



# **Análise da Evolução Microestrutural da Liga Al-7%Si-1%Fe-1%V e sua Correlação com a Dureza**

**Palavras-Chave: Solidificação, Microestrutura, Dureza**

**Autores(as):**

**Aluna: Laiz Fonseca da Silva**

**Orientador: Prof. Dr. Noé Cheung**

**Coorientador: Cássio Augusto Pinto da Silva**

**Instituição: FEM-UNICAMP**

## **INTRODUÇÃO:**

O silício possui importância crucial na formação de ligas à base de alumínio para fundição. Essas ligas pertencem à série 3XX, de acordo com a classificação da Aluminium Association, incluindo a liga A356. O papel do silício é fundamental, pois contribui para o aumento da fluidez do metal líquido no molde, previne a formação de trincas a quente, reduz a expansão térmica e confere maior resistência ao desgaste (APELIAN, 2009). No entanto, reciclar as ligas desse sistema permite a incorporação inevitável de contaminantes, o ferro é o exemplo mais conhecido. A fase  $\beta$  - AlFeSi dura, frágil e com morfologia de agulha, se forma com a presença a partir de 0,08%Fe (KASHYAP e colab., 1993). Ela contribui para menores valores de alongamento do material. Algumas investigações foram realizadas para suprimir a formação dessa fase. Recentemente, acréscimo de vanádio foi evidenciado como um potencial inibidor da fase beta (SILVA e colab., 2022). No entanto, alcançar as propriedades desejadas em ligas de alumínio vai além da simples seleção dos elementos de liga. É essencial obter um entendimento detalhado da evolução microestrutural durante o processo de solidificação (CHEN e colab., 2014). As propriedades das peças fabricadas com essas ligas também são fortemente influenciadas pelos processos de fabricação aos quais são submetidas. No entanto, existe uma escassez de estudos que considerem os parâmetros térmicos de solidificação em relação à formação, tamanho e formato das fases presentes em ligas contaminadas com ferro, o que representa uma lacuna significativa no conhecimento atual (ERVINA EFZAN e colab., 2013). Com base nas considerações acima apresentadas, esse trabalho objetiva analisar a evolução microestrutural da liga Al-7%Si-1%Fe-1%V e estabelecer uma correlação entre a dureza do material e sua microestrutura.

## **METODOLOGIA:**

Um estudo prévio foi realizado no software de simulação Thermocalc na base de dados TTAL5. Para a produção de amostras da liga Al-7%Si-1%Fe-1%V, foram utilizados metais comerciais nas proporções em massa calculadas. Um forno mufla foi empregado para fundir os metais, garantindo uma homogeneização adequada. Em seguida, a liga foi solidificada direcionalmente em um dispositivo unidirecional ascendente, sendo resfriada com água, conforme ilustrado na Figura 1. O metal fundido foi vazado na lingoteira, onde termopares foram

estrategicamente posicionados ao longo de seu comprimento para aquisição de dados térmicos em diferentes posições. O Grupo de Pesquisa em Solidificação da Unicamp (GPS) possui esse dispositivo, o que permitiu a realização da solidificação direcional com precisão.

