

Estrutura de Solidificação de Ligas Alumínio - Tório

FRANCISCO AMBROZIO FILHO⁽¹⁾
RENATO ROCHA VIEIRA⁽²⁾

São apresentadas as microestruturas de ligas Al-ThAl₃, de composições próximas à eutética, obtidas em solidificação unidirecional (velocidades de 4 a 400 mm/h) e solidificação convencional em pequenas lingoteiras. As ligas hipoeutéticas apresentam microestruturas com alumínio dendrítico e eutético interdendrítico. Composições acima da eutética também apresentam dendritas de alumínio. Quando presente, a fase ThAl₃ proeutética tem morfologia prismática de base hexagonal. São mostradas duas morfologias do eutético (Al)-ThAl₃, uma complexa regular em espiral e outra com fibras de ThAl₃ distribuídas irregularmente na matriz de alumínio. Os resultados indicam que a primeira é favorecida em altas velocidades de resfriamento. As seqüências de solidificações observadas podem ser previstas pela forma do diagrama de equilíbrio, de acordo com a teoria cinética da região de crescimento conjunto (coupled zone). Discute-se ainda as variáveis que influem na determinação das morfologias eutéticas.

1. INTRODUÇÃO

Na reação eutética em sistemas binários tem-se a transformação de fase líquida em duas fases sólidas de composições diferentes. Muitos sistemas eutéticos foram e continuam sendo estudados, tendo-se acumulado uma grande quantidade de informações sobre a transformação eutética. Os estudos vêm sendo realizados visando esclarecer e definir os mecanismos que atuam no processo, além de determinar quais e como as variáveis influem nas microestruturas e, conseqüentemente, nas suas propriedades.

A técnica de solidificação unidirecional tem sido bastante utilizada nesses estudos, pois assegura um controle perfeito e reproduzível das variáveis de solidificação. Ela permite um controle da microestrutura que pode ter aplicações na produção de materiais "conjugados".

O presente trabalho apresenta aspectos de transformação eutética no sistema Al-ThAl₃ de maneira semelhante ao efetuado anteriormente com o sistema Al-U^(1,2). Apresentam-se microestruturas obtidas em solidificação convencional em pequenas lingoteiras e em solidificação unidirecional de ligas de composições próximas do eutético (20,4% Th). Procura-se analisar os resultados através das teorias existentes sobre a reação eutética, principalmente quanto às seqüências de solidificação observadas e morfologias resultantes; além de verificar a influência das variáveis sobre a morfologia do eutético Al-ThAl₃. Não se tem conhecimento de estudos sobre a microestrutura das ligas Al-Th, mas o sistema Al-ThAl₃ é citado como tendo morfologia em espiral⁽³⁾.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Verifica-se que abaixo da temperatura eutética é possível obter estruturas eutéticas com composições diferentes da eutética. A região do diagrama de equilíbrio no interior da qual é possível o crescimento de estrutura eutética é denominada região de crescimento conjunto ou *coupled zone*⁽⁴⁾. Essa região é explicada pelo fato de que no seu in-

terior a velocidade de crescimento conjunto das fases é maior do que a velocidade de cada fase separadamente. Os estudos sobre a região de crescimento conjunto foram feitos inicialmente para materiais orgânicos, sendo depois estendidos aos metais⁽⁵⁾.

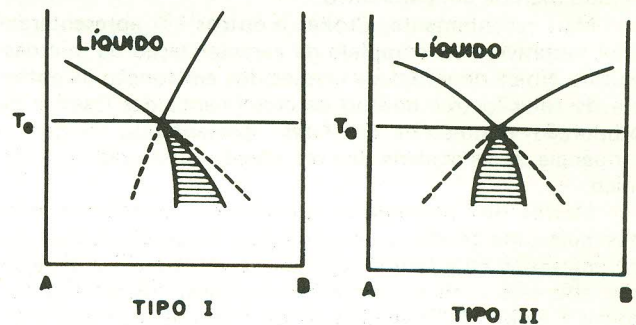


Fig. 1 - Tipos de região de crescimento conjunto em sistemas binários.

A figura 1 ilustra os dois tipos principais de regiões de crescimento conjunto. No primeiro caso não é incluída a composição eutética, a não ser na temperatura eutética. Esta forma é normalmente encontrada quando as linhas *liquidus* têm inclinações bastante diferentes em relação à isoterma eutética e o componente B tem caráter não-metálico. No segundo tipo, a composição eutética é incluída para todas as temperaturas. Corresponde geralmente ao caso de linhas *liquidus* aproximadamente simétricas em relação à composição eutética, tendo, além disso, componentes com caráter metálico.

Além deste conceito esclarecer a formação de estruturas eutéticas em composições diferentes da eutética, também é usado para explicar qualitativamente a presença de dendritas em composições eutéticas^(1,6) e o aparecimento do envoltório (halo), que é o envolvimento da fase proeutética pela outra, freqüentemente encontrado em ligas de composições diferentes da eutética.

Jackson⁽⁷⁾ mostrou que o conceito cinético da região de crescimento conjunto desenvolvido para condições isotérmicas poderia ser estendido ao caso de solidificação unidirecional, onde se tem gradiente térmico na frente de crescimento. Foram determinadas, posteriormente, as regiões de crescimento conjunto em função da relação G/v ($G =$ gra-

Contribuição Técnica nº 1.440. Apresentada ao XXXIII Congresso Anual da ABM; Rio de Janeiro RJ; julho de 1978.

- (1) Membro da ABM. Engenheiro Metalurgista e Doutor em Engenharia; Pesquisador do Centro de Metalurgia Nuclear; Instituto de Energia Atômica; São Paulo SP.
- (2) Membro da ABM. Engenheiro Metalurgista e Doutor em Engenharia; Professor Livre Docente da Escola Politécnica da USP; Departamento de Engenharia Metalúrgica; São Paulo SP.

diente térmico líquido, v = velocidade de crescimento) e da composição em vários sistemas^(8,9).

Desta forma, parece certo que a extensão do intervalo onde há crescimento eutético depende do gradiente térmico e da velocidade de crescimento^(10,11). Com baixos gradientes térmicos, o intervalo de composição onde há formação de eutético aumenta com a velocidade de crescimento. Sob altos gradientes térmicos, ele é proporcional à relação entre o gradiente térmico no líquido, à frente da interface, e à velocidade de crescimento.

