

# FABRICAÇÃO DE TIRAS METÁLICAS CONTÍNUAS DIRETAMENTE DO ESTADO LÍQUIDO REFORÇADA POR FILAMENTO METÁLICO <sup>1</sup>

*Antonio de Pádua Lima Filho<sup>2</sup>*

*Rafael Shoiti Ikeda<sup>3</sup>*

*Alcides Padilha<sup>4</sup>*

## **Resumo**

Este trabalho mostra os procedimentos usados para a obtenção de compósito em matriz metálica contínua usando a liga Pb50%Sn com intervalo de solidificação de 31°C aproximadamente. As ligas Pb/Sn têm microestruturas parecidas com as ligas de Al. Dois furos foram feitos numa barragem de escória de modo que o arame de aço inoxidável 316L de 0,3 mm em diâmetro pudesse ser inserido e embutido para obter as tiras compósitas com matriz metálica continuamente. A barragem de escória é colocada no bocal junto ao cilindro inferior onde a escória/óxido é melhor retida durante o processamento em semi-sólido. Um suporte de bobina de arame foi projetado, construído e fixado na entrada do laminador. O arame foi parcialmente embutido na tira metálica quando posicionado no furo guia próximo do cilindro superior. Entretanto, o arame foi totalmente embutido na tira metálica quando o mesmo foi guiado através do furo intermediário colocado entre o cilindro inferior e superior. A distância entre os cilindros é de 1,2 mm; suficiente para obter tira tixolaminada. Análises macroscópica e microscópica foram feitas para a caracterização das tiras compósitas.

**Palavras-chave:** Compósitos com matriz metálica; Fibras metálicas; Tira fundida; Ligas PbSn.

## **MANUFACTURING OF CONTINUOUS METALLIC STRIPS DIRECTLY FROM THE LIQUID STATE REINFORCED BY METALLIC FILAMENT**

### **Abstract**

This work shows the procedures used to obtain a continuous metal matrix composite strip using a Pb50%Sn alloy with solidification interval of approximately 31 °C. PbSn alloys have microstructures similar to Al alloys. Two holes were made in a slag weir so that the 316L 0.3 mm in diameter stainless steel wire could be inserted and embedded to obtain the metal matrix composite strips continuously. The weir is placed in the nozzle at the lower roll where the slag/oxide is better retained during semi-solid processing. A wire spool frame was designed, built and fixed at the roll mill entrance. The wire was only partially embedded into the metallic strip when positioned into the guide hole close to the upper roll. However, the wire was fully embedded in the metallic strip when the wire was guided through the intermediate hole placed between the lower and upper roll. The distance between the rolls was 1.2 mm; enough to obtain thixorolled strip. Macroscopic and microscopic analyses were made to characterize the composite strips.

**Key words:** Metal matrix composites; Metallic fibres; Strip casting; PbSn alloys.

<sup>1</sup> *Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.*

<sup>2</sup> *Eng. Metalúrgico pela EEIMVR-UFF; Mestre em Ciência pelo ITA; Dr. pela University of Sheffield – Inglaterra. Depto. de Eng. Mecânica - UNESP - campus de Ilha Solteira*

<sup>3</sup> *Graduando pela UNESP – campus de Ilha Solteira. Departamento de Engenharia Mecânica.*

<sup>4</sup> *UNESP - campus de Bauru – Titular pela UNESP - campus de Bauru.*

# 1 INTRODUÇÃO

Os materiais compósitos foram desenvolvidos a partir de 1960 para obter componentes de elevadas propriedades mecânicas específicas e de alta tenacidade para a indústria aeronáutica e aeroespacial.<sup>(1)</sup>

Estes materiais possuem uma fase quimicamente e ou fisicamente distinta (reforço), distribuída dentro de uma fase contínua (matriz). O compósito geralmente possui características mecânicas, físicas e químicas diferentes dos constituintes usados na sua fabricação (reforço e matriz).<sup>(2)</sup>

A matriz é a fase contínua que tem por finalidade: proteger e transmitir tensão para o reforço através da interface. A qualidade da interface é muito importante. Caso não haja aderência entre a matriz e o reforço (sistemas não molháveis), ou a formação de micro-constituintes frágeis na interface matriz/reforço, ocorre o escorregamento da fibra na matriz e a resistência mecânica do compósito fica comprometida sob um estado de tensão de tração, por exemplo.<sup>(3)</sup> Este fenômeno é denominado de “de-laminação” (*de-lamination*).

O reforço é distribuído na matriz e possui diversas formas: *whiskers* (pequenos monocristais), partículas, fibras curtas, fibras contínuas ou lâminas.

Os diferentes tipos de compósitos são classificados em relação ao tipo de material que compõe a matriz: 1. compósitos com matriz polimérica (*polymer matrix composites – PMCs*); 2. compósitos com matriz metálica (*metal matrix composites – MMCs*); e 3. compósitos com matriz cerâmica (*ceramic matrix composites – CMCs*).<sup>(2)</sup>

As matrizes metálicas mais empregadas são à base de ligas de magnésio, alumínio e titânio por possuírem elevadas propriedades mecânicas específicas.<sup>(4)</sup>

As fibras cerâmicas apresentam alta resistência e rigidez específica do que qualquer outro tipo de material, mas estes materiais revelam baixa tenacidade e não suportam a rápida mudança de temperatura, características das ligações iônica e covalente. O uso de fibras metálicas em matriz metálica é a combinação certa para aplicações onde resistência mecânica, tenacidade e rigidez são requeridas em conjunto.<sup>(3)</sup>

