

**UNIVERSIDADE SANTA CECÍLIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
MESTRADO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

CARLOS MARANHÃO PIORSKI JUNIOR

**ANÁLISE DO TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E PRECIPITAÇÃO
PARA A LIGA AL5%CU0,8%MG SOLIDIFICADA EM REGIME TRANSIENTE:
CORRELAÇÕES ENTRE MICROESTRUTURA E DUREZA**

Santos-SP

2024

CARLOS MARANHÃO PIORSKI JUNIOR

**ANÁLISE DO TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E PRECIPITAÇÃO
PARA A LIGA AL5%CU0,8%MG SOLIDIFICADA EM REGIME TRANSIENTE:
CORRELAÇÕES ENTRE MICROESTRUTURA E DUREZA**

Dissertação de mestrado apresentada à Universidade Santa Cecília como parte dos requisitos para obtenção de título de mestre no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, sob a orientação do Prof. Dr. Felipe Bertelli.

Santos-SP

2024

Autorizo a reprodução parcial ou total deste trabalho, por qualquer que seja o processo, exclusivamente para fins acadêmicos e científicos.

669.94
P734a

Piorski Júnior, Carlos Maranhão.
ANÁLISE DO TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E
PRECIPITAÇÃO PARA A LIGA AL5%CU0,8%MG SOLIDIFICADA
EM REGIME TRANSIENTE: CORRELAÇÕES ENTRE
MICROESTRUTURA E DUREZA / Carlos Maranhão Piorski Júnior.
2024.
63 f.

Orientador: Felipe Bertelli.

inicial - Universidade Santa Cecília, Programa de pós-graduação
em Mestrado em Engenharia Mecânica, Santos, SP, 2024.

1. Solidificação transiente. 2. Ligas de Alumínio. 3.
Envelhecimento. 4. Sistema ternário Al-Cu-Mg. I. Bertelli, Felipe . II.
ANÁLISE DO TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E
PRECIPITAÇÃO PARA A LIGA AL5%CU0,8%MG SOLIDIFICADA
EM REGIME TRANSIENTE: CORRELAÇÕES ENTRE
MICROESTRUTURA E DUREZA.

Elaborada via formulário eletrônico, desenvolvido pelo SIBi Unisanta, com dados informados pelo autor. Bibliotecário responsável: Ana Maria Racioppi Silveira –

CRB/8 - 1890

Dedico este trabalho a todas as pessoas que me apoiaram de forma direta ou indireta. Agradeço mais especificamente aos membros da minha família que, no momento certo, não faltaram com palavras de apoio.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador, Professor Doutor Felipe Bertelli, que apesar da distância geográfica, de maneira educada e prestativa, estava sempre disposto a passar algum tempo comigo ao computador, para adequar e acertar alguns pontos que ainda careciam de uma atenção maior nesta dissertação.

Agradeço ao corpo docente do Mestrado em Engenharia Mecânica da Universidade Santa Cecília (Unisantia) pela habilidade, mesmo que fosse aula online, e capacidade de repassar os seus ensinamentos sem perder o foco e o ensinamento do que era necessário.

Agradeço ao técnico da metalografia Sr. Wilson Roberto de Oliveira Santos, que sempre me apoiou e se colocava à disposição nas vezes nas quais me encontrava na Unisantia.

Agradeço ao Grupo de Pesquisas em Solidificação da Unicamp (GPS), pela simulação do Diagrama de Fases no software Thermo-Calc e as análises de microscopia eletrônica de varredura, fundamentais para o desenvolvimento desta pesquisa.

Agradeço também às secretárias do curso de mestrado, Sr.^a Sandra Helena Aparecida de Araújo e a Sr.^a Imaculada Scorza, que de maneira atenciosa e com proatividade sempre me ajudaram nos problemas acadêmicos relacionados.

RESUMO

As ligas metálicas à base de alumínio reforçadas com cobre e magnésio apresentam a capacidade de atingir elevados valores de propriedades mecânicas, por meio de tratamentos térmicos de solubilização e precipitação. Este trabalho tem como objetivo avaliar o envelhecimento artificial da liga Al5%Cu0,8%Mg, a partir de amostras com diferentes escalas microestruturais de solidificação. A abordagem adotada consiste em realizar a solidificação vertical unidirecional ascendente em regime transiente de extração de calor, caracterizar a morfologia microestrutural, realizar o tratamento térmico T6 modificado, com maior temperatura de precipitação, para uma ampla faixa de microestruturas e medir a dureza durante as etapas de solubilização e precipitação, bem como no estado pré-tratamento. Observou-se que a macroestrutura de solidificação apresentou um padrão colunar ao longo do lingote, e a microestrutura resultante exibiu uma morfologia dendrítica. O espaçamento dendrítico primário λ_1 variou de aproximadamente 20 μm próximo à interface metal/molde à 90 μm na posição 40 mm afastado da base. Foram determinados os parâmetros térmicos de solidificação, tais como taxa de resfriamento, velocidade de solidificação e tempo de passagem da isoterma *liquidus* em função do tempo ao longo do lingote. A lei de crescimento dendrítico em função da taxa de resfriamento foi semelhante à de ligas com composições químicas próximas do sistema ternário Al-Cu-Mg encontradas na literatura. Técnicas de caracterização por microscopia óptica e eletrônica de varredura foram utilizadas e as microestruturas observadas mostram uma matriz dendrítica rica em Al (α -Al) e interdendrítico eutético contendo α -Al e θ -(Al₂Cu), além de fases intermetálicas S (Al₂CuMg) dentro das regiões interdendríticas. A maior dureza foi observada sempre para estruturas mais refinadas, mesmo após o envelhecimento da liga. O tempo médio de tratamento ideal para obtenção dos maiores valores de dureza ficou entre 2 e 3 horas de precipitação. Os percentuais de dureza aumentaram em torno de 9% a 14% no ponto máximo em relação ao estado inicial solidificado, com valores de 62-70 HRB para os λ_1 s analisados.

Palavras-chave: Solidificação transiente. Ligas de Alumínio. Envelhecimento. Sistema ternário Al-Cu-Mg.

ABSTRACT

Aluminum-based metal alloys reinforced with copper and magnesium have the ability to achieve high values of mechanical properties through solubilization and precipitation heat treatments. This work aims to evaluate the artificial hardening of the Al5%Cu0,8%Mg alloy, using samples with different microstructural solidification scales. The approach adopted consists of carrying out upward unidirectional vertical solidification in a transient heat extraction regime, characterizing the microstructural morphology, carrying out the modified T6 heat treatment, with a higher precipitation temperature, for a wide range of microstructures and measuring the hardness during the stages solubilization and solidification. It was observed that the solidification macrostructure presented a columnar pattern throughout the ingot, and the resulting microstructure exhibited a dendritic morphology. The microstructural morphology obtained were dendrites, with primary dendritic spacing values varying from approximately 20 μm close to the metal/mold interface and 90 μm at a position 40 mm away from the base. The thermal parameters of solidification were determined, such as tip cooling rate, growth rate and displacement of the liquidus isotherm along the ingot. The dendritic growth law as a function of cooling rate was similar to that of alloys with chemical compositions close to the Al-Cu-Mg ternary system found in the literature. Optical and scanning electron microscopy characterization techniques were used and the microstructures observed show a dendritic matrix rich in Al (α -Al) and θ -(Al₂Cu), in addition to intermetallic phases S (Al₂CuMg) within the interdendritic regions. The highest hardness was always observed for more refined structures, even after the alloy had aged. The ideal average treatment time to obtain the highest hardness values kept between 2 and 3 hours of acquisition. The hardness increased were by around 9-14% at the maximum point, with values of 62-70 HRB for the λ_{15} analyzed.

Keywords: Transient solidification. Aluminum alloys. Aging. Al-Cu-Mg ternary system.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Principais elementos de ligas nas famílias das séries de alumínio.	12
Figura 2: Aplicação de ligas de alumínio em aeronaves.	13
Figura 3: Representação esquemática da macroestrutura de um lingote, destacando as zonas coquilhada, colunar e equiaxial.	14
Figura 4: Representação dos espaçamentos celulares (λ_c), espaçamentos dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3).	15
Figura 5: Diagrama esquemático das etapas de um tratamento térmico de solubilização e precipitação.....	18
Figura 6: Representação esquemática da evolução da microestrutura e dureza em um tratamento térmico de envelhecimento.....	19
Figura 7: Diagrama de equilíbrio parcial e linhas de formação de precipitados para o sistema Al-Cu.....	21
Figura 8: Perfil de dureza no tratamento térmico de uma liga Al1,7%Cu em diferentes temperaturas.....	22
Figura 9: Diagrama de fases Al-Cu-Mg indicando os limites das fases à 190° C. A linha grossa define a fronteira α e $\alpha + S$	23
Figura 10: Fluxograma da obtenção de amostra e ensaios experimentais.	26
Figura 11: Diagrama de fases pseudo-binário Al-X%Cu-0,8%Mg (Thermo-Calc).	27
Figura 12: Aparato de solidificação vertical ascendente.....	28
Figura 13: Representação esquemática da obtenção de corpos de provas.....	30
Figura 14: Representação para medidas dos espaçamentos dendríticos primários, utilizando-se o método do triângulo.....	31
Figura 15: Perfis de temperatura indicando os tempos de passagem pela isoterma <i>liquidus</i>	32
Figura 16: Tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i> em função do tempo.	33
Figura 17: Velocidades em função do tempo e em função da posição.	34
Figura 18: Delineamento para o cálculo das taxas de resfriamento (T) em função do tempo e da posição.....	35
Figura 19: Tempos de solubilização e precipitação, com interrupções para avaliação da dureza durante a precipitação.	36
Figura 20: Amostras posicionadas sob suporte de aço e garra para movimentação dentro do forno e na pia para resfriamento.	36

Figura 21: Durômetro Rockwell Hercket.....	37
Figura 22: Perfil térmico de solidificação da liga Al5%Cu0,8%Mg.....	38
Figura 23: Deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> em função do tempo, por cada termopar.....	39
Figura 24: Velocidade da isoterma <i>liquidus</i> da liga Al5%Cu0,8%Mg como função da posição.....	40
Figura 25: Taxa de resfriamento da liga Al5%Cu0,8%Mg.....	41
Figura 26: Macroestrutura de solidificação.....	42
Figura 27: Espaçamento dendrítico primário (λ_1) em função da posição.....	44
Figura 28: Espaçamento dendrítico primário em função da taxa de resfriamento.....	45
Figura 29: Perfil de dureza durante a solubilização e precipitação.....	47

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Análise da composição química em % dos elementos de liga Al e Mg.	27
Tabela 2: Equipamentos utilizados na preparação e no vazamento da liga.....	29
Tabela 3: Microestruturas típicas para liga Al5%Cu0,8%Mg.....	43
Tabela 4: Análise da composição química para posição 5 mm e 40 mm da interface metal/molde.....	46
Tabela 5: Análise <i>map scan</i> em MEV, indicando a redistribuição dos elementos de liga na condição como fundida e após o TT6 modificado.....	49
Tabela 6: Redistribuição das fases interdendríticas e formação de precipitados no interior das dendritas, após 4 horas de envelhecimento.	50

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
DSC	Calorímetro Diferencial de Varredura
FEM	Faculdade de Engenharia Mecânica
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
NBR	Norma Brasileira
TCE	Transição Colunar-Equiaxial
UNICAMP	Universidade de Campinas

LISTA DE SÍMBOLOS

Al	Alumínio	
Cu	Cobre	
dp/dt	Velocidade da isoterma <i>liquidus</i>	[m/s]
dT/dt	Taxa de resfriamento	[°C/s]
G	Gradiente térmico	[K.m ⁻¹]
Fe	Ferro	
HF	Ácido fluorídrico	
HRB	Dureza Rockwell na escala B	
HV	Dureza Vickers	
P_i	Posição a partir da interface metal/molde	[mm]
t	Tempo	[s]
t_L	Tempo de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i>	[s]
T_L	Temperatura <i>liquidus</i>	[°C]
T_s	Temperatura de solubilização	[°C]
T_p	Temperatura de precipitação	[°C]
T_v	Temperatura de vazamento	[°C]
V_L	Velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i>	[m.s ⁻¹]
λ_c	Espaçamentos celulares	[μ m]
λ_1	Espaçamentos dendríticos primários	[μ m]
\dot{T}	Taxa de resfriamento	[°C/s]

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	9
1.1. <i>Justificativa e Relevância do tema</i>	10
1.2. <i>Objetivos</i>	10
1.2.1 Objetivo geral	10
1.2.2 Objetivos específicos.....	11
1.3. <i>Fundamentação Teórica</i>	11
1.3.1 Estruturas de Solidificação	13
1.3.2 Parâmetros térmicos da solidificação.....	15
1.3.3 Tratamentos térmicos de ligas de Alumínio.....	17
1.3.3.1 Ligas Al-Cu.....	20
1.3.3.2 Ligas Al-Cu-Mg.....	22
1.3.4 Ensaio de dureza	25
2. MATERIAIS E MÉTODOS	25
2.1. <i>Preparação das Ligas</i>	26
2.2. <i>Caracterização Macroestrutural e Microestrutural</i>	30
2.3. <i>Determinação dos Parâmetros Térmicos de Solidificação</i>	31
2.4. <i>Tratamento Térmico e Ensaio de Dureza</i>	35
3. RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
3.1. <i>Parâmetros Térmicos de Solidificação</i>	40
3.2. <i>Análise Macroestrutural e Microestrutural</i>	41
3.3. <i>Tratamento Térmico e Perfil de Dureza</i>	46
4. CONCLUSÕES	51
5. REFERÊNCIAS	53

1. INTRODUÇÃO

Ligas de alumínio são de extrema importância para a engenharia moderna, com aplicações nas indústrias automotiva e aeronáutica (AVAZKONANDEH-GHARAVOL, 2014; ASM, 2000). Algumas ligas à base de alumínio possuem uma ampla faixa de propriedades mecânicas por serem termicamente tratáveis, ou seja, a morfologia e a quantidade de precipitados de segundas fases podem ser controladas por meio de aquecimentos e resfriamentos normatizados. A família 2xxx, tendo como base os elementos alumínio e cobre, tem despertado um interesse significativo devido às suas propriedades de alta resistência mecânica e excelente resistência à corrosão. No entanto, a obtenção dessas características requer uma rota metalúrgica adequada a partir da sua fundição, seguindo um rigoroso processo de tratamento térmico (MISHRA; SIDHAR, 2017).

O presente estudo se propõe a investigar o efeito da solubilização seguido de precipitação em uma liga Al-Cu-Mg, a fim de se compreender como as variáveis de tempo e temperatura durante o tratamento térmico influenciam a evolução da dureza do material. A compreensão buscada parte do princípio de que amostras com diferentes morfologias no instante inicial do tratamento interferem na resposta ao tratamento térmico para aumento da dureza. Logo, foi feita a solidificação de um lingote em regime transiente de extração de calor e, em seguida, amostras com diferentes escalas microestruturais foram submetidas ao tratamento térmico de solubilização, seguido de envelhecimento artificial. A microestrutura resultante foi caracterizada micro e macroscopicamente, foram feitas medições dos espaçamentos dendríticos primários ao longo do lingote e foi estabelecida uma correlação entre parâmetros térmicos e microestruturas brutas de solidificação. Por fim, o perfil de dureza dos corpos de provas para diferentes microestruturas iniciais foi analisado, considerando o estado bruto de solidificação, as etapas intermediárias de solubilização e os diferentes tempos de envelhecimento.

1.1. Justificativa e Relevância do tema

Ligas de alumínio têm sido amplamente estudadas devido à sua relevância científica e potenciais aplicações industriais, considerando sua capacidade de ser leve e ao mesmo tempo resistente, além de possuir apreciável resistência à corrosão, conforme já descrito anteriormente. A busca pela melhoria das propriedades mecânicas objetiva atender aos constantes aumentos de capacidade de suportar cargas e temperaturas com a exigência tecnológica do mercado, aliado à otimização de custos de produção. A liga proposta Al5%Cu0,8%Mg é semelhante à liga comercial 2024, porém, sem manganês (ASTIKA, 2019). Tanto o cobre quanto o magnésio nas ligas de alumínio são fatores que permitem o tratamento térmico de endurecimento em ligas de alumínio, sendo a escolha devido ao fato de o sistema ser menos complexo, com 3 elementos ao invés de 4, além de ter sido produzida em forno próprio para obtenção de uma gama de microestruturas brutas de solidificação.

O estudo de envelhecimento da liga proposta é justificado com uma interessante diferença para a literatura, uma vez que, a partir de um mesmo lingote, obtido por solidificação transitória, foi possível a obtenção de diferentes escalas morfológicas em sua microestrutura bruta para o posterior envelhecimento. Desta forma, foi possível analisar o perfil de dureza para diferentes tempos de precipitação, considerando microestruturas distintas dentro de uma mesma composição química. Logo, investigações sobre os efeitos da taxa de resfriamento e da microestrutura dendrítica na eficácia do tratamento térmico T6 são escassos na literatura, principalmente para ligas multicomponentes solidificadas em regime transiente de extração de calor.

1.2. Objetivos

1.2.1 Objetivo geral

A presente pesquisa teve como objetivo principal investigar o perfil de dureza ao longo do processo de um tratamento térmico T6 modificado, com aumento de temperatura e diminuição do tempo de envelhecimento, considerando diferentes

escalas microestruturais para uma liga Al5%Cu0,8%Mg solidificada em regime transiente.

1.2.2 Objetivos específicos

Os objetivos específicos deste trabalho envolvem a obtenção de um lingote da liga solidificado em condições transientes, permitindo a obtenção de várias microestruturas a serem tratadas termicamente. As etapas do trabalho para atingir o objetivo geral da pesquisa são:

1. Realização de levantamento bibliográfico abrangente e atualizado acerca de ligas de alumínio reforçadas com cobre e magnésio, bem como tratamentos térmicos de envelhecimento.
2. Obtenção de um lingote solidificado em regime transiente para a liga Al5%Cu0,8%Mg.
3. Caracterização macroscópica longitudinal.
4. Caracterização microscópica ao longo de diferentes posições a partir da interface metal/molde.
5. Levantamento das correlações entre os parâmetros térmicos deslocamento da isoterma *liquidus*, taxa de resfriamento e velocidade de solidificação com a escala microestrutural obtida.
6. Realização do tratamento térmico T6, para 5 posições ao longo do lingote.
7. Levantamento do perfil de dureza ao longo do processo de tratamento térmico.