A morfologia eutética dos sistemas eutéticos binários pode ser considerada dependente dos seguintes parâmetros: anisotropia de crescimento das fases componentes do eutético (de acordo com a classificação de Hunt e Jackson)⁽¹²⁾, fração volumétrica das fases, velocidade de crescimento, gradiente térmico no líquido, composição (desvio em relação à composição eutética e impurezas), anisotropia de condutibilidade térmica e anisotropia de energia de interfaces entre as fases sólidas.

Várias têm sido as tentativas de agrupamento das estruturas eutéticas através de uma classificação. Nenhuma delas, entretanto, conseguiu reunir satisfatoriamente os eutéticos, pois normalmente consideram o efeito de um único parâmetro sobre a morfologia; mas ajudam a compreender a importância relativa dos parâmetros analisados na sua morfologia. Assim, na análise das morfologias eutéticas deve ser considerado mais de um parâmetro.

Mais recentemente, Croker e outros⁽¹³⁾ apresentaram uma tentativa mais completa de caracterização da microestrutura típica de eutéticos conhecidos em função da entropia de solução (mecanismo de crescimento das fases) e de proporção volumétrica das fases, apresentando também a influência de velocidade de crescimento e do gradiente térmico.

Muitos dos parâmetros apresentados concorrem para que haja uma tendência morfológica do eutético. Sabe-se, porém, que qualquer que seja essa tendência ela poderá sofrer alteração com mudança nas variáveis: gradiente térmico no líquido (G) e velocidade de crescimento (v)^(14,15), e com alterações na composição do eutético⁽¹⁶⁾ e adição de impurezas⁽¹⁷⁾.

A figura 2 mostra parte do diagrama Al-Th⁽¹⁸⁾, que apresenta um eutético com 20,4% Th a 630°C e um peritético com 74,1% Th a 1120°C. A máxima solubilidade do tório no alumínio é de 0,8% à temperatura eutética. A proporção volumétrica da fase ThAl₃ no eutético Al-ThAl₃ é de 14,3%. A tabela I apresenta as características cristalográficas e as densidades das fases presentes.

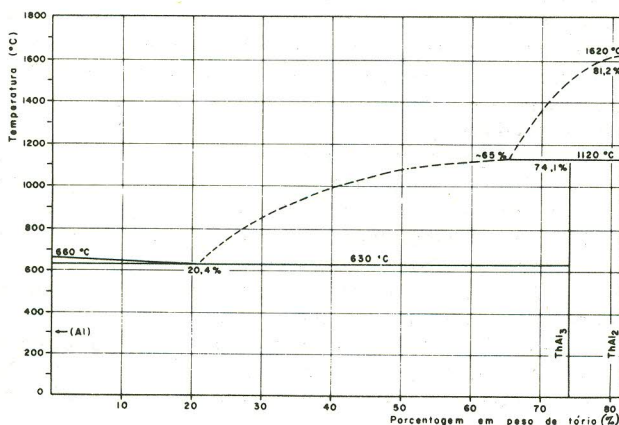


Fig. 2 — Diagrama de equilíbrio alumínio-tório no intervalo de composições 0-80% Tório em peso.

TABELA I — Características das fases do sistema Al-Th⁽¹⁸⁾.

Fase	Estrutura cristalina	Parâmetros da célula unitária (Å)	Densidade
Al	Cúbica de face centrada	$a = 4,049$	2,7
ThAl ₃	Hexagonal	$a = 6,500$ $c = 4,626$	6,14
ThAl ₂	Hexagonal	$a = 4,388$ $c = 4,162$	7,0

O diagrama de equilíbrio do sistema Al-ThAl₃ é do tipo II apresentado na figura 1, bastante semelhante ao da liga Al-U apresentado em trabalho anterior⁽¹⁾. Assim, é de se esperar que as seqüências de solidificação em ligas de composições próximas da eutética nas ligas Al-Th sejam semelhantes às obtidas para ligas Al-U⁽¹⁾. O ThAl₃ é intermetálico e normalmente estes compostos têm mecanismo de crescimento facetado, o que deve influir na morfologia do eutético.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas Al-Th foram preparadas por redução de ThO₂ com alumínio líquido⁽¹⁹⁾, em cadinhos de grafita, utilizando forno de alta frequência (1000 kHz) e potência máxima de 25 kW.

Para a obtenção de ligas Al-Th fundia-se inicialmente criolita; depois adicionava-se alumínio e, em seguida, progressivamente, o óxido de tório em pó, para ser reduzido na interface pelo alumínio em excesso. A operação era realizada à temperatura de aproximadamente 1050°C, demorando-se cerca de 30 min quando se efetuava o vazamento da liga e da criolita. Não houve preocupação com os rendimentos obtidos na redução e procurou-se obter ligas de composição próxima da eutética. Após a separação da criolita da liga esta era fundida novamente, ao ar, à temperatura de aproximadamente 800°C.

A liga obtida era sempre refundida para maior homogeneidade e os lingotes vazados tinham diâmetro a ser utilizado na solidificação unidirecional. Os lingotes mediam 120 mm de comprimento e 8 mm de diâmetro, aproximadamente, e suas estruturas foram observadas metalograficamente, sendo apresentadas nos resultados como estruturas brutas de fusão ou de lingotes convencionais. Posteriormente efetuou-se a análise química destas ligas, cuja composição média é apresentada nos resultados.

As experiências de solidificação unidirecional foram efetuadas em equipamento com movimentação vertical do forno e velocidade de 4 a 400 mm/h. As figuras 3 e 4 mostram respectivamente o esquema com as posições relativas do forno, refrigeração, recipiente com liga e sistema de movimentação e fotografia, apresentando detalhes do equipamento.

Os lingotes preparados como descrito foram utilizados na solidificação unidirecional. Primeiro foram eles colocados no interior do tubo cerâmico e iniciada a passagem de gás inerte. Em seguida, ajustou-se a vazão de água para que o recipiente não transbordasse, ligando-se o forno para ser atingida a temperatura desejada. Foi estipulado um tempo de aproximadamente 20 min antes de iniciar a movimentação, para que houvesse homogeneização da temperatura do conjunto. A temperatura utilizada no forno foi de 800°C.

