



Unifesspa

UNIVERSIDADE FEDERAL DO SUL E SUDESTE DO PARÁ
INSTITUTO DE GEOCIÊNCIAS E ENGENHARIAS
CAMPUS DE MARABÁ
FACULDADE DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Kérlon Klayo de Melo Souza

**Caracterização da Liga Al-7%Si1%Cu produzida por
solidificação unidirecional.**

MARABÁ

2014

Kérlon Klayo de Melo Souza

**Caracterização da Liga Al-7%Si1%Cu produzida por
solidificação unidirecional.**

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado para obtenção do grau de
Bacharel em Engenharia de Materiais,
Campus de Marabá, Universidade
Federal do Sul e Sudeste do Pará.
Orientador: Prof. Carlos Vinícius de
Paes Santos.

MARABÁ

2014

Dados Internacionais de Catalogação-na-Publicação (CIP)

Biblioteca II da UNIFESSPA. CAMAR, Marabá, PA

Souza, Kérlon Klayo de Melo

Caracterização da liga Al-7%-Si-1%Cu produzida por solidificação unidirecional / Kérlon Klayo de Melo Souza; orientador, Carlos Vinícius de Paes Santos. — 2014.

Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Universidade Federal do Sul e Sudeste do Pará, Campus Universitário de Marabá, Instituto de Geociências e Engenharias, Faculdade de Engenharia de Materiais, Curso de Engenharia de Materiais, Marabá, 2014.

1. Solidificação. 2. Ligas de alumínio. 3. Microestrutura. I. Santos, Carlos Vinícius de Paes, orient. II. Título.

Kérlon Klayo de Melo Souza

**Caracterização da Liga Al-7%Si1%Cu produzida por
solidificação unidirecional.**

Data de aprovação: 27/06/2014

Conceito: EXECENTE

Bancada Examinadora:

Prof. Eng. Carlos Vinicius de Paes Santos

ORIENTADOR – Unifesspa/FEMAT

. Prof. Esp. Márcio Paulo de Araújo Mafra

EXAMINADOR – Unifesspa/FEMAT

. Prof. Msc. Wenderson Gomes dos Santos

EXAMINADOR – Unifesspa/FEMAT

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a cada pessoa que de maneira direta e indireta colaborou em minha formação acadêmica, em especial aos meus pais pelo apoio e compreensão ao longo desses anos, a minha filha Kalyssa que trouxe maravilhas a minha vida, e aos meus amigos que sempre me incentivaram a buscar esse objetivo.

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, irmãos e cunhadas que ajudaram de forma incondicional em minha formação.

Aos meus mestres que dedicaram tempo e foram alguns dos responsáveis por minha formação e em especial ao professor Carlos Vinicius de Paes Santos meu orientador, que me ajudou de maneira decisiva para a elaboração deste trabalho.

Aos meus amigos da FEMAT pelas incontáveis horas de estudo que me proporcionaram grandes aprendizados e sempre me incentivaram a buscar esse objetivo: Flaviano Rodrigues, Marcelo Torres.

Ao grande amigo e companheiro de experimento Renan Ferreira pela sua amizade e apoio ao longo dessa longa jornada.

Ao grande amigo e com quem muito aprendi M.Sc Crystopher Cardoso, pois sem sua determinante ajuda, enorme capacidade técnica, e apoio de forma única a realização desse trabalho não seria possível.

Aos colegas Elaine Gonçalves, Elaine Andrade, Erson Penalva e Maria do Socorro pelos seus desejos em comum no sentido de que eu atingisse esse objetivo.

E a todos os demais que foram citados aqui, mas que não são menos importantes para mim.

EPÍGRAFE

“Aprender é a única coisa de que a mente nunca se cansa, nunca tem medo e nunca se arrepende”.