Compósitos com matriz metálica podem ser usados a baixa, média ou alta temperatura dependendo da qualidade da matriz. Em comparação com o reforço, a matriz tem geralmente as seguintes propriedades: menor ponto de fusão, propriedades mecânicas inferiores a elevada temperatura, menor tensão de escoamento e menor módulo de elasticidade.<sup>(2)</sup>

Os processos tradicionais de fabricação de compósitos com matriz metálica com fibras contínuas, são baseados: 1. na infiltração de metal líquido na pré-forma (feixe de fibras) por *squeeze casting* (punção em contato direto com o metal líquido) e por *hydrostatic pressure infiltration - HPI* (aplicação da pressão hidrostática usando gases inertes sobre o cadinho que contém a matriz fundida); 2. na prensagem isostática a quente (*hot isostatic pressure - HIP*); e 3. na laminação a quente.<sup>(3,5-6)</sup>

O processo *HPI* pode ser conjugado com um sistema de vácuo acoplado junto à pré-forma previamente aquecida para não ocorrer uma pré-solidificação durante a infiltração.<sup>(5,6)</sup>

Outros processos empregam a deposição física de vapor (*physical vapour deposition - PVD*) e química (*chemical vapour deposition - CVD*) para o revestimento das fibras. Estas são agrupadas para formar pré-forma para a prensagem isostática a quente ou pela infiltração de metal no estado líquido.<sup>(6)</sup>

Em geral, os processos *squeeze casting* e *hydrostatic pressure infiltration* geram produtos intermetálicos frágeis na interface matriz/reforço devido ao tempo necessário de aplicação da pressão a alta temperatura, que podem comprometer a resistência do compósito. Além disso, defeitos obtidos por micro-segregação e macro-segregação podem também ocorrer.<sup>(7)</sup>

Por outro lado, os pequenos espaços eventualmente entre os filamentos, ou seja, onde há contato entre reforço/reforço, não podem ser preenchidos totalmente durante a injeção do material fundido entre os feixes de fibras. Assim, o contato entre as fibras também diminui as propriedades mecânicas do produto obtido, pois funciona como concentradores de tensão.

Tanto o processamento por infiltração da matriz no estado líquido como a prensagem isostática a quente para a fabricação de compósitos com matriz metálica utilizando fibras contínuas, resulta em geral no desalinhamento das mesmas e o não preenchimento total da matriz quando ocorre o contato reforço/reforço.<sup>(5-7)</sup> No caso do processamento por prensagem isostática a quente (HIP), o compósito obtido necessita ser retirado de dentro da cápsula e é de tamanho limitado de acordo com as dimensões do forno utilizado.<sup>(3)</sup>

O processo por laminação a quente garante o alinhamento das fibras. Por outro lado, o grau de pressão aplicada deve ser controlado para evitar a degradação do reforço que pode causar efeitos deletérios na resistência mecânica do compósito.<sup>(8)</sup> A formação de micro-constituintes frágeis na interface é diminuída, pois a matriz se encontra no estado sólido ou numa temperatura levemente acima da linha *solidus*, para não causar danos às fibras durante a pressão aplicada.<sup>(8)</sup>

Assim, os processos de fabricação no estado sólido por laminação a quente são geralmente utilizados para obter compósitos com matriz metálica com propriedades mecânicas mais elevadas.

Um processo recente que tem sido empregado para produzir tiras compósitas com matriz metálica (tiras de alumínio 1050 fundido a 680°C) reforçado por fibra metálica (aço ao carbono comum de 0,3 mm de diâmetro) continuamente, é a partir da solidificação rápida usando um laminador duo modificado.<sup>(9-10)</sup>

A fabricação de compósito por fundição de tira contínua possibilita: economia de energia e tempo, baixo custo do equipamento, minimização de formação de compostos intermetálicos frágeis na interface matriz/reforço, compósito de grande comprimento e com bom alinhamento das fibras.<sup>(9-10)</sup>

Os principais parâmetros desse processamento para obtenção de compósito com boa qualidade estão relacionados com o controle da velocidade dos cilindros e da posição da inserção da fibra na entrada da cadeira do laminador.<sup>(9-10)</sup> Os compósitos com matriz metálica de boa qualidade são aqueles em que a fibra foi inserida no interior da matriz e não ocorre a degradação do reforço.

Haga *et al.*<sup>(10)</sup> observaram que somente alguns produtos de reação ocorreram na interface arame/matriz e assim a integridade do arame foi mantida. Eles estimaram que o tempo de contato do arame com o processo convencional e o contínuo foram de 5 s e  $2 \times 10^{-3}$  s respectivamente. Então, isto explica a menor quantidade de produto de reação interfacial matriz/reforço quando se aplica o processo de fundição contínua da tira metálica, pois o grau de reação interfacial depende principalmente do tempo de contato do arame (reforço) com a matriz metálica fundida. Uma outra vantagem de se usar este novo processamento para obter tiras compósitas contínuas diretamente do estado líquido é manter o alinhamento das fibras.

O objetivo deste trabalho é aplicar o processamento não convencional para produzir compósitos com matriz metálica através da inserção do reforço entre a tira processada diretamente do estado líquido. Ao longo do processamento a liga metálica passa para o estado semi-sólido transportando a fibra metálica. O material semi-sólido é conformado pelo cilindro superior obtendo um compósito compacto.

## **2 MATERIAL E MÉTODOS**

### **2.1 Laminador Duo Empregado**

Um laminador duo com cilindros de aço ao carbono comum com 105 mm e 101 mm de diâmetro e comprimento respectivamente, foi modificado para o procedimento experimental. A superfície dos cilindros tem um acabamento até a lixa 1200. Este laminador permite a utilização de quatro velocidades superficiais dos cilindros: 0,3 m/s; 0,5 m/s; 0,7 m/s; e 1 m/s. A velocidade dos cilindros de 0,3 m/s tem mostrado o melhor resultado e assim é usada neste trabalho.