As experiências normalmente foram realizadas deixando-se percorrer uma certa distância (± 6 cm) com velocidade

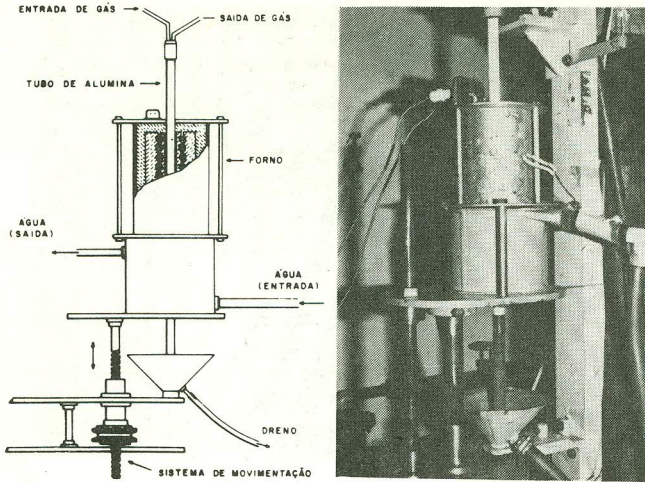


Fig. 3 - Esquema de dispositivo de solidificação unidirecional.

Fig. 4 - Vista parcial do equipamento de solidificação unidirecional, mostrando o forno, recipiente de água e tubo cerâmico.

constante, aumentando-se bruscamente a velocidade, girando-se manualmente a polia de movimentação do forno, para uma velocidade muito superior não uniforme. Assim obteve-se, em corte longitudinal do lingote, a interface de crescimento bem delineada, no instante da mudança de velocidade. Nos resultados de solidificação unidirecional (micrografias) indica-se a velocidade uniforme de crescimento utilizada.

Foram efetuados exames macroscópicos com ataque em solução aquosa de NaOH, a 5%, para observar-se a textura e as posições de interesse nos lingotes solidificados unidirecionalmente. As observações microscópicas foram realizadas após polimento mecânico e ataque com solução de ácido fluorídrico a 1%.

Foram feitas, ainda, observações por microscopia eletrônica de varredura em amostras atacadas seletivamente, ou seja, com dissolução de apenas uma fase. Obteve-se um ataque preferencial do alumínio ficando inalterada a fase ThAl_3 , utilizando-se uma solução aquosa de NaOH a 5% e temperatura de 70°C.

4. RESULTADOS

As figuras de 5 a 11 apresentam as estruturas brutas de fusão obtidas nos pequenos lingotes, e as figuras de 12 a 21 mostram as estruturas de solidificação unidirecional.

As ligas hipoeutéticas (< 20,4% Th) apresentaram, no estado bruto de fusão, dendritas de alumínio (solução sólida de tório em alumínio) e eutético interdendrítico, constituído por alumínio mais ThAl_3 . As ligas eutéticas, bem como as ligeiramente hipereutéticas, apresentaram microestruturas semelhantes às descritas para as ligas hipoeutéticas. A figura 5 apresenta a microestrutura de uma dessas ligas, na qual se pode observar a estrutura com dendritas de alumínio e o aspecto lamelar do eutético, sendo que em alguns locais o ThAl_3 apresenta ramificações em várias direções. A figura 6 apresenta uma região eutética de liga ligeiramente hipereutética, podendo-se observar a tendência do eutético em apresentar formas complexas.

Ligas com maiores porcentagens de tório mostraram estrutura dendrítica na superfície do lingote, onde se tem maiores velocidades de resfriamento; mais ao centro do lingote apresentam proeutéticos ThAl_3 e maior quantidade

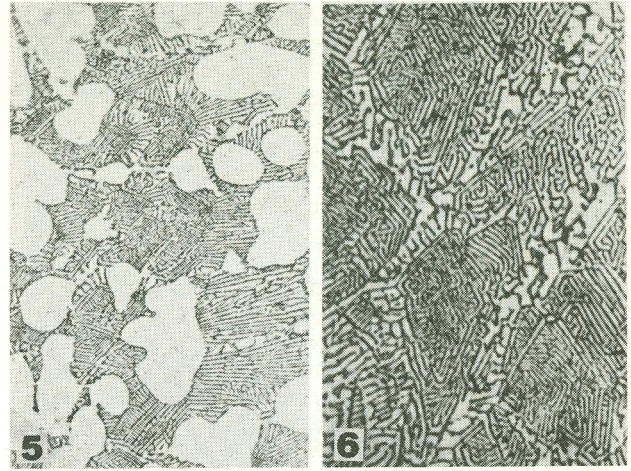


Fig. 5 - (à esquerda) - Microestrutura típica da liga Al-17,09% Th hipoeutética. Dendritas da fase (Al) e eutético (Al)- ThAl_3 interdendrítico. Ataque: HF (1%). Aumento: 1750 X.

Fig. 6 - (à direita) - Detalhe da região eutética da liga Al-21,6% hipereutética. Ataque: HF (1%). Aumento: 1 900 X. Ambas reduzidas a 2/3 na publicação.

de eutético. A figura 7 mostra, de um lado, estrutura com dendritas de alumínio e eutético, e no outro, estrutura eutética com algumas partículas de ThAl_3 em forma hexagonal. Verifica-se ainda que em torno das partículas de ThAl_3 tem-se dendritas de alumínio. A forma do ThAl_3 proeutética foi observada por microscopia eletrônica de varredura em amostra com ataque seletivo. A figura 8 apresenta esta morfologia, podendo-se observar que o ThAl_3 se apresenta como prismas hexagonais.



Fig. 7 - Microestrutura da liga Al-26,6% Th hipereutética, mostrando dendritas de alumínio, eutético e partículas de ThAl_3 . Nota-se que o ThAl_3 é envolvido por dendritas de alumínio. Ataque: HF (1%). Aumento: 100 X.

Ligas com 28,9% Th apresentam estrutura eutética junto à superfície lateral do lingote. A morfologia encontrada próxima à parte externa do lingote mostrou tendência para desenvolver-se com morfologia complexa regular, mostrando formas hexagonais. Um pouco mais longe da superfície do lingote a morfologia era menos regular, com aspecto de fibras grosseiras de ThAl_3 numa matriz de alumínio. A figura 9 apresenta uma microestrutura desta região evidenciando essas duas morfologias do eutético. A figura 10 mostra com mais detalhe a morfologia complexa junto à superfície, onde observa-se uma espiral regular. Por sua vez, a figura



Fig. 8 — Morfologia da fase ThAl_3 proeutética, em lingote de solidificação convencional. Micrografia eletrônica de varredura. Ataque seletivo: NaOH (5%). Aumento: 700 X.

