

Influência das variáveis de solidificação na microestrutura e microdureza de ligas Al-Cu utilizando planejamento fatorial completo

Influence of solidification variables on microstructure and microhardness of Al-Cu alloys using full factorial design

Daylla Souto Silva¹ , Walman Benicio de Castro² 

¹Universidade Federal de Campina Grande, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. Av. Aprígio Veloso, n. 882, 58429-900, Campina Grande, PB, Brasil.

²Universidade Federal de Campina Grande, Departamento de Engenharia Mecânica. Av. Aprígio Veloso, n. 882, 58429-900, Campina Grande, PB, Brasil.

e-mail: daylla.souto@estudante.ufcg.edu.br, walman.castro@ufcg.edu.br

RESUMO

Neste trabalho utilizou-se uma liga hipereutética Al-40wt%Cu para verificar a influência das variáveis de entrada taxa de resfriamento ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$) e superaquecimento ($^{\circ}\text{C}$), na variável de saída microdureza (HV). As amostras foram vazadas em cadinhos de cerâmica e de cobre e um termopar acoplado a um sistema de aquisição de dados mediu as taxas de resfriamento que foram $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$ e $24^{\circ}\text{C}/\text{min}$, respectivamente. Avaliou-se a influência dessas taxas de resfriamento e do superaquecimento de 100°C e 200°C acima da temperatura de fusão da liga na microdureza. As medições de dureza Vickers foram realizadas na seção transversal da amostra com área de $0,8\text{ cm}^2$. As amostras foram caracterizadas microscopicamente para avaliar a formação microestrutural. O potencial das variáveis envolvidas no estudo foi avaliado por um planejamento fatorial completo 2^2 . Os resultados do planejamento fatorial indicaram que as amostras solidificadas usando o superaquecimento de 200°C acima da temperatura de fusão e resfriadas a uma taxa de $24^{\circ}\text{C}/\text{min}$ obteve maiores valores de microdureza. As ligas superaquecidas em maiores temperaturas apresentaram microestruturas mais refinadas com grãos alongados, direções de crescimento desordenadas e espaçamento dendrítico curto, provocando uma transição na microestrutura colunar para equiaxial.

Palavras-chave: Ligas Al-Cu; Solidificação; Planejamento Fatorial; Microdureza.

ABSTRACT

In this work a hypereutectic Al-40wt%Cu alloy was used to verify the influence of the input variables cooling rate ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$) and superheating ($^{\circ}\text{C}$), on the output variable microhardness (HV). The samples were poured in ceramic and copper crucible and a thermocouple coupled to a data acquisition system measured the cooling rates that were $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$ and $24^{\circ}\text{C}/\text{min}$, respectively. The influence of these cooling rates and overheating of 100°C and 200°C above the melting temperature of the alloy on microhardness was evaluated. Vickers hardness measurements were performed on the sample cross section with an area of 0.8 cm^2 . The samples were characterized microscopically to evaluate the microstructural formation. The potential of the variables involved in the study was evaluated by a 2^2 full factorial design. The results of the factorial design indicated that the samples solidified using overheating to 200°C above the melting temperature and cooled at a rate of $24^{\circ}\text{C}/\text{min}$ obtained higher microhardness values. The alloys superheated to higher temperatures showed more refined microstructures with elongated grains, disordered growth directions and short dendritic spacing, causing a transition in columnar to equiaxial microstructure.

Keywords: Al-Cu alloys; Solidification; Factorial design; Microhardness.

1. INTRODUÇÃO

Ligas de Al-Cu são amplamente utilizadas como materiais estruturais devido à combinação única de propriedades como boa resistência à corrosão, plasticidade, maleabilidade, condutividade térmica e condutividade elétrica [1]. Tais propriedades podem ser modificadas sensivelmente durante a solidificação em função dos parâmetros

de processamento, tais como: alteração do teor dos elementos e controle das taxas de resfriamento. A eficiência da extração de calor durante o processo de solidificação depende de algumas variáveis, entre elas destacam-se as propriedades térmicas da liga e as características do molde [2]. A busca por ligas de alta qualidade exige o conhecimento de informações quantitativas, sobre a influência das variáveis de processamento durante a fundição [3]. O método mais eficaz para adquirir esse conhecimento é por meio de experimentos que avaliem os efeitos das variáveis de processamento nas macro e microestruturas das ligas.

A tecnologia de planejamento experimental na otimização de processos vem sendo uma ferramenta importante em diversos temas, inclusive no processo de fundição. O planejamento experimental fatorial é usado para diminuir os números de interação e melhorar a precisão e eficiência do processo, enquanto organiza as variáveis de forma analítica entre elas e utiliza-se um número mínimo de experimentos [4, 5]. O planejamento fatorial é indicado quando deseja-se estudar os efeitos de duas ou mais variáveis de influência. Após este processo de triagem das variáveis mais significativas, são executados experimentos que permitem refinamento e um melhor conhecimento do sistema [6, 7].

