
Efeito quantitativo dos parâmetros de fluxo de calor na evolução estrutural da liga Al3Cu5Nb solidificada horizontalmente

Quantitative effect of heat flow parameters on the structural evolution of horizontally solidified Al3Cu5Nb alloy

Hugo André Magalhães de Azevedo

Engenheiro de Materiais pelo Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará - Campus Belém. Mestre em Engenharia Mecânica pela Universidade Federal do Pará - UFPA. **Endereço:** Avenida Celso Malcher, 550. Terra Firme. CEP.: 66.077-000. Belém/PA. **E-mail:** hugo_azevedo@hotmail.com.

Evaldo da Cruz Hoffmann

Graduando do Curso de Engenharia de Materiais no Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará - Campus Belém.

Bruno Yuji Goto Feio

Graduando do Curso de Engenharia de Materiais no Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará - Campus Belém.

Otávio Fernandes Lima da Rocha

Professor/Pesquisador do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará - Campus Belém. Doutor em Engenharia Mecânica pela UNICAMP/São Paulo/Brasil.

RESUMO

Ligas fundidas Al-xCu (x=3 a 5%) são muito utilizadas nas indústrias automobilísticas por apresentarem elevada resistência mecânica (RM). A adição de elementos de ligas de alto ponto de fusão, tal como o nióbio, permitem-nas o alcance de RM em altas temperaturas. Sabe-se que o correto controle das estruturas brutas de fundição permite projetar melhor essas propriedades. Nesse sentido, visando estudar os efeitos de parâmetros térmicos de solidificação (PTS), tais como a velocidade da isoterma *liquidus* e taxa de resfriamento (V_L e T_R) na evolução estrutural de uma liga Al-3Cu-5Nb (%), experimentos de solidificação horizontal e um sistema de registros térmicos foram usados. O lingote solidificado foi caracterizado para revelação da escala estrutural, a qual foi avaliada pela morfologia dos grãos e pelos espaçamentos dendríticos primários (λ_1). Os resultados mostraram a ocorrência de uma transição de grãos colunares para equiaxiais (TCE) em uma posição no lingote próxima à superfície de transferência de calor (STC). A dependência de λ_1 com V_L e T_R foi estabelecida por meio de expressões matemáticas dadas pelas fórmulas gerais $\lambda_1 = Cte.(V_L)^{-1,1}$ e $\lambda_1 = Cte.(T_R)^{-0,55}$, cujos os expoentes -1,1 e -0,55 foram concordantes com a literatura.

Palavras-chave: Solidificação horizontal. Estruturas de solidificação. Ligas Al-Cu-Nb.

ABSTRACT

Cast Al-xCu alloys (x=1 to 5wt.%) are widely used in the automotive industries because they have high mechanical resistance (MR). The addition of alloying elements with high melting point, such as niobium, allows them to achieve MR at high temperatures. It is known that the correct control of as-cast structures allows these properties to be better designed. In this sense, aiming to study the effects of solidification thermal parameters, such as growth and cooling rates (V_L and T_R) on the structural evolution of an Al-3Cu-5Nb alloy (wt.%), horizontal solidification experiments and a thermal recording system were used. The solidified ingot was characterized to reveal the structural scale, which was evaluated by the morphology of the grains, and by the primary dendritic spacings (λ_1). The results showed the occurrence of a transition from columnar to equiaxed grains (CET) at a position in the ingot close to the heat transfer surface (HTS). The dependence of λ_1 on V_L and T_R was established through mathematical expressions given by the general formulas $\lambda_1 = Cte.(V_L)^{-1.1}$ and $\lambda_1 = Cte.(T_R)^{-0.55}$, whose exponents were in agreement with the literature.

Keywords: Horizontal solidification. Solidification structures. Al-Cu-Nb alloys.

INTRODUÇÃO

O alumínio e suas ligas têm, atualmente, participação destacada nas indústrias de fundição, especialmente no seguimento de transportes, no qual os componentes fundidos são os responsáveis pelo maior volume de produção devido à ininterrupta procura pelas indústrias automobilística e aeroespacial por produtos baseados em ligas leves (ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990; ABAL, 2020; ALUMINUM ASSOCIATION, 2013; GARCIA, 2007; BARROS 2018; BARROS *et al.*, 2015), especialmente as ligas de alto desempenho, tais como as de alumínio com adição de cobre pertencentes às séries 2XXX (trabalhadas) e 2XX.X (fundidas) com teores de Cu variando de 3 a 5%, muito usadas na fabricação de componentes automotivos, tais como bordos de ataque de aeronaves, peças estruturais, cilindros, pistões e blocos para motores (BARROS, 2018). A adição de elementos de alto ponto de fusão às ligas Al-Cu, como o Si, Mg, Ni, Ti, e Nb, proporcionam às mesmas excelente resistência mecânica em altas temperaturas, principalmente quando tratadas termicamente. O nióbio (Nb), por exemplo, tem sido um desses elementos que, em estudos recentes, foi investigado em ligas de alumínio (JESUS, 2018; SOUSA, 2019; COUTINHO *et al.*, 2019; MUNITZ; GOKHALE; ABBASCHIAN, 2000; DILLON *et al.*, 2022; NANDI *et al.*, 2003; MENDES *et al.*, 2023; AZEVEDO, 2023).