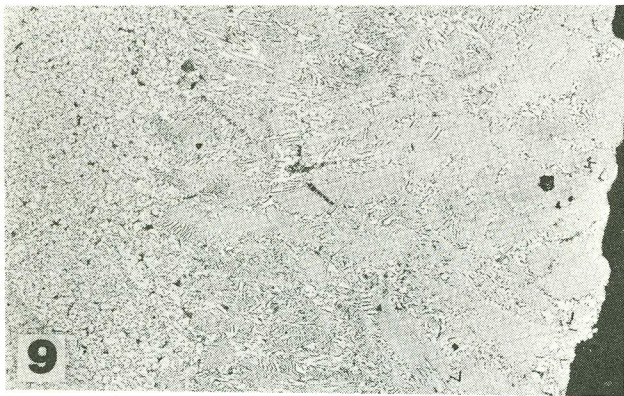


Fig. 9 — Estrutura da região externa do lingote de liga com eutético (Al)- ThAl_3 . Junto à superfície do lingote a morfologia é complexa regular. Em região mais central ocorrem fibras irregulares da fase ThAl_3 . A região escura delimita a superfície do lingote de liga Al-28,9% Th. Ataque: HF (1%). Aumento: 100 X.

11, micrografia eletrônica de uma amostra com ataque seletivo, reproduz o eutético em espiral. Pode-se observar as ramificações do eutético nas diversas direções preferenciais do crescimento.

Nas experiências de solidificação unidirecional não se obteve estrutura eutética quando se utilizou ligas eutéticas e ligeiramente hipereutéticas. Por outro lado observou-se segregação gravimétrica nas ligas hipereutéticas, obtendo-se grande concentração de partículas de ThAl_3 na região inicial de solidificação unidirecional. As composições químicas apresentadas nas micrografias são de amostras de regiões próximas daquelas que foram observadas metalograficamente.

As ligas hipoeutéticas apresentaram dendritas orientadas de alumínio e eutético interdendrítico. Com baixa velocidade de crescimento obteve-se estrutura como a da figura 12. Esta micrografia representa um corte transversal à direção de crescimento, e verifica-se que o eutético interdendrítico apresenta-se como partículas isoladas de ThAl_3 , como

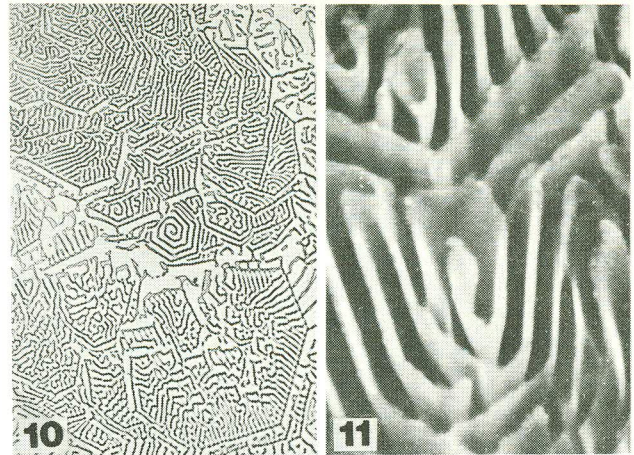


Fig. 10 (à esquerda) — Estrutura eutética complexa regular correspondente à periferia do lingote apresentado na figura anterior. Tendência para crescimento em espiral. Ataque: HF (1%). Aumento: 750 X.

Fig. 11 (à direita) — Fase ThAl_3 do eutético com estrutura complexa regular, após ataque seletivo da fase (Al). Micrografia eletrônica de varredura. Ataque seletivo: NaOH (5%). Aumento: 5 000 X. Ambas reduzidas a 2/3 na publicação.

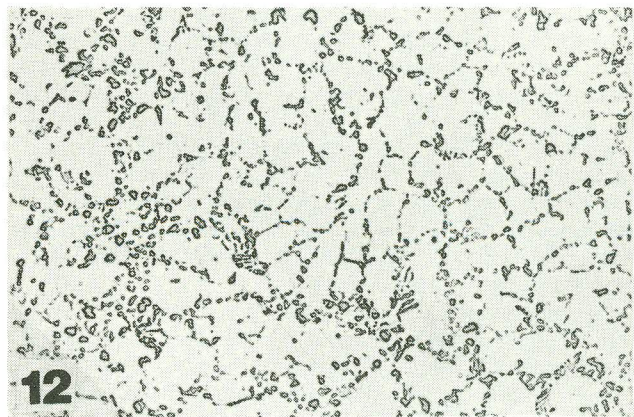


Fig. 12 — Seção transversal da liga Al-16,0% Th hipoeutética solidificada unidirecionalmente. Dendritas de alumínio com ThAl_3 interdendrítico. Ataque: HF (1%). Aumento: 75 X. $v = 15$ mm/h.

se fosse um eutético divorciado, pois não há separação entre a fase (Al) da dendrita e fase (Al) do eutético.

Maiores velocidades de crescimento e maiores teores de tório fornecem estrutura dendrítica mais fina e maior separação entre o eutético e as dendritas de alumínio. A morfologia do eutético se manteve para velocidades de até 400 mm/h. As figuras 13 e 14 mostram as seções transversal e longitudinal da liga hipoeutética obtida nesta velocidade de crescimento. Observa-se a orientação das dendritas e do eutético como fibras. Neste mesmo lingote foi encontrado, ainda em algumas regiões eutéticas interdendríticas, o ThAl_3 com diversas direções de crescimento, mostrando morfologia tendendo a espiral. A figura 15 apresenta uma seção transversal do lingote obtido com velocidade de 400 mm/h, numa região onde ocorrem as duas morfologias do eutético: uma com ThAl_3 na forma de partículas, e a outra com ThAl_3 tendendo a espiral.

Nas ligas hipereutéticas houve segregação de tório na região inicial de solidificação e grande número de partículas

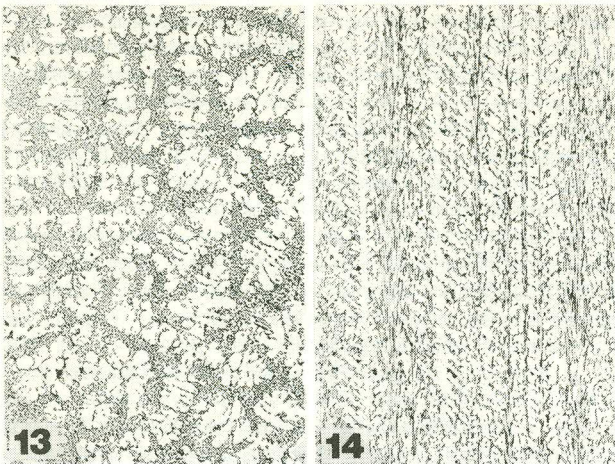


Fig. 13 (à esquerda) – Estrutura da liga Al-20,3% Th. Dendritas da fase (Al) e eutético interdendrítico. Seção transversal à direção de crescimento. Solidificação unidirecional. $v = 400$ mm/h. Ataque: HF (1%). Aumento: 150 X.

