

INFLUÊNCIA DAS VARIÁVEIS TÉRMICAS DE SOLIDIFICAÇÃO NA MICROESTRUTURA E DUREZA DA LIGA CU-14AL-5NI-5FE

Rogério Teram, rogerioteram@ifsp.edu.br¹
Givanildo Alves dos Santos, givanildo@ifsp.edu.br¹
Maurício Silva Nascimento, mauricio.nascimento@ifsp.edu.br¹
Francisco Yastami Nakamoto, nakamoto@ifsp.edu.br¹
Vinicius Torres dos Santos, vinicius.ts1@hotmail.com^{1, 2, 3}
Márcio Rodrigues da Silva, marcio.rdrgrs.slv@gmail.com^{2, 3}
Antônio Augusto Couto, acouto@ipen.br^{4, 5}

¹Instituto Federal de Educação, Ciências e Tecnologia de São Paulo, Rua Pedro Vicente, 625 - Canindé, São Paulo, SP.

²Centro Educacional da Fundação Salvador Arena, Estrada dos Alvarengas, 4001 - Alvarenga, São Bernardo do Campo, SP.

³Termomecânica São Paulo S.A., Av. Caminho do Mar, 2600 - Rudge Ramos, São Bernardo do Campo, SP.

⁴Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Av. Prof. Lineu Prestes, 2242 - Butantã, São Paulo, SP.

⁵Universidade Presbiteriana Mackenzie, Rua da Consolação, 930 - Consolação, São Paulo, SP.

Resumo. O objetivo desse trabalho é analisar a influência das variáveis térmicas de solidificação da liga Cu-14Al-5Ni-5Fe na microestrutura e dureza obtida após a solidificação do lingote. A liga foi solidificada em um dispositivo de resfriamento unidirecional ascendente. O calor foi extraído direcionalmente através de refrigeração à água em uma base de aço ABNT 1020. As microestruturas foram analisadas através de microscopia eletrônica de varredura (MEV). As variáveis térmicas de solidificação velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L) e taxa de resfriamento (T_R) foram avaliadas em função da distância da superfície de extração de calor. A dureza foi medida nas posições dos termopares do lingote. Como resultado observou-se que maiores taxas de resfriamento apresentam maiores valores de dureza. Os valores de dureza, quando comparados com a liga comercial Cu-10Al-5Ni-5Fe, apresentada em trabalhos anteriores, foram superiores tendo como base ligas sem tratamentos térmicos posteriores.

Palavras chave: Cu-Al-Ni-Fe. Solidificação. Resfriamento. Dureza.

1. INTRODUÇÃO

Devido à sua excelente condutividade (elétrica e térmica) e por sua elevada resistência à corrosão, o cobre vem sendo amplamente utilizado na indústria. Porém essa utilização acaba sendo limitada pela baixa resistência mecânica do cobre puro, que apresenta valores de resistência à tração próximos de 170 MPa. Torna-se relevante, nesse caso, o estudo de ligas de cobre de modo a assegurar a sua excelente condutividade e resistência à corrosão, bem como obter melhores propriedades mecânicas ampliando assim seu campo de utilização.

Estudos metalúrgicos sobre as transformações de fases que ocorrem durante o resfriamento de uma liga são indispensáveis, tendo em vista que as variáveis térmicas de solidificação como velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L) e a taxa de resfriamento (T_R) influenciam na formação das fases e dos intermetálicos.

A solidificação unidirecional ascendente consiste em resfriar um metal de baixo para cima. Isso é alcançado através de um resfriamento da superfície inferior do molde evitando-se ao mesmo tempo a extração de calor pelas paredes laterais do molde (Cruz, 2018). Essa técnica de solidificação permite minimizar os efeitos de convecção no metal líquido (Garcia, 2007).