Entretanto, a imensa maioria dos produtos metálicos que atendem às necessidades imediatas da sociedade

moderna, utiliza, em algum momento da sua cadeia produtiva, o processo de solidificação, o qual representa a mais importante alternativa para a fabricação de produtos acabados e semiacabados (GARCIA, 2007). Nesse cenário, com as crescentes exigências por materiais com propriedades cada vez mais elevadas, o controle da cinética do processo de solidificação de metais e ligas metálicas vem a cada dia se consolidando como um objeto de estudo de extrema importância para a obtenção de materiais com propriedades adequadas à sua aplicação, tais como os que abordam solidificação direcional de ligas de alumínio (GARCIA, 2007; COSTA, *et al.*, 2016; DILLON *et al.*, 2022; MENDES *et al.*, 2023; KAYA, *et al.*, 2012; KAYA, *et al.*, 2013; LIMA, *et al.*, 2018; GÜNDÜZ; ÇADIRLI, 2002; BARROS *et al.*, 2015; BARROS *et al.*, 2020; BÜYÜK. *et al.*, 2020). Com o desenvolvimento de novos materiais, tais como as ligas Al-Cu-Nb, diversos aspectos de natureza física relacionados à formação das estruturas típicas de solidificação dos produtos obtidos por fundição, tanto em escala macroestrutural como microestrutural, necessitam ser ainda estudados (JESUS, 2018; SOUSA, 2019; COUTINHO *et al.*, 2019; DILLON *et al.*, 2022; NANDI *et al.*, 2003; MENDES *et al.* 2023).

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

No que se refere à macroestrutura, a mesma pode ser constituída por regiões distintas compostas de grãos

coquilhados, colunares e equiaxiais. O estudo sobre os mecanismos de surgimento dos respectivos grãos, baseados nas condições dos parâmetros impostos no processo de solidificação, teve um destaque no campo científico em meados do século XX (BOWER E FLEMINGS, 1967; BILONI, MORANDO, 1968; WALTON e CHALMERS, 1959; BILONI, CHALMERS, 1968; CHALMERS, 1968; FLEMINGS, 1974; OHNO, 1976) e mais recentemente nas últimas duas décadas (ARES e SCHVEZOV *et al.*, 2000, ARES *et al.*, 2007; ARES *et al.*, 2010; SIQUEIRA, 2002; SIQUEIRA *et al.*, 2002), por permitirem o controle das propriedades mecânicas dos metais através da geometria, dimensão, distribuição e orientação cristalográfica dos cristais produzidos durante o processo de formação do metal sólido, o que é possível através do estudo, entendimento, identificação e controle dos mecanismos geradores, tais como os parâmetros que resultantes do processo de solidificação (SIQUEIRA, 2002; SIQUEIRA *et al.*, 2002).

A previsão da transição colunar - equiaxial (TCE), por exemplo, é de grande interesse para a avaliação e o projeto das propriedades mecânicas de produtos solidificados. Nesse sentido, é necessário um razoável entendimento a respeito da influência dos parâmetros envolvidos na solidificação a fim de melhorar a eficiência e desempenho dos materiais de modo que a TCE seja considerada como um importante objeto da investigação no que diz respeito à solidificação direcional de

ligas metálicas. Por isso, é imperativo entender os mecanismos que levam a essa transição (SIQUEIRA, 2002; SIQUEIRA *et al.*, 2002).

No que tange características microestruturais, a morfologia dendrítica é a predominante nos produtos fundidos e, portanto, a mais controlada para o melhoramento das propriedades dos materiais, especialmente em ligas de alumínio (GARCIA, 2007; KAYA, *et al.*, 2013; LIMA *et al.*, 2018; GÜNDÜZ; ÇADIRLI, 2002; BARROS *et al.*, 2015; BARROS *et al.*, 2020; BÜYÜK. *et al.*, 2020). No caso de peças fundidas que apresentam estruturas dendríticas, um modo conveniente e muito utilizado para caracterizar quantitativamente a microestrutura formada consiste na medição de um parâmetro conhecido como espaçamento dendrítico, ou seja, os espaçamentos entre os braços dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3) (GARCIA, 2007; BARROS, 2018).

Ao longo das últimas décadas, através de procedimentos experimentais e métodos matemáticos de caráter analítico e/ou numérico, vários estudos vêm sendo realizados (BOUCHARD; KIRKALDY, 1997; KAYA, *et al.*, 2013; LIMA *et al.*, 2018; GÜNDÜZ; ÇADIRLI, 2002; BARROS *et al.*, 2015; BARROS *et al.*, 2020; BÜYÜK *et al.*, 2020). com a intenção de se estabelecer a melhor relação entre os espaçamentos dendríticos com os PTS, uma vez que as condições impostas durante o processo de solidificação, bem como as características termofísicas tanto do material quanto do

molde adotado, afetam diretamente as propriedades mecânicas dos produtos fundidos. A maioria desses trabalhos têm proposto relações matemáticas e tem sido consenso entre os mesmos o fato de que as expressões matemáticas dos espaçamentos dendríticos em função dos PTS sejam descritas na seguinte forma: $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3 = C \cdot (V_L, T_R)^n$ (BOUCHARD; KIRKALDY, 1997; KAYA, *et al.*, 2013; LIMA *et al.*, 2018; GARCIA, 2007; BARROS, 2018; GÜNDÜZ; ÇADIRLI, 2002), , onde C é uma constante que depende do tipo de liga, e n tem sido determinado para uma série de ligas. Bouchard e Kirkaldy (1997) propuseram um modelo matemático que relaciona λ_1 em função de T_R , onde n assume um valor de 0,50.