Fig. 14 (à direita) – Estrutura da liga Al-20,3% Th apresentada na figura anterior. Dendritas de alumínio e eutético interdendrítico. Seção longitudinal à direção de crescimento. Solidificação unidirecional. $v = 400$ mm/h. Ataque: HF (1%). Aumento: 75 X. Ambas reduzidas a 2/3 na publicação.



Fig. 15 – Estrutura obtida no mesmo lingote das figuras 13 e 14. Dendritas de alumínio e eutético interdendrítico com estrutura complexa regular e irregular. Seção transversal à solidificação unidirecional. $v = 400$ mm/h. Ataque: HF (1%). Aumento: 600 X.

proeutéticas de ThAl_3 . A figura 16 mostra a morfologia tridimensional prismática hexagonal do ThAl_3 nessa região. Os prismas hexagonais apresentam vazios no seu interior, sendo os hexagonais freqüentemente incompletos e envolvidos por um pequeno envoltório de alumínio.

As estruturas eutéticas obtidas com baixas velocidades de crescimento apresentaram morfologia de fibras facetadas de ThAl_3 , tendendo para a forma do proeutético e dispostas irregularmente numa matriz de alumínio. As figuras 17 e 18 mostram as seções transversal e longitudinal do lingote solidificado com velocidade de 4 mm/h. A figura 19 foi obtida por microscopia eletrônica após ataque seletivo da seção transversal, podendo-se observar a morfologia facetada do ThAl_3 no eutético.

Ligas solidificadas com maiores velocidades de crescimento apresentaram morfologias eutéticas semelhante a estas, porém com partículas mais finas de ThAl_3 . A figura 20 apresenta a seção transversal de um lingote solidificado a

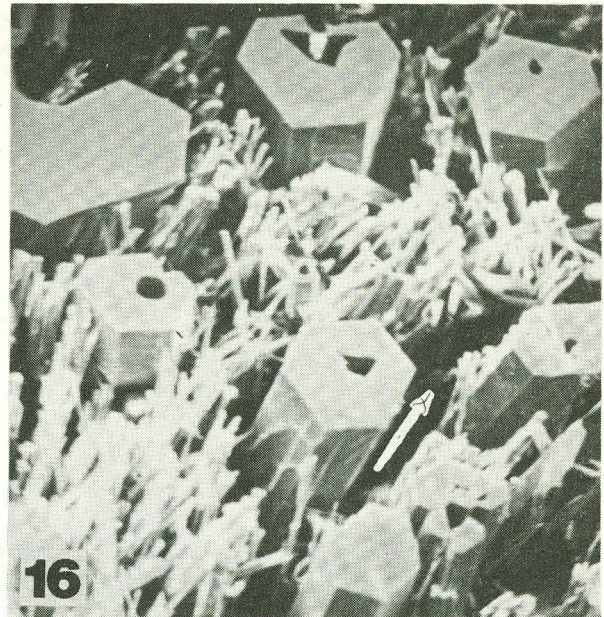


Fig. 16 – Morfologia da fase ThAl_3 proeutética obtida por ataque seletivo profundo de seção transversal de liga Al-38% Th. Micrografia eletrônica de varredura. A seta indica a direção de crescimento. Solidificação unidirecional. $v = 80$ mm/h. Ataque seletivo: NaOH (5%). Aumento: 150 X.



Fig. 17 – Estrutura do eutético (Al)- ThAl_3 . Seção transversal à direção de crescimento. Solidificação unidirecional. $v = 4$ mm/h. Liga Al-20,5% Th. Ataque: HF (1%). Aumento: 280 X.

Fig. 18 – Estrutura do eutético (Al)- ThAl_3 em seção longitudinal. Solidificação unidirecional. $v = 4$ mm/h. Liga Al-20,5% Th. Ataque: HF (1%). Aumento: 70 X. Ambas reduzidas a 2/3 na publicação.

100 mm/h. Ligas da mesma composição, solidificadas a velocidades ainda maiores, mostraram estruturas dendríticas semelhantes às das figuras 13 e 14. A figura 21 apresenta a seção longitudinal de um lingote na região onde se aumentou bruscamente a velocidade de crescimento. Observa-se a transição de uma estrutura com proeutético ThAl_3 para estrutura com dendritas de alumínio, causada por esta variação de velocidades.

5. DISCUSSÃO

As seqüências de solidificação das ligas Al-Th em lingotes resfriados de forma convencional e em solidificação uni-

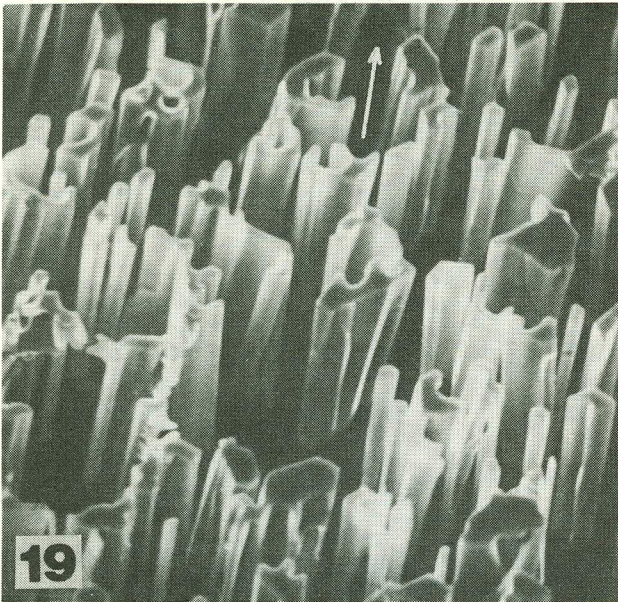


Fig. 19 — Morfologia da fase ThAl_3 do eutético (Al)- ThAl_3 apresentado nas figuras 18 e 19. Microscopia eletrônica de varredura. A seta indica a direção de crescimento. Solidificação unidirecional. $v = 4 \text{ mm/h}$. Liga Al-20,5% Th. Ataque seletivo: NaOH (5%). Aumento: 800 X.