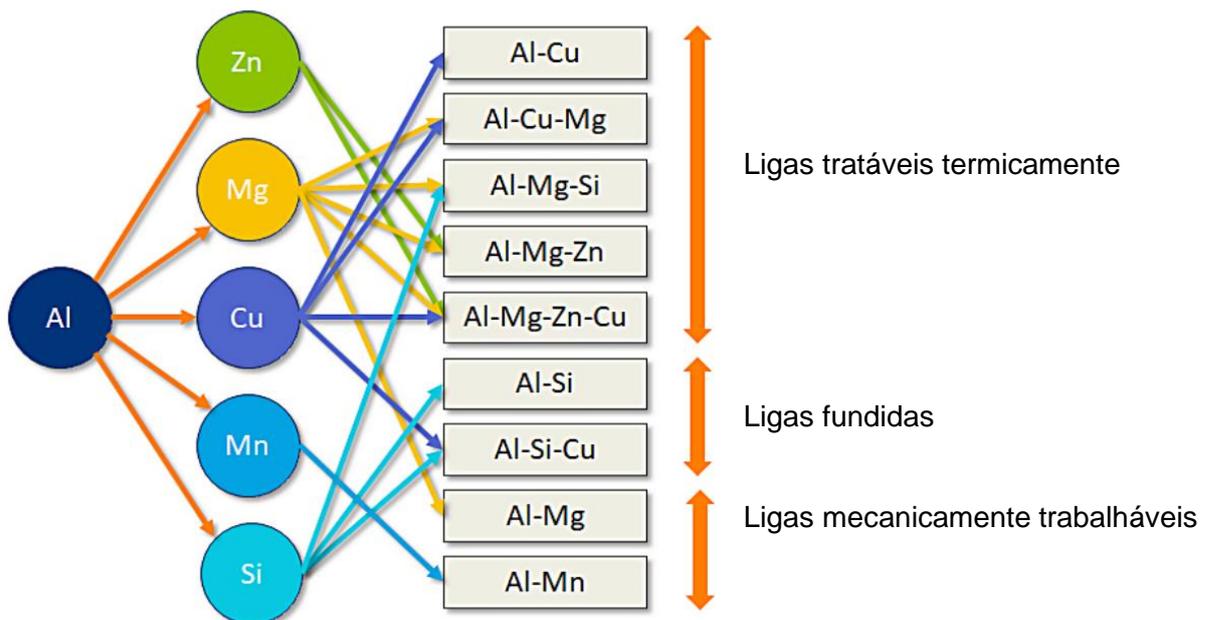
1.3. Fundamentação Teórica

O alumínio é um metal amplamente utilizado em diversos setores industriais devido às suas qualidades e características físico-químicas. Sua baixa densidade, conformabilidade e reciclabilidade o tornam um material versátil e sustentável. Além disso, sua excelente condutividade térmica e elétrica o torna atrativo e eficiente para a transferência de calor e eletricidade (ALUMINIUM ASSOCIATION, 1984; ASM INTERNATIONAL, 2000; FLEMINGS, 1974; CARDARELLI, 2000). Além destas,

outra característica notável do alumínio é sua resistência à corrosão. Uma camada aderente de óxido, que se forma instantaneamente quando exposto ao oxigênio, proporciona uma proteção eficaz contra a continuidade da reação (ROSSI, 2004).

Quanto às propriedades mecânicas do alumínio, estas podem ser aprimoradas pela adição de elementos de liga, por trabalho mecânico ou ainda por tratamentos térmicos. Essas modificações permitem que ligas à base de Al melhorem consideravelmente sua resistência à tração, tenacidade, dureza e resistência à fadiga, que podem ser ajustadas para atender a diferentes requisitos de aplicação (DAVIS, 2007; ALMEIDA, 2019). Quanto ao elemento principal adicionado ao alumínio, a Figura 1 apresenta as principais famílias de ligas de alumínio:

Figura 1: Principais elementos de ligas nas famílias das séries de alumínio.

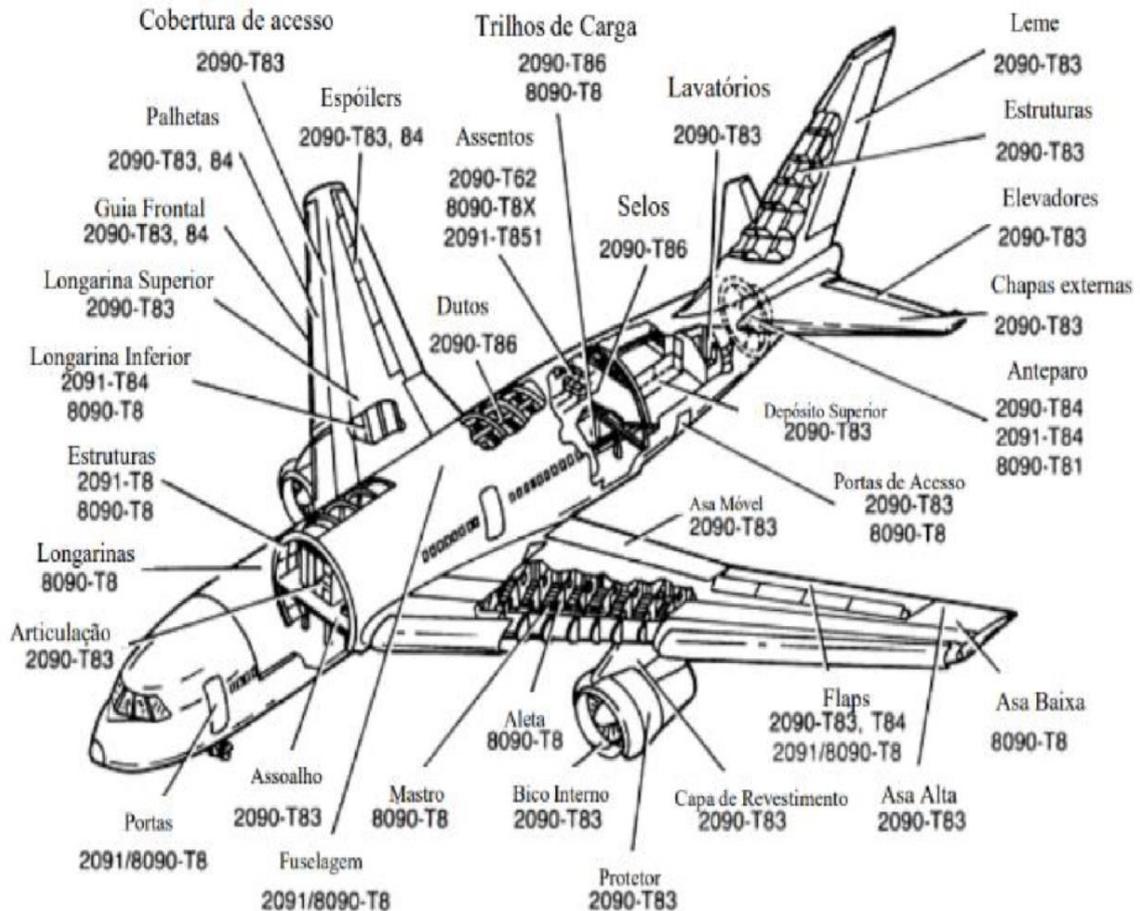


Fonte: Davis (2007).

Dentre as famílias comerciais de ligas de alumínio, a série 2XXX pode ser aplicada em diversos setores industriais que requerem alta resistência mecânica e ao desgaste associados com leveza, além de boa usinabilidade. No setor aeroespacial, essa liga é utilizada em componentes estruturais críticos, como fuselagens, asas e partes internas de aeronaves, conforme pode ser observado na Figura 2. Autores como Chen *et al.* (2019) destacaram a importância da liga de alumínio 2024 para a indústria aeroespacial, ressaltando sua alta relação

resistência–peso e sua capacidade de suportar condições extremas de carga e temperatura.

Figura 2: Aplicação de ligas de alumínio em aeronaves.



Fonte: Hadmei Aluminum (2023).

1.3.1 Estruturas de Solidificação

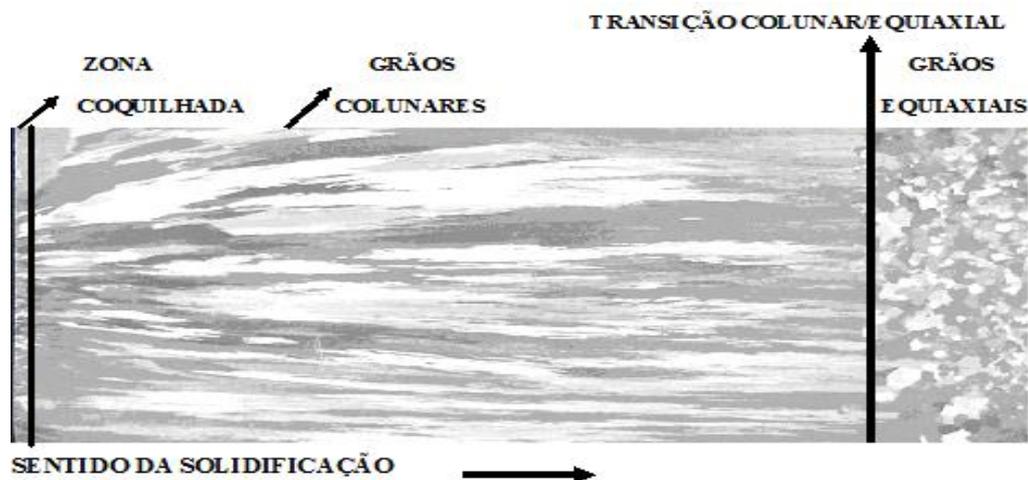
A solidificação está invariavelmente presente em algum processo de fabricação de componentes metálicos. É caracterizada pela formação e pelo crescimento de núcleos sólidos que surgem a partir do líquido em transformação, dentro de condições termodinâmicas favoráveis, originando grãos cristalinos (GOULART, 2010). Estes darão origem a estruturas de solidificação que podem ser vistas a olho nu, denominadas macroestruturas, e outras, vistas somente com auxílio de microscópios ópticos ou eletrônicos, denominadas microestruturas de solidificação.

As propriedades mecânicas de peças fundidas dependem não somente do arranjo macroscópico, mas também do arranjo microestrutural proveniente do processo de solidificação. Os espaçamentos das morfologias presentes, e a distribuição de eventuais porosidades e produtos segregados determinarão o comportamento mecânico da liga quando submetida a tensões/deformações (GARCIA, 2007).

A formação de macroestruturas se dá basicamente por três tipos morfológicos característicos: coquilhada, colunar e equiaxial. Normalmente, estas três regiões distintas são distribuídas de uma forma bem característica, conforme mostra a Figura 3, para uma seção longitudinal de um lingote solidificado unidirecionalmente, extraindo-se calor pela base através de um molde refrigerado na parte inferior (CHALMERS, 1968; BILONI e MORANDO, 1968; JACKSON, 1966; KURZ, 1981 e 2001).

Na região em contato direto com o molde, grãos equiaxiais se formam e estão associados às altas taxas de resfriamento pela elevada diferença de temperatura entre o molde e o metal. Esses pequenos grãos de orientação randômica são nucleados a partir da parede do molde e constituem a zona coquilhada. Posteriormente, segue-se o crescimento de uma região intermediária de grãos alongados direcionalmente denominados colunares, orientados na direção do fluxo de calor. Por fim, uma região de grãos equiaxiais.

Figura 3: Representação esquemática da macroestrutura de um lingote, destacando as zonas coquilhada, colunar e equiaxial.

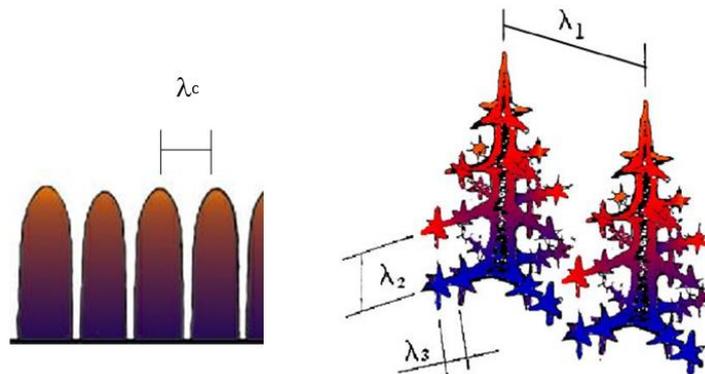


Fonte: Goulart (2010).

A frente de solidificação, que é a interface em movimento da transformação de fase líquido/sólida, pode ser plana, quando esta tende a ser oriunda de metais puros ou ligas bem diluídas e/ou próximas do resfriamento em condições de equilíbrio termodinâmico. Ou ainda, aumentando gradativamente a velocidade/taxa de resfriamento e se afastando das condições de equilíbrio termodinâmico, uma desestabilização da interface líquido/sólida promove estruturas celulares ou dendríticas, para a maioria das ligas metálicas, devido ao fenômeno conhecido por super-resfriamento constitucional (SRC) (GARCIA, 2007; OHNO, 1988).

Após o surgimento de instabilidades que induzem uma estrutura celular, à medida que a velocidade de crescimento é aumentada ainda mais, começam a surgir perturbações nas laterais (perpendicularmente à direção de crescimento) que são denominadas de ramificações secundárias, definindo-se a estrutura dendrítica. Também se observa um aumento dos espaçamentos dendríticos da superfície para o centro de peças solidificadas. O fato é associado ao decaimento da taxa de resfriamento com o tempo. A Figura 4 mostra esquematicamente os espaçamentos celulares (λ_c), dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3) (BERTELLI, 2012).

Figura 4: Representação dos espaçamentos celulares (λ_c), espaçamentos dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3).



Fonte: Bertelli (2012).

1.3.2 Parâmetros térmicos da solidificação

As propriedades finais de materiais metálicos obtidos por fundição dependerão das estruturas de solidificação obtidas durante a solidificação,

governadas pelos parâmetros térmicos: velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L), taxa de resfriamento (\dot{T}) e gradiente térmico (G) (GARCIA, 2007).

A velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* refere-se ao deslocamento que a interface sólido/líquido faz em função do tempo ao longo da solidificação do material. Próximo à superfície de extração de calor, as maiores velocidades podem ser observadas devido à maior intensidade de troca térmica. Em posições mais afastadas a partir desta interface, devido ao aumento da resistência térmica ocasionada pela camada solidificada e pela formação de um gap de ar por conta da contração do metal solidificado, esta velocidade diminui potencialmente.

O gradiente térmico estimado logo à frente da interface sólido/líquido é o parâmetro que mostra como a temperatura está distribuída por unidade de comprimento. Em solidificações lentas, próximas ao equilíbrio termodinâmico, este gradiente pode ser considerado constante. Em situações práticas de fabricação, a solidificação é transiente e este valor de gradiente é maior e varia continuamente.

A taxa de resfriamento (\dot{T}) pode ser correlacionada com o gradiente térmico e com a velocidade de acordo com a Equação (1) (GARCIA, 2007):

$$\dot{T} = V_L \cdot G \quad (1)$$

Esta taxa representa a variação de temperatura no processo de solidificação em um instante de tempo e, assim como a velocidade de deslocamento, diminui em posições mais afastadas da superfície de troca térmica. Uma vez que a medição da temperatura em ensaios de solidificação pode ser feita com simplicidade, através de termopares inseridos no metal enquanto líquido, a derivação da curva de resfriamento no instante de tempo em que uma liga atinge a temperatura *liquidus* (T_L) traz uma determinação direta da variação de temperatura instantânea a cada termopar utilizado, que representa a Equação (2):

$$\dot{T} = \frac{\partial T_L}{\partial t} \quad (2)$$

A literatura apresenta diversos modelos analíticos para determinarem equações que expressam os parâmetros térmicos envolvidos no fenômeno de solidificação, além de determinar analiticamente os espaçamentos dendríticos em função destes parâmetros térmicos (TRIVEDI, 1984; HUNT e LU, 1996; BOUCHARD e KIRKALDY, 1997).

1.3.3 Tratamentos térmicos de ligas de Alumínio

Segundo Rossi (2004), o alumínio puro possui várias qualidades que o fazem ser o segundo metal mais utilizado no mundo, atrás apenas do aço. Características como leveza, ductilidade e resistência a esforços mecânicos já o tornam extremamente funcional no mercado. Porém, para atender às novas demandas de projetos da engenharia moderna, são necessários desenvolvimentos de ligas com características mecânicas aprimoradas. Se por um lado, do ponto de vista mecânico, a adição de soluto em um metal tende a ter um aprimoramento limitado de propriedades, os tratamentos térmicos representam uma importante ferramenta para ampliar ainda mais essa característica (TOTTEN e MACKENZIE, 2003).

De acordo com Freitas (2014), as ligas de alumínio dividem-se em dois grupos principais: as fundidas e as trabalhadas mecanicamente por processos como forjamento, trefilação, extrusão e laminação. As ligas de alumínio ainda podem ser divididas entre as tratáveis e as não tratáveis termicamente.

O tratamento térmico consiste em um conjunto de ações para modificar as propriedades do material. Essas ações são aquecimento, resfriamento e manutenção de temperaturas controladas (FREITAS, 2014). A taxa de difusão dos elementos envolvidos, o tempo e a temperatura aplicados dependem das fases formadas na estrutura original da peça e as fases requeridas após o tratamento (ROSSI, 2004).