Estudos [8] realizados acerca do efeito da composição de ligas Al-xCu ($x = 30, 40, 45, 50$, fração de massa) e da taxa de resfriamento sobre a morfologia e comportamento do crescimento de fases, verificou-se que as morfologias da fase Al_2Cu sofreram transformações com o aumento do teor de Cu. Enquanto a taxa de resfriamento influenciou diretamente na forma regular da fase Al_2Cu , alterando sua forma para dendrítica com o aumento da taxa de resfriamento. Discussões [9] diante do superaquecimento do fundido com resfriamento subsequente até a temperatura de vazamento da liga Al-Mg-Si, mostraram que houve uma mudança significativa na dispersão e morfologia dos componentes estruturais. Além do aumento significativo na microdureza de 38,21 para 56,5 HV da solução sólida de alumínio.

Para que haja diminuição dos defeitos gerados pelo processo de solidificação, e otimização das propriedades mecânicas dos materiais, busca-se constantemente moldes que ofereçam as melhores e mais viáveis condições de solidificação para as ligas metálicas. O molde é responsável por conferir a forma final desejada e principalmente por extrair calor da peça transferindo-o para o meio ambiente, sendo este o principal responsável pela transformação líquido/sólido, o qual influencia diretamente na taxa de resfriamento da liga [10, 11]. Desta forma, o objetivo deste trabalho é estudar a influência da taxa de resfriamento e do superaquecimento na microestrutura e microdureza, durante o processo de solidificação da liga de alumínio Al-40Cu.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

A liga hipereutética Al-40wt%Cu (Tabela 1) foi pesada e fabricada a partir dos metais Al (99,9%) e Cu (99,9%). Parte da carga foi colocada em um cadinho de grafite para fundição, que foi submetida a aquecimento de 20°C/min em um forno F1700-I da EDG Equipamentos, por 5 minutos ou até que o metal apresentasse coloração rubro. O restante da carga foi colocado em seguida no mesmo recipiente, e submetido a aquecimento térmico até aproximadamente 900°C ou completa homogeneização da temperatura em toda a amostra. Ao retirar as amostras do forno verificou-se a temperatura com uma pistola térmica. Quando as amostras atingiram 100°C e 200°C acima da temperatura de fusão da liga, foram vazadas em cadinhos que produziram taxas de resfriamento de 20°C/min e 24°C/min, ambos estavam ao ar livre fixados em uma caixa com areia, como mostra a Figura 1. Um termopar tipo K (Cromel-Alumel) foi fixado na parede externa do molde com auxílio de um fio de cobre, para monitorar a taxa de aquecimento e resfriamento dos moldes. A aquisição das curvas de resfriamento foi feita por um sistema de dados computadorizado. A velocidade de aquisição foi de 100 pontos/segundos.

Para avaliar o potencial das variáveis envolvidas no processo, foi aplicada uma análise de planejamento fatorial completo de dois níveis, 2^2 com 1 réplica. Depois de identificadas quais as variáveis mais significantes, definir os parâmetros ótimos no estudo de todas as composições. O planejamento fatorial de dois níveis é importante para indicar tendências e direções da pesquisa, enquanto a interpretação dos resultados é dada diretamente por aritmética elementar. Para o nível de microdureza, utilizou-se como variáveis de entrada: taxa de resfriamento e superaquecimento antes do vazamento da liga. Foram utilizados um molde com taxa de resfriamento de 20°C/min, para o nível inferior e um molde com taxa de resfriamento de 24°C/min, para o nível superior, para a variável taxa de resfriamento; para o superaquecimento antes do vazamento da liga, foram utilizados 100°C acima da temperatura de fusão, para o nível inferior e 200°C acima da temperatura de fusão, para o nível superior. Os níveis de cada variável foram codificados por sinais positivo e negativo, como mostra a Tabela 2.

Tabela 1: Composição química quantitativa por EDX.

LIGA	Al	Cu
Al-40Cu	65.2	34.8

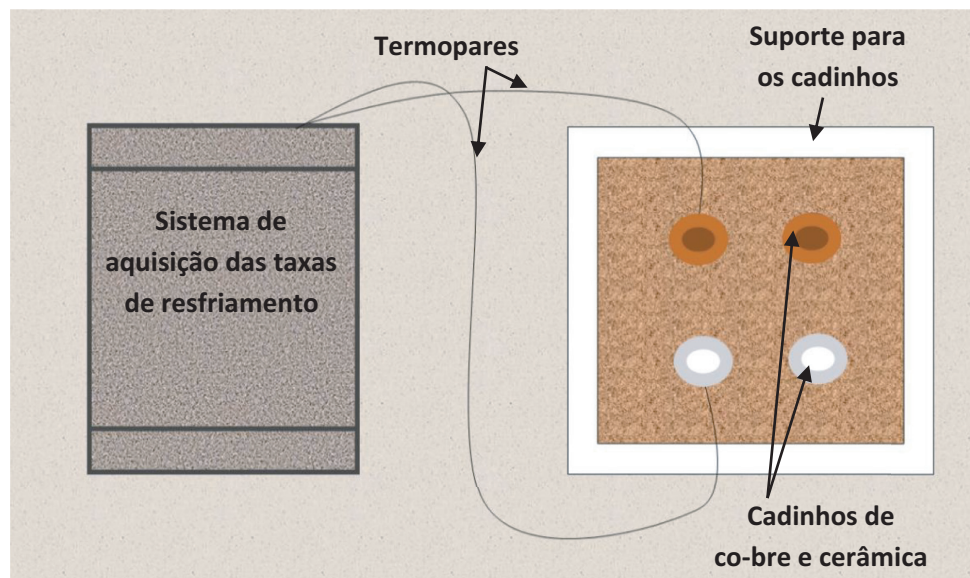


Figura 1: Sistema para aquisição das taxas de resfriamento.