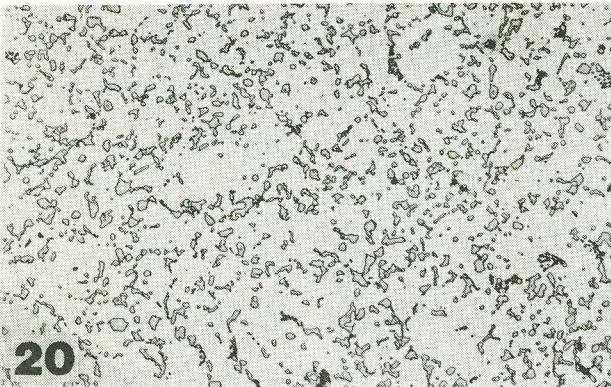


Fig. 20 — Estrutura da liga Al-20,8% Th solidificada unidirecionalmente. Eutético (Al)- ThAl_3 . Seção transversal à direção de crescimento. $v = 100 \text{ mm/h}$. Ataque: HF (1%). Aumento: 250 X.

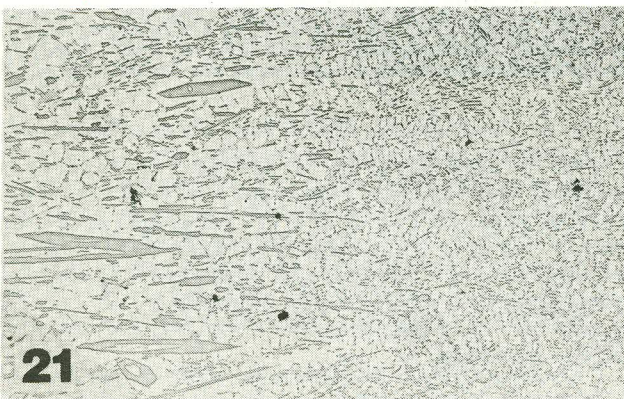


Fig. 21 — Mudança de estrutura da liga hipereutética Al-24% Th ao ser aumentada à velocidade de crescimento, em solidificação unidirecional. Seção longitudinal. Velocidade anterior à mudança: $v = 20 \text{ mm/h}$. Ataque: HF (1%). Aumento: 50 X. A estrutura com proeutético ThAl_3 passa a estrutura com dendritas de alumínio.

direcional, podem ser explicadas pelo conceito de região de crescimento conjunto. As estruturas obtidas indicam que as linhas delimitadoras da região de crescimento conjunto no sistema Al- ThAl_3 são bastante assimétricas em relação à composição eutética, e situam-se junto ao prolongamento da linha *liquidus* do campo alumínio + líquido. Isto se deve ao fato de que esse sistema tem uma fase intermetálica e as linhas *liquidus* têm inclinações bastante diferentes.

A figura 22 mostra esquematicamente a região de crescimento conjunto para o sistema Al- ThAl_3 , com seqüências de solidificação em algumas composições. Assim, para as ligas que têm alumínio + eutético na estrutura (Fig. 5), tem-se a formação inicial da fase (Al) na posição A da figura 22a e formação do eutético na posição B. Quando ocorre ThAl_3 proeutético (Figs. 7 e 8) este se forma em A na figura 22b; o envoltório dendrítico da fase (Al) em B, e o eutético na região C. Nas estruturas que apresentaram apenas eutético (Figs. 9, 10 e 11) este se formou no interior da região de crescimento conjunto.

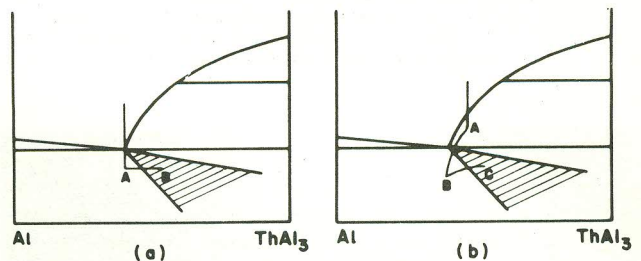


Fig. 22 — Representação esquemática da região de crescimento conjunto no diagrama de equilíbrio do sistema Al- ThAl_3 . Seqüências de cristalizações: a) Liga de composição eutética, b) Liga de composição hipereutética e nucleação de ThAl_3 com pequeno super-resfriamento.

A figura 22 pode ser usada para explicar qualitativamente o fato de não se ter obtido estrutura eutética para ligas de composição eutética, bem como o efeito da mudança brusca de velocidade (Fig. 21) em solidificação unidirecional.

Nas experiências de solidificação unidirecional obtve-se, para a mesma composição, estrutura eutética sob baixas velocidades de crescimento e estrutura dendrítica a altas velocidades. Este fato mostra que, à medida que se aumenta a relação G/v , aumenta-se o intervalo de composições para as quais se obtém estrutura eutética, como seria de se esperar, conforme as considerações desenvolvidas com relação às ligas de composição não-eutéticas⁽¹¹⁾. Barclay e outros⁽²⁰⁾ sugeriram uma explicação para a presença do envoltório de uma das fases em solidificação unidirecional, que pode ser aplicada no sistema (Al)- ThAl_3 . A explicação também é baseada numa região assimétrica, de crescimento conjunto conforme a apresentada na figura 22.

A morfologia eutética nos lingotes convencionais mostrou tendência para espiral nas regiões resfriadas mais rapidamente (Figs. 5, 6, 9, 10 e 11) e forma irregular em regiões resfriadas mais lentamente (Fig. 9). A mesma tendência foi verificada em solidificação unidirecional, quando, somente à maior velocidade disponível, foi obtida uma pequena região com morfologia complexa regular (Fig. 15). Nas outras velocidades de solidificação a morfologia eutética foi irregular (Figs. 12, 14, 17 a 20). Estes resultados indicam que a

morfologia do eutético (Al)-ThAl₃ deve apresentar mudança de morfologia de fibras facetadas de ThAl₃ em matriz de alumínio para espiral, em forma hexagonal, ao se aumentar a velocidade de solidificação.

Outros sistemas facetados/não-facetados apresentam morfologia irregular, com partículas de uma das fases apresentando estrutura semelhante à do proeutético, quando solidificados sob baixa velocidade⁽¹⁴⁾. Estes sistemas apresentam transição para morfologia regular ao se aumentar a velocidade de crescimento, e as velocidades de transição observadas são geralmente inferiores à velocidade máxima utilizada nestas experiências (400 mm/h). As ligas Al-Th estudadas continham muitas impurezas, as quais podem ter influído na velocidade de transição.