As fases presentes na microestrutura das ligas de Cobre Alumínio Níquel Ferro são consideradas complexas, pois uma quantidade elevada de intermetálicos se formam durante o resfriamento (Culpan e Rose, 1978; Weston, 1981; Jahanafrooz *et al.*, 1983; Meigh, 2000; *apud* Santos *et al.*, 2017). As fases da liga em questão podem ser vistas no diagrama de fases do sistema Cobre-Alumínio com adição de 5% de níquel e 5% de ferro ilustrado na Fig. 1. Considerando 14% (em massa) de alumínio, nota-se a presença de fases sólidas como alfa (α), beta (β), kappa (κ) e gama 2 (γ_2), as quais apresentam morfologias e composições químicas distintas, interferindo, consequentemente, nas propriedades mecânicas da liga (Faires, 2003; Pierce, 2004; Richardson, 2016; *apud* Santos *et al.*, 2017).

Os objetivos deste trabalho são analisar, em um dispositivo de solidificação unidirecional ascendente, a solidificação da liga Cu-14Al-5Ni-5Fe através do monitoramento da temperatura em função do tempo em pontos específicos do molde de modo que se possa obter correlações entre V_L e T_R em função da distância da superfície de troca de calor (P); obter correlações entre dureza (HB) e as variáveis térmicas e analisar a microestrutura resultante pela técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV).

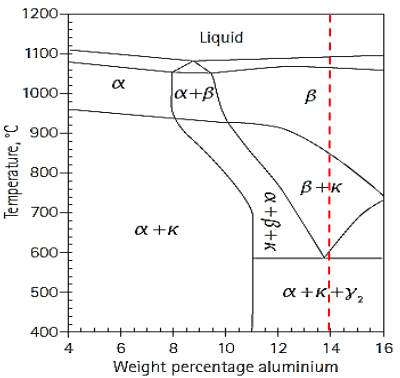


Figura 1. Diagrama pseudo binário parcial da liga Cu-Al com adição de 5% de níquel e 5% de ferro (Meigh, 2000 *apud* Richardson, 2016).

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais utilizados no estudo foram extraídos de barras de cobre, alumínio e níquel e de chapas de aço sendo, aproximadamente em massa, 14% de alumínio, 5% de níquel, 5% de aço e o restante de cobre onde, após o processo de fusão e solidificação, foi encontrada a composição química mostrada na Tabela 1. A análise da composição química foi realizada em equipamento de espectrometria de fluorescência de raios X, modelo MagiX FAST da marca PANalytical.

Tabela 1. Composição química obtida após o processo de solidificação.

Elementos (%m)				
Al	Ni	Fe	Impurezas	Cu
14,234	5,448	5,393	1,487	Restante

2.1. Métodos

O equipamento principal do estudo, o dispositivo de solidificação direcional ascendente (Fig. 2a), é constituído por sistema de resistências elétricas circulares de alta potência (12 kW) e possui na base inferior central um sistema de refrigeração a água utilizado no processo de solidificação. O sistema de solidificação direcional é composto de um tubo que serve ao mesmo tempo de base para a chapa de aço ABNT 1020 com 5 mm de espessura, a qual é resfriada pela água. Sobre a chapa de aço é inserida a lingoteira de tubo de aço inoxidável AISI 304 bipartido com diâmetro interno de 60 mm, diâmetro externo de 76 mm e altura de 160 mm, tendo suas paredes internas revestidas com cimento refratário tipo GF-180 da marca Unifrax. Um dos lados bipartidos da lingoteira possui canais para acesso dos termopares, tipo K, sendo esses canais posicionados a 4, 8, 12, 16, 35 e 53 mm da base (Fig. 2b). Os termopares são ligados a um aquisitor de dados modelo NI 9212 e a um chassi modelo NI cDAQ 9171, ambos da marca *National Instruments*, que enviam a um computador, através de um cabo USB, os dados de temperatura em função do tempo de cada termopar a uma taxa de um dado por segundo. Foi utilizado o software NI DAQExpress 2.0 para extração dos dados. A vazão de água utilizada no sistema de refrigeração foi de 18 L/min.