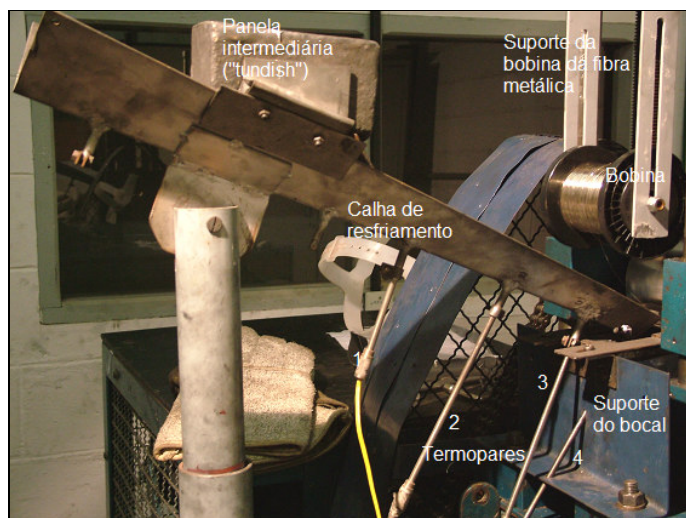
Este laminador foi modificado e tem sido utilizado para obter tiras metálicas fundidas e tixolaminadas para obtenção de tiras metálicas compósitas diretamente do estado líquido passando para o estado semi-sólido na calha de resfriamento.<sup>(11-14)</sup>

### **2.2 Instrumentação do Aparato Experimental**

A calha de resfriamento para fabricar o material semi-sólido é instrumentada por três termopares ( $T_1$ ,  $T_2$  e  $T_3$ ). Os termopares  $T_4$  e  $T_5$  acompanham a evolução de temperatura no bocal e no cilindro inferior respectivamente. Um eletrodo de grafite é usinado para acomodar o termopar  $T_5$  junto ao cilindro inferior. Todos os termopares empregados são do tipo K de 3 mm de diâmetro.

### **2.3 Preparação do Suporte da Bobina**

Um suporte para a bobina do arame de aço inoxidável austenítico 316L de 0,3 mm de diâmetro foi projetado, construído e montado no laminador. Este suporte é composto de duas tiras de aço ao carbono comum (ABNT 1015) de 2 mm de espessura, dobradas e com ranhuras usinadas numa fresadora de topo para alojar a bobina de arame (Figura 1).



**Figura 1.** Calha de resfriamento instrumentada com termopares  $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$  e  $T_4$  e a bobina de arame posicionada na entrada da cadeira do laminador num suporte projetado e construído.

O suporte como projetado e construído permite a posição de mais uma bobina de arame. Isto será útil para testes posteriores, para posicionar duas bobinas de fibra para a fabricação da tira de matriz metálica compósita. A panela intermediária (*tundish*) foi afastada ao longo da calha de resfriamento para deixar espaço suficiente para a operação de vazamento.

## 2.4 Controle do Afastamento dos Cilindros

O intervalo entre os cilindros foi de 1,2 mm (Figura 2). Este intervalo tem permitido a participação do cilindro superior na conformação do material semi-sólido o qual é arrastado pela casca metálica coquilhada junto ao cilindro de solidificação (cilindro inferior).

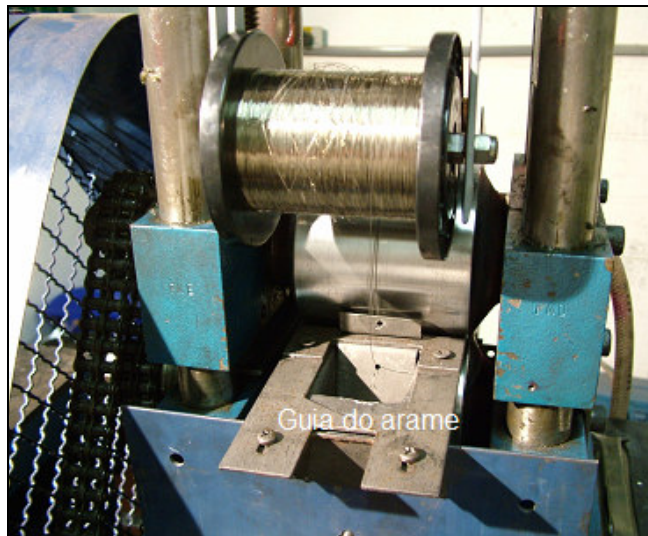


**Figura 2.** Verificação da distância entre os cilindros por um calibrador de espessura de 1,2 mm.

## 2.5 Sistema de Guia do Arame

Uma nova barragem que retém a escória foi projetada e construída com os furos guias tanto superior como inferior para a fabricação contínua do compósito, Figura 3.

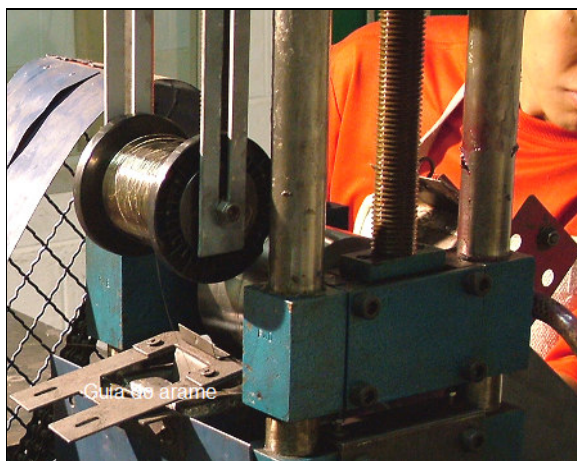
O furo guia superior do arame está mais próximo do cilindro superior. O compósito também foi fabricado passando o arame no furo guia intermediário, ou seja, entre os cilindros inferior e superior.