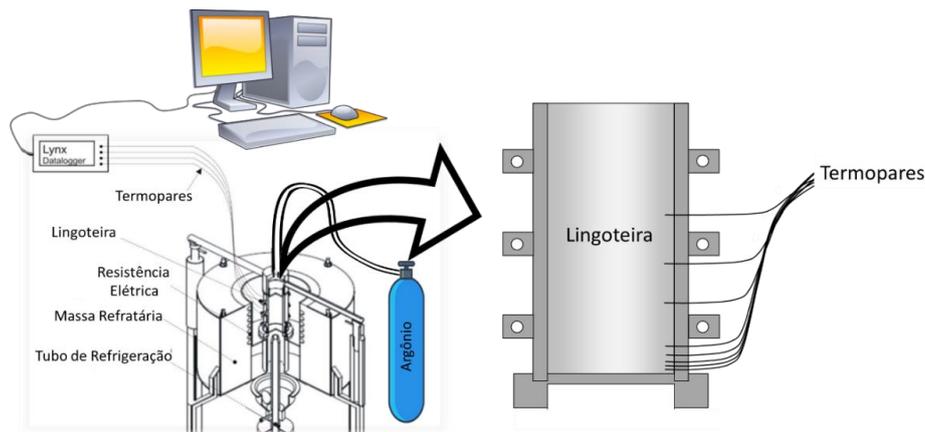


Figura 1 – Ilustração detalhada do dispositivo de solidificação direcional

Para correlacionar a microestrutura com os parâmetros de solidificação, foram utilizadas curvas de resfriamento obtidas durante a solidificação em diferentes posições do lingote em relação a base refrigerada. Com base nessas curvas, foram calculadas a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e a taxa de resfriamento médio e na temperatura *liquidus* para cada posição.

O lingote solidificado foi cortado longitudinalmente ao meio, conforme mostrado na Figura 2. A superfície seccionada de uma das metades foi acabada até lixa de 600 mesh. A macroestrutura foi revelada através de um ataque químico com reagente água régia (75% $\text{HCl}$ +25% $\text{HNO}_3$ ). Para a obtenção das amostras destinadas à análise microscópica, um lado do lingote seccionado foi cortado transversalmente e longitudinalmente em posições específicas, também ilustradas na Figura 2. A superfície das amostras foi lixada mecanicamente, utilizando sucessivas lixas até 1200 mesh, seguido de polimento com panos e pasta de diamante com granulometria mínima de  $0,25\mu\text{m}$ .

Foram adquiridas micrografias das amostras por meio de um microscópio óptico para realizar medições de espaçamentos microestruturais através do software Image J. Para tanto, foram utilizados dois métodos distintos: o método do triângulo foi empregado para medição de espaçamento dendrítico primário, enquanto o método do intercepto foi utilizado para medição do espaçamento dendrítico secundário (GÜNDÜZ e ÇADIRLI, 2002). As amostras transversais foram submetidas a ensaios de dureza em um durômetro Vickers Hardness Tester FV-800, fabricado pela Future-Tech. Foram realizadas ao menos 20 indentações em cada amostra, seguindo as especificações da norma ASTM E384 (ASTM, 2022).

## RESULTADOS E DISCUSSÃO:

No gráfico da Figura 3a, observa-se as possíveis fases e suas respectivas transformações em condições de equilíbrio em função da temperatura, obtidos pelo Thermocalc. Nota-se que é previsto a formação dos intermetálicos  $\text{Al}_3\text{V}$ ,  $\text{Al}_3\text{Fe}$  e  $\alpha\text{-AlFeSiV}$  antes da formação da matriz de alumínio. Contudo, o diagrama de fases em equilíbrio não é adequado para possíveis previsões ao longo do processo de solidificação. Portanto, uma simulação de solidificação obtida através do modelo de Scheil-Gulliver (S-L) é apresentada na Figura3b. Observou-se que a simulação nas

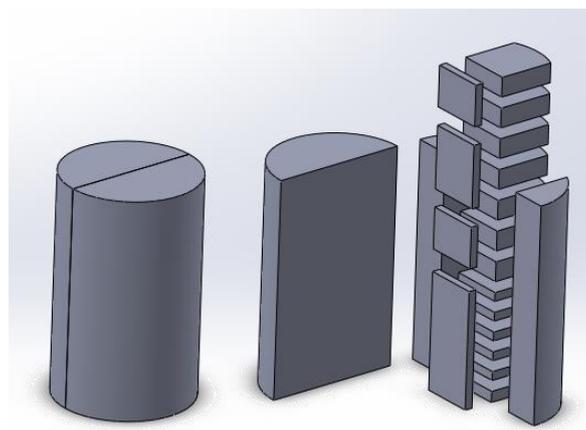


Figura 2 – Esquema de cortes paralelos e perpendiculares de orientação de crescimento dos grãos

condições de Scheil-Gulliver apresentou as mesmas transformações que as de condição de equilíbrio. Ademais, é importante destacar que a solidificação da matriz Al inicia quando há somente 2% de sólido formado.