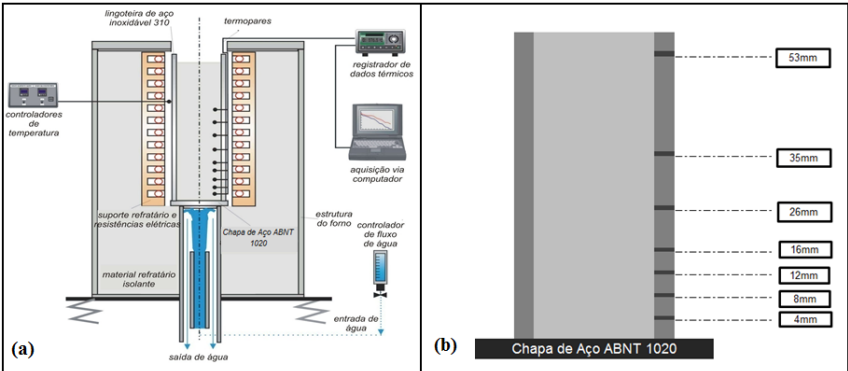


Figura 2. (a) Dispositivo de solidificação unidirecional ascendente (adaptado de Santos, 2009);
(b) Desenho esquemático da posição dos termopares em função da chapa de aço ABNT 1020 (Santos *et al.*, 2017).

A fusão do material foi realizada em um forno elétrico tipo mufla, modelo MAC 1700/80 da marca Fortelab, de 18 kW de potência. Após a fusão do material, à uma temperatura de 1.250 °C, em um cadinho de grafite revestido com cimento refratário, o metal líquido foi depositado na lingoteira posicionada dentro do dispositivo de solidificação. Após a deposição, quando a temperatura do dispositivo de solidificação atingiu a temperatura de 1.140 °C, o sistema de refrigeração foi acionado e o dispositivo de solidificação desligado. O sistema de refrigeração ficou acionado até a obtenção de temperatura inferior a 550 °C no termopar mais distante da base de troca de calor.

Para obtenção das amostras para análise estrutural e mecânica utilizou-se uma máquina de eletroerosão a fio, modelo DWC90C da marca Mitsubishi, para corte e retirada do trecho central do lingote permitindo a obtenção dos corpos de prova referentes a cada posição dos termopares. Estes corpos de prova foram embutidos e preparados em conformidade com a norma ASTM E3 (2012), mediante lixamento e polimento na politriz/lixadeira metalográfica, modelo PVV da marca Teclago. A micrografia foi realizada imergindo os corpos de prova em reagente composto por 10,7% de ácido clorídrico e 3,4% de cloreto férrico por 25 segundos.

A propriedade mecânica avaliada foi a dureza - conforme norma ASTM E10 (2012), utilizando carga de 62,5 kgf e esfera de 2,5 mm - através do durômetro universal, modelo UH-930 da marca Wilson.

3. RESULTADOS

Com base na análise dos dados térmicos da solidificação, realizou-se o gráfico das curvas de resfriamento (Fig. 3a). A temperatura *liquidus* (T_L) de 1.090 °C para a liga em estudo foi obtida no diagrama de fases apresentado na Fig. 1.

A função $P = f(t)$ foi definida experimentalmente pela intersecção da reta equivalente a temperatura *liquidus* (T_L) da liga com a curva de resfriamento de cada termopar. Por meio dessa intersecção da reta determina-se o tempo de passagem da isoterma *liquidus* para cada posição de termopar. A derivada da função $P = f(t)$ permitiu a obtenção dos respectivos valores experimentais para as velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L), o que corresponde à passagem da frente líquida por cada termopar. Os valores da taxa de resfriamento (T_R) para cada posição dos termopares foram obtidos experimentalmente a partir das intersecções da reta da temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento de cada termopar, através do resultado da leitura direta do quociente das temperaturas antes e depois da temperatura *liquidus* (T_L) e dos tempos correspondentes, isto é, $\Delta T/\Delta t$ (Nascimento *et al.*, 2017). Com isso, temos:

$$P = 1,75. (t_L)^{0,66} \quad (1)$$

$$V_L = 1,55. (P)^{-0,52} \quad (2)$$

$$T_R = 16,09. (P)^{-1,01} \quad (3)$$

sendo que P = posição em relação ao ponto de resfriamento (mm), t_L = tempo de passagem da isoterma *liquidus* pela posição em estudo (s), V_L = velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (mm/s) e T_R = taxa de resfriamento.