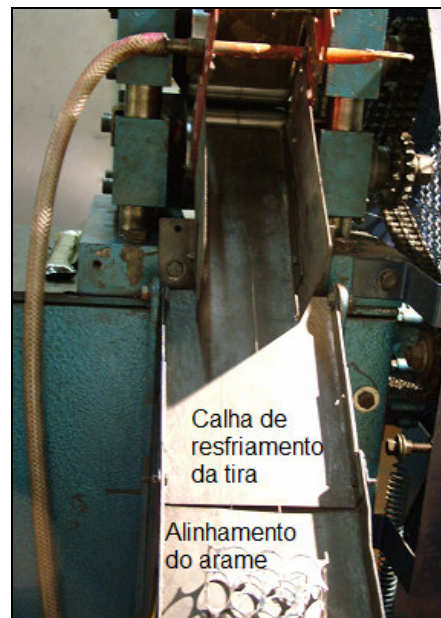
**Figura 3.** Posicionamento dos furos guias no separador de escórias. Os dois furos que guiam o arame são observados. Neste caso o arame está sendo guiado entre o cilindro inferior e superior.

## 2.6 Passagem da Fibra Metálica entre os Cilindros do Laminador

A Figura 4 mostra a passagem do arame entre os cilindros do laminador. Um peso faz uma pré-tensão suficiente para manter o arame em posição para iniciar a etapa de vazamento.



(a)



(b)

**Figura 4.** Passagem do arame pelos cilindros do laminador (a) e uma pré-tensão aplicada no arame para mantê-lo em posição pronto para o teste (b).

## 2.7 Temperatura de Vazamento da Liga Pb50%Sn

A liga Pb50%Sn foi utilizada para o procedimento experimental e apresenta um intervalo de solidificação de aproximadamente 31 °C. As ligas Pb/Sn apresentam a microestrutura parecida com as ligas de Al.

## 2.8 Medida da Temperatura de Vazamento

Um termopar de imersão tipo K foi utilizado para a medida da temperatura antes do vazamento. A temperatura empregada é em torno de 50°C acima da temperatura *liquidus* (212°C) para obter uma fluidez suficiente para a operação de vazamento, verificada em testes anteriores.<sup>(11-14)</sup>

Através de um sistema de aquisição de sinais e dados o qual é formado por uma interface (Pico TC-08 IMPAC) e um software Pico-Log, foi possível obter o perfil de temperatura ao longo do tempo.

## 2.9 Exame Macroscópico e Microscópico

O exame macroscópico foi feito com o auxílio de uma câmara digital marca Fuji Finepix - 7000 a qual tem a capacidade de realizar aumento com nitidez suficiente para observação. As tiras foram seccionadas e embutidas em resinas epóxi para o exame em microscópio ótico. As amostras foram lixadas e polidas até 1 µm e atacadas em 5ml HNO<sub>3</sub> e 95 ml de álcool etílico por 15 segundos.

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

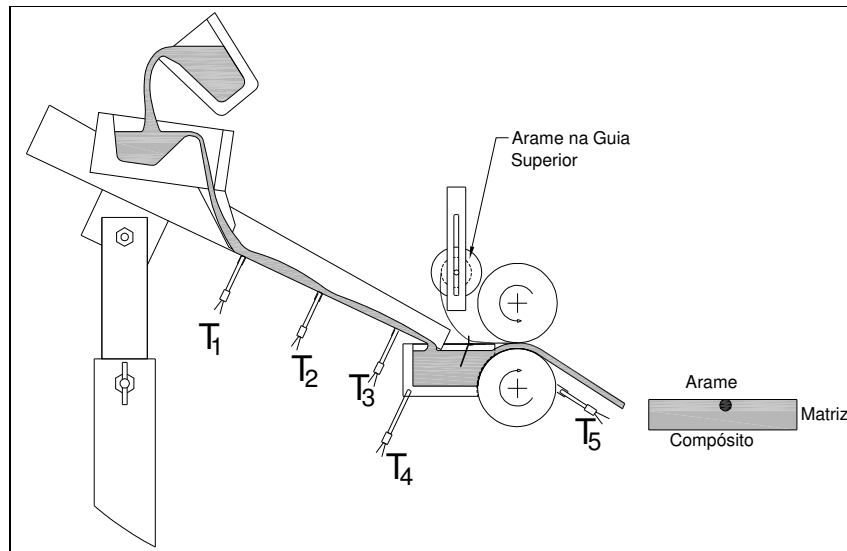
### 3.1 Fibra Metálica Posicionada no Furo Guia Superior

A primeira tentativa de fabricação do compósito com matriz metálica (liga Pb50%Sn) utilizando o furo guia superior da fibra, resultou na posição do arame de aço inoxidável 0,3 mm de diâmetro faceando a superfície superior da tira (Figura 5). A velocidade dos cilindros foi mantida a 0,3 m/s, necessária para a tixolaminação.