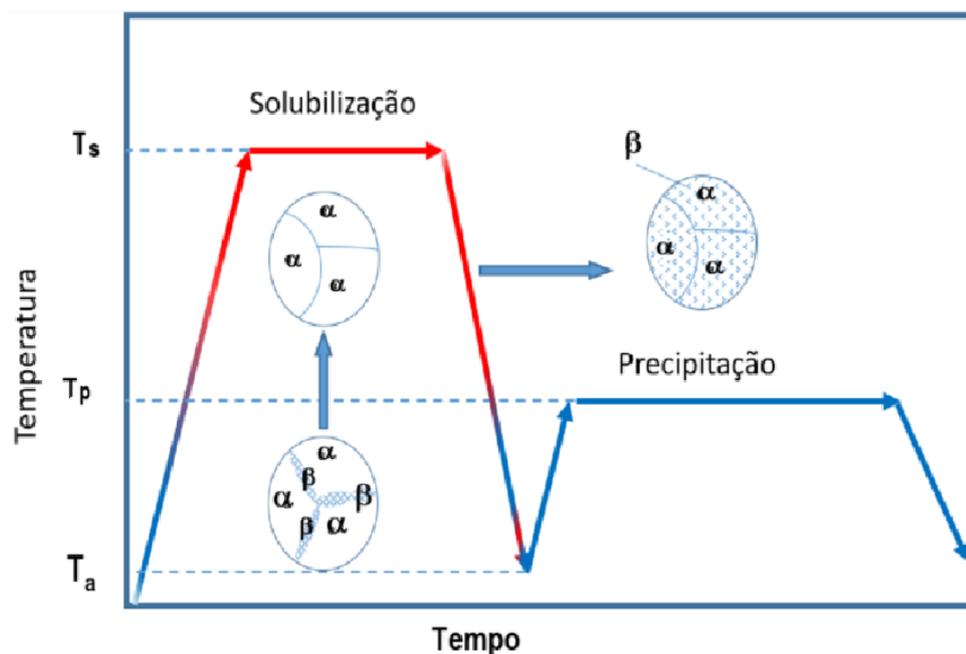
O tratamento térmico de solubilização e precipitação tem por objetivo produzir uma fina dispersão de precipitados endurecidos submicroscópicos na matriz a partir da solução sólida supersaturada, por mecanismos de difusão atômicas (CAVALCANTE; SILVA, 2016).

A Figura 5 apresenta esquematicamente as etapas de solubilização e precipitação de uma liga metálica, em função do tempo e da temperatura de um tratamento térmico de endurecimento por envelhecimento. Na temperatura ambiente (T_a), a estrutura inicialmente apresenta uma matriz com as fases α (rica em solvente) e β (rica em soluto). No interior dos grãos de fases alfa, o soluto pode estar diluído na fase alfa e localizado no interior ou nos contornos dos grãos, formando a fase beta. Ao elevar a temperatura acima da linha *solvus*, na temperatura de solubilização – T_s , a difusão atômica total de β em α deve ocorrer. Com um resfriamento rápido, obtemos a fase metaestável α , supersaturada de soluto na temperatura ambiente, o

que não é previsto inicialmente pelo diagrama de equilíbrio das fases. Elevando-se a temperatura novamente até T_P (temperatura de precipitação), abaixo da linha *solvus*, os precipitados do soluto começam a se reagrupar no interior dos grãos através de difusão atômica, através de uma sequência de reorganização espacial que começa com o surgimento de um novo núcleo da fase β que cresce com certo grau de coerência com a rede cristalina da matriz principal, ou ainda totalmente incoerente (CAVALCANTE; SILVA, 2016).

O envelhecimento natural de uma liga pode ocorrer se houver difusão significativa do soluto no solvente, em temperatura ambiente e por um determinado período de tempo, permitindo a formação lenta e natural de precipitados. Esse processo ocorre a uma velocidade muito mais lenta em comparação com o envelhecimento artificial, amplamente empregado em processos de fabricação industrial.

Figura 5: Diagrama esquemático das etapas de um tratamento térmico de solubilização e precipitação.



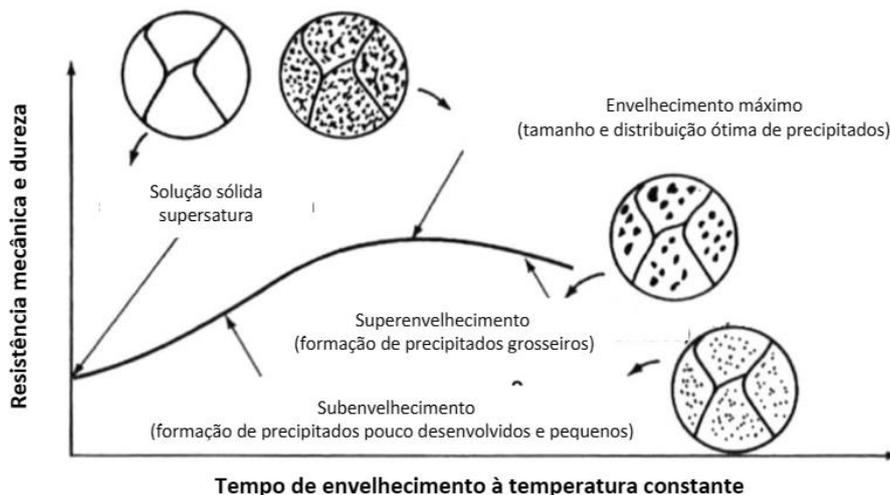
Fonte: O autor (2024).

O processo de precipitação que visa obter propriedades mecânicas aprimoradas de forma mais rápida é denominado envelhecimento artificial. Isso é possível ao aquecer a liga a uma temperatura específica por um período de tempo definido. Durante essa etapa do tratamento térmico, os precipitados se formam e

crecem mais rapidamente pelo estado vibracional dos átomos ser maior. É necessária a devida atenção quanto à manutenção em tempo excessivo, a fim de se evitar o crescimento demasiado das segundas fases, responsável pelo decaimento de propriedades (POLMEAR, 1998; OLIVEIRA, 2012 e 2021).

Tanto a solubilização quanto a precipitação são processos difusionais no estado sólido, onde os átomos vibram e se deslocam por entre estruturas cristalinas, proporcionalmente à temperatura de aquecimento: quanto maior a temperatura, maior o estado vibracional e mais os átomos se deslocam (CALLISTER, 2002). Na etapa de precipitação, considerando que a temperatura é elevada a um valor não tão alto, até que se formem precipitados de interesse, podem ser requeridos longos períodos, sendo denominada de envelhecimento. Ao se passar do tempo necessário, o fenômeno de superenvelhecimento pode ocorrer, considerado danoso ao processo por diminuir as propriedades obtidas. Logo, um tratamento térmico deve ser aplicado rigorosamente até o ponto de máxima dureza requerida, como pode ser visto na Figura 6 (DARIVA, 2020; SALIHU, 2012).

Figura 6: Representação esquemática da evolução da microestrutura e dureza em um tratamento térmico de envelhecimento.



Fonte: Dariva (2000).

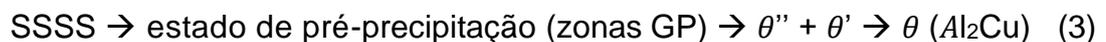
O tratamento térmico para ligas de alumínio denominado T6 consiste em envelhecer artificialmente, sendo que diferentes autores reportam a temperatura de solubilização entre 470–510° C por 1h a 5h e precipitação entre 120–210° C pelo período de poucas horas (1h–12h) ou até tempos maiores, que ultrapassam 100

horas (RADMILOVIC, 1999; RADUTOIU, 2012; STASZCZYK, 2019). Todos comparam entre si as formações de precipitados e os níveis de dureza obtidos, a fim de descrever as diversas possibilidades de variações dentro desse intervalo. Em um ambiente industrial, uma escolha de tempo excessiva acaba sendo um entrave no sistema produtivo, devido ao tempo e ao gasto energético. Sendo assim, a literatura aborda muitos trabalhos com resultados interessantes de avaliação das propriedades de dureza de ligas submetidas ao tratamento T6 modificado, considerando a redução do tempo devido e um aumento na temperatura de precipitação.

1.3.3.1 Ligas Al-Cu

Diversas ligas de alumínio comerciais são baseadas no sistema binário Al-Cu, como as ligas da família 2xxx, devido à possibilidade de formação de precipitados de reforço na matriz rica em alumínio (ALUMINIUM ASSOCIATION, 1984). Apesar de ser composta por apenas dois elementos, a sequência de evolução microestrutural é complexa e a formação de precipitados varia dependendo do grau de supersaturação e da temperatura de envelhecimento.

Guinier e Preston foram os primeiros pesquisadores que descreveram o equilíbrio metaestável dessas ligas e a precipitação a partir da condição da solução sólida supersaturada (SSSS) como segue na Equação (3). Além deles, diversos outros estudos corroboraram com esta afirmação (HARDOUIN DUPARC, 2010; SILCOCK, 1953; BETON, 1957; PHILLIPS, 1973; RIOJA, 1977; WADA, 1985; MURRAY, 1985).

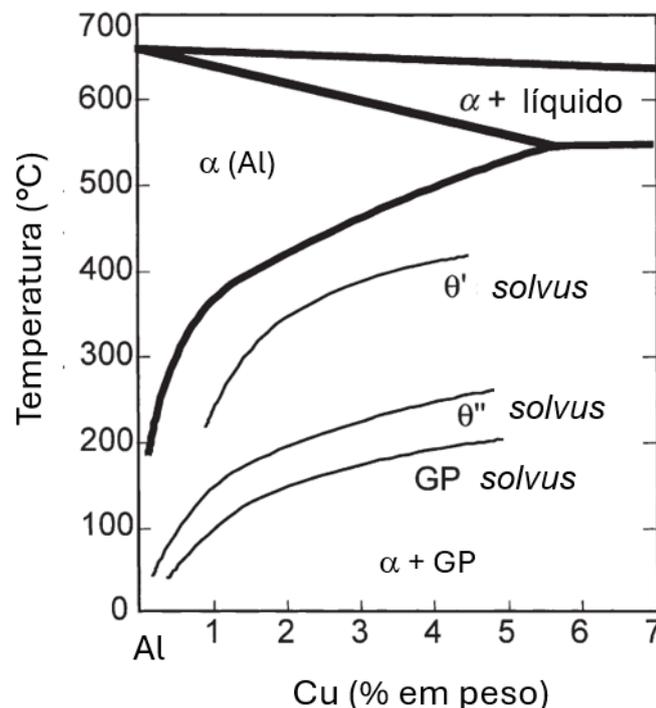


Para ligas Al-Cu em composições abaixo do limite máximo de solubilidade do sistema, a distribuição de átomos de cobre muda com o tempo a partir de agregados como discos planares (Zonas GP). Estes agregados criam campos de coerência de deformação que aumentam a resistência à deformação, e sua formação é responsável pelas alterações nas propriedades mecânicas que ocorrem durante o envelhecimento natural. Em temperaturas mais elevadas, as formas de transição de Al_2Cu tendem a desenvolver e aumentar a resistência adicional. Na condição de

maior resistência, tanto o θ'' , como θ' são precipitados de transição que podem estar presentes. Quando o tempo e a temperatura são suficientemente aumentados para formar elevadas proporções de equilíbrio da fase θ , a liga amacia e é dito que passa a ser superenvelhecida (FONSECA, 2012; METALS HANDBOOK, 1986).

A Figura 7 **Erro! Autoreferência de indicador não válida.** mostra o diagrama de equilíbrio parcial Al-Cu, com as linhas metaestáveis *solvus*, que delimitam a formação de cada tipo de precipitado, de acordo com diversos estudos da literatura (BETON, 1957; MURRAY, 1985; RINGER, 2000). Para uma liga com determinada composição, a temperatura limite na qual os precipitados crescem pode ser denominada como temperatura *solvus*. Ou ainda, as linhas distintas da linha *solvus* destas ligas Al-Cu indicam onde cada precipitado pode ser encontrado de forma estável (FONSECA, 2012).

Figura 7: Diagrama de equilíbrio parcial e linhas de formação de precipitados para o sistema Al-Cu.

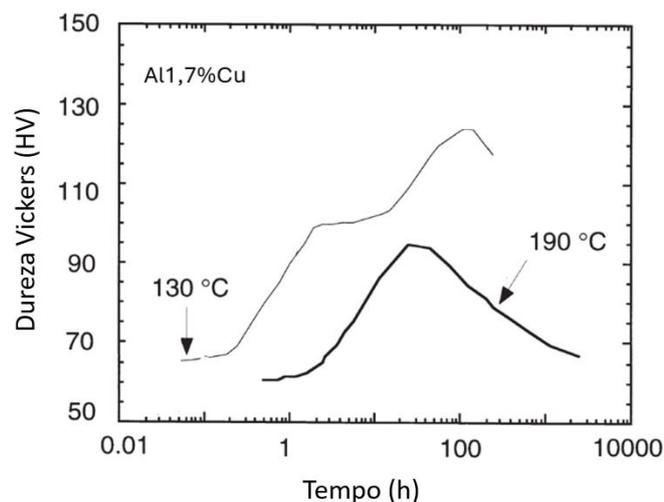


Fonte: Adaptado de Ringer (2000).

Avaliar cada estágio da evolução microestrutural é muito importante para o entendimento dos mecanismos de aumento de dureza ao longo do envelhecimento.

Figura 8 mostra um gráfico do perfil de dureza para a liga Al1,7%Cu envelhecida a 130° C e a 190° C, que representa temperaturas abaixo e acima da temperatura *solvus* da zona GP, respectivamente, propostas por Guinier (1938) e Preston (1938). O primeiro estágio de endurecimento a 130° C é atribuído à formação de zonas GP. Depois de atingir um diâmetro crítico entre 5 e 10 nm, um período de incubação começa demonstrando que a dureza permanece constante. O envelhecimento posterior resulta num segundo aumento na dureza, atribuído à precipitação de θ'' , semicoerente à matriz rica em alumínio. A formação de θ'' também é seguida por um período de incubação mais curto e pela subsequente formação da fase metaestável θ' . O envelhecimento prolongado resulta na formação da fase de equilíbrio θ , onde a dureza começa a diminuir. Em cada etapa de precipitação estas fases podem coexistir. O mecanismo da sequência de transformação de uma fase para outra geralmente envolve nucleação heterogênea, resultando em dispersões de precipitados finos e uniformes. A temperatura maior resulta em rápida formação de precipitados, indicando que houve menor pico de dureza por formação da fase de equilíbrio θ mais rapidamente (HARDY, 1953 e 1951; SILCOCK, 1953).

Figura 8: Perfil de dureza no tratamento térmico de uma liga Al1,7%Cu em diferentes temperaturas.



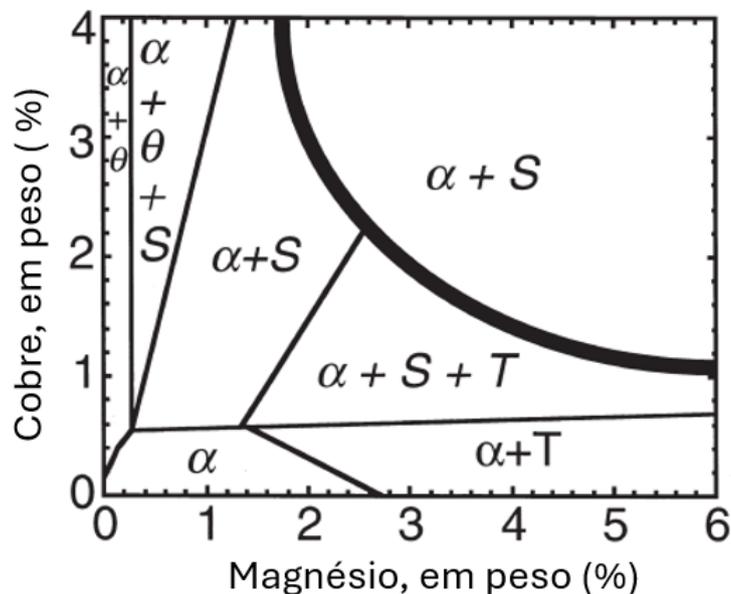
Fonte: Adaptado de Ringer (2000) *apud* Hardy (1951).

1.3.3.2 Ligas Al-Cu-Mg

As ligas de Al-Cu-Mg passaram por extensas pesquisas para compreender o comportamento de endurecimento durante o tratamento térmico. A composição é um dos fatores mais importantes para se delimitar a evolução das fases metaestáveis a serem formadas.

A Figura 9 traz como exemplo as linhas que delimitam as fases formadas em um sistema ternário Al-Cu-Mg à 190° C (S-Al₂CuMg, θ -Al₂Cu). A linha mais espessa, que define a formação inicial de $\alpha/\alpha + S$ em 500° C (BROOK, 1963).

Figura 9: Diagrama de fases Al-Cu-Mg indicando os limites das fases à 190° C. A linha grossa define a fronteira α e $\alpha + S$.



Fonte: Adaptado de Ringer (2000) *apud* Brook (1963).

A sequência de precipitação formada durante o tratamento térmico de ligas ternárias Al-Cu-Mg tem sido estudada há décadas e historicamente formaram a base de muitas ligas usadas na indústria aeroespacial e outras aplicações, além de terem sido sugeridas como uma alternativa às ligas da série 6xxx para uso em painéis de carrocerias automotivas (RINGER, 1996; ZAHRA, 2004).

A fase S é uma fase de equilíbrio e é incoerente com a matriz de Al. A fase S' tem sido geralmente considerada semicoerente com a matriz, possuindo a mesma estrutura da fase S, mas com parâmetros de rede ligeiramente diferentes.

Como a estrutura de S' tem similaridade com fase S, com diferenças muito pequenas nos parâmetros da rede, muitas publicações recentes não fazem distinção

entre as fases S' e S (WOLVERTON, 2001). Por outro lado, Charai *et al.* (2000) sugeriram que a forma assimétrica dos picos de DSC (*Differential Scanning Calorimetry* — calorimetria de varredura diferencial) na faixa de 290–370° C, para uma liga Al–2,1%Cu1,3%Mg0,09%Zr0,04%Si (em peso), indicou a coexistência de fases S' e S.