Na Figura 3b nota-se que quanto maior a distância do ponto de resfriamento, maior o tempo de passagem da isoterma *liquidus*, na Fig. 4a observa-se maior velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* nos pontos localizados próximos à base de aço ABNT 1020, evidenciando a maior extração de calor pelo sistema experimental e na Fig. 4b pode-se observar a redução progressiva da taxa de resfriamento para posições mais distantes da interface metal/molde. Os valores apresentados nos gráficos a seguir foram obtidos pelo método dos mínimos quadrados usando o software *Origin*.

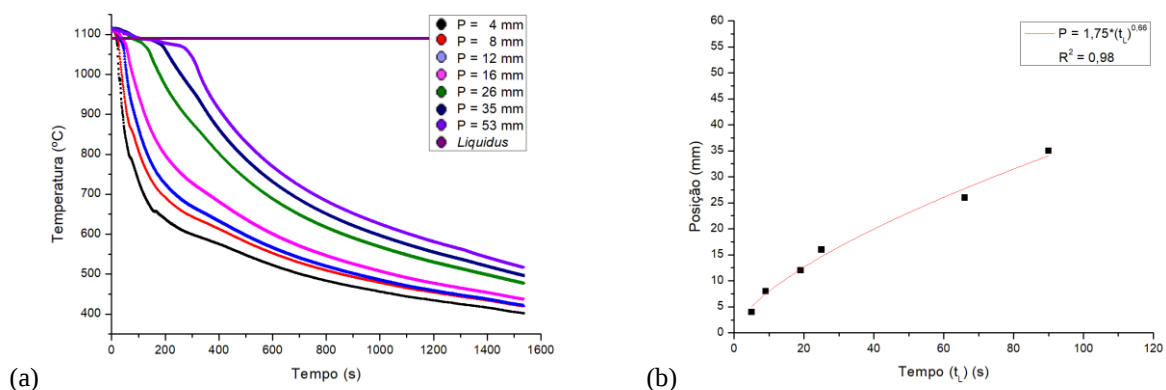


Figura 3. (a) Curvas de resfriamento por termopar: Temperatura (T) em função do tempo (t);
(b) Posição do termopar (P) em função do tempo de passagem da isoterma *liquidus* (t_L).

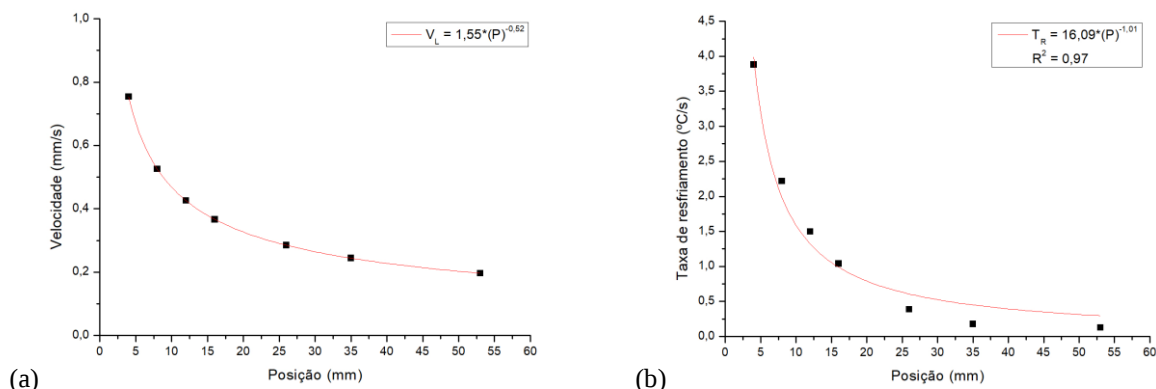


Figura 4. (a) Velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L) em função da Posição do termopar (P);
 (b) Taxa de resfriamento (T_R) em função da Posição do termopar (P).