Tabela 2: Variáveis do Planejamento Fatorial Completo 2².

VARIÁVEIS	NÍVEL INFERIOR (-)	NÍVEL SUPERIOR (+)
(A) TAXA DE RESFRIAMENTO	20°C/min	24°C/min
(B) SUPERAQUECIMENTO	100°C	200°C

A escolha dos níveis das variáveis foi baseada nos seguintes dados:

- Taxa de Resfriamento: autores [8, 12] mostraram que o aumento da taxa de resfriamento, proporciona, também, um aumento em propriedades como a dureza, o grau de cristalização das fases, e uma diminuição no tamanho dos grãos, com formatos tendencialmente facetados e dendríticos.
- Superaquecimento: trabalhos [9] onde a massa fundida foi superaquecida em 750, 800, 850 e 900°C, mostraram que os melhores parâmetros estruturais e morfológicos das ligas processadas foram alcançados na temperatura de superaquecimento de 900°C.

Dessa forma, o planejamento fatorial será designado como 2², resultando em 4 experimentos únicos com diferentes parâmetros e combinações de variáveis, adicionando-se 1 réplica, totalizando 8 experimentos.

Para análise de microdureza, as amostras foram cortadas, em seções transversais, pelo método de corte eletroerosivo. Para isso, foi utilizada uma máquina de corte especializada com eletrodo de arame móvel de molibdênio. Em seguida foram embutidas em baquelite e lixadas com lixas de granulometria entre 400 à 1200. As medições de dureza Vickers foram realizadas por toda a base da amostra com área de 0,8 cm², cortada em sentido transversal a altura da peça cilíndrica. O ensaio é realizado através da resistência que o material oferece à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de 136°. A carga utilizada foi de 25gf por 15 segundos. Foram feitas 2 endentações em cada amostra, com localização na extremidade e no centro, então feito uma média dos resultados para cada amostra.

3. RESULTADOS

3.1. Efeito das variáveis de processo

A Tabela 3 apresenta os valores de microdureza para cada condição experimental. Para cada experimento foi realizada uma réplica e posteriormente feito uma média desses valores, para que através da média e desvio padrão desses pontos pudéssemos calcular o erro experimental.

Para a variável taxa de resfriamento podemos observar que em amostras com uma maior taxa foram encontradas maiores microdurezas, com valores médios de 347,3 HV e 467,0 HV, enquanto nas amostras com

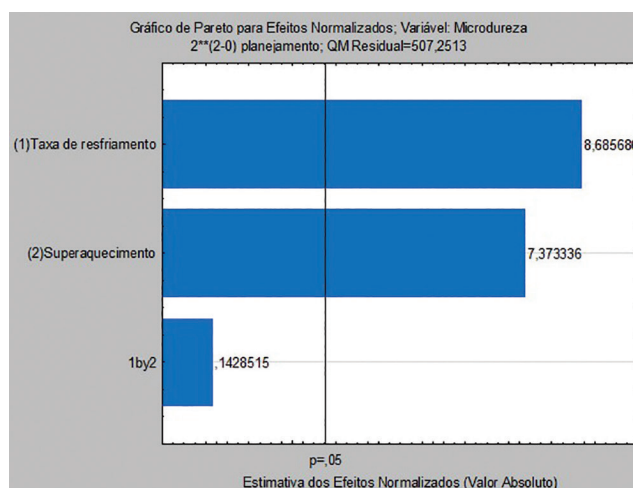
Tabela 3: Matriz de Planejamento Fatorial 2^2 com réplica para a taxa de resfriamento (a) e superaquecimento (b) como variáveis de entrada e microdureza (HV) como variável resposta.

EXPERIMENTOS	MÉDIA	A	B	A * B	HV1	HV2	HVM	DP
1	(+)	(-)	(-)	(+)	217,8	204,7	211,3	42,9
2	(+)	(+)	(-)	(-)	339,3	355,3	347,3	128,0
3	(+)	(-)	(+)	(-)	351,8	301,0	326,4	1290,3
4	(+)	(+)	(+)	(+)	450,8	483,2	467,0	524,9

Onde: HV_m é a média dos dois valores HV_1 e HV_2 ; e DP é o desvio padrão.

Tabela 4: Estimativas das variáveis no resultado do nível de microdureza.