Lin *et al.* (2013) mostraram que quando a razão Cu/Mg está entre 8 e 4, os precipitados principais são θ (Al₂Cu) e S (Al₂CuMg). Quando esta relação está entre 4 e 1,5, o principal precipitado é a fase S (Al₂CuMg), promovendo outra sequência de precipitação — Equação (4):



Segundo Cavalcante e Silva (2012) *apud* Ringer (1996), as zonas GPB (Guinier-Preston-Bagaryatsky) são consideradas pequenas ordenações de átomos de soluto de cobre e magnésio. Esta e outras estruturas antecessoras da fase S são as responsáveis pelo endurecimento por envelhecimento, enquanto a fase S aparece na condição de superenvelhecimento.

Ringer *et al.* (1996), utilizando a técnica de tomografia por sonda atômica, descobriram que aglomerados atômicos de cobre e magnésio são os responsáveis pelo endurecimento rápido durante o primeiro estágio nas ligas Al-Cu-Mg. Esses conglomerados, encontrados em tamanho extremamente reduzido (com cerca de 20 átomos por conglomerado) e totalmente coerentes com a matriz de alumínio, se formam nas lacunas e nas discordâncias retidas após o resfriamento rápido. Eles atuam bloqueando o movimento das discordâncias, aumentando a resistência da liga.

O estudo de Astika (2019) sobre uma liga comercial 2024 revelou uma transformação contínua dos grandes conglomerados de Cu-Mg, com maior concentração de magnésio em zonas GP durante o envelhecimento. Além disso, foi observado que, no pico do endurecimento por precipitação, coexistem os conglomerados de Cu-Mg, as zonas GP e as fases S (ou S'). Esses resultados contribuem para a compreensão do mecanismo de transformação estrutural durante o tratamento térmico.

Outra descoberta significativa foi realizada por Wang e Starink (2013), os quais concluíram, em sua revisão, que o segundo estágio de endurecimento em

ligas Al-Cu-Mg é principalmente devido à formação da fase S. Também observaram que a largura do patamar na evolução da dureza diminui com o aumento da temperatura de envelhecimento para ligas Al-Cu-Mg. Essas informações fornecem percepções sobre a cinética de endurecimento em diferentes temperaturas de envelhecimento.

1.3.4 Ensaio de dureza

O ensaio de dureza é amplamente utilizado na indústria de componentes mecânicos. Pode fornecer o controle das especificações de entrada/saída da matéria-prima e durante as etapas de fabricação de componentes, ou até mesmo de produtos finais. A dureza pode ser definida como a resistência que um material apresenta ao risco ou à formação de uma marca permanente quando pressionado por marcadores padronizados, sob condições específicas de pré-carga e carga. A área e a profundidade da marca gerada são medidas e correlacionadas com um valor numérico que representa a dureza (Garcia *et al.*, 2008). Os ensaios de penetração mais utilizados e citados em especificações técnicas são o Brinell, Rockwell e Vickers.

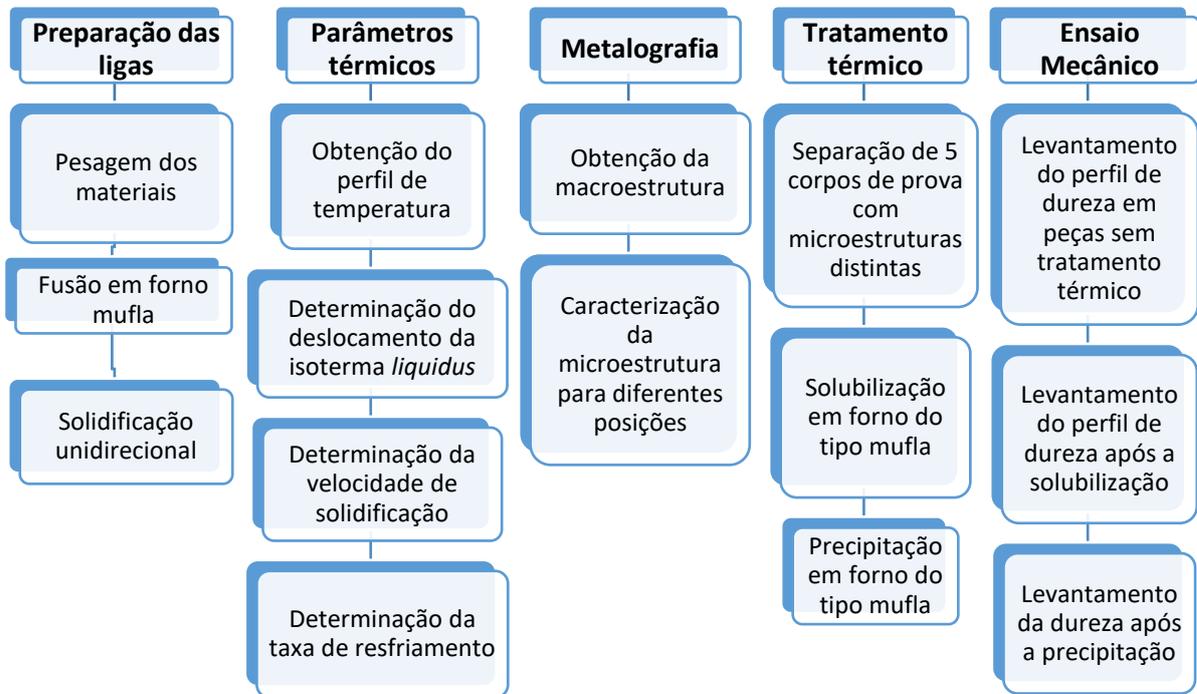
Por ser uma propriedade de superfície, deve-se ter cuidado com a influência de tratamentos térmicos ou termoquímicos, processos de conformação, tratamentos à laser, soldas e qualquer processamento que modifique a característica superficial de componentes analisados.

O ensaio de dureza Rockwell (HRB) foi empregado nesta dissertação devido à disponibilidade em laboratório na Universidade onde o curso de mestrado é realizado. Em comparação com o ensaio Vickers, mais comumente usado em estudos para ligas de alumínio, a marca de indentação é maior, mas pode ser aplicado a este trabalho.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

As etapas sequenciais desta pesquisa podem ser observadas de maneira geral na Figura 10.

Figura 10: Fluxograma da obtenção de amostra e ensaios experimentais.



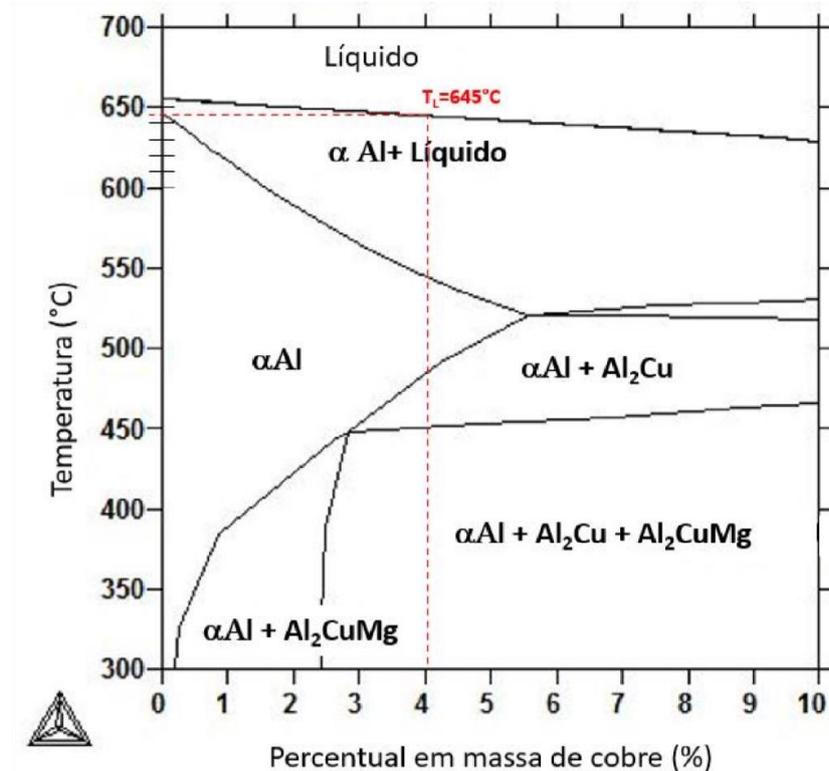
Fonte: O autor (2024).

2.1. Preparação das Ligas

A liga analisada neste trabalho foi a Al5%Cu0,8%Mg, por ser uma liga de interesse e aplicação comercial, dada a possibilidade de aumentar sua dureza por tratamento térmico. A Figura 11 apresenta o Diagrama de equilíbrio pseudo-binário, com 0,8% em peso de magnésio fixado e variando-se a composição em peso de cobre. A linha em vermelho tracejada indica a liga proposta, com uma temperatura *liquidus* de 645° C. A simulação do diagrama de equilíbrio foi feita com auxílio do programa *Thermo-Calc* (THERMO-CALC, 2019).

A composição química dos elementos comercialmente puros pode ser vista na Tabela 1. Para evitar a combustão durante a inserção de magnésio no alumínio fundido, cuja reação com oxigênio é espontânea em altas temperaturas, foi adicionada uma liga de magnésio-alumínio, contendo aproximadamente 8,6% em peso de alumínio. O cobre usado foi eletrolítico, acima de 99,9% de pureza.

**Figura 11: Diagrama de fases pseudo-binário Al-X%Cu-0,8%Mg (Thermo-
Calc).**



Fonte: Thermo-Calc (2019).

Tabela 1: Análise da composição química em % dos elementos de liga Al e Mg.

Metal/abrev.	Mg	Al	Mn	Zn	Si	Cu	Fe
Alumínio	0,01	balanço	0,05	0,05	0,25	0,02	0,40
Liga Al-Mg	balanço	8,60	0,14	0,65	0,20	-	-

Fonte: O autor (2023).

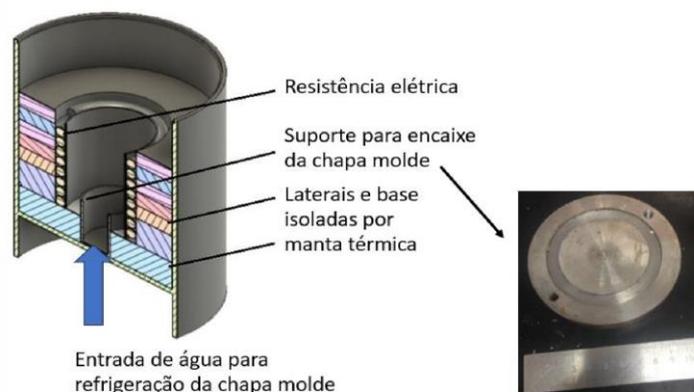
A fundição dos materiais foi feita utilizando um forno do tipo mufla, dentro de um cadinho de carbetto de silício, revestido com alumina QF-180, mantido a uma temperatura de 850° C durante toda a etapa de fundição da liga, iniciando-se pela fusão do alumínio (Tabela 2). Em seguida, foi adicionado o cobre ao alumínio, agitando manualmente com vareta de aço inox, recoberta de alumina, e deixado por mais 0,5 hora no interior do forno a fim de haver completa dissolução. A inserção do magnésio na liga foi feita de modo a mergulhar e afundar ligeiramente uma barra delgada, para tentar evitar ao máximo a flutuação. Por fim, foi injetado argônio durante 2min na liga para retirada de gases provenientes da reação do banho metálico.

Uma lingoteira cilíndrica bipartida feita de aço 310 foi utilizada para o vazamento da liga fundida no cadinho, sendo solidificado um lingote cilíndrico com 60 mm de diâmetro. Internamente, a lingoteira foi revestida com uma camada de alumina, a fim de evitar a contaminação da liga durante a preparação e o vazamento (Tabela 2). A base desta lingoteira é fechada com uma chapa molde, por onde o calor é extraído durante a solidificação.

O posicionamento da chapa molde na base da lingoteira, conforme a Figura 12, permite a solidificação unidirecional vertical no sentido ascendente. O resfriamento foi feito com água à temperatura ambiente, com vazão aproximada de 18 l/min. Na interface de contato com a liga fundida, o acabamento foi o lixamento até lixa 600 *mesh*, a fim de eliminar ranhuras de usinagem e manter uma superfície mais homogênea.

A lingoteira foi previamente aquecida dentro do dispositivo de solidificação direcional ascendente (Figura 12) até aproximadamente 600° C, a fim de evitar a solidificação pelo contato da liga fundida e as paredes internas durante o vazamento do cadinho. Para vaziar a liga do cadinho dentro da lingoteira, a temperatura dentro do cadinho foi mantida acima de 780 graus. Após o vazamento, as resistências do aparato foram desligadas até que a liga se encontrasse com 8% de superaquecimento, quando foi acionada a água e iniciado o processo de solidificação. Todos os equipamentos necessários para a obtenção da liga proposta estão descritos na Tabela 2.

Figura 12: Aparato de solidificação vertical ascendente.



Fonte: Adaptado de Bertelli e Matos (2018).

Tabela 2: Equipamentos utilizados na preparação e no vazamento da liga.

Balança digital: usada para pesagem dos metais puros para fundição.



Cadinho de carbeto de silício: fusão e preparação da liga em forno do tipo mufla.
Capacidade de 800g.



Forno do tipo mufla: usado para fusão dos metais antes do vazamento na lingoteira.



Lingoteira: Feita em aço 310, bipartida, serve para vazamento e obtenção de lingote cilíndrico. Furos laterais permitem inserção de termopares e registro de temperatura durante a solidificação. Na base, um molde feito em aço carbono 1040 intercambiável.



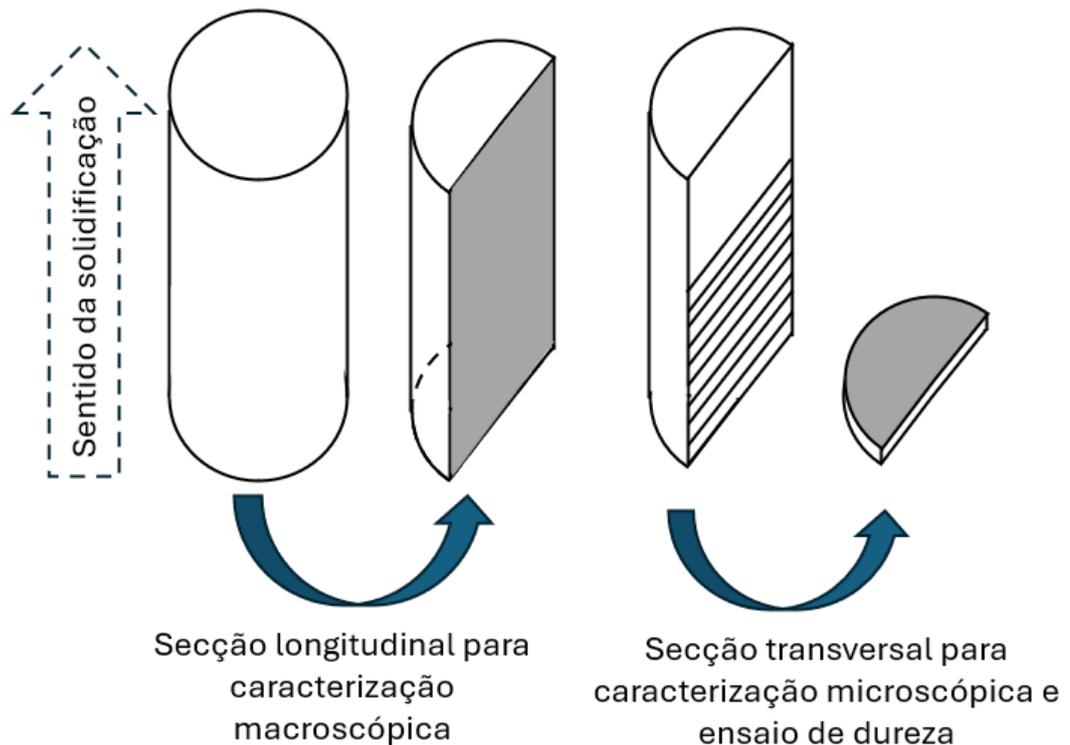
Dispositivo de solidificação unidirecional ascendente vertical: composto de um controlador automático de temperatura. O dispositivo possui um conjunto de placas refratárias, resistências e sistema de refrigeração na base, para a extração de calor da lingoteira pelo molde na parte inferior.



2.2. Caracterização Macroestrutural e Microestrutural

A obtenção da macroestrutura foi feita na superfície longitudinal do lingote, em relação ao avanço da interface sólido/líquida, o qual foi lixado até uma lixa de 600 *mesh*, posteriormente atacado quimicamente com HF 2%. As microestruturas de solidificação foram obtidas com amostras seccionadas a partir das posições 5, 10, 15, 20, 30, 40, 50, 60 mm em relação à interface metal/molde, transversalmente ao sentido de solidificação. As amostras foram lixadas até 1200 *mesh* e polidas em pano com diamante em suspensão de 3 e 1 μm . Posteriormente, o ataque químico para revelação mais acentuada foi composto de reagente HF 0,5% em água, durante 30–60 segundos. A Figura 13 mostra esquematicamente a posição para obtenção dos corpos de prova e caracterização macro e microscópica.

Figura 13: Representação esquemática da obtenção de corpos de provas.



