucesso, incluindo Al e suas ligas⁽²⁻⁴⁾. Como esperado, a etapa crítica neste processo é a obtenção de uma forte adesão interfacial. Assim, uma componente extra de cisalhamento pode ser introduzida pela laminação

assimétrica no processo de LA, derivando-se, assim, a Laminação Acumulada Assimétrica (LAA). Esta rota pode ser uma ferramenta útil para melhorar as propriedades mecânicas e de integridade interfacial em compósitos multicamadas, como demonstrado anteriormente em outros trabalhos⁽⁵⁻⁸⁾.

Durante a deformação plástica dos materiais compósitos multicamadas, muitas vezes ocorrem instabilidades plásticas causadas pelos diferentes comportamentos de escoamento, causando sucessivas estricções e fraturas nas camadas mais resistentes. Até hoje, pouca atenção foi dada à formação dos distintos padrões macroestruturais que podem ser obtidos por LA ou LAA. A importância de entender a formação desses padrões macroestruturais é que diferentes configurações afetarão a iniciação e propagação de trincas no material devido ao comportamento particular de escoamento e interatividade entre os distintos materiais do compósito multicamadas⁽⁹⁾.

Diante do contexto apresentado, o propósito desta investigação é estudar a evolução microestrutural de chapas compósitas multicamadas de AA1050/AA7050 fabricadas por LAA. Dois aspectos foram considerados para a investigação das macro- e microestruturas projetadas: (i) forma e continuidade das camadas e (ii) mecanismos de endurecimento nas camadas AA1050 e AA7050 nas duas temperaturas de processamento selecionadas (450 °C e 500 °C).

MATERIAIS E MÉTODOS

Ligas comerciais AA1050 (% em peso, 0,002% Zn, 0,003% Mg, 0,081% Si, 0,015% Fe) e AA7050 (6,46% Zn, 2,39% Mg, 2,49% Cu, 0,09% Si, 0,10% Fe e balanço em Al) foram usadas neste trabalho. Um conjunto inicial com uma chapa de AA7050 de 2 mm entre duas chapas de AA1050 de 1 mm foi processado utilizando um laminador assimétrico com razão entre diâmetros de rolo de 1:1,5 e operando a 23 rpm. Foi aplicada uma redução de espessura constante de 50% em cada ciclo de deformação. Após cada ciclo, a chapa foi cortada ao meio, submetida à limpeza ultrassônica em álcool etílico, empilhada, recozida a 450 °C ou 500 °C por 5 min e laminada novamente. Este ciclo foi repetido até seis vezes.

Inicialmente, foram preparadas amostras por métodos de metalografia convencional. Para revelar a microestrutura, foi utilizado o reagente de Barker composto por HBF_4 a 2% em solução aquosa, com aplicação de uma tensão nominal de 20 V durante 5 min. Amostras foram preparadas para Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) por polimento eletrolítico usando uma solução de 60 mL de ácido perclórico, 140 mL de água destilada e 800 mL de etanol, com uma tensão de operação de 35 V e a 10 °C. A observação foi realizada em microscópio FEI TECNAI G²F20 operado a 200 kV. As amostras foram identificadas pelo código *T-NX*, em que *T* é a temperatura de recozimento intermediário (450 ou 500 °C) e *N* representa o número de ciclos de LAA realizados.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 compara as microestruturas típicas das chapas multicamadas processadas a 450 °C e 500 °C. A análise microestrutural revela que as camadas aderiram muito bem e não há lacunas visíveis ou vazios residuais na zona de interface. Em segundo lugar, como esperado, há um aparente refinamento de grão em ambas as temperaturas, se comparado com as microestruturas dos materiais de partida. Na LAA a 450 °C, grãos alongados e orientados na direção de laminação podem ser observados nas camadas de AA7050, enquanto que para AA1050, grãos grosseiros estão presentes, típico de microestruturas recristalizadas. A 500 °C, grãos grosseiros em ambas as ligas podem ser observados, o que sugere um fenômeno de crescimento de grãos. Também, na Figura 1, um achado importante é que as camadas tendem

a desenvolver um padrão ondulado, o que indica um processo contínuo de alongamento, estrição e ruptura nas camadas AA7050. A ruptura ocorreu mais rapidamente na LAA à 500 °C após 4 e 6 ciclos, respectivamente nas Figuras 2-d e 2-f, do que à 450 °C, em que a ruptura ocorreu após 6 ciclos (Figura 2-e).