Novas pesquisas, tais como a elaborada no presente estudo, estão sendo desenvolvidas com ligas Al-Cu-Nb no sentido de entender melhor o efeito dos PTS, bem como de agentes externos, como a ação da gravidade, que atuam durante no processo de solidificação e, conseqüentemente, interferem na formação das estruturas brutas de solidificação e nas propriedades finais das ligas Al-Cu-Nb (JESUS, 2018; SOUSA, 2019; COUTINHO *et al.*, 2019; DILLON *et al.*, 2022; NANDI *et al.*, 2003; MENDES *et al.* 2023, AZEVEDO, 2023).

Mendes *et al.* (2023) desenvolveram investigações com ligas Al-3Cu-xNb ($x=0.5$, e e 5%), inclusive com a liga investigada no presente trabalho (A-3%Cu-5%Nb), nas mesmas condições de solidificação horizontal, nas quais avaliaram o efeito da relação

Cu/Nb na formação da TCE, sugerindo que a referida TCE ocorre para valores de Cu/Nb iguais a 1 e 0,6, ou seja, para teores de Nb iguais a 3 e 5%, enquanto que a macroestrutura do lingote solidificado da liga Al-3%Cu-0,5%Nb foi constituída completamente de grãos equiaxiais. Por sua vez, Azevedo (2003) tem reportado para a liga investigada neste trabalho a ocorrência da TCE numa posição no lingote igual a 20 mm a partir da STC. No entanto, ambos os autores (MENDES *et al.* 2023, AZEVEDO, 2023) não avaliaram quantitativamente a influência de V_L e T_R na formação da transição colunar/equiaxial, bem como não estudaram o efeito dos referidos parâmetros no crescimento dendrítico primário (λ_1).

Considerando o exposto, assim como visando dar continuidade às investigações de Mendes *et al.* (2023) e Azevedo (2023), este trabalho teve como objetivo principal estudar na liga Al-3%Cu-5%Cu solidificada horizontalmente os efeitos quantitativos dos parâmetros térmicos de solidificação, tais como a velocidade da isoterma *liquidus* e taxa de resfriamento (V_L e T_R) na formação da TCE, e no comprimento da escala microestrutural visando estabelecer uma relação entre os espaçamentos dendríticos primários (λ_1) com V_L e T_R .

MATERIAIS E MÉTODOS

A liga investigada no presente trabalho foi produzida a partir dos elementos metálicos alumínio, cobre e nióbio comercialmente puros (>99,6%)

e uma liga base Al-4%Nb. A quantidade em massa necessária de cada um destes componente foi determinada através de um cálculo estequiométrico em função da composição nominal da liga Al-3%Cu-5%Nb e o volume do molde. Maiores detalhes sobre a elaboração da liga estudada foram publicados em trabalho recente (AZEVEDO, 2023).

O aparato utilizado para a solidificação da liga e obtenção do lingote é centrado no dispositivo de solidificação horizontal mostrado na Figura 1. Ele se trata de um dispositivo

de solidificação refrigerado a água que impõe ao processo um regime transiente de extração de calor.

O controlador de temperatura do dispositivo foi ajustado para garantir um nível de superaquecimento de aproximadamente 10% acima da temperatura *liquidus* da liga (T_L). Um sistema de aquisição de dados foi usado durante a solidificação, configurado de modo a registrar o valor de temperaturas por 8 (oito) termopares tipo K (Cromel-Alumel) posicionados a 5, 10, 15, 20, 30, 50, 70 e 90 mm da base refrigerada do molde (STC).



Figura 1. Representação esquemática do dispositivo de solidificação horizontal.
Fonte: Adaptado de Lima *et al.* (2018).

Os dados térmicos gerados foram usados para determinar experimentalmente os PTS (V_L e T_R), conforme técnicas apresentadas na Figura 2.

A referida técnica se encontra detalhada em artigos publicados recentemente (COSTA *et al.*, 2019; MENDES *et al.*, 2023; AZEVEDO, 2023), a qual se baseou em traçar traçada uma reta horizontal em $y = T_L$ neste gráfico de $T = f(t)$, como mostrado na Figura 2a, e foram buscados os

pontos onde houve a interseção entre essa reta traçada e as curvas de resfriamento. Os pontos de interseção, no total de 8(oito), como observados na Figura 2b, representam o momento em que a isoterma *liquidus* passou pelos respectivos termopares. Por sua vez, foi plotado o gráfico de posição da isoterma *liquidus* em função do tempo durante a solidificação, $P = f(t)$, e a primeira derivada desta função permitiu determinar a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* em

função do tempo, ou seja, $V_L = \frac{dP}{dt}$, tal como mostrado na Figura 2b. Da mesma forma, a primeira derivada da

temperatura em função do tempo irá resultar na taxa de resfriamento, isto é, $T_R = \frac{dT}{dt}$, como mostrado na Figura 2a.