FATOR	COEFICIENTES DA REGRESSÃO	FATOR P PARA 95% DE CONFIANÇA
MÉDIA	337,99	0,0000
(a) TAXA DE RESFRIAMENTO	69,16	0,0009
(b) SUPERAQUECIMENTO	58,71	0,0018
a * b	1,14	0,8933

**Figura 2:** Gráfico de Pareto para a eficiência das variáveis de taxa de resfriamento (A) e superaquecimento (B) no nível de microdureza.

uma menor taxa de resfriamento os valores médios de microdureza foram 211,3 HV e 326,4 HV. De forma análoga, para a variável superaquecimento, os valores de microdureza demonstraram um aumento com maiores superaquecimentos. Esta análise caracteriza pontualmente a amostra em uma escala micro, podendo ocorrer endentações em diferentes fases ou em apenas uma delas, justificando os valores elevados do desvio padrão.

O uso do planejamento fatorial e a análise estatística permitiram analisar a significância das variáveis envolvidas no processo separadamente, e também a interação entre elas. Utilizou-se o programa STATISTICA 12 para fazer a análise estatística destes dados. Os efeitos das variáveis e suas interações são mostrados na Tabela 4 e Figura 2, com um nível de confiança de 95% ($p = 0,05$) para a variável resposta. Observa-se no gráfico de pareto (Figura 2) que as variáveis superaquecimento e taxa de resfriamento estão dentro da região de aceitação ou seja, acima de $\alpha = 0,05$, enquanto a interação entre as duas variáveis está dentro da região de rejeição, ou seja abaixo de $\alpha = 0,05$.

O modelo matemático linear de regressão considerando somente os valores dos coeficientes estatisticamente significativos da Tabela 4 é mostrado na equação 1:

$$HV = 337,99 + 69,2a + 58,7b \quad (1)$$

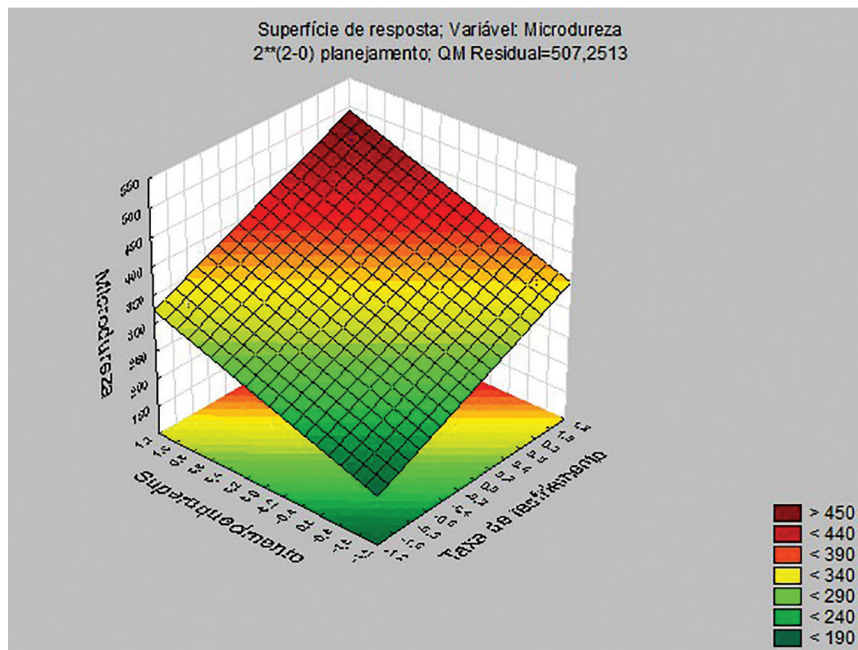


Figura 3: Superfície de resposta para a microdureza (HV).

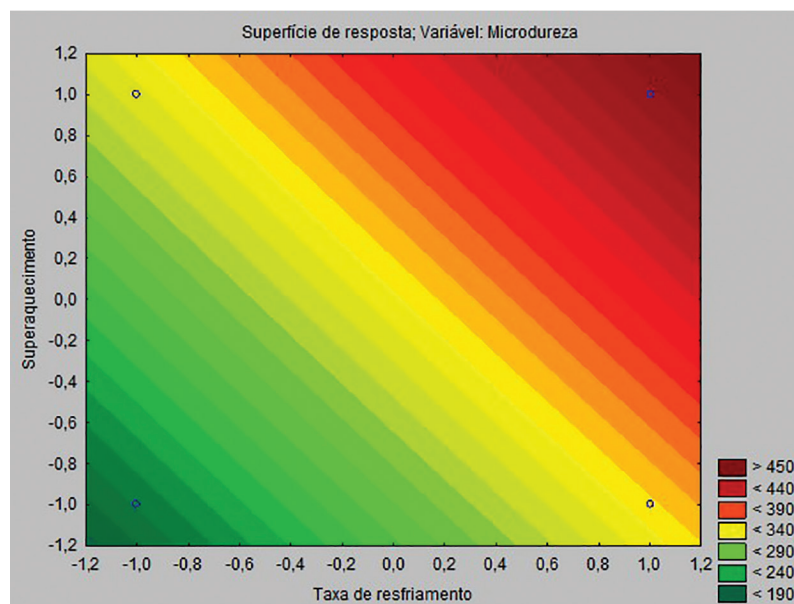


Figura 4: Superfície de resposta para as variáveis de entrada taxa de resfriamento ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$) e superaquecimento ($^{\circ}\text{C}$).