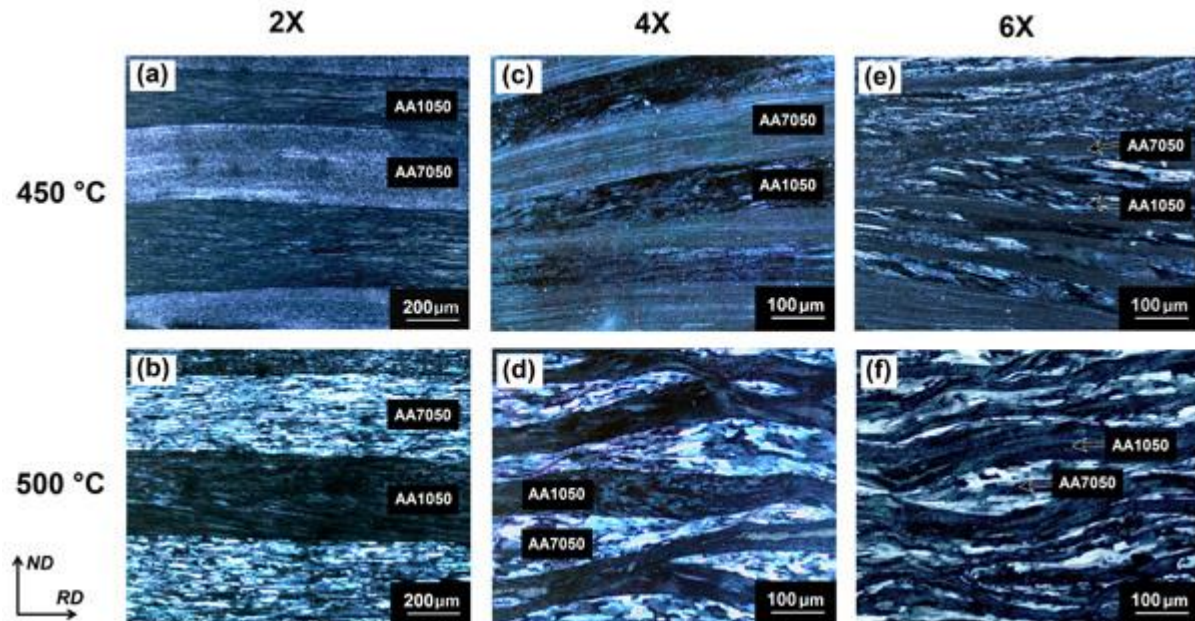


Figura 1: Microestruturas das chapas multicamadas de AA1050/AA7050 processadas por LAA em diferentes condições: (a) 2X-450, (b) 2X-500, (c) 4X-450, (d) 4X-500, (e) 6X-450 e (f) 6X-500.