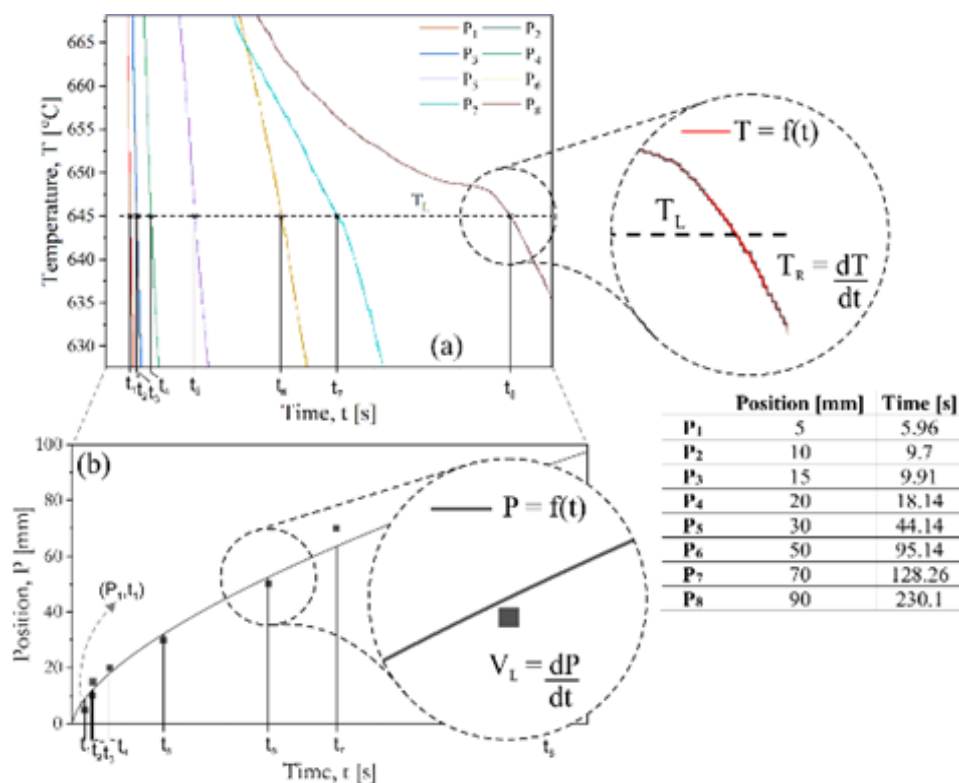


Figura 2. Técnica usada para obtenção dos valores experimentais de V_L e T_R .

Fonte: Azevedo (2023).

Após obtenção dos registros térmicos, o lingote resultante da solidificação foi submetido a técnicas metalográficas, as quais correspondem ao lixamento, polimento e ataque com reagentes químicos específicos. A macroestrutura típica de solidificação da liga foi revelada usando o reagente Keller (100 ml, por 10 ml de HF, 15 ml de HCl, 25 ml de HNO₃ e 50 ml de H₂O), sobre a superfície lixada do lingote lixado (AZEVEDO, 2023).

Uma vez caracterizada a macroestrutura e identificada a ocorrência da transição macroestrutural, iniciou-se o procedimento para

obtenção das amostras correspondentes à caracterização microestrutural, para posterior caracterização e quantificação dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1), uma vez que λ_1 é medido na região constituída de grãos colunares. Para tanto, foram retirados do lingote solidificado corpos de prova das seções transversal nas posições correspondentes a 5, 10, 15 e 20 mm. Amostras longitudinais têm sido caracterizadas para observação de dendritas equiaxiais (MENDES *et al.*, 2023). Para a revelação microestrutural se utilizou novamente o Keller em

combinação com o hidróxido de sódio (NaOH) a 5%. As medidas de λ_1 foram realizadas utilizando-se o software ImageJ, e a técnica adotada se encontra mostrada na Figura 3, a qual foi baseada no método do triângulo, utilizando-se o critério de vizinhança, que considera o valor do espaçamento primário igual à distância média entre os centros dos braços dendríticos primários (GÜNDÜZ e ÇADIRLI, 2002).

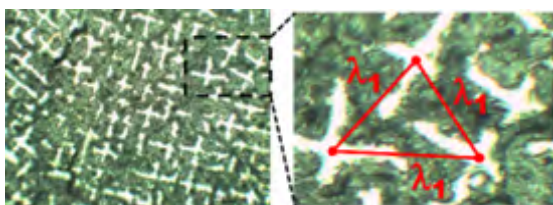


Figura 3. Técnica experimental aplicada para medição do espaçamento dendrítico primário (λ_1).

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados dos registros térmicos para os 8 termopares localizados no metal bem como os parâmetros térmicos experimentais (V_L e T_R), determinados como mostrado na Figura 2, encontram-se analisados detalhadamente por Mendes et al. (2023), os quais estão apresentados nas Figuras 4 e 5. Como esperado, devido à formação gradativa da camada de metal sólido ao longo do comprimento do lingote e do “gap” referente à transferência de calor newtoniana (GARCIA, 2007; BARROS, 2018; AZEVEDO, 2023) o fluido de refrigeração passa a exercer menor efeito na retirada de calor durante a mudança de fase líquido/sólido, tal como evidenciado

pelos comportamentos de resfriamento mais lento nos perfis de temperatura para termopares mais afastados da base refrigerada, como vistos na Figura 4a. Consequentemente, tempos menores e maiores de solidificação foram alcançados à medida que a solidificação avançou, respectivamente, como pode ser notado na Figura 4b. Assim, maiores valores de V_L e T_R foram obtidos para posições mais próximas da STC notando-se, portanto, um perfil decrescente desses valores com o avanço da solidificação, conforme verificado na Figura 5.