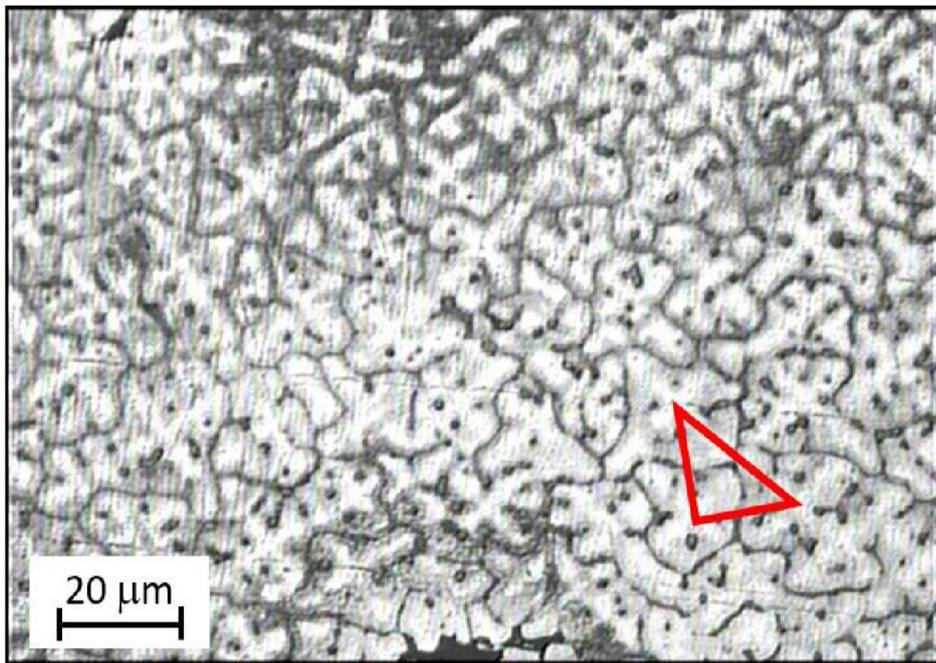
Fonte: O autor (2024).

Para a medição dos espaçamentos dendríticos primários, utilizou-se o método do triângulo (GÜNDÜZ; ÇADIRLI, 2002), que consiste em se traçar linhas de centro a centro de três dendritas adjacentes não alinhadas, conforme a Figura 14. Foram feitas 30 medições em média, para cada posição seccionada. Todas as imagens

apresentadas foram obtidas por microscopia óptica, em um microscópio da marca Olympus BX60M.

Com apoio da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp, SP, foi possível analisar através da técnica MEV-EDS a distribuição das fases presentes em amostras na condição fundida, antes e após o tratamento térmico, bem como a realização de *map scan* para análise composicional. O equipamento usado é da marca Carl Zeiss EVO MA 15 com detector de microanálise de EDS OXFORD modelo X-Max.

Figura 14: Representação para medidas dos espaçamentos dendríticos primários, utilizando-se o método do triângulo.



Fonte: Gündüz e Çadirli (2002).

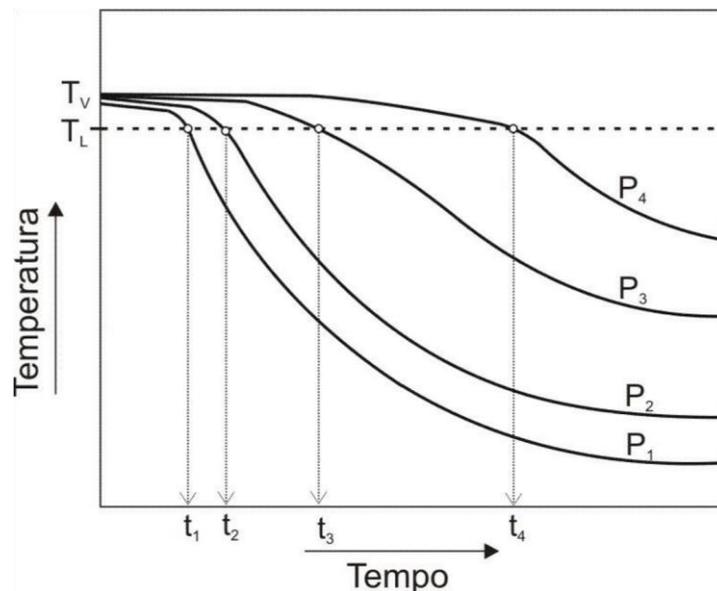
2.3. Determinação dos Parâmetros Térmicos de Solidificação

Os parâmetros térmicos de solidificação analisados foram o deslocamento da isoterma *liquidus* (t_L), que indica o tempo em que a camada solidificada passa por uma determinada posição (medida pelos termopares quando a temperatura atinge a temperatura *liquidus*); a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L) ou velocidade de solidificação, obtida pela derivação do t_L ; e a taxa de resfriamento (\dot{T}) obtidas a partir da derivação do perfil de resfriamento na região de temperatura do

entorno da T_L . Todos os parâmetros foram obtidos a partir da medição do perfil térmico em 5 termopares, inseridos diretamente na liga dentro do lingote, pela lateral da lingoteira bipartida. A seguir, são detalhados os procedimentos para determinação de cada parâmetro:

Deslocamento da isoterma liquidus (t_L): A partir do perfil térmico (curvas de resfriamento durante a solidificação) de cada termopar, obtido pelo aquisitor de dados, são analisados os tempos em que a frente de solidificação se encontra ao longo do lingote. Esses tempos são obtidos a partir da intersecção de uma horizontal indicativa da temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares (P), ou seja, a partir da T_L da liga analisada traça-se uma reta paralela ao eixo das abscissas. Através das intersecções dessa reta com as respectivas curvas de resfriamento, em cada uma das quatro posições dos termopares, obtêm-se os tempos correspondentes. Esses tempos definem-se como sendo os tempos de passagem da isoterma *liquidus* em cada posição monitorada pelos termopares, sendo utilizados para delinear a função de deslocamento da isoterma *liquidus*. A Figura 15 apresenta esquematicamente a indicação dos tempos em que a T_L é atingida para diferentes posições de termopares, sendo P_1 o termopar mais próximo da superfície do molde com seu respectivo tempo t_1 e P_4 o mais afastado, com a indicação do tempo t_4 .

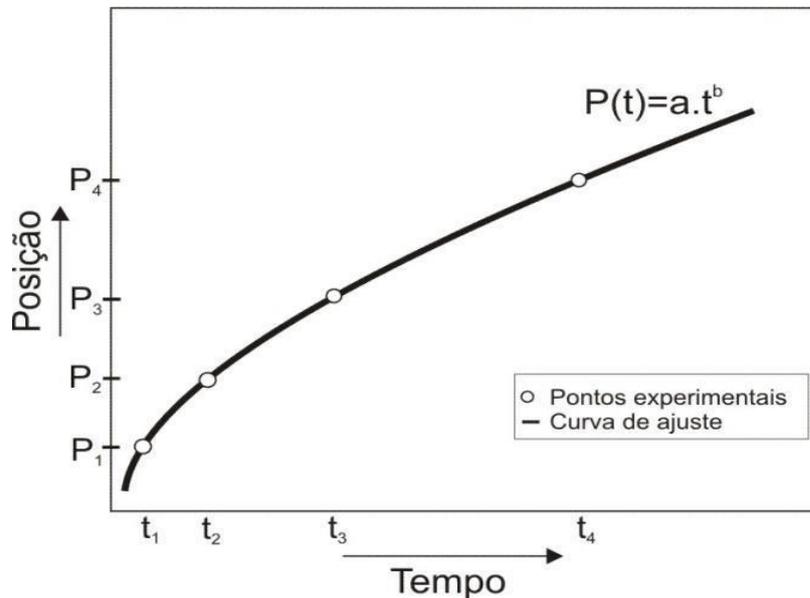
Figura 15: Perfis de temperatura indicando os tempos de passagem pela isoterma *liquidus*.



Fonte: O autor (2024).

A obtenção das coordenadas “posição x tempo” permite que seja traçado o gráfico experimental para o tempo de passagem da isoterma *liquidus* em função do tempo durante o processo de solidificação. Para gerar uma curva que represente o deslocamento desta isoterma em todo o lingote solidificado, os dados são ajustados matematicamente, gerando uma função potência do tipo $P(t)=a.t^b$, onde “a” representa o coeficiente de intensidade de variação e “b” o expoente de crescimento. A Figura 16 apresenta um esquema do gráfico com os pontos experimentais de coordenadas (tempo, posição) e o ajuste matemático gerado.

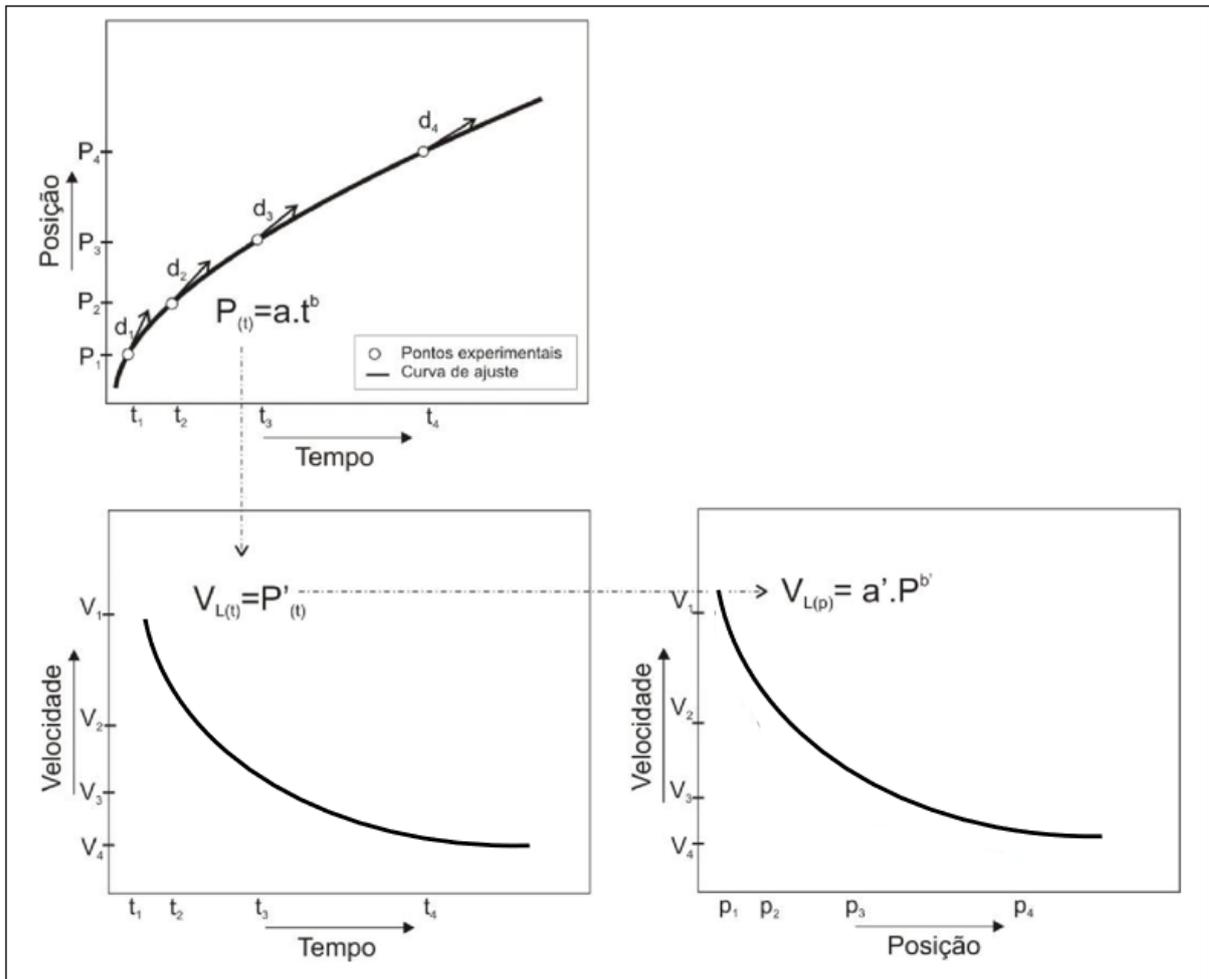
Figura 16: Tempo de passagem da isoterma *liquidus* em função do tempo.



Fonte: O autor (2024).

Velocidade de Deslocamento da Isotherma liquidus (V_L): As velocidades experimentais de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L) são determinadas pela derivada da função experimental $P(t)$ ajustada anteriormente, isto é, $V_L = P'(t) = \frac{dP}{dt}$. A derivada é uma função da variável independente tempo e, para elaboração do gráfico de V_L em função da posição relativa à interface metal/molde, é feita uma função composta, isolando-se a variável tempo na função de ajuste $P(t)$ e substituindo na função $P'(t)$. A Figura 17 apresenta as etapas sequenciais de obtenção de V_L :

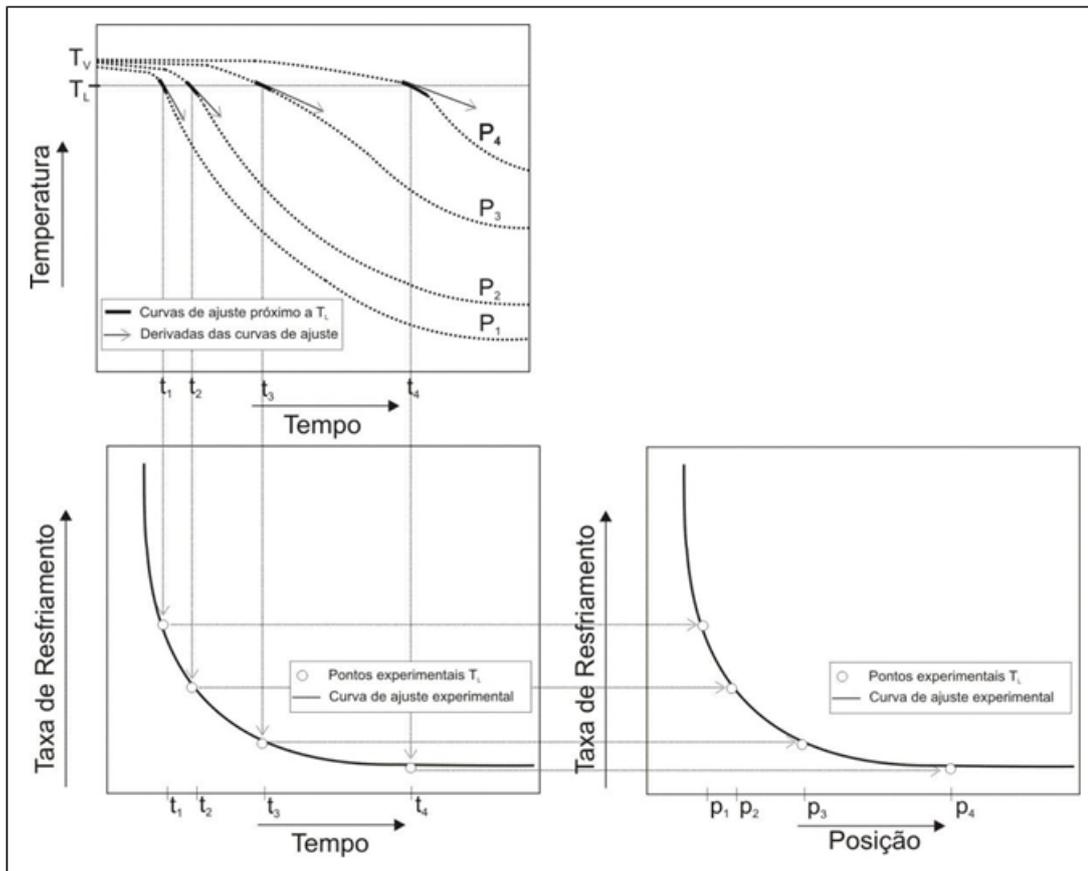
Figura 17: Velocidades em função do tempo e em função da posição.



Fonte: O autor (2024).

Taxa de resfriamento (\dot{T}): As taxas de resfriamento $\dot{T} = \frac{\Delta T}{\Delta t}$ à frente da isoterma *liquidus* são calculadas através da derivada de uma pequena curva suave ajustada na região próxima ao instante de tempo em que o perfil térmico atinge a temperatura *liquidus*, como exemplificado na Figura 18. Para cada termopar, a curva de resfriamento medida foi ajustada para uma curva polinomial de segunda ordem através do ajuste de um pequeno intervalo de pontos experimentais imediatamente anteriores e posteriores à temperatura *liquidus*. Desta forma, tem-se um polinômio de grau 2 através de uma curva suave que represente apenas este intervalo, o que não seria possível se fosse ajustado à curva toda com diferentes inflexões.

Figura 18: Delineamento para o cálculo das taxas de resfriamento (\dot{T}) em função do tempo e da posição.



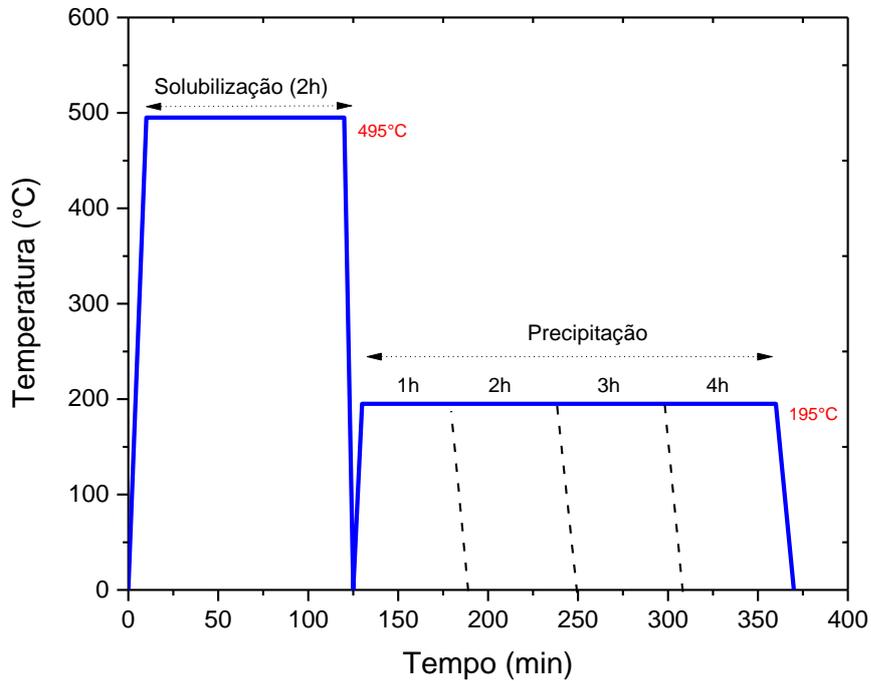
Fonte: O autor (2024).