Várias tentativas foram feitas para determinar uma relação empírica entre propriedades mecânicas e características macroestruturais após o processo de laminação. Os principais trabalhos^(10, 11) utilizaram valores de dureza ou resistência à temperatura ambiente, enquanto o processamento experimental foi realizado em outra faixa de temperatura. Com relação à continuidade de camadas em chapas multicamadas, o critério de razão de tensão de escoamento ($\sigma_{yAA7050}/\sigma_{yAA1050}$) proposto por Yazar et al.⁽¹¹⁾ foi adotado para estimar a continuidade e/ou descontinuidade das camadas AA1050 e AA7050. A razão de tensão de escoamento foi igual a 1,75 a 450°C, enquanto para 500 °C foi de cerca de 1,58. Seguindo esses critérios, não é esperado nenhuma estrição nem ruptura durante a deformação para o sistema AA1050/AA7050. De fato, Ebrahimi e colaboradores⁽¹²⁾ produziram compósitos laminados Al/Al-Zn-Mg-Cu por LA a 400 °C com camadas contínuas após quatro ciclos. No entanto, o processo de deformação do presente estudo foi realizado com rolos assimétricos, o que introduz um componente extra de tensão de cisalhamento. Pode-se levantar a hipótese de que condições para estrição e/ou ruptura são mais prováveis de ocorrer na LAA do que na LA. Um maior detalhamento sobre as diferenças de evolução microestrutural da LAA e LA pode ser encontrado no trabalho de Magalhães *et al.*⁽¹³⁾.

A Figura 2 apresenta imagens obtidas por MET e mostra uma visão geral da zona interfacial das chapas multicamadas AA1050/AA7050. Naquelas que foram processadas à 450 °C, ambas as camadas apresentam uma estrutura de subgrãos fina com diâmetro médio de $1,5 \pm 0,3 \mu\text{m}$ e $0,8 \pm 0,2 \mu\text{m}$ para as camadas AA1050 e AA7050, respectivamente, conforme mostrado na Figura 2-a. A 500 °C, a estrutura de subgrãos é mais grosseira em comparação com 450 °C, com diâmetro médio de $2,5 \pm 0,5 \mu\text{m}$ para a camada AA1050, enquanto as camadas AA7050 apresentam subgrãos alongados com comprimento médio próximo a $0,6 \pm 0,2 \mu\text{m}$ e largura de $0,3 \pm 0,1 \mu\text{m}$. Além disso, as camadas AA7050 contêm precipitados e a fração

volumétrica e sua proporção são muito diferentes 450 e a 500 °C. O processamento por LAA à 450 °C (Figura 2-a) formou muitos precipitados em forma de discos na camada AA7050 com um diâmetro médio na faixa de 0,2-0,5 µm. Análises de composição química e difração de elétrons indicaram que são precipitados de Al_2CuMg e $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$. Comparando as microestruturas após a LAA na mesma ampliação (Figuras 2-a e 2-b), pode-se observar que as chapas processadas à 500 °C apresentam precipitados em forma de disco maiores e em menor fração volumétrica. Além disso, a microestrutura da camada AA7050 na chapa 6X-500 também apresenta partículas finas em forma de agulhas ao longo dos subgrãos e contornos de grão e no interior dos grãos, como pode ser observado em detalhes na Figura 6-c e que foram identificadas como sendo da fase MgZn_2 .