Entre as variáveis envolvidas no processo, tanto a taxa de resfriamento (a) quanto o superaquecimento (b) exerceram grande influência nos resultados de microdureza da liga. Dentre estes, a taxa de resfriamento possui um efeito maior, demonstrando ser o parâmetro mais relevante do estudo. Nota-se que a variável interação não teve significância em um nível de confiança de 95%, por isso (a) e (b) são variáveis que devem ser analisadas individualmente.

As Figuras 3 e 4 confirmam o que o experimento 4 mostrou, que a melhor condição para se obter um nível máximo de microdureza é necessário usar como parâmetros, a maior taxa de resfriamento ($24^{\circ}\text{C}/\text{min}$) e o maior superaquecimento da liga (200°C).

Os dados do planejamento fatorial também foram submetidos a uma análise de variância – ANOVA, análise de regressão e teste F, apresentados na Tabela 5. Verificou-se conforme os dados obtidos que o modelo

Tabela 5: Análise de variância para o nível de microdureza.

ANALISE DE VARIÂNCIA – ANOVA				
FONTE DE VARIAÇÃO	SOMA DOS QUADRADOS (S.Q.)	GRAUS DE LIBERDADE (G.L.)	QUADRADO DA MÉDIA (Q.M.)	TESTE F
REGRESSÃO	65855,2	3	21951,7	54,1
RESÍDUOS	2029,01	4	405,8	–
FALTA DE AJUSTE	97141,53	0	0	0
TOTAL	67884,23	7	–	–
R ² (COEFICIENTE DE CORRELAÇÃO OU % PORCENTAGEM DE VARIAÇÃO EXPLICADA)	97%			

apresenta um coeficiente de correlação ($R^2 = 97\%$) muito satisfatório, pois 97% dos resultados são explicados pelo modelo gerado com uma pequena variação. Além disso, o teste F da regressão mostra que o modelo é significativo e preditivo, pois o $F_{\text{calculado}(R)} > 4 * F_{\text{tabelado}}$ ($54,1 > 4 * 6,59 = 26,4$) ao nível de 95% de confiança e que o modelo também está bem ajustado, visto que o teste F para a falta de ajuste é zero.

3.2. Microestrutura

As Figuras 5 e 6 foram capturadas com o auxílio de um microscópio óptico e mostram as microestruturas resultantes da liga Al-40wt%Cu, fundida e superaquecida em diferentes temperaturas de vazamento (100°C e 200°C acima da temperatura de fusão) e solidificada em diferentes taxas de resfriamento (20°C/min e 24°C/min).

Observa-se nas Figuras 5 e 6 a presença das estruturas típicas de ligas Al-Cu, entre elas estão: Al, θ -Al₂Cu, eutético (Al+Al₂Cu) e presente em menor quantidade a precipitação da fase intermetálica Al₄Cu₉. Estudos [13–15] semelhantes indicam a presença dessas fases em compostos binários de Al-Cu.