Por meio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV), modelo JSM-6510 da marca Jeol, foram obtidas as seguintes microestruturas com ampliação de 5.000x para cada posição do termopar conforme mostrado na Fig. 5. Hasan *et al.* (1982) estudaram a morfologia, cristalografia e composição das fases presentes na liga Cu-10Al-5Ni-5Fe, determinando as características de cada fase. Jahanafrooz *et al.* (1983) estudaram o mecanismo de formação de fases na liga Cu-10Al-5Ni-5Fe durante a solidificação. Pisarek (2013) propôs um modelo de cristalização para ligas de Cu-Al-Ni-Fe. Os microconstituintes nas imagens de MEV obtidos neste trabalho foram identificados com base na similaridade das imagens de MEV apresentadas pelos autores mencionados acima.

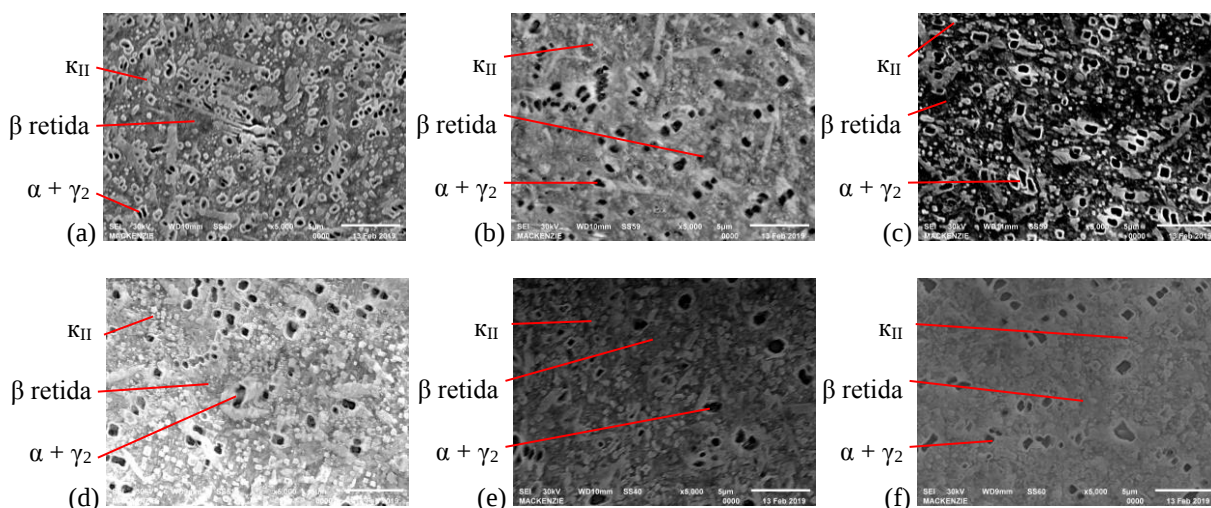


Figura 5. Micrografias obtidas em função da posição: (a) 4mm; (b) 8 mm; (c) 12mm; (d) 16 mm; (e) 35 mm; (f) 53 mm.

O intermetálico γ_2 encontrado nas micrografias da Fig. 5 é característico do alto teor de alumínio na liga. Esse intermetálico é prejudicial por reduzir o desempenho da liga para resistência à corrosão. O fato dessa liga possuir em sua composição teores de Fe e Ni, essa fase aparece em menor quantidade, uma vez que esses elementos se ligam ao Al formando os microconstituintes K_{II} . Também é observado o aparecimento da fase “ β retida” causada pela alta taxa de resfriamento. Esta fase é martensítica dando maiores valores de dureza para a liga.

Os valores de dureza podem ser correlacionados em função das posições dos termopares no molde conforme pode ser observado na Fig. 6. Também são apresentados os valores de dureza em função da taxa de resfriamento (T_R).