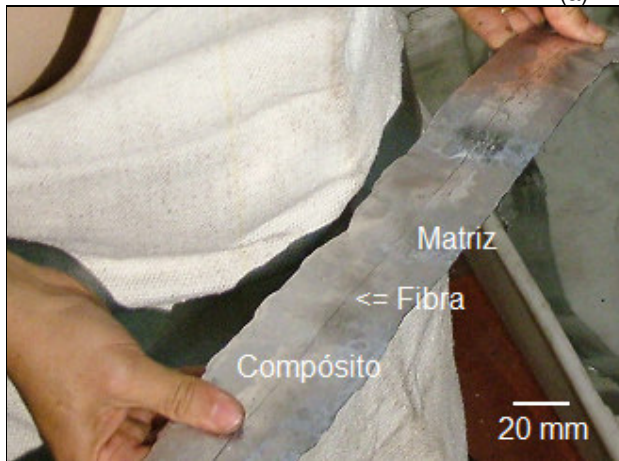
A temperatura de vazamento foi em torno de 240°C. O arame guiado pelo furo superior não ficou inserido dentro da tira metálica. É nítida a posição do arame na superfície superior da tira com espessura aproximadamente de 1,2 mm.

A temperatura não foi suficiente para promover uma fluidez suficiente da liga metálica. Isto gerou uma tira compósita com acabamento irregular nas bordas. Entretanto, o material semi-sólido, levado pela casca metálica formada no cilindro inferior, teve consistência suficiente para transportar o arame.

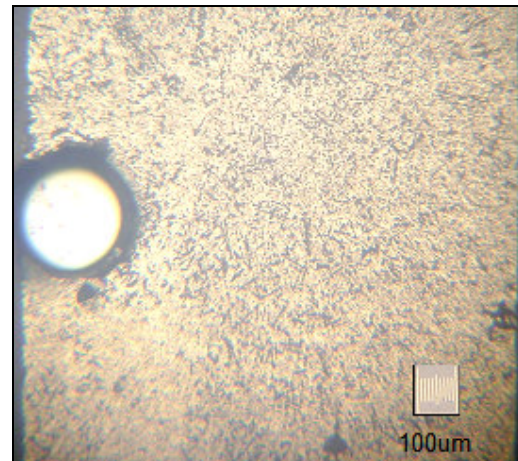
A preparação metalográfica de materiais compósitos para análise no microscópio ótico geralmente não permite analisar nitidamente a interface matriz/reforço. Isto é explicado pela diferença de resistência mecânica entre matriz e reforço. Realmente, o reforço por ter maior resistência mecânica desgasta menos na preparação metalográfica do que a matriz. Assim, a matriz geralmente fica em baixo relevo.



(a)



(b)



(c)

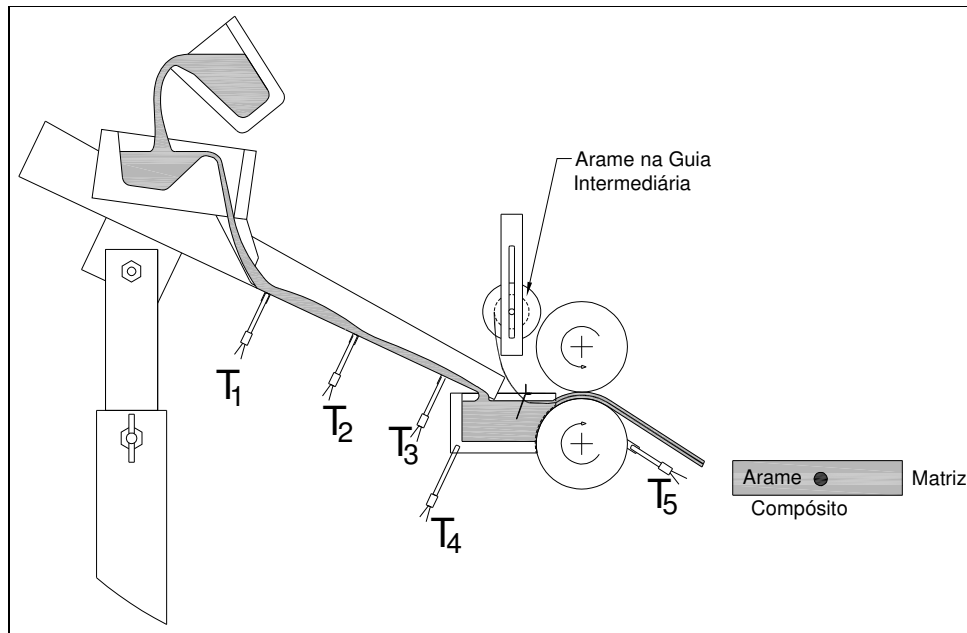
**Figura 5.** Diagrama esquemático do primeiro experimento utilizando o furo guia superior (a); o arame de aço inoxidável 0,3 mm é transportado linearmente na superfície da tira (b); e análise micrográfica (c).

### 3.2 Fibra Metálica Posicionada no Furo Guia Intermediário

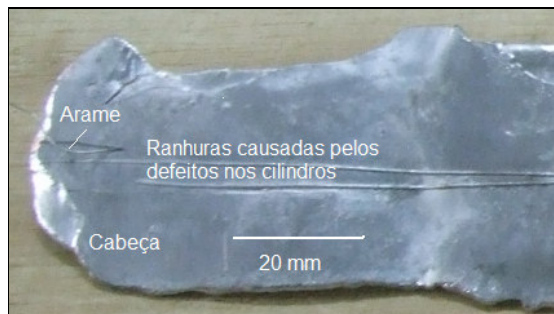
O composto fabricado através do posicionamento do arame entre os cilindros possibilitou a inserção do arame no interior da tira metálica (Figura 6).

A inserção da fibra metálica no composto foi devido à posição do arame de aço inoxidável no furo guia intermediário. Assim, a matriz envolveu totalmente o reforço fazendo a sua proteção, uma das finalidades da matriz no composto. Aparentemente, uma boa interface resultou entre reforço/matriz, sem a ocorrência de vazios nesta região. Então, o reforço foi envolvido preliminarmente pelo material pastoso para ser tixolaminado/tixoforjado pelo cilindro superior do laminador. Como resultado, o composto deve apresentar uma boa resistência mecânica. Entretanto, a fibra não ficou posicionada no meio da tira metálica tixolaminada. Um ajuste mais fino deve ser feito no furo guia da fibra para encaminhá-la na posição requerida.