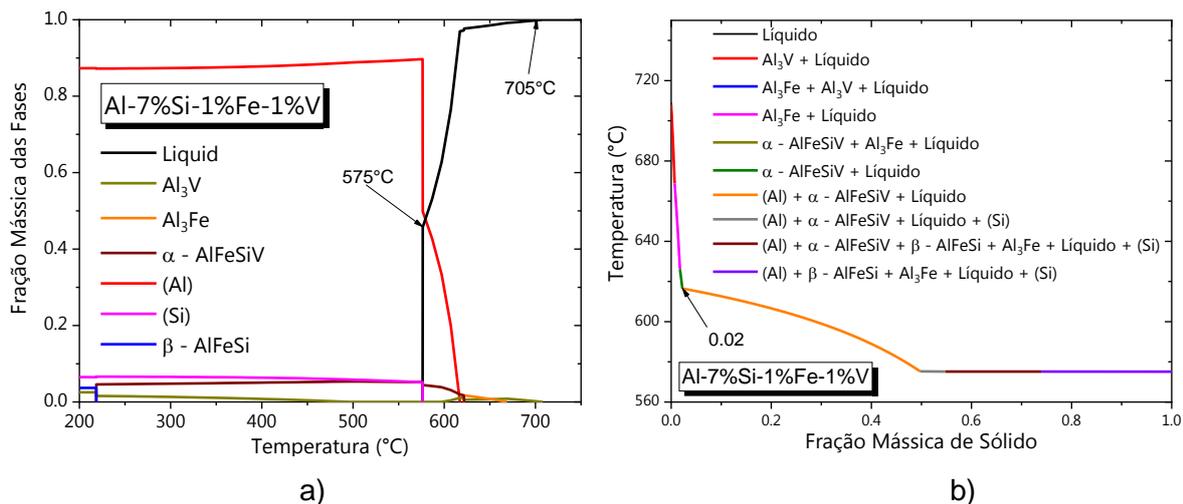


Figura 3 – Gráficos com simulações de transformações de fases através de (a) diagrama de fração mássica de fases em função da temperatura (b) caminho de solidificação de Scheil-Gulliver.

Com as temperaturas registradas pelos termopares durante a solidificação, foi possível gerar as curvas dos perfis térmicos. Elas foram plotadas para os seis termopares em suas respectivas posições, mostradas na Figura 4a. É possível notar que as posições mais afastadas levaram mais tempo para atingir a temperatura líquidus ( $T_L$ ). Isso ocorreu devido à crescente resistência térmica gerada pelo metal solidificado entre a base refrigerada e o metal ainda líquido. Baseadas nessas curvas, taxas de resfriamento e velocidades da isoterma *liquidus* puderam ser calculadas para cada posição. A literatura mostra correlações de espaçamentos microestruturais da matriz com a taxa de resfriamento na  $T_L$  (LIMA e colab., 2018), porém a correlação dessa taxa não é representativa no caso da liga desse trabalho, pois a  $T_L$  é marcada com o início da formação de um intermetálico e é previsto somente 2% de sólido formado antes da solidificação da matriz (SILVA e colab., 2022). Considerando as informações anteriores, um perfil de taxa média foi calculado, levando em conta as taxas calculadas entre a temperatura *liquidus* e eutética ( $T_{eut}$ ). Os perfis de taxa de resfriamento e velocidade em relação a posição do lingote são mostrados na figura 4b. Como esperado, a velocidade da isoterma *liquidus* decaiu exponencialmente ao longo das posições do lingote. Similar ao perfil de velocidade, as taxas de resfriamento são caracterizadas por uma queda exponencial. A taxa de resfriamento média possui valores menores em relação a taxa na  $T_L$  devido a maior liberação de calor latente oriunda da solidificação da matriz e da transformação eutética (575°C).