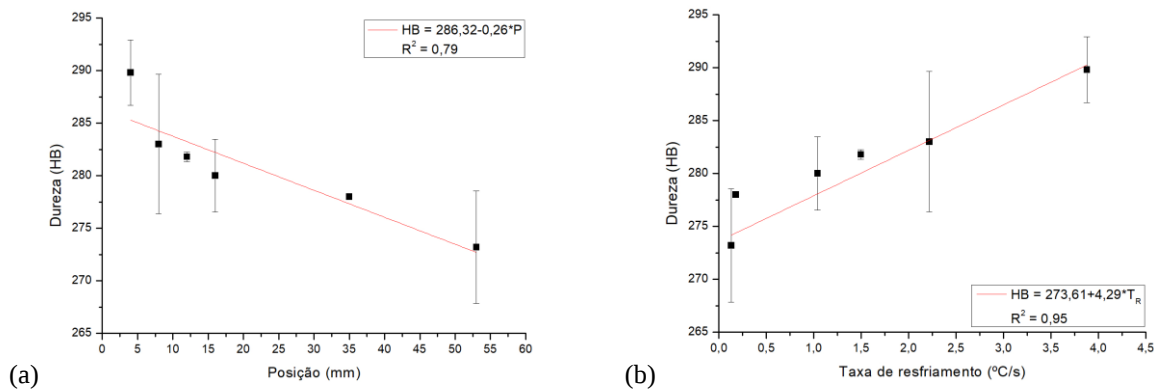


Figura 6. Dureza (HB) em função: (a) da Posição do termopar (P); (b) da Taxa de resfriamento (T_R).

4. CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos nas variáveis térmicas de solidificação conclui-se que:

- Com o avanço da isoterma *liquidus* os valores experimentais de V_L e T_R diminuem, ou seja, pontos mais próximos da base de extração de calor possuem valores maiores de velocidade, de taxa de resfriamento e de dureza.
- Os pontos mais escuros mostrados na Fig. 5 são a fase alfa (α) + o intermetálico gama 2 (γ_2), os pontos mais claros são os intermetálicos kappa II (κ_{II}) e as regiões mais escuras são a fase “beta retida” (β), fases estas que podem ser evidenciadas em todas as posições analisadas.
- A dureza do material, quando comparada com ligas comerciais similares, tais como Cu-10Al-5Ni-5Fe, teve um aumento, saltando do valor médio de 184,8 HB (Santos *et al.*, 2017) para o valor médio de 273,2 HB na mesma posição (53 mm).
- A adição de alumínio e consequentemente a redução de cobre proporcionou um aumento de dureza sem a necessidade de processos adicionais após a fusão do material o que possibilita uma redução de massa, custo e tempo na utilização da liga estudada.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a Termomecanica São Paulo S.A., a Fundação Salvador Arena e ao Centro Educacional da Fundação Salvador Arena pela disponibilização do material e pela realização da análise da composição química e das durezas, bem como ao IFSP - Câmpus São Paulo pela disponibilização do laboratório de solidificação e ao Instituto Presbiteriano Mackenzie pelo auxílio na obtenção das imagens através do MEV.