2.4. Tratamento Térmico e Ensaio de Dureza

Para realização do tratamento térmico, foram selecionadas as posições 5, 10, 30 e 40 mm a partir da interface metal/molde, a fim de se observar a influência da escala microestrutural nos resultados obtidos para o envelhecimento artificial.

A etapa de solubilização foi realizada por duas horas à 495°C , sendo interrompida e reiniciada após uma hora, para levantamento do perfil de dureza intermediário. A etapa de precipitação foi feita de uma em uma hora, até 4 horas de tratamento a 195°C . Em cada interrupção, a amostra foi resfriada em água para medição da dureza intermediária no envelhecimento, e reaquecida novamente, conforme o gráfico apresentado na Figura 19.

Figura 19: Tempos de solubilização e precipitação, com interrupções para avaliação da dureza durante a precipitação.



Fonte: O autor (2024).

A Figura 20 apresenta o suporte das amostras, feito em aço e com um pino central para facilitar a retirada das amostras de dentro do forno e posterior resfriamento em água disposta na cuba da pia. As amostras foram ensaiadas em um durômetro Rockwell Hercket (Figura 21), na escala B, com esfera de aço de diâmetro 1/16" e carga de 100 kgf.

Figura 20: Amostras posicionadas sob suporte de aço e garra para movimentação dentro do forno e na pia para resfriamento.



Fonte: O autor (2024).

Figura 21: Durômetro Rockwell Hercket.



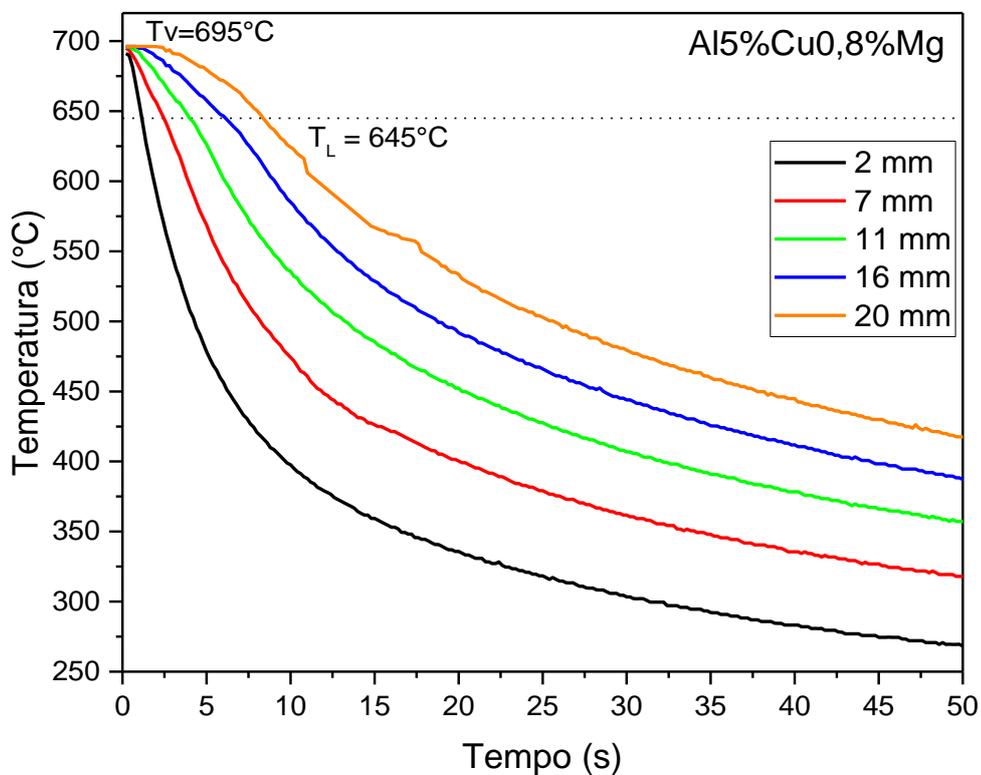
Fonte: O autor (2024).

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Parâmetros Térmicos de Solidificação

Na Figura 22, é possível observar as curvas de resfriamento em diferentes posições do lingote, a partir da interface metal/molde refrigerado. A tendência das curvas é de um perfil mais acentuado nas posições mais próximas desta interface e menos acentuado, à medida que são tomadas posições mais afastadas. Isso se dá pela dinâmica do fluxo de calor, que ocorre mais intensamente próximo da região refrigerada e diminui ao longo do lingote devido à crescente formação de uma camada solidificada, além de formação de uma gap de ar devido à contração na interface metal/molde. Considerou-se apenas 5 termopares devido à falha de outros dois termopares inseridos em distâncias superiores a 30 e 40 mm. Também é possível observar que o superaquecimento foi de aproximadamente 8% acima da T_L .

Figura 22: Perfil térmico de solidificação da liga Al5%Cu0,8%Mg.

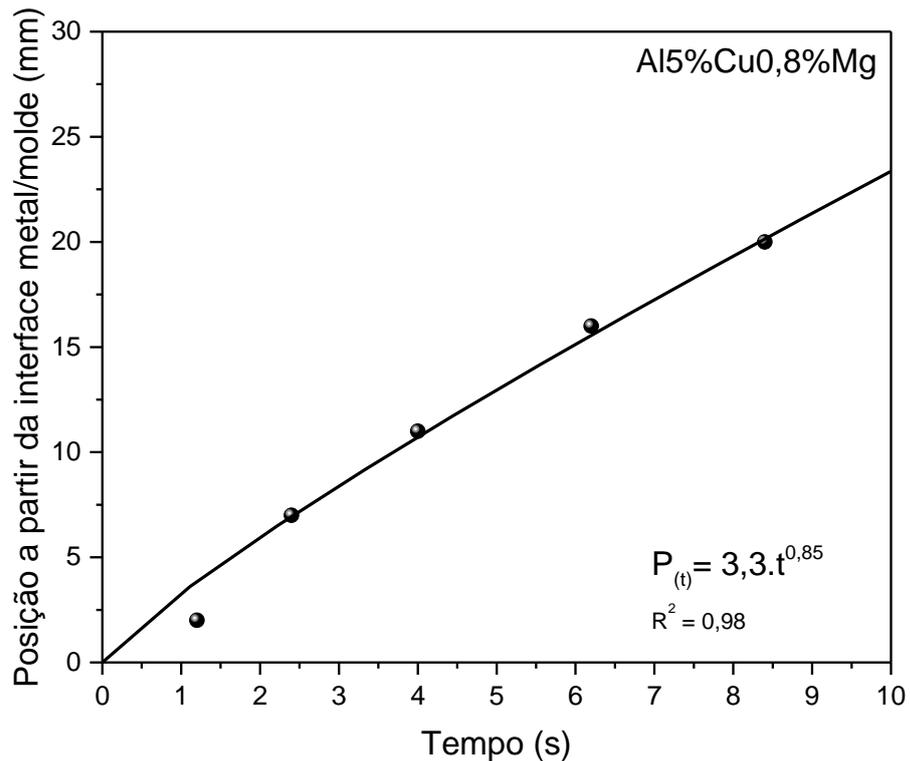


Fonte: O autor (2024).

Com base nas curvas de resfriamento e na temperatura *liquidus*, podemos definir o tempo de passagem pela isoterma *liquidus* em cada posição dos

termopares. A Figura 23 apresenta o tempo de passagem da isoterma *liquidus* em função do tempo, medido com 5 termopares dispostos como mencionado anteriormente:

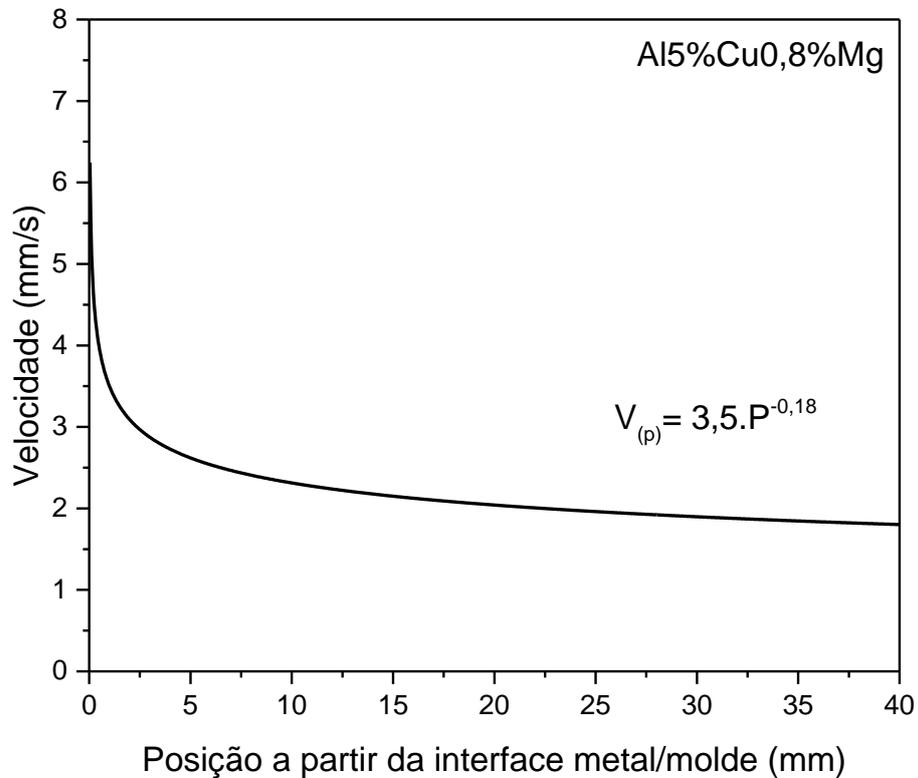
Figura 23: Deslocamento da isoterma *liquidus* em função do tempo, por cada termopar.



Fonte: O autor (2024).

A partir da função ajustada do tempo de passagem da isoterma *liquidus*, é possível determinar a velocidade de deslocamento desta isoterma *liquidus* (Figura 24), como função da posição em relação à interface de resfriamento metal/molde.

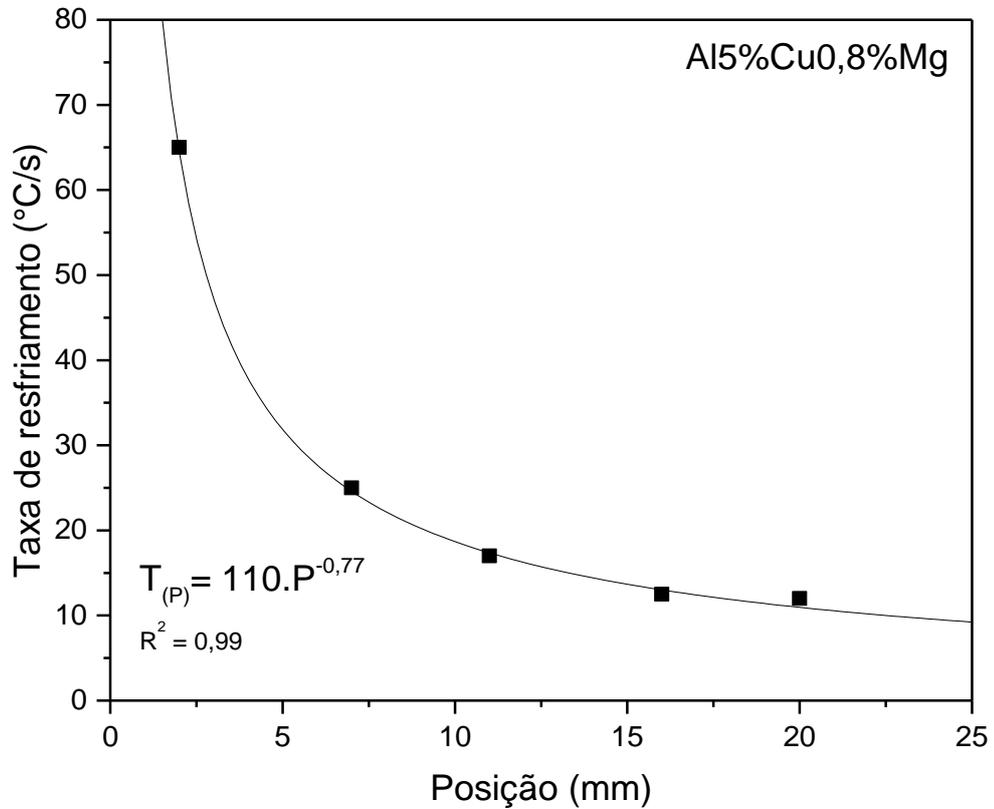
Figura 24: Velocidade da isoterma *liquidus* da liga Al5%Cu0,8%Mg como função da posição.



Fonte: O autor (2024).

Para determinação da taxa de resfriamento (\dot{T}), cada curva obtida para os quatro termopares durante a solidificação foi ajustada com uma função do segundo grau apenas nos pontos selecionados ao redor da temperatura *liquidus* e, posteriormente, derivada no ponto onde a temperatura atinge a T_L . Em seguida, foi feito o ajuste das taxas para obtenção de um perfil de taxa de resfriamento ao longo de todo o lingote. A Figura 25 apresenta a taxa ajustada para todo o lingote, a partir de 5 valores de taxa pontuais.

Figura 25: Taxa de resfriamento da liga Al5%Cu0,8%Mg.



Fonte: O autor (2024).

A taxa de resfriamento em função da posição encontrada possui um ajuste potencial com coeficiente 118 e expoente -0,77, semelhante a outros valores encontrados na literatura para esse sistema (CRUZ *et al.*, 2019; MENDES, 2018). Da mesma maneira que a velocidade de solidificação (V_L), a taxa (\dot{T}) tem um decaimento acentuado até a posição de 16 mm, aproximadamente, seguido de um decréscimo menos abrupto para posições mais afastadas.

3.2. Análise Macroestrutural e Microestrutural

Para analisar a macroestrutura da solidificação, foi feito um corte longitudinal do lingote em relação ao avanço da interface líquido/sólida. A Figura 26 apresenta o resultado obtido, sendo possível observar o direcionamento de grãos colunares da base ao topo, sem haver transição colunar/equiaxial. Os grãos apresentam-se mais refinados na base, onde há maior troca térmica durante o processo de solidificação.

Figura 26: Macroestrutura de solidificação.



Fonte: O autor (2024).

Na Tabela 3 é apresentada a micrografia típica de cada posição. Como era de se esperar, na posição 5 mm foram observados espaçamentos dendríticos primários menores, ou seja, uma microestrutura refinada. À medida que a posição se afasta da interface metal/molde, os espaçamentos dendríticos vão aumentando. A medição dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) em função da posição a partir da interface metal/molde, juntamente com a função de ajuste é apresentada na Figura 27.

Tabela 3: Microestruturas típicas para liga Al5%Cu0,8%Mg.

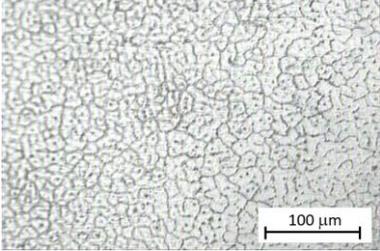
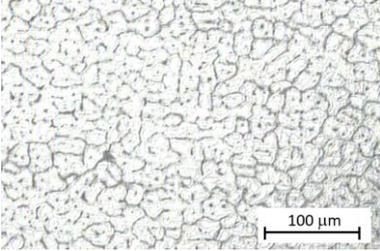
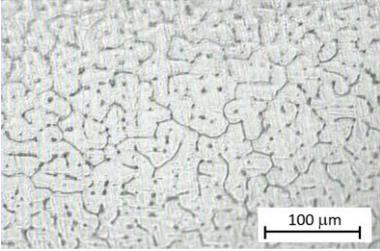
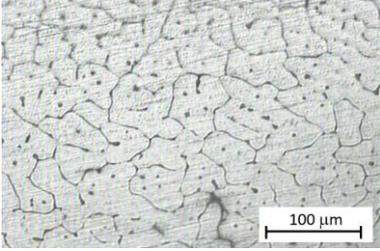
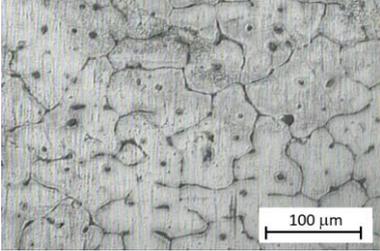
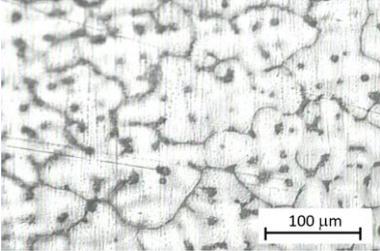
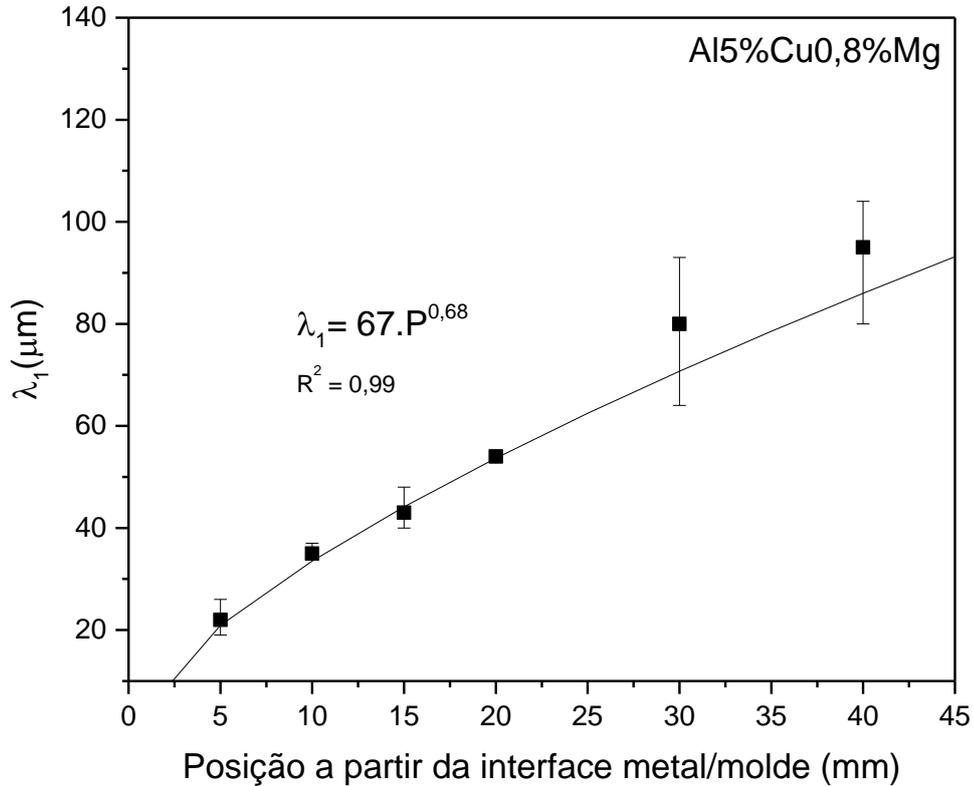
Posição/parâmetro térmico/espacamento dendrítico	Micrografia
Posição: 5 mm Taxa: 30° C/s λ_1 : 21 μm	
Posição 10 mm Taxa: 17° C/s λ_1 : 35 μm	
Posição 15 mm Taxa: 12° C/s λ_1 : 48 μm	
Posição 20 mm Taxa: 9° C/s λ_1 : 60 μm	
Posição 30 mm Taxa: 6,5° C/s λ_1 : 81 μm	
Posição 40 mm Taxa: 5° C/s λ_1 : 100 μm	

Figura 27: Espaçamento dendrítico primário (λ_1) em função da posição.