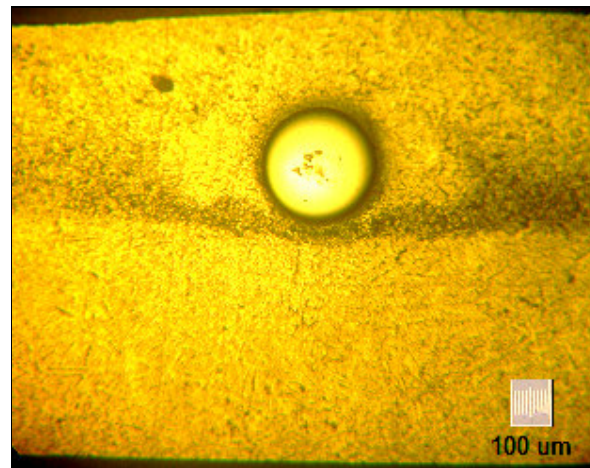




(a)



(b)



(c)

**Figura 6.** Um esquema do segundo experimento utilizando o furo guia intermediário (a), cabeça da tira tixolaminada compósita com o arame no interior da tira (b); e análise micrográfica (matriz Pb50%Sn e arame de aço inoxidável austenítico) (c). Espessura da tira 1,2 mm aproximadamente. Temperatura de vazamento em torno de 260°C.

A forma de introduzir o arame neste trabalho é diferente daquela aplicada por Haga *et al.*,<sup>(10)</sup> (Figura 7). Eles posicionaram o bocal junto ao cilindro superior e controlaram a sua abertura (1,8 mm; 2,1 mm; e 2,8 mm) e as velocidades dos cilindros (10 m/min, 20 m/min e 30 m/min) para obter a inserção do arame dentro da tira metálica. O arame foi guiado entre os cilindros na posição inferior do bocal.

De fato, eles citam que não houve boa inserção do arame na tira metálica quando processada a mais baixa velocidade dos cilindros (10 m/min), isto é, para abertura abaixo de 2,1 mm. Para abertura de 2,8 mm eles citam que obtiveram a tira metálica reforçada com sucesso para todas as velocidades empregadas.

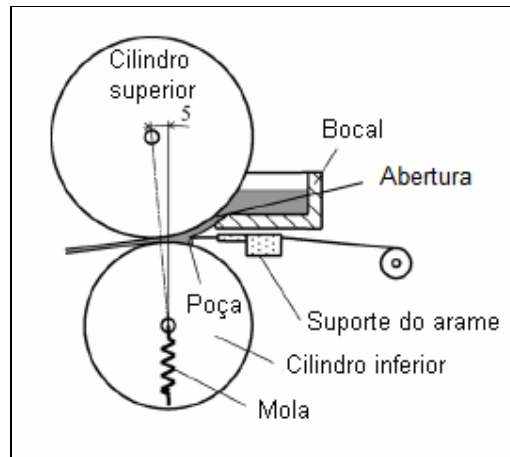


Figura 7. Aparato experimental de Haga *et al.*<sup>(10)</sup> para efeito de comparação.

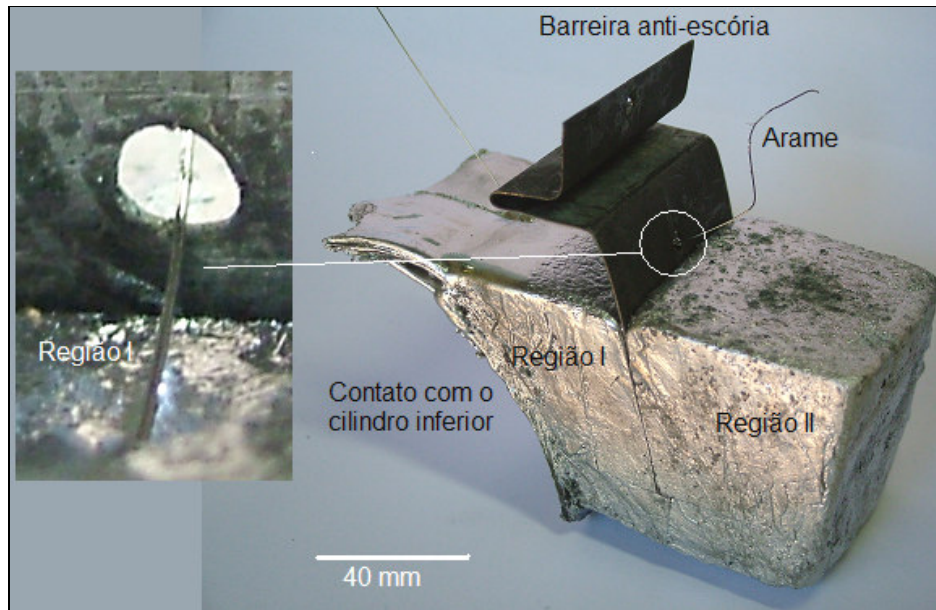
### 3.3 Mecanismos de Transporte da Fibra Metálica

O bocal deve garantir a mínima variação de temperatura do material semi-sólido para que o calor latente de cristalização seja dissipado pelo cilindro de solidificação. A primeira camada solidificada (casca metálica coquilhada) arrasta em sua superfície o material pastoso para ser conformado pelo cilindro superior. Este material pastoso de crescimento dendrítico preferencial, orientados na direção de extração de calor, molha e transporta a fibra metálica na temperatura ambiente produzindo o material compósito com matriz metálica (Região I) (Figura 8). Assim, o contato na interface matriz/arame possibilitou uma boa troca de calor.