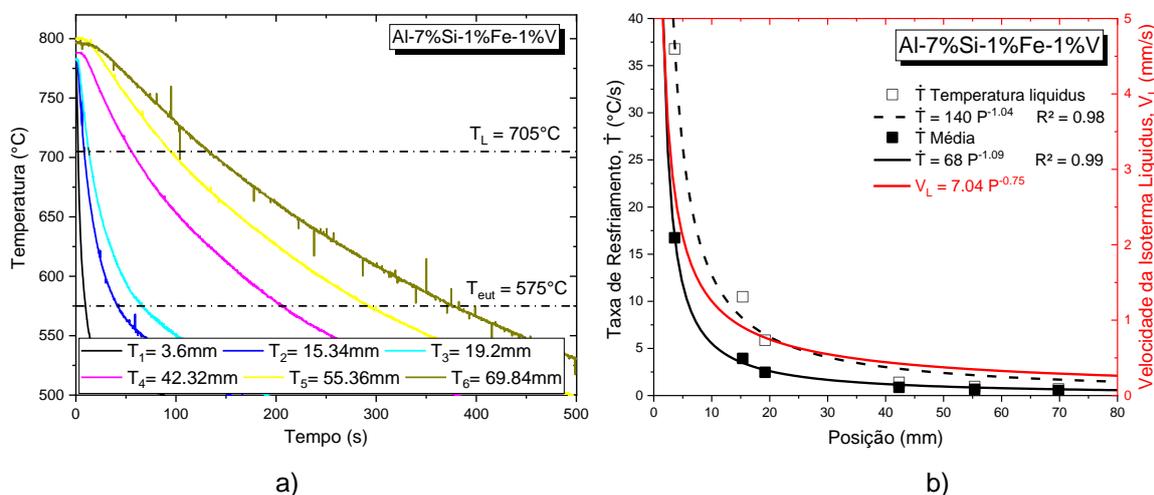


Figura 4 – (a) Perfis térmicos de temperatura durante a solidificação (b) curvas de taxa de resfriamento na temperatura liquidus e temperatura média e velocidade da isoterma liquidus em função da posição.

A Figura 5 mostra a macroestrutura do lingote formado após a solidificação. Ela apresenta grãos colunares paralelos à direção de extração de calor. Este resultado é devido ao processo de extração de calor unidirecional na base da lingoteira, indicando que essa etapa ocorreu como previsto. Fatores como o isolamento térmico lateral e superior da lingoteira e de vibrações externas foram essenciais durante o crescimento colunar. A mesma figura também exibe a microestrutura gerada em diferentes posições ao longo do comprimento do lingote. Observou-se que há formação de dendritas compostas pela matriz rica em alumínio.

Além disso, há formação de ao menos 4 intermetálicos diferentes na região interdendrítica, porém há necessidade de realizar análises de detecção de fases para confirmar os intermetálicos formados, como a difração de raios-X. Notou-se também que não há formação de fases com morfologia do tipo agulha nas posições de 15 a 40mm de distância da base do lingote, o que pode ser benéfico para aumentar o alongamento do material. Baseando-se na formação da matriz, espaçamentos dendríticos primários e secundários foram medidos usando imagens na seção transversal e longitudinal respectivamente.

A Figura 6a e 6b exibem a correlação dos espaçamentos dendríticos primários e secundários em função dos perfis de taxa de resfriamento e velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, respectivamente. Foi proposto leis de crescimento de braços dendríticos primários ( $\lambda_1$ ) e secundários ( $\lambda_2$ ). O expoente das leis é o mesmo valor encontrado para ligas do sistema Al-Si (PERES e colab., 2004). As constantes propostas neste trabalho são maiores que as propostas por Silva et al (SILVA e colab., 2022) para ligas Al-7%Si-1%Fe e Al-7%Si-1%Fe-0.5%V. Logo, a adição de 1% em peso V provocou espaçamento dendrítico primário e secundário maiores.