As duas morfologias apresentadas pelo eutético (Al)-ThAl₃ caracterizam a influência da fase facetada.

A morfologia irregular pode ser explicada pela ausência de um regime de difusão uniforme na frente de crescimento, possivelmente pela inexistência de restrições para difusão, não havendo cooperação entre as fases durante o crescimento. Assim, é de se esperar que cada fase cresça independentemente da outra e que a intermetálica apresente morfologia próxima do proeutético. Aumentando-se a velocidade de crescimento, forma-se uma estrutura complexa regular em espiral de maior cooperação entre as fases durante o crescimento, com maiores restrições para difusão.

No eutético em espiral a morfologia do ThAl₃ mantém a mesma forma de crescimento do ThAl₃ proeutético. A espiral do eutético é de forma hexagonal (Figs. 10, 11 e 15) e o proeutético ThAl₃ também apresenta forma hexagonal, em corte transversal, tanto em solidificação convencional (Figs. 7 e 8), como em solidificação unidirecional (Fig. 16).

Fica assim evidente a forte influência da anisotropia de crescimento de uma das fases na determinação desta morfologia eutética. Pode-se concluir que o modo de crescimento deve ser o mesmo no eutético e no proeutético; a fase intermetálica cresce em avanço para a formação da morfologia complexa regular.

6. CONCLUSÕES

A teoria das velocidades relativas de crescimento das fases componentes do eutético (conceito de região de crescimento conjunto) explicou as seqüências de solidificação obtidas no sistema Al-ThAl₃. A região em que se forma apenas eutético deve estar localizada, qualitativamente, junto ao prolongamento da linha *liquidus* do campo das fases alumínio + líquido no diagrama de equilíbrio Al-Th.

Em solidificação convencional, o eutético (Al)-ThAl₃ apresentou morfologia espiral em regiões de alta velocidade de resfriamento e morfologia com fibras de ThAl₃, irregularmente distribuídas em matriz de alumínio, em regiões de menores velocidades de resfriamento.

As velocidades de solidificação unidirecional utilizadas (4 a 400 mm/h), a morfologia do eutético (Al)-ThAl₃ apresentou fibras com formas próximas à do proeutético, irregularmente distribuídas em matriz de alumínio. Pequenas regiões apresentaram morfologia espiral na velocidade de 400 mm/h, indicando que esta morfologia pode ser obtida sob velocidades maiores de crescimento.

A morfologia complexa regular em espiral, apresentada pelo eutético (Al)-ThAl₃, mostrou-se igual à do proeutético intermetálico. A anisotropia de crescimento associada à fase intermetálica (facetada) é fator determinante da morfologia em espiral no eutético (Al)-ThAl₃.

BIBLIOGRAFIA

1. AMBROZIO, F.F.; ROCHA VIEIRA, R. — Microestruturas de solidificação de ligas de alumínio-urânio; IV Conf. Interamer. de Tecnol. de Materiais; Publicação IEA nº 436; p. 278.
2. AMBROZIO, F.F.; ROCHA VIEIRA, R. — Morfologia do eutético alumínio-urânio — Metalurgia-ABM; v. 31; nº 207; pp. 73-80; fev.; 1975.
3. BÜCKLE, H. — Zeit für Metall Kunde, 37; 43; 1946; in: FULLMAN, R.L. & WOOD, D.L. — Origin of spiral eutectic structures; Acta Met. nº 2; pp. 188-93; 1954.
4. HOGAN, L.M.; KRAFT, R.W.; & LEMKEY, F.D. — Eutectic grains; in: HERMANN, H.; ed. Advances in materials research; nº 5; pp. 83-216; 1971.
5. GIGLIOTTI JR., M.F.; COLLIGAN, G.A.; & POWEL, G.L.F. — A Temperature Composition of coupled eutectic growth in the Sn-Bi system; Met. Trans. nº 1; pp. 1038 — 41; 1970.
6. MURTY, Y.V.V.R.S.; & KATTAMIS, T.Z. — Structure of highly undercooled cobalt — Tin eutectic alloy; J. Crystal Growth, nº 22; pp. 219-24; 1974.
7. JACKSON, K.A. — The Dendrite-eutectic transition in Sn-Pb alloys; Trans. Met. Soc. AIME; nº 242; pp. 1275-9; 1968.
8. STEEN, H.A.H. & HELLAWELL, A. — Structure and properties of aluminum-silicon eutectic alloys; Acta Met. nº 20; pp. 363-70; 1972.
9. ARMSTRONG, G.R.; & HELLAWELL, A. — Composition and volume fraction changes in Ag-Al eutectic alloys; Acta Met. nº 22; pp. 1383 — 89; 1974.
10. BURDEN, M.H.; & HUNT, J.D. — Cellular and dendritic growth; J. Crystal Growth nº 22; pp. 99 — 108; 1974.
11. TASSA, M.; & HUNT, J.D. — The Measurement of Al-Cu dendrite tip and eutectic interface temperatures and their use for predicting the extent of eutectic range; J. of Crystal Growth nº 34; pp. 38-48; 1976.
12. HUNT, J.D.; & JACKSON, K.A. — Binary eutectic solidification; Trans. Met. Soc. AIME nº 236; pp. 843-52; 1966.
13. CROKER, M.N.; FIDLER, R.S.; & SMITH, R.W. — The Characterization of eutectic structures; Proc. Roy. Soc. Lond.; A 335; pp. 15-37; 1973.
14. CROKER, M.N.; BARAGAR, D.; & SMITH, R.W. — Anomalous Eutectic Growth II; The relationship between faceted/non-faceted eutectic structures; J. Crystal Growth nº 30; pp. 198-212; 1975.
15. CROKER, M.N.; McPARLAN, M.; BARAGAR, D.; & SMITH, R.W. — Anomalous eutectic growth I; The determination of the eutectic structures of Bi-TiBi₂, Bi-Sn, Sb-Pb and Sb-InSb using an accelerated growth technique; J. Crystal Growth nº 29; pp. 85 — 97; 1975.
16. JONES, R.R.; & KRAFT, R.W. — The Structure of the Zn-Mg₂Zn₁₁ eutectic; Trans. Met. Soc. AIME nº 242; pp. 1891-95; 1968.
17. CHADWICK, G.A. — Modification of lamellar eutectic structures; J. Inst. Metals nº 91; pp. 298 — 303; 1962/63.
18. ROUGH, F.A.; & BAUER, A.A. — Constitution of uranium and thorium alloys; BMI-1.300; p. 97 e 98; 1958.
19. CAPOCCHI, J.D.T.; GENTILE, E.F.; & TRACANELLA, R.B. — Obtenção de ligas Al-Th e Al-Th-U por redução de ThO₂ e de U₃O₈ por alumínio líquido; Metalurgia-ABM; v. 25; pp. 831 — 42; 1969.
20. BARCLAY, R.S.; NIESSEN, P.; & KERR, H.W. — Halo formation during unidirectional solidification of Off eutectic binary alloys; J. Crystal Growth nº 20; pp. 175-82; 1973.