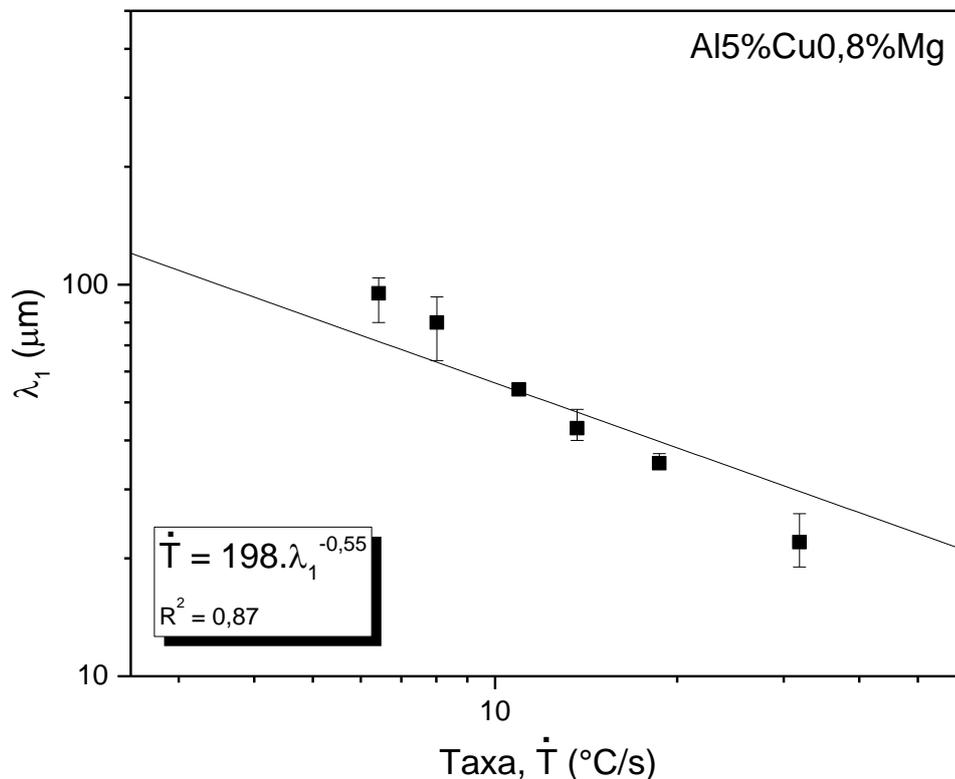


Fonte: O autor (2024).

O efeito da V_L e \dot{T} sobre a estrutura de solidificação pode ser visto através do crescimento colunar apresentado para macroscopia e do perfil de variação de espaçamento dendrítico primário, com microestruturas mais refinadas para posições iniciais, aumentando gradativamente até a posição 40 mm. Considerando que o comprimento máximo do lingote obtido foi de 70 mm, optou-se por não avaliar as posições mais afastadas da interface inferior devido a possíveis trocas térmicas pela parte superior do forno durante a solidificação ascendente.

A Figura 28 apresenta a correlação entre a taxa de resfriamento e λ_1 , evidenciando um expoente de -0,55, que vai de encontro com inúmeros trabalhos na literatura sobre leis de crescimento dendrítico para ligas de alumínio em sistemas transientes de extração de calor (BARROS, 2017; BARROS, 2019; ELESBÃO, 2023; KAKITANI, 2019).

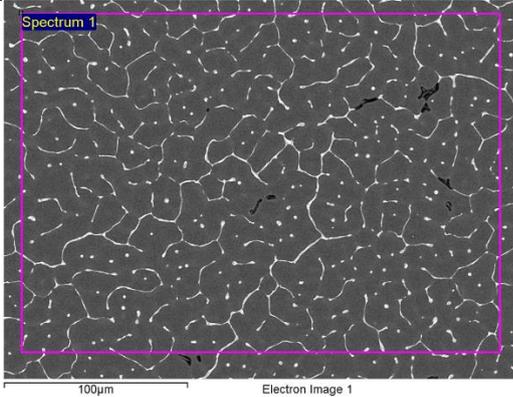
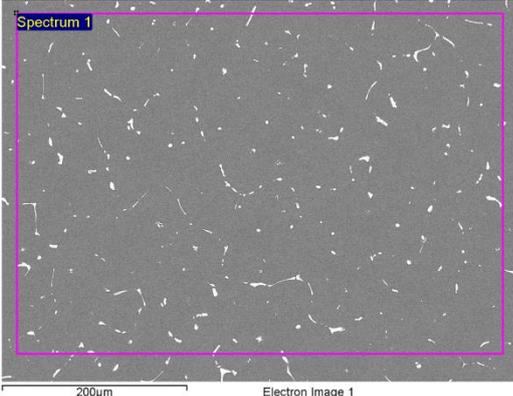
Figura 28: Espaçamento dendrítico primário em função da taxa de resfriamento.



Fonte: O autor (2024).

A análise de composição química foi feita em duas amostras transversais, com análise de escaneamento por área com a técnica de MEV-EDS. A Tabela 4 indica o percentual dos elementos para a posição 5 mm, próxima à interface metal/molde e 40 mm desta interface. O percentual indicado de Ferro para posição 5 mm pode estar relacionado com a proximidade do molde refrigerado, constituído de aço SAE 1040.

Tabela 4: Análise da composição química para posição 5 mm e 40 mm da interface metal/molde.

Composição química por MEV-EDS em área		Percentual em peso (%)				
Posição 5 mm		Mg	Al	Fe	Cu	Total
		0.84	93.28	0.28	5.60	100.00
Posição 40 mm		Mg	Al	Fe	Cu	Total
		0.81	93.55	0.00	5.64	100.00

3.3. Tratamento Térmico e Perfil de Dureza

O tratamento térmico adotado neste trabalho refere-se a uma variação do tratamento T6 ABNT/NBR 12315 (ABNT, 2010 e 2020), de modo que a etapa de envelhecimento é feita elevando-se a uma temperatura maior, a fim de realizar a precipitação em menor tempo.

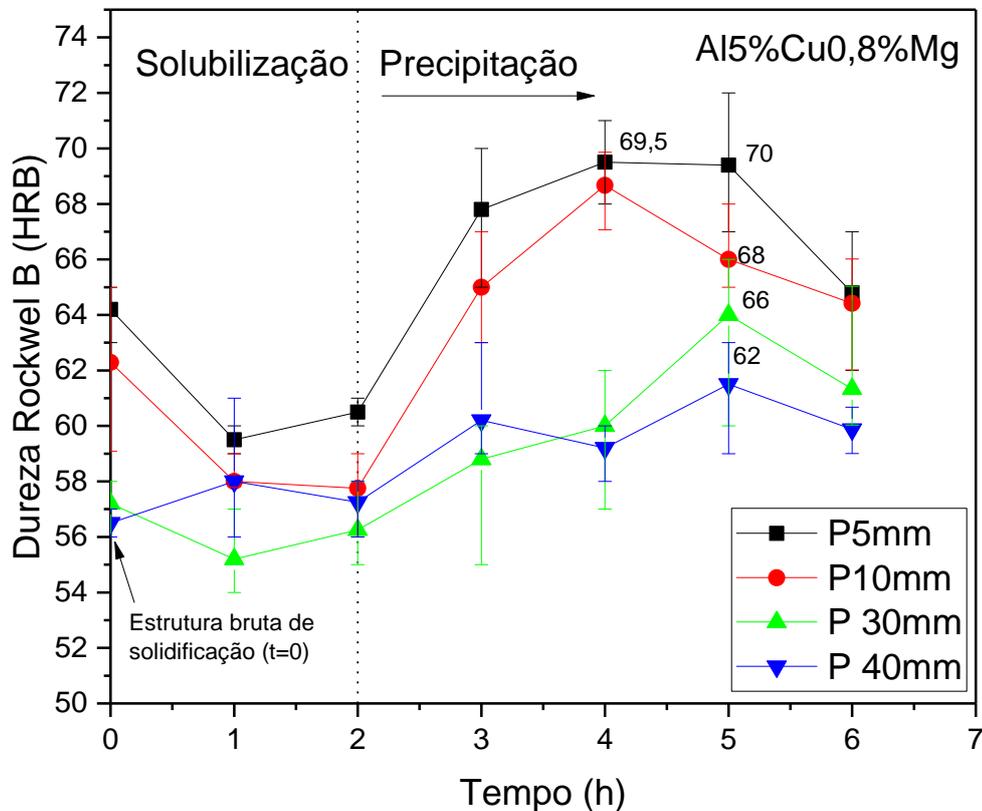
Para a solubilização, as amostras foram levadas ao forno a temperatura de 495° C por duas horas. Após a primeira hora, uma amostra foi retirada e resfriada por imersão em água e medida a dureza; após a segunda hora, o procedimento foi novamente aplicado à segunda amostra. Desta forma, tentou-se observar o decaimento da dureza até um patamar menor que estrutura bruta de solidificação, indicando que houve uma redistribuição dos precipitados próxima do desejado. Uma

vez que não foi possível observar por microscopia eletrônica de varredura a dissolução completa das segundas fases ao longo de cada etapa do processo, optou-se por observar o comportamento da dureza, pois é esperado que a dureza diminua após a solubilização das segundas fases (LI, 2021; CHEN, 2023).

Durante o envelhecimento, a amostra foi submetida à temperatura de 195° C por 4 horas, diferente do sugerido pela norma, que é de 24h por 125° C, sendo retirada do forno a cada uma hora e resfriada, para medição da dureza. As amostras são reaquecidas novamente e assim sucessivamente.

O perfil de dureza HRB ao longo de todo o processo pode ser visto na Figura 29, considerando a média, as máximas e as mínimas medidas encontradas. Para posições próximas à interface metal/molde (5 e 10 mm) o perfil de dureza sempre foi maior ao longo de todo o tratamento térmico. Quanto ao valor máximo de dureza obtido, este foi obtido entre 2 e 3 horas de precipitação (contado após a linha tracejada de 2 horas de solubilização). Na quarta hora de precipitação todas as amostras demonstraram decaimento de dureza.

Figura 29: Perfil de dureza durante a solubilização e precipitação.

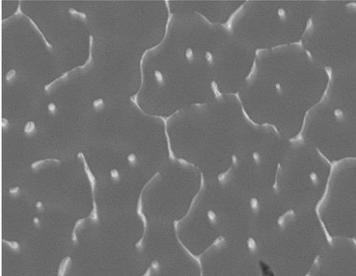
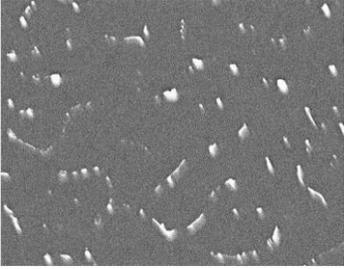
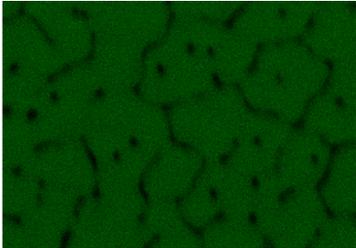
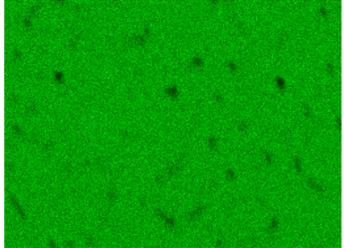
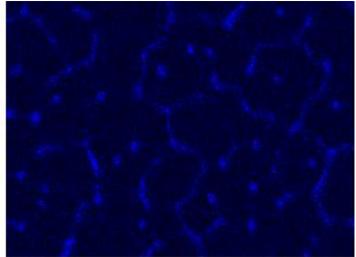
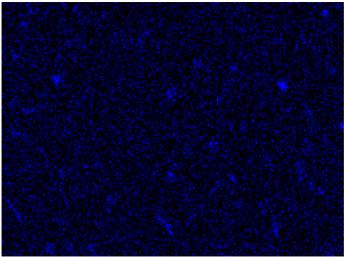
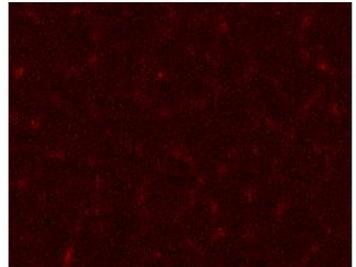
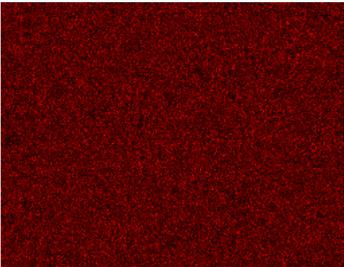


Fonte: O autor (2024).

Com relação à microscopia eletrônica de *map scan*, foram avaliadas as dispersões dos elementos de liga em duas etapas do tratamento: como fundida e após 4 horas de precipitação. As imagens da Tabela 5 mostram que as concentrações máximas de Cu e Mg se encontram na região interdendrítica da fase α -Al na amostra fundida (sem tratamento). Após a homogeneização, foi notada uma alteração da dureza, apresentada na Figura 29 nas horas 1 e 2, possivelmente devido a uma diluição parcial dos contornos para dentro do grão, mas não mostrada em imagens devido ao MEV ter sido feito somente após o tratamento completo. Após o envelhecimento de 4h, é possível observar nesta mesma tabela uma concentração menor de Cu e Mg nos interdendríticos, pela grande diferença em cada uma das cores azul e vermelha.

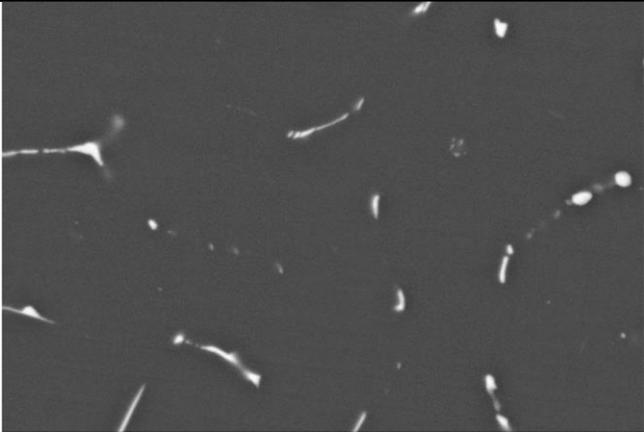
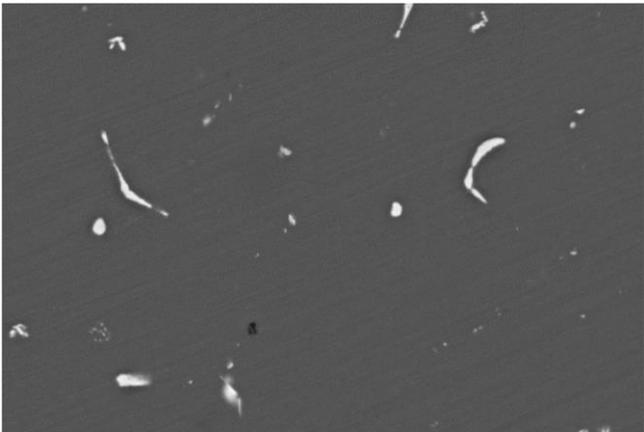
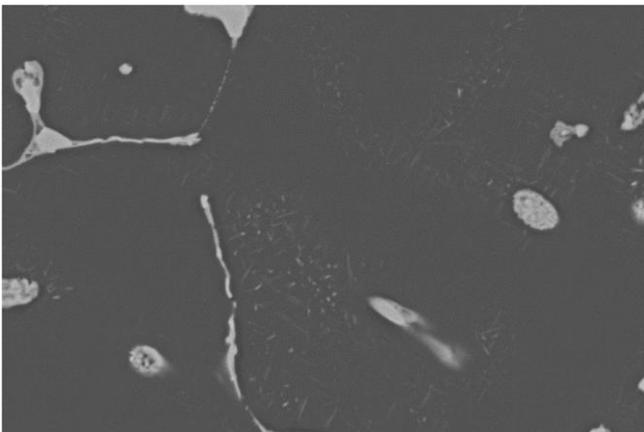
A Tabela 6 apresenta a microscopia com uma ampliação maior para as posições 5, 15 e 40 mm, evidenciando a distribuição das segundas fases ricas em Cu. Na posição de 5 mm, um indicativo que uma boa quantidade de interdendríticos foram precipitados no interior dos grãos quando notamos a fragmentação da tonalidade branca. O mesmo ocorre na posição 15 mm. Já a posição 40 mm apresenta grande formação de precipitados de tonalidade cinza claro para branco no interior das dendritas (fase escura). Porém, apesar da redistribuição parcial do cobre para o interior das dendritas, outra parte ainda se encontra presente no interdendrítico, devido ao tempo de solubilização ter sido insuficiente para total solubilização.