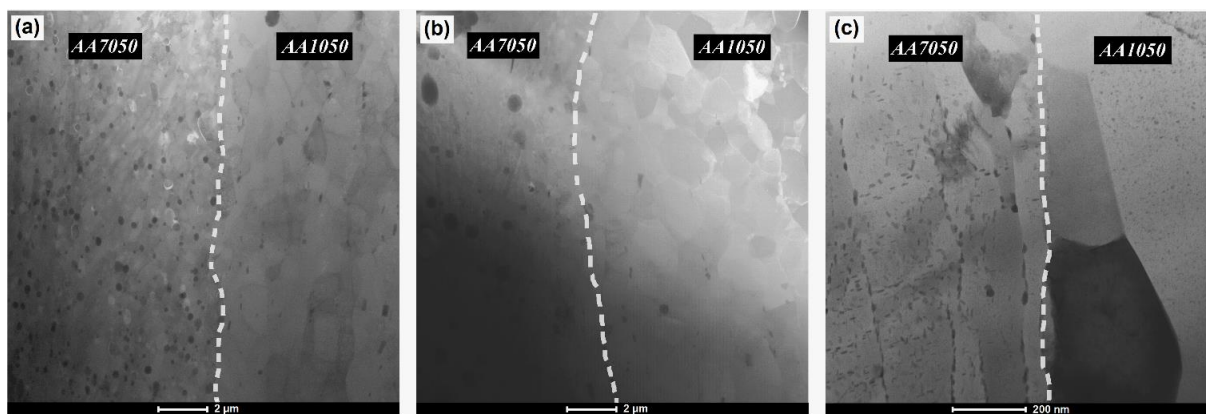


Figura 2: Imagens de MET para as chapas multicamadas AA1050/AA7050: (a) 6X-450, (b) 6X-500 e (c) área interfacial da chapa 6X-500 em maior magnificação.

Para as amostras produzidas à 450 °C, os resultados observados na microestrutura das camadas de AA7050 confirmam que o superenvelhecimento ocorreu durante a laminação, o que retardou parcialmente a recristalização devido ao “*pinning effect*”. Essas observações também estão de acordo com os resultados relatados por Zhao *et al.*⁽¹⁴⁾, em que foi determinado que a recristalização dinâmica contínua é sempre esperada nesta faixa de temperatura para taxas de deformação iguais ou superiores a 10^{-3} s^{-1} , e leva a grãos finos recristalizados. Além disso, a presença de dispersóides de Al_3Zr provavelmente dificulta a migração dos contornos de grão durante os ciclos LAA a 450 °C⁽¹⁴⁾.

Por fim, o processamento por LAA à 500 °C produziu uma microestrutura mais grosseira com grãos maiores e predominância de subgrãos, que são característicos da recristalização dinâmica contínua. Pode ser visto que tanto a recristalização dinâmica contínua quanto o crescimento de grãos são acionados durante a LAA nesta faixa de temperatura. Para as camadas da liga AA7050, devido à dissolução de precipitados em grande escala, tanto a recristalização dinâmica contínua quanto o crescimento de grãos ocorreram, levando à microestrutura apresentada na Figura 2-b.

CONCLUSÕES

A evolução microestrutural das chapas compostas multicamadas AA1050/AA7050 fabricadas por LAA em camadas alternadas foi avaliada sistematicamente. Constatou-se que a assimetria gerou padrões ondulados nas camadas, mesmo em condições de comportamento de escoamento semelhantes, sendo adequada para desenvolver padrões não-contínuos em compósitos multicamadas. A formação deste padrão foi mais rápida a 500 °C do que a 450 °C.

O processamento por LAA abaixo da temperatura de solubilização (450 °C) leva a um maior refinamento estrutural em ambas as camadas e menor interdifusão entre as camadas. O AA7050 finaliza o processo com uma dispersão superenvelhecida das fases Al_2CuMg e $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$. Por outro lado, acima da temperatura de solubilização (500 °C), foram produzidas estruturas com grãos mais grosseiros em ambas as camadas, e nas camadas AA7050 foram observados finos precipitados da fase MgZn_2 .

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o suporte financeiro do Conselho Nacional para Desenvolvimento Científico e Tecnológico – CNPq (Proc. 153585/2018-8 e 160274/2019-2) e da Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo - FAPESP (Proc. 2016/10997-0).