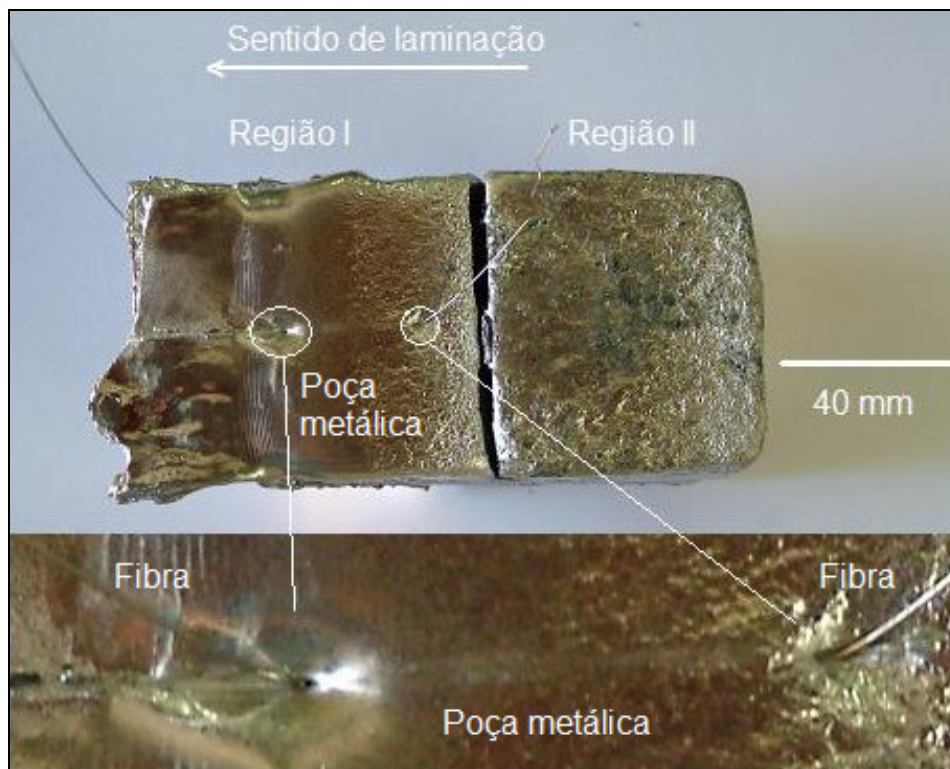
A Região I é denominada de poça metálica e a Região II recebe o material da calha de resfriamento com presença de óxido/escória. No aparato de Haga *et al.*<sup>(10)</sup> (Figura 7), a poça metálica é formada logo após a dragagem realizada pelo cilindro superior. Eles constataram que o tamanho da poça que se forma entre os cilindros é importante na obtenção da tira reforçada. Quanto maior a velocidade dos cilindros maior o tamanho da poça pelo fato de que mais material é dragado pela abertura (fenda) junto ao bocal.

A fibra metálica pode atuar como um substrato para a nucleação da fase sólida rica em chumbo (fase  $\alpha$  – fase preta) (Figura 6 c). Assim, pequenos grãos da fase  $\alpha$  são observados ao redor da tira metálica.

Por outro lado, as pequenas ramificações dendríticas secundárias juntamente com o ramo principal, ricas em chumbo, são quebradas pela ação do cilindro superior. Após a saída da cadeira do laminador, a tira compósita metálica sofre um resfriamento rápido através de um chuveiro até a temperatura ambiente gerando uma microestrutura muito fina na matriz metálica.



(a)



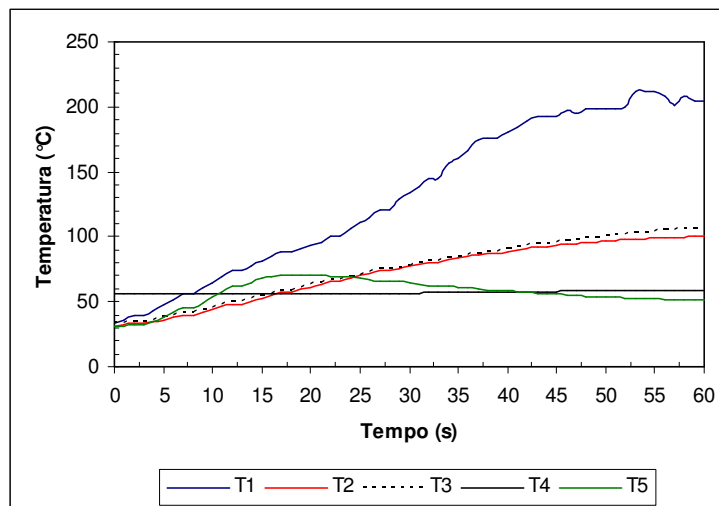
(b)

**Figura 8.** Fotografias mostram as Regiões I e II e a poça metálica formada após a interrupção do experimento para observação: com a barreira anti-escória (a) e a outra sem a barreira (b).