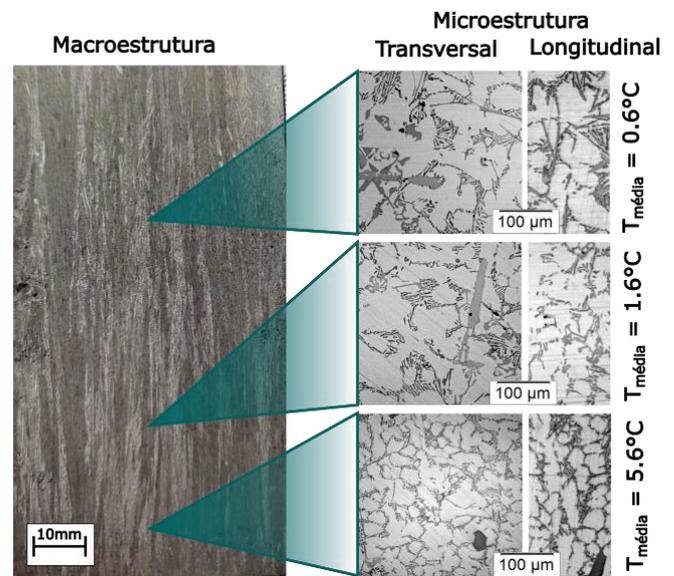


Figura 5 – Imagens de macro e microestrutura oriundas do lingote solidificado

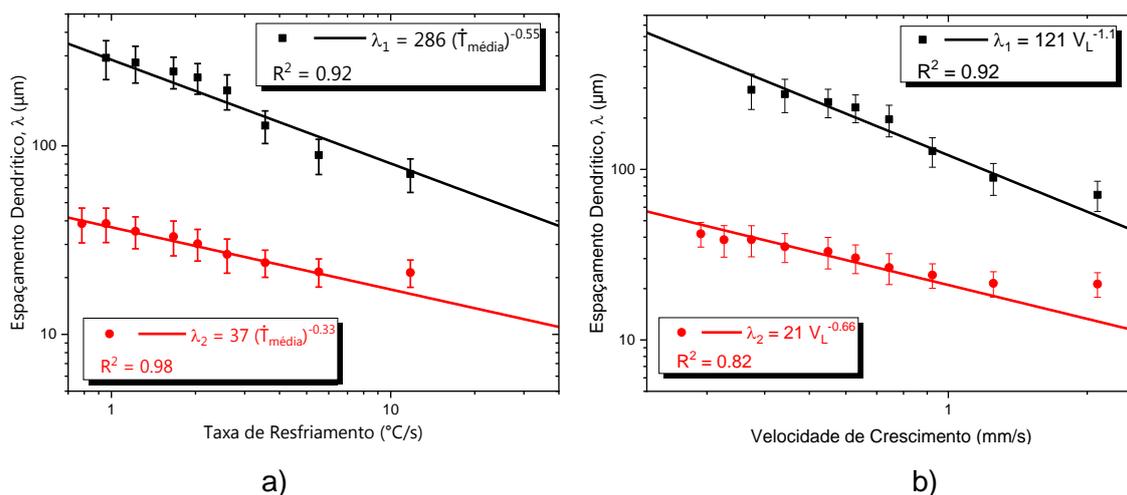


Figura 6 – Gráficos de espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) e secundário ( $\lambda_2$ ) em função da: (a) taxa de resfriamento (b) velocidade de crescimento.

A figura 7 representa os resultados de dureza. Observou-se que a dureza variou entre 50 e 70 HV ao longo do comprimento do lingote. Notou-se também que há uma queda no valor de dureza entre as posições 15 e 40mm de distância da base refrigerada. Essa queda pode estar associada ao fato de não haver nenhuma fase do tipo agulha, o qual é característica da fase  $\text{AlFeSi}$  beta (KASHYAP e colab., 1993). Valores menores de dureza podem significar que o material pode ser menos frágil, porém há necessidade de realizar outros tipos de ensaio para confirmar a resistência do material.