A Figura 6 apresenta a macrografia e micrografias reveladas para as estruturas típicas de solidificação para a liga investigada neste trabalho. Como pode ser observado, os níveis de V_L e T_R alcançados (Figura 5), devido à imposição do sistema de refrigeração do dispositivo de solidificação horizontal, exerceram influência no controle das referidas estruturas, resultando no surgimento de duas regiões distintas de grãos, colunares para altos valores de V_L e T_R , equiaxiais com a diminuição dos respectivos parâmetros para posições mais afastadas da base refrigerada. Notou-se, portanto, a ocorrência de uma transição de grãos colunares para equiaxiais (TCE) na posição igual 20 mm a partir da superfície de transferência de calor da lingoteira (STC), na qual V_L e T_R alcançaram valores de 0,64 mm/s e 4,2 °C/s, como indicados na Figura 5, sugerindo a presença de grãos colunares para valores maiores que os supracitados.

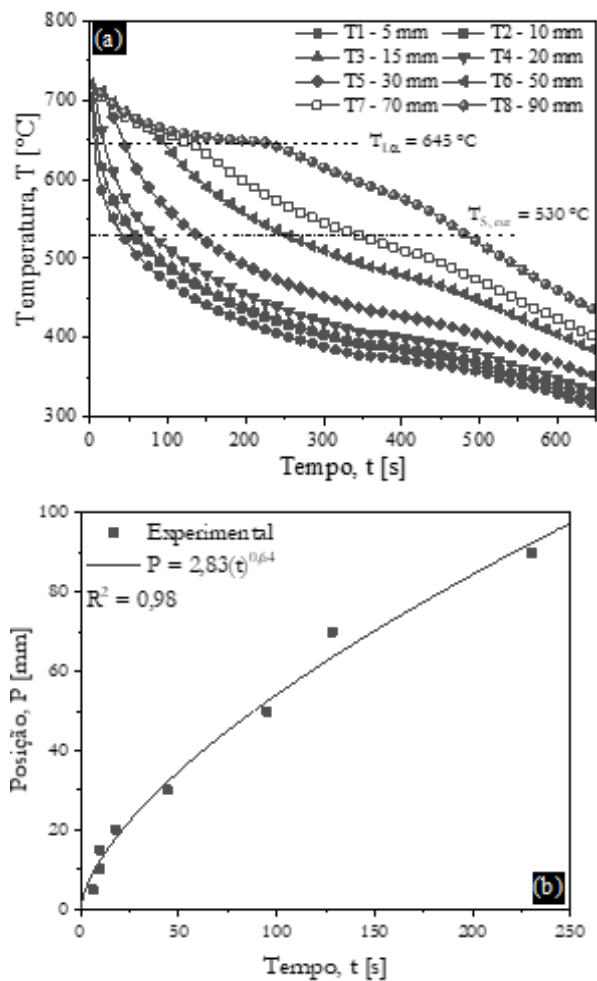


Figura 4. (a) Perfis de temperaturas para os 8 (oito) termopares, e (b) gráfico da posição da isoterma *liquidus* com uma função do tempo, $P=f(t)$.

Fonte: Azevedo (2023).

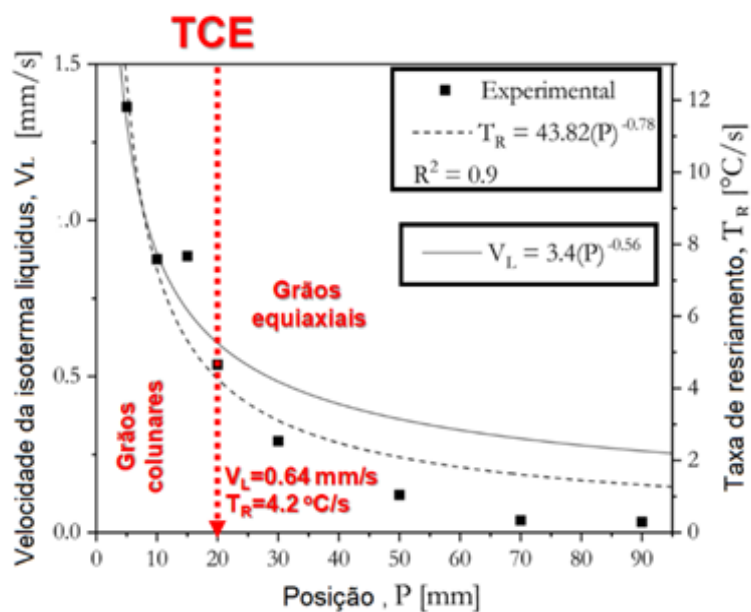


Figura 5. Resultados experimentais de $V_L = f(P)$ e $T_R = f(P)$.

Fonte: Adaptado de Azevedo (2023).

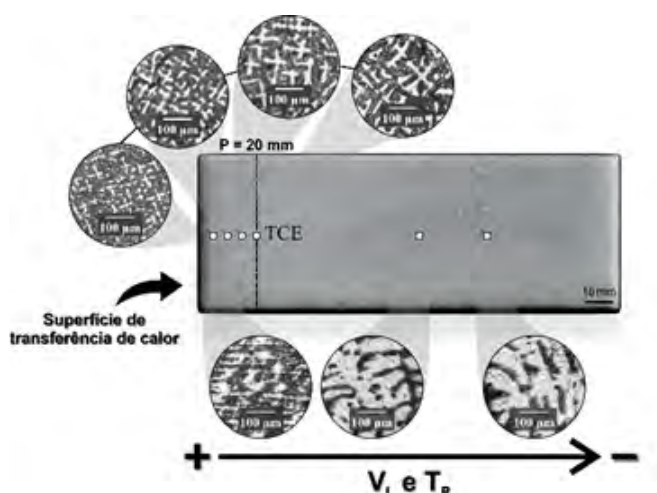


Figura 6. Estruturas típicas de solidificação em escalas macroestrutural e microestrutural.
Fonte: Adaptado de Mendes et al (2023) e Azevedo (2023).