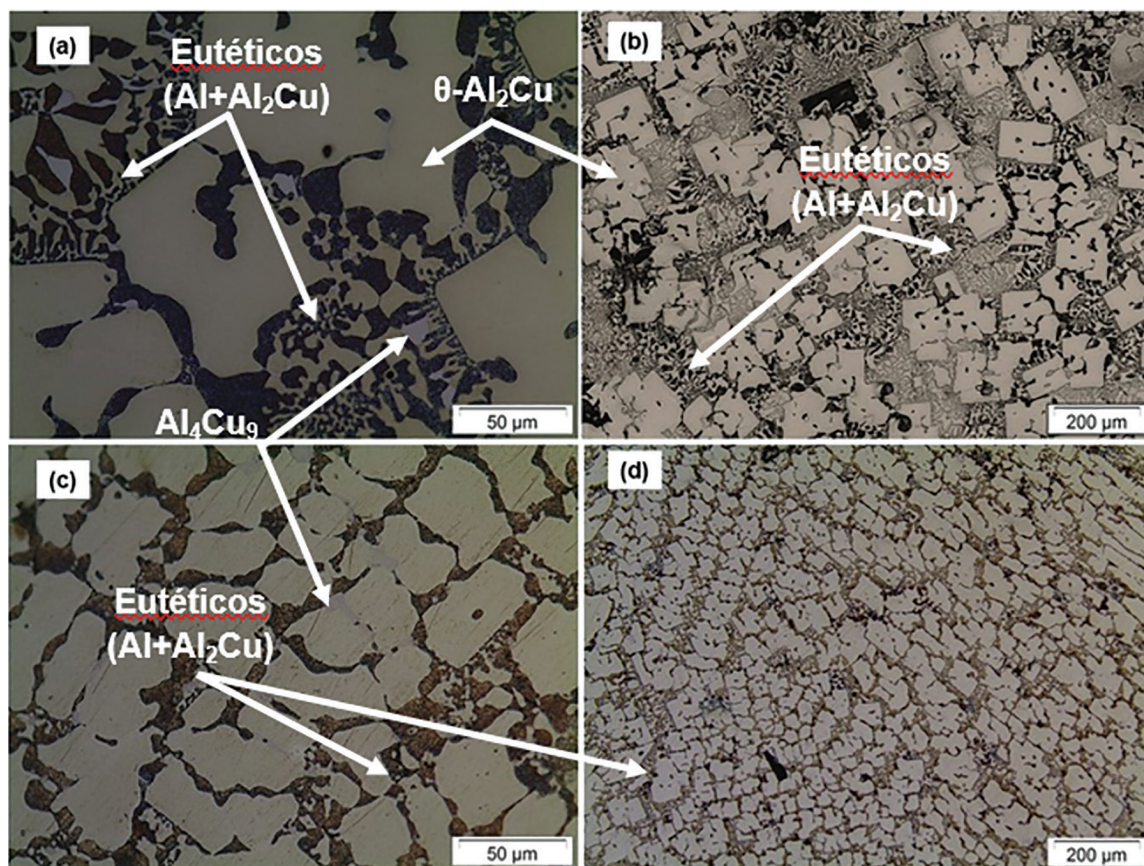


Figura 5: Microscopia ótica da liga Al-40Cu solidificada com taxa de resfriamento 20°C/min: (a) e (b) superaquecida em 100°C (c) e (d) superaquecida em 200°C.

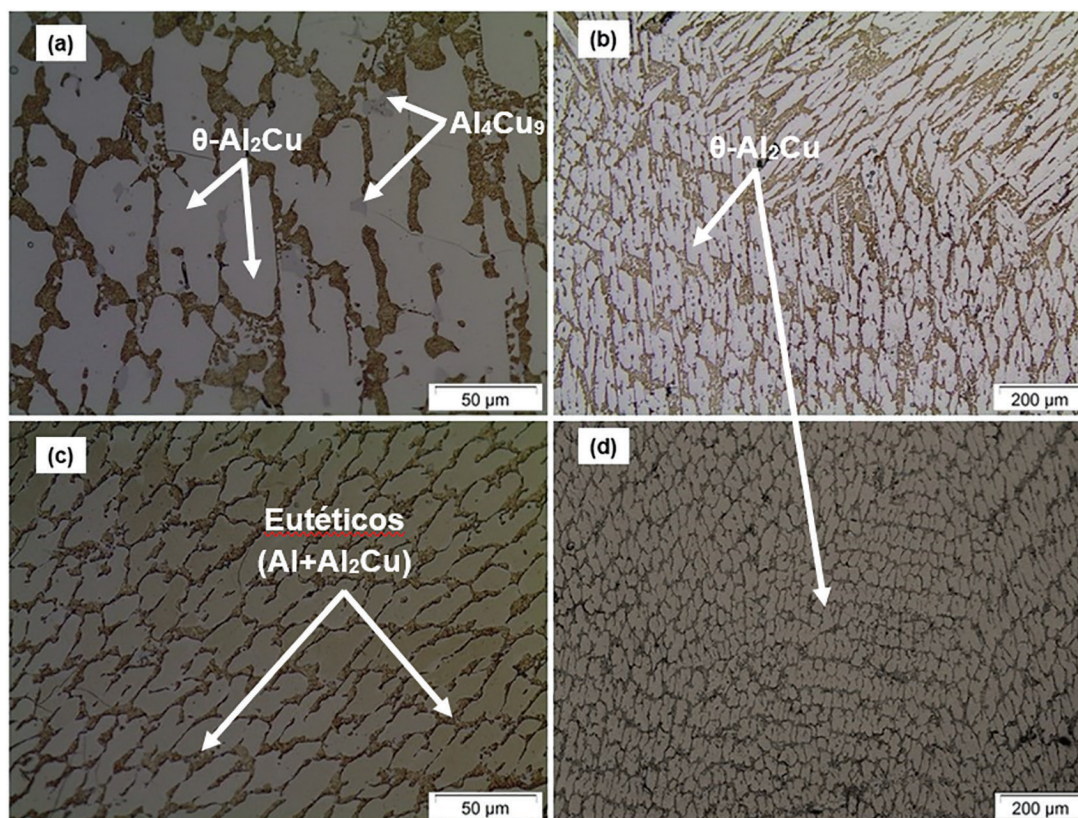


Figura 6: Microscopia ótica da liga Al-40Cu solidificada com taxa de resfriamento 24°C/min: (a) e (b) superaquecida em 100°C (c) e (d) superaquecida em 200°C.

Observa-se na Figura 5 grãos bem definidos das fases primárias de Al_2Cu (clara), entre os grãos fase eutética (escura) distribuídas desordenadamente e em menor quantidade, com uma coloração esbranquiçada, a precipitação da fase intermetálica Al_4Cu_9 , junto as regiões eutéticas. Além disso, as fases primárias de Al_2Cu na seção transversal da amostra, foram precipitadas sob a forma de um quadrado incompleto ou rhombus [13], como mostra as Figuras 5b e 5d.