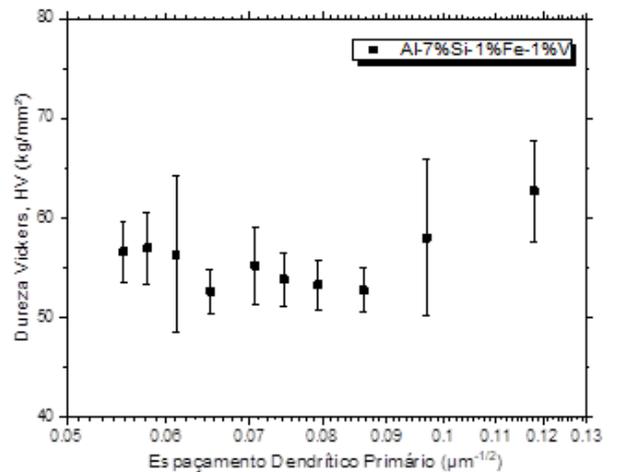


Figura 7 – Gráfico de resultado de dureza em função do inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico primário.

## CONCLUSÕES:

Com base nos perfis térmicos registrados pelos termopares, foi possível calcular as taxas de resfriamento e as velocidades da isoterma *liquidus* em diferentes posições do lingote, revelando uma queda exponencial ao longo das posições. A macroestrutura do lingote apresentou grãos colunares alinhados conforme a direção de extração de calor, conforme esperado, enquanto a microestrutura revelou a presença de dendritas compostas pela matriz rica em alumínio e pelo menos 4 intermetálicos distintos na região interdendrítica. A correlação entre os espaçamentos dendríticos primários e secundários com as taxas de resfriamento e a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* indicou que a adição de 1% em peso de vanádio resultou em espaçamentos maiores. Quanto à dureza, foram observadas variações ao longo do lingote, com uma redução na região onde não foram encontradas fases do tipo agulha. Esses resultados sugerem a possibilidade de uma maior tenacidade do material, mas para confirmar sua resistência, são necessários ensaios adicionais.

## BIBLIOGRAFIA

- APELIAN, Diran. **Aluminum cast alloys: enabling tools for improved performance**. North American Die Casting Association, New York, 2009.
- ASTM. **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials (ASTM E384)**. (ASTM International, Org.). West Conshohocken, PA: [s.n.], 2022.
- CHEN, Rui e colab. **Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7Si-0.3Mg-0.15Fe alloy**. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, v. 24, n. 6, p. 1645–1652, 1 Jun 2014.
- ERVINA EFZAN, Mohd Noor e KONG, H.J. e KOK, C.K. **Review: Effect of Alloying Element on Al-Si Alloys**. Advanced Materials Research, v. 845, p. 355–359, Dez 2013.
- GÜNDÜZ, M. e ÇADIRLI, E. **Directional solidification of aluminium–copper alloys**. Materials Science and Engineering: A, v. 327, n. 2, p. 167–185, 30 Abr 2002.
- KASHYAP, K. T. e colab. **Casting and heat treatment variables of Al–7Si–Mg alloy**. Materials Science and Technology, v. 9, n. 3, p. 189–204, 18 Mar 1993.
- LIMA, J. O. e colab. **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, 1 Jun 2018.
- PERES, M. D. e SIQUEIRA, C. A. e GARCIA, A. **Macrostructural and microstructural development in Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions**. Journal of Alloys and Compounds, v. 381, n. 1–2, p. 168–181, 3 Nov 2004.
- SILVA, Cássio e colab. **Microstructure and Tensile Strength of an Al-Si-Fe-V Alloy: Vanadium and Solidification Thermal Parameters as Recycling Strategies**. Sustainability, v. 14, n. 21, p. 13859, 25 Out 2022.