Siqueira (2002) e Siqueira *et al.* (2002) estudaram a TCE em ligas Sn-Pb e Al-Cu solidificadas unidirecionalmente em um sistema vertical ascendente, e propuseram a ocorrência de TCE para T_R igual a 0,2 °C/s (Al-Cu), e 0,014 °C/s (Sn-Pb), sugerindo o crescimento colunar para taxas maiores que esses valores, bem menores que os encontrados no presente estudo. Por outro lado, Gomes *et al.* (2015) realizaram experimentos de solidificação horizontal com ligas Al-3%Cu e Al-3%Cu-5,5%Si e observaram a ocorrência da TCE numa região de variação T_R , ou seja, 0,72 a 0,44 °C/s, e 1.84 a 0.9 °C/s, respectivamente, em vez de uma T_R única como proposto no presente trabalho (4,2 °C/s). Em análise comparativa entre os respectivos estudos, constata-se, portanto, que a presença do Nb na liga Al-3%Cu-5%Nb parece antecipar o crescimento de grãos colunares para altas taxas de resfriamento, ou seja, para $T_R > 4,2$ °C/s.

Como reportado, as estruturas de solidificação são controladas pelos parâmetros impostos no processo, confirmado neste trabalho pelos

resultados obtidos na Figura 6, bem como nos apresentados na Figura 7, a qual representa a dependência dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) como uma função da posição no lingote (P), V_L e T_R . Pode-se notar, claramente, na microestrutura da liga, os efeitos das condições iniciais impostas ao processo de solidificação, resultando em uma estrutura consideravelmente mais refinada para posições próximas da STC quando comparadas às mais distantes que se apresentam mais grosseiras. Isto tem permitido propor expressões matemáticas do tipo potência, dadas pelas equações $\lambda_1 = 60(V_L)^{-1.1}$ e $\lambda_1 = 214.7(T_R)^{-0.55}$ que caracterizam as leis de crescimento de λ_1 com V_L e T_R respectivamente, nas quais os expoentes -1.1 e -0.55 estão concordantes com resultados da literatura para outros sistemas de ligas solidificadas por diferentes condições de crescimento de solidificação direcional tanto vertical (COSTA *et al.*, 2019) quanto horizontal, como a assumida no presente trabalho (LIMA *et al.*, 2018; BARROS 2018).

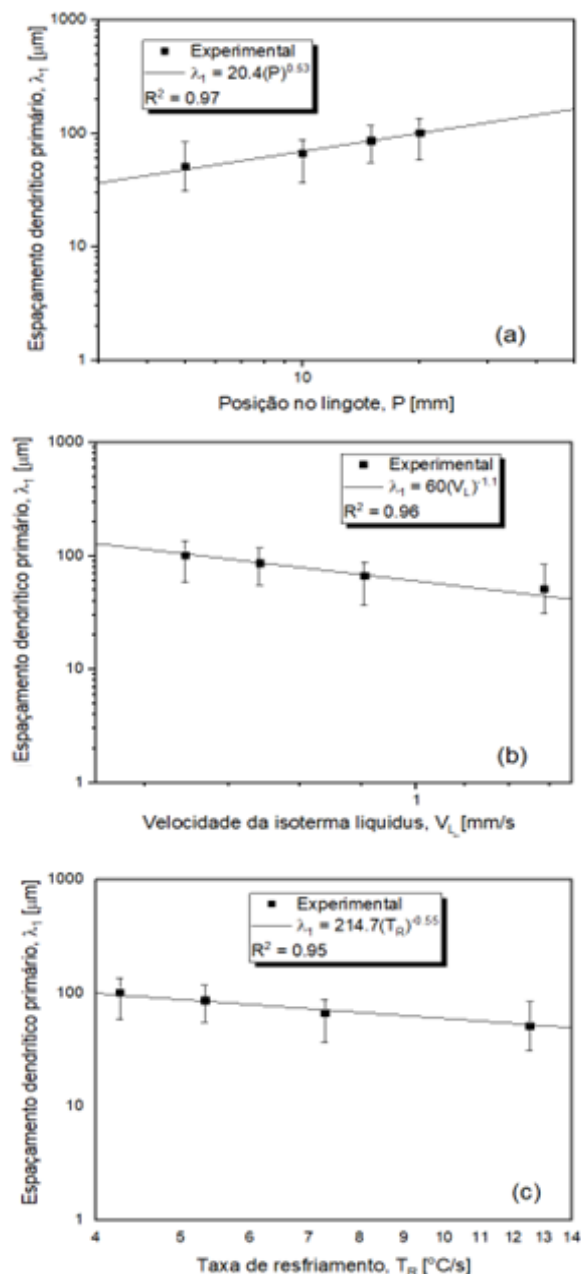


Figura 7. Variação dos espaçamentos primários (λ_1) como uma função da: (a) posição do lingote solidificado (P), (b) V_L e (c) T_R .

Fonte: Adaptado de Hoffmann *et al.* (2023).