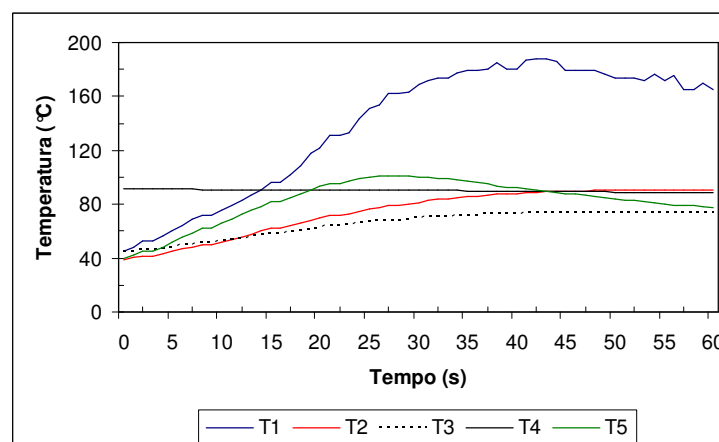
### 3.4 Perfis de Temperaturas Obtidos Durante os Ensaios

O laminador instrumentado por termopares ( $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$ ,  $T_4$  e  $T_5$ ) permite acompanhar a evolução de temperatura ao longo do processamento (Figura 9). No primeiro experimento, a temperatura de vazamento da liga Pb50%Sn foi de 240°C.

A baixa temperatura de vazamento 28°C acima da linha *liquidus* (212°C), formou uma tira metálica levemente de espessura maior e as bordas ficaram mais irregulares, não respeitando a largura do bocal de 45 mm. A largura da tira seguiu a largura do bocal de 45 mm para a temperatura de 260°C. Esta é a temperatura de vazamento adequada para a fabricação deste compósito.



(a)



(b)

**Figura 9.** Perfis de temperatura obtidos ao longo do experimento para temperatura de vazamento de 240°C (a); e de 260°C, ou seja, 50°C acima da linha *liquidus* aproximadamente (b).

## 4 CONCLUSÃO

A inserção da fibra dentro da tira metálica fundida continuamente para obter o compósito está diretamente relacionado com a formação de uma poça de material semi-sólido ao redor da fibra antes de entrar na cadeira de laminação.

A garantia de introduzir fibras metálicas continuamente e lineramente dentro de uma matriz metálica possibilitará obter materiais compósitos com anisotropia de propriedades com vastas possibilidades de aplicação: mecânicas, eletrônicas e magnéticas, por exemplo.

## Agradecimentos

Somos muito gratos à UNESP – Campus de Ilha Solteira – Departamento de Engenharia Mecânica onde os testes foram realizados, à Cookson Eletronics pela doação das ligas PbSn utilizadas no experimento, à FAPESP pela bolsa de iniciação científica de Rafael Shoiti Ikeda e meu amigo Nielsen Kann pela sua gentileza na revisão do *abstract*.

## REFERÊNCIAS

- 1 HOLISTER, G. S., THOMAS, C. Fibre reinforced materials. New York: Elsevier Publishing CO. LTD, 1966. 154p.
- 2 CHAWLA, K. K. Ceramic Matrix Composites. Chapman & Hall. 1st ed., 1993, 423p.
- 3 LIMA FILHO, A. P. Production and properties of continuous fibre metal-reinforced metal matrix composite. PhD Thesis. University of Sheffield. Department of Engineering Materials. P. 195. April 1998.
- 4 POLMEAR, I. J. Metallurgy & materials science light alloys: metallurgy of the light metals. 3. ed. London: Arnold a Division of Hodder Headline PLC, 1995, 362p.
- 5 LLOYD, D. J. Metal matrix composites – an overview. In:\_\_. Proceedings of the International Symposium on Advanced Structural Materials in conjunction with the 27th Annual Conference of Metallurgists in Montreal, 1988, p 1-21.
- 6 PARTRIDGE, P.G., WARD-CLOSE, C.M., Processing of advanced continuous fibre composites: current practice and potential developments. International Materials Reviews, 38, n. 1, p. 1-24, 1993.
- 7 CORNIE, J.A., MORTENSEN, A., FLEMINGS, M.C., Wetting, fluidity and solidification in metal matrix composite casting: a research summary. In:\_\_. Sixth international conference on composite materials, v. 2, ed. F. L. Matthews *et al.*, 1987, p. 2.297-2.304.
- 8 SHOUTENS, J. E., Metal matrix composites. In:\_\_. Reference book for composites technology, 1, Edited by Stuart M. Lee, 1989, p. 10-261.
- 9 HAGA, T., TAKAHASHI, K. Casting of composites strip using a twin roll caster. Journal of Materials Processing Technology, Amsterdam, v. 157-158, p. 701-705, 2004.
- 10 HAGA, T., TAKAHASHI, K., INUI, H., SAKAGUSHI, H., WATARI, S., KUMAI, S. Roll Casting of wire inserted aluminium alloy strip. Journal of Materials Processing Technology, Amsterdam, v. 187-188, p. 508-511, 2007.
- 11 LIMA FILHO, A. P., YAMASAKI, M. I. Evaluation of strip rolling directly from the semi-solid state. Solid State Phenomena, Switzerland, v. 116/117, p. 433-436, 2006.
- 12 LIMA FILHO, A. P., YAMASAKI, M. I., ONO, L. A., PADILHA, A. Fabricação e caracterização de tiras de ligas metálicas fundidas com baixo intervalo de solidificação. In:\_\_. CONGRESSO ANUAL DA ABM, 63, 2008, SANTOS: Associação Brasileira de Metalurgia, 2008, p. 1250-1260.
- 13 LIMA FILHO, A. P., YAMASAKI, M. I., ONO, L. A., NAMPO, L., PADILHA, A. A comparison of deep drawing and ironing of metal alloy strip produced conventionally and non-conventionally via semi solid material processing. Solid State Phenomena, Switzerland, v. 141/143, p. 49-54, 2008.
- 14 LIMA FILHO, A. P., YAMASAKI, M. I., SANTOS, S. C., ONO, L. A. Estudo experimental da tixolaminação de tiras metálicas. In:\_\_. CONGRESSO ANUAL DA ABM, 61, Rio de Janeiro, 2006. Anais... Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Metalurgia, 2006. p. 1112-1122.