A Figura 6 mostra uma liga constituída basicamente de uma solução sólida de fase Theta ($\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$), em forma de grãos bem definidos (ver Figuras 6a e 6c) como também de estruturas dendríticas de morfologia fina e com grãos alongados em determinadas regiões (ver Figuras 6b e 6d), e uma fase intergranular formada por Alumínio (Al)+eutético ($\text{Al}+\text{Al}_2\text{Cu}$) irregular. É possível perceber também, que a fase mais escura, trata-se do Al+eutético, logo a mais clara a presença de fase θ .

4. DISCUSSÃO

O efeito do superaquecimento do fundido na microdureza da liga está relacionado com o tamanho dos cristais, pois o superaquecimento a altas temperaturas aumenta o grau de sua homogeneidade devido à intensificação do movimento térmico dos átomos, o que leva à diminuição da segregação ou destruição dos aglomerados atômicos e têm influência direta na estrutura das ligas no estado fundido [16]. Os valores de microdureza quando relacionados à microestrutura indicam que amostras resfriadas mais rapidamente possuem lamelas mais finas, e consequentemente maiores valores de microdureza [10]. Pode-se dizer que a microdureza da liga está fortemente relacionada com a microestrutura obtida durante o resfriamento, ou seja com a taxa de resfriamento.

Dependendo da capacidade de absorção de calor pelo molde o processo irá se desenvolver com influência direta nas taxas de resfriamento da peça. A variação nas condições de solidificação afeta a termodinâmica envolvida no processo, e consequentemente a transferência de calor, fazendo com que imponham condições que determinarão a morfologia de crescimento e a velocidade de solidificação [17, 18].

Além disso, o aumento do superaquecimento provoca um refino de grãos das fases primárias em ligas hipoeutéticas [19]. Sabe-se que uma das maneiras de atingir o refino da microestrutura é pela multiplicação dos sítios de nucleação no metal líquido. Durante o aquecimento os grandes grupos de átomos são separados em

pequenos ativadores (clusters) [19]. Quando o líquido é aquecido acima da linha liquidus formam-se muitos clusters e fases heterogêneas de alto ponto de fusão, estes atuam como os núcleos durante a solidificação. Portanto, a microestrutura de solidificação torna-se mais fina, este efeito pode ser comprovado pelos resultados de microscopia ótica.

Nota-se que as ligas superaquecidas em maiores temperaturas (Figuras 6b, 6d, 7b e 7d) apresentaram microestruturas mais refinadas, com grãos alongados e menores, direções de crescimento desordenadas e espaçamento dendrítico curto. O superaquecimento influencia diretamente no processo de solidificação, pois observa-se que maiores superaquecimentos provocam a transição de estrutura colunar para estrutura equiaxial em ligas Al-Cu [20], justificando substancialmente o aumento da microdureza. Pois, a termodinâmica envolvida no processo de solidificação, devido à alta entropia na liga aquecida sob altas temperaturas, afeta diretamente a redistribuição de soluto, fazendo com que a alta transferência de massa e calor produza lamelas mais finas e consequentemente maiores valores de microdureza [15].

5. CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos neste trabalho, analisando a influência da taxa de resfriamento e do superaquecimento na microestrutura e microdureza:

- Os ensaios de microdureza indicam que amostras resfriadas mais rapidamente apresentam maiores valores de HV e por isso a microdureza está fortemente relacionada com a taxa de resfriamento e superaquecimento da liga.
- O modelo linear estatístico apresentou um coeficiente de correlação ($R^2 = 97\%$) muito satisfatório, uma regressão estatisticamente significativa, mostrando que o modelo é significativo, preditivo e bem ajustado, ao nível de 95% de confiança.
- O superaquecimento de 200°C e a taxa de resfriamento de 24°C/min foi a melhor condição para se obter uma maior microdureza da liga Al-40wt%Cu.
- Maiores temperaturas de superaquecimento provocaram uma transição na microestrutura da liga, de colunar para equiaxial.

6. AGRADECIMENTOS

A Universidade Federal de Campina Grande, ao PPG-CEMat, a Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica, ao Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas, ao Laboratório de Metalografia e a CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) pelo suporte financeiro.