CONCLUSÃO

Os resultados experimentais e análises correspondentes permitiram estabelecer as seguintes principais conclusões:

Verificou-se que a macroestrutura típica da solidificação horizontal, sob as

condições assumidas, apresentou duas regiões distintas de grãos, que foram controladas pelos parâmetros térmicos de solidificação, V_L e T_R . A primeira constituída por grãos colunares, notada para valores de V_L e T_R maiores que 0,64 mm/s e 4,2 $^{\circ}\text{C/s}$, respectivamente, e a segunda formada por grãos equiaxiais, verificada para valores de

V_L e T_R menores do que os referidos acima.

Evidenciou-se que microestruturas mais refinadas, ou seja, menores valores de espaçamentos dendríticos primários (λ_1), foram alcançadas para maiores valores de V_L e T_R . Expressões matemáticas do tipo potência foram propostas, as quais caracterizaram a variação nas formas gerais $\lambda_1 = C \cdot (V_L, T_R)^n$, assumidas no presente trabalho como as leis de crescimento dendríticos de braços primários para a liga investigada, com os valores do expoente $n = (-1.1$ e $-0.55)$ concordantes com resultados da literatura.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o apoio financeiro do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará (IFPA), Universidade Federal do Pará (UFPA/ITEC/PPGEM/PROAP/CAPES), e CNPq - Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (Processos 304924/2020-2 e 160474/2021-3).

REFERÊNCIAS

ABAL – Associação Brasileira de Alumínio. **Perfil da Indústria Brasileira de Alumínio**. 2020. Disponível em: <<http://abal.org.br/estatisticas/nacionais/perfil-da-industria/>>. Acesso em: 15/07/2022.

Aluminum Association. Aluminum standards and data. The Aluminum

Association, Inc., 2013.

ARES, A. E.; GASSA, L. M.; GUEIJMAN, S. F.; SCHVEZOV, C. E. **Correlation between thermal parameters, structures, dendritic spacing and corrosion behavior of Zn–Al alloys with columnar to equiaxed transition**. Journal of Crystal Growth, V. 310, p. 1355-1361, 2007.

ARES, A. E.; GUEIJMAN, S. F.; SCHVEZOV, C. E. **An experimental investigation of the columnar-to-equiaxed grain transition in aluminum-copper hypoeutectic and eutectic alloys**. Journal of Crystal Growth, V. 312, p. 2154-2170, 2010.

ARES, A. E.; SCHVEZOV, C.E. **Solidification parameters during the columnar-to-equiaxed transition in lead-tin alloys**. Metallurgical and Materials Transactions A, V. 31, p. 1611-1625, 2000.

ASM Handbook Committee. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. Ohio, 1990.

AZEVEDO, H. A. M. **Efeito dos parâmetros de solidificação e do tratamento térmico T6 na microestrutura, microdureza, desgaste e condutividade elétrica da liga Al-3%Cu-5%Nb**. Mestrado em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, 2023.

BARROS, A.; CRUZ, C.; SILVA, A. P.; CHEUNG, N.; GARCIA, A.; ROCHA, O.; MOREIRA, A. **Length scale of solidification microstructure tailoring corrosion resistance and microhardness in T6 heat treatment of an Al–Cu–Mg alloy.** Corrosion Engineering, Science and Technology, V. 55, n. 6, p. 471-479, ago. 2020.

BARROS, A. S.; MAGNO, I. A.; SOUZA, F. A.; MOTA, C. A.; MOREIRA, A. L.; SILVA, M. A.; ROCHA, O. L. **Measurements of microhardness during transient horizontal directional solidification of Al-rich Al-Cu alloys: effect of thermal parameters, primary dendrite arm spacing and Al₂Cu intermetallic phase.** Metals and Materials International, V. 21, p. 429-439, 2015.

BARROS, A. S. **Solidificação horizontal das ligas Al-3%Cu e Al-3%Cu-0,5%Mg: estrutura dendrítica, microdureza, resistência à corrosão e aplicação do tratamento térmico T6 na liga ternária.** Mestrado em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, 2018.

BILONI, H.; CHALMERS, B. **Origin of the Equiaxed Zone in Small Ingots.** Journal of Material Science, V. 3, p. 139, 1968.

BILONI, H.; MORANDO, R. **On the nature of the chill zone in ingot solidification.** Transactions of the Metallurgical Society of AIME, V. 242,

p. 1121, 1968.

BOUCHARD D, KIRKALDY J. S. **Prediction of dendrite arm spacings in unsteady and steady-state heat flow of unidirectionally solidified binary alloys.** Metallurgical and Materials Transactions B, V. 28, n. 4, p. 651–663, ago. 1997.

BOWER T. F.; FLEMINGS M. C. **Formation of the zone in ingot solidification.** Transactions of the Metallurgical Society of AIME, V. 239, p. 216, 1967.

BÜYÜK, U.; ENGIN, S.; KAYA, H.; ÇADIRLI, E.; MARAŞLI, N. **Directionally Solidified Al–Cu–Si–Fe Quaternary Eutectic Alloys.** Physics of Metals and Metallography, V. 121, n. 1, p. 78–83, 2020.

CHALMERS, B. **The structure of ingots.** The Journal of the Australian Institute of Metals, V. 8, p. 255, 1968.