6. REFERÊNCIAS

- ASTM E3, 2012. “Preparation of Metallographic Specimens”, ASTM International: West Conshohocken, PA, USA.
- ASTM E10, 2012. “Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials”, ASTM International: West Conshohocken, PA, USA.
- Cruz, R. A., 2018, “Estudo sobre a influência das variáveis térmicas de solidificação na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga Cu-8,5%Sn”, Dissertação de Mestrado, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo, IFSP, São Paulo (SP).
- Garcia, A., 2007, “Solidificação: Fundamentos e Aplicações”, Editora da Universidade Estadual de Campinas - Unicamp, 2. ed., Campinas.
- Hasan, F.; Jahanafrooz, A.; Lorimer, G. W.; Ridley, N., 1982. The morphology, crystallography, and chemistry of phases in as-cast nickel aluminum bronze. *Metallurgical Transaction A*, vol. 13A, p.1337-1345.
- Jahanafrooz, A.; Hasan, F.; Lorimer, G.W.; Ridley, N., 1983. Microstructural development in complex nickel aluminum bronzes. *Metallurgical Transaction A*, v. 14A, p. 1951-1956.
- Pisarek, B. P., 2013. Model of Cu-Al-Fe-Ni bronze crystallization. *Archives of Foundry Engineering*. 13(3), 72-79.
- Richardson, I., 2016, “Guide to Nickel Aluminum Bronze for Engineers”, Copper Development Association, N° 222.
- Nascimento, M. S.; Frajuca, C.; Nakamoto, F. Y.; Santos, G. A. dos; Couto, A. A., 2017. Correlação entre variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e resistência mecânica da liga Al-10%Si-2%Cu. *Matéria (Rio de Janeiro)*, 22(1), e11774. Epub 06 de abril de 2017. 12 Dec. 2017 <<https://dx.doi.org/10.1590/s1517-707620170001.0106>>.
- Santos, G. A., 2009, “Correlação entre Variáveis Térmicas de Solidificação, Microestrutura e Comportamento Mecânico de Ligas Al-Zn e Al-Cu-Li”, Tese de Doutorado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, ITA, São J. dos Campos (SP).

Santos, V. T., 2017, “Correlação entre as variáveis térmicas de solidificação, microestrutura, microdureza e dureza da liga Bronze Alumínio Níquel CuAl10Ni5Fe5”, Dissertação de Mestrado, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo, IFSP, São Paulo (SP).

7. RESPONSABILIDADE PELAS INFORMAÇÕES

Os autores são os únicos responsáveis pelas informações incluídas neste trabalho.

INFLUENCE OF THERMAL SOLIDIFICATION VARIABLES IN MICROSTRUCTURE AND HARDNESS OF CU-14AL-5NI-5FE ALLOY

Rogério Teram, rogerioteram@ifsp.edu.br¹
Givanildo Alves dos Santos, givanildo@ifsp.edu.br¹
Maurício Silva Nascimento, mauricio.nascimento@ifsp.edu.br¹
Francisco Yastami Nakamoto, nakamoto@ifsp.edu.br¹
Vinicius Torres dos Santos, vinicius.ts1@hotmail.com^{1, 2, 3}
Márcio Rodrigues da Silva, marcio.rdrgrs.slv@gmail.com^{2, 3}
Antônio Augusto Couto, acouto@ipen.br^{4, 5}

¹Instituto Federal de Educação, Ciências e Tecnologia de São Paulo, Rua Pedro Vicente, 625 - Canindé, São Paulo, SP.

²Centro Educacional da Fundação Salvador Arena, Estrada dos Alvarengas, 4001 - Alvarengas, São Bernardo do Campo, SP.

³Termomecânica São Paulo S.A., Av. Caminho do Mar, 2600 - Rudge Ramos, São Bernardo do Campo, SP.

⁴Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Av. Prof. Lineu Prestes, 2242 - Butantã, São Paulo, SP.

⁵Universidade Presbiteriana Mackenzie, Rua da Consolação, 930 - Consolação, São Paulo, SP.

Abstract: The objective of this work is to analyze the influence of the solidification variables of Cu-14Al-5Ni-5Fe alloy on the microstructure and hardness obtained after the solidification of the ingot. The alloy was solidified in an upwardly unidirectional cooling device. Heat was extracted directionally through water cooling on an ABNT 1020 steel base. The microstructures were analyzed by scanning electron microscopy (MEV). The thermal variables of solidification of the displacement velocity of the liquidus isotherm (V_L) and cooling rate (T_R) were evaluated as a function of the distance of the heat extraction surface. The hardness was measured at the positions of the ingot thermocouples. As a result, it was observed that higher cooling rates have higher hardness values. The hardness values presented, when compared with Cu-10Al-5Ni-5Fe commercial alloy presented in previous works, were based on alloys without the subsequent heat treatments.

Keywords: Cu-Al-Ni-Fe. Solidification. Cooling. Hardness.

RESPONSIBILITY NOTICE

The authors are the only responsible for the printed material included in this paper.