Tabela 5: Análise *map scan* em MEV, indicando a redistribuição dos elementos de liga na condição como fundida e após o TT6 modificado.

Posição 5 mm	Fundida	Envelhecida por 4 horas
MEV	 Electron Image 1	 Electron Image 1
Alumínio	 Al Ka1	 Al Ka1
Cobre	 Cu Ka1	 Cu Ka1
Magnésio	 Mg Ka1_2	 Mg Ka1_2

Fonte: O autor (2024).

Tabela 6: Redistribuição das fases interdendríticas e formação de precipitados no interior das dendritas, após 4 horas de envelhecimento.

Posição	Micrografia obtida por MEV
Posição 5 mm	 <p data-bbox="639 853 1283 902">Al-4Cu-1Mg - 5 - P Signal A = NTS BSD EHT = 20.00 kV 5 μm Mag = 5.00 K X WD = 9.53 mm</p>
Posição 15 mm	 <p data-bbox="639 1348 1283 1397">Al-4Cu-1Mg - 15 - P Signal A = NTS BSD EHT = 20.00 kV 10 μm Mag = 2.50 K X WD = 8.46 mm</p>
Posição 40 mm	 <p data-bbox="639 1843 1283 1892">Al-4Cu-1Mg - 40 - H Signal A = NTS BSD EHT = 20.00 kV 10 μm Mag = 2.50 K X WD = 8.69 mm</p>

Fonte: O autor (2024).

4. CONCLUSÕES

A liga de alumínio avaliada, contendo 5% em peso de cobre e 0,8% em peso de magnésio, foi inicialmente solidificada de modo unidirecional vertical ascendente, permitindo a obtenção de uma vasta gama de espaçamentos dendríticos nesta composição. Cinco posições foram avaliadas especificamente quanto ao ganho de dureza com um tratamento térmico T6 modificado, considerando uma temperatura de precipitação de 495° C por até 4h. Após as análises propostas nos objetivos desta dissertação, as seguintes conclusões podem ser sugeridas.

A macrografia apresentou uma estrutura totalmente colunar, com grãos refinados nas posições mais perto da base, onde ocorre a extração de calor por refrigeração com água. Posições mais distantes apresentaram estrutura colunar mais grosseira e não foi obtida uma estrutura de transição para grãos equiaxiais.

A microestrutura resultante consiste principalmente na matriz rica em Al e uma mistura interdendrítica contendo o cobre em maior composição, como identificado pelo *map scan*. Um menor λ_1 nas posições iniciais, com uma média aproximada de 26 micrômetros entre dois ramos primários. O espaçamento dendrítico foi gradualmente crescendo na medida em que foi diminuindo a taxa de resfriamento, com valor máximo de 117 micrômetros na posição 40 mm da interface metal/molde. A microestrutura de solidificação apresentou uma lei de crescimento como função da taxa de resfriamento com a equação $\dot{T} = 198.\lambda_1^{-0,55}$.

Na etapa de solubilização, as amostras apresentaram uma ligeira diminuição de dureza em todas as posições analisadas, sendo que as amostras das posições 30 mm e 40 mm, com as microestruturas mais grosseiras apresentaram menores variações para a etapa de solubilização.

O ponto ótimo de dureza para a liga nas condições analisadas foi na terceira hora de precipitação, sendo que a partir deste tempo a dureza começou a decair. O maior aumento da dureza em todas as posições analisadas variou entre 9% e 14% a partir do estado inicial como fundido.

Uma dissolução parcial das segundas presentes nos contornos interdendríticos foi observada, não sendo possível obter uma completa dissolução dentro do tempo proposto. Mesmo assim, os resultados mostraram que o envelhecimento sob temperatura elevada e tempo reduzido proporcionou precipitados finamente dispersos na matriz e um ganho apreciável de dureza.

A proposta de modificação do tratamento T6 é uma alternativa mais rápida e econômica para o processo de envelhecimento, na qual é possível a redução do tempo de processo, com uma possibilidade de aplicação em que a dureza é o único requisito necessário.

5. REFERÊNCIAS

- ALMEIDA, L. Influence of aging time on the mechanical properties of an Al-Cu-Mg alloy. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 8, n. 4, p. 4400–4409, 2019.
- ALUMINIUM ASSOCIATION. **Properties and physical metallurgy**. Ohio: American Society for Metals, 1984.
- ASM International. **Introduction to Aluminum Alloys and Tempers**. [S.l.]: AMS, 2000.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR 12315 – Ligas de alumínio trabalháveis – Tratamento térmico – Requisitos**. Rio de Janeiro: ABNT, 2020.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 209:2010. Alumínio e suas ligas – Composição química**. Rio de Janeiro: ABNT, 2010.
- ASTIKA, I. M. **Hardness improvement of aluminum alloy 2024 t3 after artificial aging treatment**. IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng., 539, 2019.
- AVAZKONANDEH-GHARAVOL, M. H.; HADDAD-SABZEVAR, M.; FREDRIKSSON, H. On the microsegregation of Al–Mg alloys by thermal analysis and numerical modeling. **Journal of Alloys Compd.** 610, 2014.
- BARROS, A. S.; COLLYER, M. N.; SILVA, A. P.; MOREIRA, A. L.; ROCHA, O. L. Examination of Thermal Parameters, Primary Dendritic Spacings and Microhardness of a Horizontally Solidified Al-Cu-Mg Ternary Alloy. **Trans Tech Publications**, Switzerland. 2017.
- BARROS, A.; CRUZ, C.; SILVA, A. P.; CHEUNG, N.; GARCIA, A.; OTÁVIO, R.; MOREIRA, A. Horizontally Solidified Al–3 wt%Cu–(0.5 wt%Mg) Alloys: Tailoring Thermal Parameters, Microstructure, Microhardness, and Corrosion Behavior. **Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)** 32, 695–709 (2019). <https://doi.org/10.1007/s40195-018-0852-z>.
- BERTELLI, F. **Modelagem numérica e análise experimental de parâmetros térmicos e microestruturais na solidificação radial de ligas binárias**. Tese. Campinas, SP. 2012.
- BERTELLI, F.; MATOS, T. **Projeto e construção de um forno de solidificação unidirecional ascendente**. Santos-SP: Universidade Santa Cecília, Cobric, 2018.
- 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 Binary Alloys, **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 28B, p. 651–663, 1997.

BROOK, G. B. **Precipitation in Metals**, N.º 3, Fulmer Res. Inst., UK (1963).

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. John Wiley & Sons, Inc., 2002.

CARDARELLI, F. **Materials Handbook: A Concise Desktop Reference**. 2nd ed. New York: Springer, 2000.

CAVALCANTE, F. F.; SILVA, W. S. Comportamento mecânico da liga de alumínio 2024 submetida a diferentes tempos de envelhecimento. **HOLOS**, v. 8, p. 86–100, 2016.

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

CHARAI, A.; WALTHER, T.; ALFONSO, C.; ZAHRA, A. M.; ZAHRA, C. Y. Coexistence of clusters, GPB zones, S", S' and S-phases in an Al–0.9% Cu–1.4% Mg alloy, **Acta Materialia**, V. 48, I. 10, 2000, P. 2751–2764. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00422-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00422-X).

CHEN, M. Experimental study on macro- and microstress state, microstructural evolution of austenitic and ferritic steel processed by shot peening. **Surface & Coatings Technology**, v. 359, p. 511–519, 2019.

CHEN, S.; HUANG, H.; CHAI, Z.; ZHU, X. The Effect of Melting-Casting and Heat Treatment Process on the Hardness of 2618 Aluminum Alloy. **Journal of Physics: Conference Series** 2541, 2023. <https://doi:10.1088/1742-6596/2541/1/012040>.

CRUZ, C. B. **Envelhecimento natural da liga al1%cu-1%mg solidificada em regime transiente**: microestrutura e microdureza vickers. [S.l.]: COFEA, 2019.

DARIVA, M. G.; ZIMMER, C. G. Tratamento térmico T6 modificado: uma proposta econômica para liga Al 7075. **ScientiaTec: Revista de Educação, Ciência e Tecnologia do IFRS**, v. 7 n. 1, Edição Especial 4º Seminário de Pós-Graduação do IFRS, p. 42–56, 2020.

DAVIS, J. R. **Aluminium and aluminium alloys**. 6. ed. Ohio: ASM International, 2007.

ELESBÃO, D. S. G.; KAKITANI, R.; Cheung, N.; Garcia, A.; DE BARCELLOS, V. K.; DA COSTA, E. M.; DOS SANTOS, C. A. Influence of Cu and Cr contents on the solidification path and microstructure formation of hypoeutectic as-cast Al-Cu-Cr alloys. **Journal of thermal analysis and calorimetry**, v. 148, p. 9403–9421, 2023.

FLEMINGS, M. C. **Processamento de solidificação**. Nova York: McGraw-Hill Book Company, 1974.

FONSECA, B. P. **Endurecimento estrutural de peças em ligas de alumínio injetadas** – INEGI – Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial. Dissertação de mestrado – Faculdade de Engenharia – Universidade do Porto, 2012.

FREITAS, P. S. **Tratamento térmico dos metais**: da teoria à prática. São Paulo: Ed. SENAI-SP, 2014.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaio de materiais**. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

GARCIA, A. **Solidificação**: fundamentos e aplicações. 2. ed. São Paulo: Universidade Estadual de Campinas, 2007.

GÜNDÜZ, M.; ÇADIRLI, E. Directional Solidification of Aluminium-Copper Alloys. **Materials Science and Engineering**, v. 327, p. 167–185, Apr. 2002.

GOULART, P. R.; **Caracterização da Microestrutura de Solidificação de Ligas Al-Fe e Correlação com Propriedades Mecânicas**, Tese (Doutorado), Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas – São Paulo, 2010.

HADMEI Aluminum. **Aviation Aluminum Alloy for Sale. Aluminum Alloys Used in Aerospace Industry**. 2014 Disponível em: <https://www.aircraftaluminium.com/product/2014>. Acesso em: 5 jul. 2023.

HARDY, H. K. Ageing curves at 1108C on binary and ternary Al–Cu alloys. **J. Inst. Met.** 82:236–238 (1953–54).

HARDY, H. K. **The ageing characteristics of ternary aluminium–copper alloys with cadmium, indium or tin**. **J. Inst. Met.** 80:483–492 (1951–52).

HARDOUIN DUPARC, O. B. M. **The Preston of the Guinier-Preston Zones**. *Guinier. Metall Mater Trans A* 41, 1873–1882 (2010). <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0320-5>.

HUNT, J. D.; LU, S. Z. Numerical Modeling of Cellular Array Growth: Spacing and Structure Predictions, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 27A, p. 611–623, 1996.

MURRAY, J. L. **The Al–Cu system**. *Int. Met. Rev.* 30: 211–233 (1985).

JACKSON, K. A.; HUNT, J. D.; UHLMANN, D. R.; SEWARD, T. P.; **On Origin of Equiaxed Zone in Castings**, *Transactions of the Metallurgical Society of AIME* v. 236 (2): p. 149–158, 1966.

KAKITANI, R.; DE GOUVEIA, G. L.; GARCIA, A.; CHEUNG, N.; SPINELLI, J. E. Thermal analysis during solidification of an Al-Cu eutectic alloy: interrelation of thermal parameters, microstructure and hardness. **Journal of thermal analysis and calorimetry**, v. 137, p. 983–996, 2019.

KURZ, W. Colunar to Equiaxed Transition in Solidification Processing. **Science and Technology of Advanced Materials**, v. 2, p. 185–191, 2001.

KURZ, W.; FISHER, J. Dendrite Growth at the Limit of Stability: Tip Radius and Spacing. **Acta Metallurgica**, v. 29, p. 11–20, Jan. 1981.

LI, K.; SRIDAR, S.; TAN, S.; XIONG, W. Effect of homogenization on precipitation behavior and strengthening of 17-4PH stainless steel fabricated using laser powder bed fusion. **Cornell University, Condenser Matter**. 2021. <https://doi.org/10.48550/arXiv.2112.06289>

LIN, Y.; XIA, Y.; JIANG, Y.; ZHOU, H. **Precipitation hardening of 2024-T3 aluminum alloy during creep again**. *Materials Science and Engineering A*, v. 565, p. 420–429, 2013.

METALS HANDBOOK. **Materials Characterization, American Society for Metals**, Vol 10, 9th ed 1986.

MENDES, L. *et al.* Influence of the solubilization heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Al-4Cu-1Mg alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 730, p. 17–24, 2018.

MISHRA, R. S.; SIDHAR, H. **Physical Metallurgy of 2XXX Aluminum Alloys**. EUA: Elsevier, 2017.

OHNO, A. **Solidificação dos metais**. São Paulo: Ciência e Tecnologia, 1988.

OLIVEIRA, F. *et al.* Effect of aging temperature on the precipitation kinetics and mechanical properties of Al-Cu-Mg alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 876, p. 160345, 2021.

OLIVEIRA, G. R. G. **Tratamento térmico de uma liga Al-Si-Mg-Mn**. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – FEUP, Porto, 2012.

PHILLIPS, V. A. Lattice resolution measurement of strain fields at Guinier-Preston zones in Al3%Cu. **Acta Metall.** 21:219–228 (1973).

POLMEAR, I. J. Control of precipitation processes and properties in aged aluminium alloys by trace element additions. **Proc. 6th Intl Conf on Aluminium Alloys, ICAA6**, Toyohashi, Japan, July 5–10, 1998.

BETON, R. H.; ROLLASON, E. C. Hardness reversion of dilute aluminium copper and aluminium copper magnesium alloys. **J. Inst. Met.** 86:77–85 (1957–58).

RADUTOIU, Nicoleta *et al.* Effect of the over-ageing treatment on the mechanical properties of AA2024 aluminum alloy. **Revista de Chimie**, 2012.

RADMILOVIC, V. *et al.* Structure and morphology of S-phase precipitates in aluminum. **Acta Materialia**, v. 47, n. 15–16, 1999.

RINGER, S. P.; HONO, K.; POLMEAR, I. J.; SAKURAI, T. Nucleation of precipitates in aged Al-Cu-Mg (Ag) alloys with high Cu: Mg ratios. **Acta Materialia**, 44(5), 1883–1898, 1996.

RINGER, S. P.; HONO, K. Microstructural evolution and age hardening in aluminium alloys: atom probe field-ion microscopy and transmission electron microscopy studies. **Materials characterization** 44:101–131 (2000).

RIOJA, R. J.; LAUGHLIN, D. E. The early stages of GP zone formation in naturally aged Al-4wt. % Cu alloys. **Metall. Trans.** 8A:1257–1261 (1977).

ROSSI, V. L. **Influência da composição química e dos parâmetros de processo sobre a Resistência à corrosão em peças fundidas usando as ligas de alumínio 356 e A 356**. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – UDESC, Joinville, 2004.

SALIHU, S. A.; ISAH, A.; EVARASTICS, P. Influence of Magnesium Addition on Mechanical Properties and Microstructure of Al-Cu-Mg Alloy. **IOSR Journal of Pharmacy and Biological Sciences (IOSR-JPBS)**, v. 4, n. 5, p. 15–20, 2012.

SILCOCK, M.; HEAL, T. J.; HARDY, H. K. Structural ageing characteristics of binary aluminium–copper alloys. **J. Inst. Met.** 82:239–248 (1953–54).

STASZCZYK, A.; SAWICKI, J.; ADAMCZYK-CIESLAK, B. A Study of Second-Phase Precipitates and Dispersoid Particles in 2024 Aluminum Alloy after Different Aging Treatments. **Materials**. 2019. <https://doi.org/10.3390/ma12244168>.

THERMO-CALC Software. 2019. Disponível em: www.thermocalc.com. Acesso em: 15 mar. 2023.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. (Eds.). **Handbook of aluminum: physical metallurgy and processes**. New York: Marcel Dekker, 2003. v. 1.

TRIVEDI, R. Interdendritic Spacings. **A Comparison of Theory and Experiment, Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 15A, n. 6, p. 977–982, 1984.

UNICAMP. Faculdade de Engenharia Mecânica. **Grupo de Pesquisa em Solidificação-GPS**. 2021. Disponível em: <https://www.fem.unicamp.br/index.php/pt-br/lab-gpspublicacoes>. Acesso em: 30 jan. 2024.

WADA, M.; KITA, H.; MORI, T. FIM observation of GP zones in an Al–4Cu alloy. **Acta Metall.** 33: 1631–1635 (1985).

WANG, S. C.; STARINK, M. J. Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al–Cu–Mg–(Li) based alloys. **International Materials Reviews**, v. 50, n. 4, 2013.

WOLVERTON, C. Crystal structure and stability of complex precipitate phases in Al–Cu–Mg–(Si) and Al–Zn–Mg alloys, **Acta Materialia**, V49, 2001, p. 3129–3142, ISSN 1359-6454. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00229-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00229-4).

ZAHRA, M.; ZAHRA, C.; POLMEAR, K. Effects of minor additions of Mg and Ag on precipitation phenomena in Al–4 mass% Cu. 2004. **Philosophical Magazine**. 84. 2521–2541. <https://doi.org/10.1080/14786430410001678271>.