7. BIBLIOGRAFIA

- [1] RZAEV, R., CHULARIS, A., SMIRNOV, V., *et al.*, “The influence of the friction stir welding parameters on the formation of welded joint of aluminum and copper alloys”, *Materials Today: Proceedings*, v. 11, pp. 534–542, 2019. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2019.01.025>.
- [2] CARSLAW, H.S., JAEGER, J.C., *Heat conduction in solidus*, 2 ed., London, Oxford University Press, 1959.
- [3] MARTORANO, M.A., CAPOCCHI, J.D.T., “Dendrite structure control in directionally solidified bronze castings”, *International Journal of Cast Metals Research*, v. 13, n. 1, pp. 49–57, 2000. doi: <http://dx.doi.org/10.1080/13640461.2000.11819387>.
- [4] CASTRO, W., “Uso de planejamento fatorial para avaliar a influência das variáveis da técnica de fluxo no nível de super-resfriamento da liga eutética Sn-57%Bi”, *Revista Eletrônica de Materiais e Processos*, v. 8, n. 2, pp. 74–79, 2013. <http://www2.ufcg.edu.br/revista-remap/index.php/REMAP/article/view/336/278>, acessado em novembro de 2022.
- [5] SUI, D., CUI, Z., “Application of orthogonal experimental design and Tikhonov regularization method for the identification of parameters in the casting solidification process”, *Acta Metallurgica Sinica*, v. 22, n. 1, pp. 13–21, 2009. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S1006-7191\(08\)60065-4](http://dx.doi.org/10.1016/S1006-7191(08)60065-4).
- [6] VICENTINI, F.C., FIGUEIREDO-FILHO, L.C.S., JANEGITZ, B.C., *et al.*, “Planejamento fatorial e superfície de resposta: otimização de um método voltamétrico para a determinação de Ag(I) empregando um eletrodo de pasta de nanotubos de carbono”, *Química Nova*, v. 34, n. 5, pp. 825–830, 2011. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/S0100-40422011000500018>.
- [7] MONTGOMERY, D.C., *Design and analysis of experiments*, 3 ed., New York, John Wiley, 1991.

- [8] WANG, F., LUO, L., WANG, L., *et al.*, “Effect of alloy composition and cooling rate on the growth morphology of primary Al_2Cu phase in Al-Cu alloy during solidification”, *Acta Metallurgica Sinica*, v. 52, n. 3, pp. 361–368, 2016. <https://www.ams.org.cn/CN/10.11900/0412.1961.2015.00326>, acessado em novembro de 2022.
- [9] DEEV, V., PRUSOV, E., RI, E., *et al.*, “Effect of melt overheating on structure and mechanical properties of Al-Mg-Si Cast Alloy”, *Metals*, v. 11, n. 9, pp. 1353, 2021. doi: <http://dx.doi.org/10.3390/met11091353>.
- [10] GARCIA, A., *Solidificação: fundamentos e aplicações*, 1 ed., Campinas, Editora da Unicamp, 2001.
- [11] NASCIMENTO, M., FRAJUCA, C., NAKAMOTO, F., *et al.*, “Correlation between solidification thermal variables, microstructure and mechanical strength of an Al-10%Si-2%Cu”, *Revista Matéria.*, v. 22, n. 1, pp. e11774, 2017. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/s1517-707620170001.0106>.
- [12] RANJBAR, A.A., EZZATI, M., FAMOURI, M., “Optimization of experimental design for an inverse estimation of the metal-mold heat transfer coefficient in the solidification of Sn–10%Pb”, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 209, n. 15–16, pp. 5611–5617, 2009. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.05.019>.
- [13] LI, C., YANG, H., REN, Z., *et al.*, “Application of differential thermal analysis to investigation of magnetic field effect on solidification of Al–Cu hypereutectic alloy”, *Journal of Alloys and Compounds*, v. 505, n. 1, pp. 108–112, 2010. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.06.056>.
- [14] FARIA, J.D., BRITO, C.C., COSTA, T.A.P.S., *et al.*, “Influência na microestrutura e na microdureza decorrente da adição de 4%Ag na liga Al-4%Cu solidificada unidirecionalmente”, *Matéria*, v. 20, n. 4, pp. 992–1007, 2015. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/S1517-707620150004.0103>.
- [15] OKAMOTO, H., MASSALKI, T.B., *Binary alloy phase diagrams*, Ohio, ASM International, 1990.
- [16] BRODOVA, I.G., POPEL, P.S., ESKIN, G.I., *Liquid metal processing: application to aluminium alloy production*, New York, Taylor and Francis, 2002.
- [17] WANG, Q., GENG, H., ZHANG, S., *et al.*, “Effects of melt thermal-rate treatment on Fe-containing phases in hypereutectic Al-Si alloy”, *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 45, n. 3, pp. 1621–1630, 2014. doi: <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-013-2081-4>.
- [18] WANG, Q., ZHANG, S., ZHANG, Z., *et al.*, “Study of melt thermal-rate treatment and low-temperature pouring on Al-15%Si alloy”, *Journal of the Minerals Metals & Materials Society*, v. 65, n. 8, pp. 958–966, 2013. doi: <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-013-0657-5>.
- [19] WANG, J., HE, S.X., SUN, B.D., *et al.*, “Grain refinement of Al–Si alloy (A356) by melt thermal treatment”, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 141, n. 1, pp. 29–34, 2003. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)01007-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(02)01007-5).
- [20] GOMES, C.H.U., KIKUCHI, R.H.L., BARROS, A.S., *et al.*, “On the natural convection in the columnar to equiaxed transition in directionally solidified aluminum-based binary and multicomponent alloys”, *Materials Research*, v. 18, n. 6, pp. 1362–1371, 2015. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/1516-1439.036315>.