DEBATE

NORIYUKI SUGIYAMA⁽¹⁾ — Qual o modo de crescimento do eutético espiral?

FRANCISCO AMBROZIO FILHO — O eutético cresce em forma de pirâmide com as espirais divergindo no crescimento e o eixo da pirâmide paralelo à direção de crescimento. A extremidade central da espiral (intermetálica) também cresce lateralmente para o contínuo desenvolvimento da espiral. Esta extremidade central desenvolve-se em hélice durante o crescimento. A figura 11 apresenta um exemplo do crescimento eutético. Observamos que o proeutético intermetálico tem a mesma morfologia do eutético, mostrando que o seu modo de crescimento é fator determinante da morfologia. No entanto o proeutético cresce de forma prismática. Assim, acreditamos haver uma influência da energia entre as fases sólidas na forma de crescimento do eutético, mas são necessários mais estudos quanto a este aspecto.

WILSON GUESSER⁽²⁾ — Qual a explicação para a modificação da morfologia do eutético com mudança na velocidade de crescimento?

FRANCISCO A. FILHO — Outros sistemas eutéticos do mesmo tipo, ou seja, onde uma das fases tem alta anisotropia de crescimento (no caso, a intermetálica) também apresentam modificação na morfologia com variação na velocidade de crescimento; bem como com mudança de outras variáveis, por exemplo, gradiente térmico

co no líquido. Em nosso caso acreditamos que, com baixas velocidades de crescimento, não se tem grandes restrições para difusão na frente de crescimento, o que faz com que as fases cresçam de maneira independente. A medida em que se aumenta a velocidade de crescimento, a formação de uma estrutura complexa regular, ou seja, de maior cooperação entre as fases, promoveria uma frente de difusão mais uniforme durante o crescimento.

SÉRGIO NEVES MONTEIRO⁽³⁾ — Na figura 22, o que representa a passagem do ponto B para C?

FRANCISCO A. FILHO — Representa, de maneira esquemática, a variação da composição junto ao proeutético, após sua formação. Não houve preocupação de precisão nesta representação, mas após a formação do proeutético há evolução de calor, o que provoca aumento de temperatura. Assim, a forma correta de representação será a da figura 22 b.

(1) Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista; Metalur Ltda.; São Paulo SP.

(2) Engenheiro Metalúrgico; Fundação Tupy S.A.; Joinville SC.

(3) Membro da ABM; Professor; Ph.D.; COPPE/UFRJ; Rio de Janeiro RJ.

Periódicos recebidos pela ABM

Graças ao sistema de permutas estabelecido entre a ABM e entidades afins nacionais e estrangeiras, a Secretaria da ABM tem para consulta de seus membros, os seguintes periódicos que são colecionados, catalogados e arquivados em condições de livre acesso:

- | | | | |
|---|---|---|---|
| — Acta Sinica Metallurgica | — El Estanho y sus Aplicaciones | — Werksberichte | — REM — Revista da Escola de Minas |
| — Ahmsa Avante | — La Fonderie Belge | — Lead and Zinc Abstracts | — Revista Brasileira de Geociências |
| — Boletim de conchaves Usiminas | — Fund — a revista de fundição | — Máquinas e Metais | — Revista Brasileira de Tecnologia |
| — Boletim Estatístico Mic-Consider | — Fundação (Portugal) | — La Metalurgia Italiana | — Revista do Círculo de Engenharia Militar |
| — Boletim de Preços de Minérios e Produtos Metalúrgicos | — Fundación | — Metallurgical Reports — CRM | — Revista de Jena |
| — Boletim Técnico Econômico Estatístico | — Geologia de Metalurgia | — Metal Progress | — Siderbrás |
| — British Corrosion Journal | — Gold Buletín | — Metal Science | — Siderurgia Latinoamericana |
| — The British Journal of non destructive testing | — IBS — Estatística | — Metals & Materials | — SEASI Quarterly |
| — Brown Boverly Review | — IBS — Revista | — Metals Technology | — Siderurgia (Argentina) |
| — Bulletin du Cercle d' Etudes des Métaux | — Informações Bibliográficas — USIMINAS | — Metalurgia ABM | — Soudages et techniques connexes |
| — Cadmiun Abstracts | — INT — Instituto Nacional de Tecnologia | — Metallurgie (Rumânia) | — Stahl und Eisen |
| — C & I — Controle e Instrumentação | — International Atomic Energy Agency Bulletin | — Mineração e Metalurgia | — Steel Today and Tomorrow |
| — CCIS Boletín | — International Casting Metals Journal | — Modern Casting | — Svetsaren — a welding review |
| — Cenin (Revista de Metalurgia) | — Iron and Steel (London) | — Mundo Elétrico | — The Summito Search |
| — Cerâmica | — Ironmaking & Steelmaking | — Mundo Mecânico | — Tin International |
| — Cis Documentação | — Journal of Metals | — Noticiário de Galvanoplastia e Proteção Superficial | — Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan |
| — Concast News | — Krupp — Technische Mittellurgen Krupp | — Powder Metallurgy | — USIMINAS Revista |
| — Corrosão e Proteção | — Forschungsberichte | — Prace Instytutu Metalurgii Zelaza (Polônia) | — Venezuela Metalurgia y Minera |
| | — Krupp — Technische Mitteilurgen — | | — Zinc Abstracts |

ANUNCIANTES

Aços Villares S.A.	3ª Capa
— Alcântara Machado, Periscinoto Comunicações Ltda.	
Estruturas Metálicas Monlevade Ltda.	713
Foseco do Brasil Produtos para a Metalurgia Ltda.	4ª Capa
— Maia Farina Assessoria Empresarial Ltda.	
Lápis Johann Faber S.A.	719
— Bläse — De Carli Propaganda Ltda.	
Mannesmann S.A.	2ª Capa
— Castelo Branco e Associados Propaganda S.A.	
Tecnosolo S.A.	728
Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S.A.	684
— Standard, Ogilvy & Mather Publicidade Ltda.	