REFERÊNCIAS

1. SHI, C.; CHEN, X.-G. Effect of vanadium on hot deformation and microstructural evolution of 7150 aluminum alloy. *Mater. Sci. Eng. A*, v. 613, p. 91-102, 2014.
2. SU, L. *et al.* Ultrafine grained AA1050/AA6061 composite produced by accumulative roll bonding. *Mater. Sci. Eng. A*, v. 559, p. 345-351, 2013.
3. MOTEVALLI, P.D.; EGHBALI, B. Microstructure and mechanical properties of laminated Al-Cu-Mg composite fabricated by accumulative roll bonding. *Bull. Mater. Sci.*, v. 40, p. 1481-1488, 2017.
4. JINDAL, V.; SRIVASTAVA, V.C.; GOSH, R.N. Development of IF steel-Al multilayer composite by repetitive roll bonding and annealing process. *Mater. Sci. Technol.*, v. 24, n. 7, p. 798-802, 2008.
5. NG, H.P. *et al.* Asymmetric accumulative roll bonding of aluminium-titanium composite sheets. *Mater. Sci. Eng. A*, v. 576, p. 306-315, 2013.
6. WIERZBA, A. *et al.* The influence of the asymmetric ARB process on the properties of Al-Mg-Al multi-layer sheets. *Arch. Metall. Mater.*, v. 60, n. 4, p. 2821-2825, 2015.
7. MENDES, A. Role of shear in interface formation of aluminum-steel multilayered composite sheets. *Mater. Sci. Eng. A*, v. 705, p. 142-152, 2017.
8. DE GODOI, R.P. *et al.* Microstructure, texture and interface integrity in sheets processed by Asymmetric Accumulative Roll-Bonding. *Mater. Sci. Eng. A*, v. 771, p. 138634, 2019.
9. KULAGIN, *et al.* Benefits of pattern formation by severe plastic deformation. *Appl. Mater. Today*, v. 15, p. 236-241, 2019.
10. HEBERT, R.J.; PEREPEZKO, J.H. Deformation-induced synthesis and structural transformations of metallic multilayers. *Scripta Mater.*, v. 50, p. 807-812, 2008.
11. YAZAR, Ö.; EDIZ, T.; ÖZTÜRK, T. Control of microstructure in deformation processing of metal/metal laminates. *Acta Mater.*, v. 53, p. 375-381, 2005.
12. EBRAHIMI, S.H.S. *et al.* Investigation on microstructure and mechanical properties of Al/Al-Zn-Mg-Cu laminate composite fabricated by accumulative roll bonding (ARB) process. *Mater. Sci. Eng. A*, v. 718, p. 311-320, 2018.
13. MAGALHÃES, D.C.C. *et al.* The role of shear strain during Accumulative Roll-Bonding of multilayered composite sheets: pattern formation, microstructure and texture evolution. *Mater. Sci. Eng. A*, v. 796, p. 140055, 2020.
14. ZHAO, J.; DENG, Y.; TAN, J.; ZHANG, J. Effect of strain rate on the recrystallization mechanism during isothermal compression in 7050 aluminum alloy. *Mater. Sci. Eng. A*, v. 734, p. 120-128, 2018.

MICROSTRUCTURE EVOLUTION OF HYBRID SHEETS OF AA1050/AA7050 PRODUCED BY ASYMMETRIC ACCUMULATIVE ROLL-BONDING

ABSTRACT

In this investigation, multilayered composite sheets of AA1050 and AA7050 aluminum alloys were produced by hot Asymmetric Accumulative Roll-Bonding (AARB) to evaluate the microstructure and interface evolution. The roll's asymmetry allowed to introduce an extra shear strain component, which it provided conditions for necking and/or rupture into the AA7050 layers during rolling. For processing at 500 °C, a wavy-pattern and partially fragmented macrostructure was produced. On the other hand, at 450 °C, the layers maintained their continuity. Thus, the AARB processing parameters could be controlled to produce wavy- or straight-patterns in multilayered composites. Microstructure evolution of AA7050 layers after AARB at 450 °C was associated to the overaging plus grain refinement, while at 500 °C precipitation of $MgZn_2$ predominated. For AA1050 layers, the microstructure development was controlled by continuous dynamic recrystallization. These findings provide new insights on the pattern formation and microstructure control in Al-based multilayered composite sheets produced by AARB.

Keywords: asymmetric accumulative roll-bonding, hybrid materials, aluminum alloys, microstructure, multilayered materials.