COSTA, T. A.; DIAS, M.; GOMES, L. G.; ROCHA, O. L.; GARCIA, A. **Effect of solution time in T6 heat treatment on microstructure and hardness of a directionally solidified Al–Si–Cu alloy.** Journal of Alloys and Compounds, V. 683, p. 485–494, out. 2016.

COSTA, T. A.; DIAS, M.; SILVA, C.; FREITAS, E.; SILVA, A. P.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. **Measurement and**

interrelation of length scale of dendritic microstructures, tensile properties, and machinability of Al-9wt%Si-(1wt%Bi) alloys. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, V. 105, p.1391-1410, 2019.

COUTINHO, M. M.; SARAIVA, J. I. S.; SOUSA, T. P.; ROSA, D. M. **Upward Unsteady-State Solidification of Dilute Al-Nb Alloys: Microstructure Characterization, Microhardness, Dynamic Modulus of Elasticity, Damping, and XRD Analyses.** Metals, V. 9, n. 6, p. 713, 2019.

DILLON, T.; MENDES, G.; AZEVEDO, H.; RODRIGUES, H.; PEREIRA, P.; ROCHA, O. **Effects of Growth and Cooling Rates Via Horizontal Solidification of an AlCuNb Alloy: A Thermal, Microstructural and Mechanical Analysis.** Transactions of the Indian Institute of Metals, V. 75, p. 1429–1439, 2022.

FLEMINGS, M. C. **Solidification Processing.** New York, 1974.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e aplicações.** Editora da UNICAMP, Campinas, 2007.

GOMES, C. H. U.; KIKUCHI R. H. L.; BARROS, A. S.; SILVA, J. N. S.; SILVA, M. A. P. S.; SEABRA A. L. S.; ROCHA, O. F. L. **On the Natural Convection in the Columnar to Equiaxed Transition**

in Directionally Solidified Aluminum-based Binary and Multicomponent Alloys. Materials Research, V.18(6), p.1362-1371, 2015.

GÜNDÜZ, M.; ÇARDILI, E. **Directional Solidification of Aluminium–Copper Alloys.** Materials Science and Engineering A, V. 327, p. 167–185, 2002.

HOFFMANN, E. C.; FEIO, B. Y. G.; AZEVEDO, H. A. M.; RODRIGUES, H.; ROCHA, O. F. L. **Unsteady-state Solidification Thermal Parameters Affecting Growth of Primary Dendritic Arms in an AlCuNb Alloy,** presented in Poster form by Evaldo da Cruz Hoffmann at the XXI B-MRS Meeting, in Maceió-AL, from 01st to 05th of October 2023.

JESUS, E. S. **Influência da Granulometria de Nióbio e Tempo de Moagem na Obtenção da Liga Al1,2%Nb via Metalurgia do Pó.** Mestrado em Ciências Mecânicas, Universidade de Brasília, 2018.

KAYA, H.; BÖYÜK, U.; ÇADIRLI, E.; MARAŞLI, N. **Influence of growth rate on microstructure, microhardness, and electrical resistivity of directionally solidified Al-7 wt% Ni hypo-eutectic alloy.** Metals and Materials International, V. 19, n. 1, p. 39–44, 2013.

KAYA, H.; BÖYÜK, U.; ÇADIRLI,

E.; MARAŞLI, N. **Measurements of the microhardness, electrical and thermal properties of the Al-Ni eutectic alloy.** Materials & Design, V. 34, p. 707-712, 2012.

LIMA, J. O.; BARBOSA, C. R.; MAGNO, I. A. B.; NASCIMENTO, J. M.; BARROS, A. S.; OLIVEIRA, M. C.; SOUZA, F. A.; ROCHA, O. L. **Microstructural evolution during unsteady-state horizontal solidification of Al-Si-Mg (356) alloy.** Transactions of Nonferrous Metals Society of China, V. 28, n. 6, p. 1073-1083, jun. 2018.

MENDES, G.; AZEVEDO, H.; DILLON, T.; RODRIGUES, H.; HOFFMAN, E.; ROCHA, O. **The Cu/Nb ratio influencing microstructure, mechanical and electrical properties in as-cast Al₃Cu_xNb alloys.** Transactions of the Indian Institute of Metals, 2023.

MUNITZ, A.; GOKHALE, A. B.; ABBASCHIAN, R. **The effect of supercooling on the microstructure of Al-Nb alloys.** Journal of Materials Science, V. 35, n. 9, p. 2263-2271, 2000.

NANDI, P.; CHATTOPADHYAY, P. P.; PABI, S. K.; MANNA, I. **Solid-state synthesis of Al-based amorphous and nanocrystalline Al-Cu-Nb alloys.** Materials Science and Engineering: A, V. 359, n. 1-2, p. 11-17, 2003.

OHNO, A. **The Solidification of Metals.** Japan, Chijin Shokan, 1976.

SIQUEIRA FILHO, C. A. **Influência de Parâmetros Térmicos de Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial.** Doutorado em Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2002.

SIQUEIRA FILHO, C. A.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. **Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition.** Metallurgical and Materials Transactions A, V. 33A, p. 2107-2118, 2002.

SOUSA, T. P. **Evolução da microestrutura bruta de fusão de ligas Al-Cu-Nb solidificadas unidirecionalmente.** Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia, Faculdade UnB Gama, Universidade de Brasília, 2019.

WALTON, D.; CHALMERS, B. **The origin of the preferred orientation in the columnar zone of ingots.** Transactions of the Metallurgical Society of AIME, V. 215, p. 447-457, 1959.