“Leonardo da Vinci”

RESUMO

Várias são as propriedades das ligas de Alumínio que despertam grande interesse industrial: baixa massa específica, elevada condutividade térmica e elétrica, boa trabalhabilidade em processos de usinagem e conformação mecânica e grande resistência à corrosão. Atualmente, essas ligas são produzidas em uma enorme variedade de composições e sistemas. A literatura apresenta vários estudos tanto teóricos quanto experimentais focando na evolução microestrutural de ligas binárias à base de alumínio. Entretanto, são escassos os estudos abordando importantes famílias de ligas multicomponentes à base de alumínio. Nesse sentido, o presente trabalho se propôs a analisar uma liga ternária de Alumínio Silício Cobre (Al 7%Si 1%Cu) no que diz respeito à evolução microestrutural, e o comportamento dos parâmetros térmicos durante a solidificação unidirecional. Para a produção das ligas ternárias foram utilizados Alumínio e Silício comercialmente puros e Cobre eletrolítico. A Liga foi solidificada unidirecionalmente e foram investigados o comportamento da Velocidade da Isoterma Líquidus, a Taxa de Resfriamento e o Gradiente Térmico durante a solidificação, os parâmetros analisados apresentaram boa concordância com o modelo analítico proposto, principalmente a velocidade da isoterma liquidus e a taxa de resfriamento.

Palavras-Chaves: Solidificação unidirecional, Parâmetros Térmicos, microestrutura.

ABSTRACT

There are several properties of aluminum alloy that arouse great industrial interest: low density, high thermal and electrical conductivity, good workability in machining processes and metal forming and highly corrosion resistant. Currently, these alloys are produced in a wide variety of compositions and systems. The literature presents several both theoretical and experimental studies focusing on the microstructural evolution of binary aluminum-based alloys. However, few studies addressing important families of multicomponent aluminum-based alloys. In this sense, the present study aimed to analyze a ternary alloy Aluminum Silicon Copper (Al 7% Si 1% Cu) with respect to the microstructural evolution, and behavior of thermal parameters during directional solidification. For the production of aluminum and silicon ternary alloys and commercially pure electrolytic copper are used. The League was solidified unidirectionally and the behavior of the velocity of the liquidus isotherm were investigated, the cooling rate and thermal gradient during solidification. analyzed parameters showed good agreement with the proposed, especially the speed of the liquidus isotherm and the cooling rate analytical model.

Keywords: Unidirectional solidification Thermal parameters, microstructure

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama de fases Al-Si	19
Figura 2 - Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação	25
Figura 3 - Dispositivo de solidificação vertical ascendente	27
Figura 4 - Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – grau de super-resfriamento; (GL)– gradiente térmico à frente da interface; (VL) – velocidade da interface; e (Co) concentração de soluto.	28
Figura 5 - Configuração do desenvolvimento de uma interface celular.....	30
Figura 6 - Representação esquemática dos parâmetros microestruturais (A) Espaçamento celular; (B) Espaçamento dendrítico primário; (C) Espaçamento dendrítico secundário.	31
Figura 7 - Mudança morfológica na estrutura de crescimento à medida que a velocidade é aumentada: (a) crescimento celular regular em baixas velocidades; (b) crescimento celular com alteração na direção de crescimento; (c) transição celular/dendrítica; (d) crescimen.....	32
Figura 8 - Representação esquemática da atuação dos fatores de influência na formação das microestruturas de solidificação.....	33
Figura 9 - Fluxograma do Procedimento Experimental	34
Figura 10 - (a) Cadinho de carbetto de silício, (b) Forno elétrico utilizado na fusão das ligas e (c) Balança digital utilizada para pesagem dos materiais para obtenção das ligas.....	36
Figura 11 - (a) Termopar acoplado a um plug-conector; (b) Sistema de aquisição de dados.	37
Figura 12 - Dispositivo de solidificação vertical ascendente usado.....	38
Figura 13 - Microscópio óptico com interface digital.....	38
Figura 14 - Lingote Obtido.....	39
Figura 15 - Corte realizados para obtenção de seção transversal a) Detalhe de corte b) Lingote para realização de análise Transversal	40
Figura 16 - Corte realizados para obtenção de seção Longitudinal d) Detalhe de corte e) Lingote para realização de análise longitudinal f) Definição de pontos de corte.	40
Figura 17 - Máquina de corte	41
Figura 18 - Ferramentas utilizadas para realização de cortes.....	41
Figura 19 - Identificação dos Lingotes.....	42
Figura 20 - Lingotes cortados transversalmente	42
Figura 21 - a) apresenta cano cortado pronto para o depósito da resina em seu interior, a figura b) Resina utilizada para o embutimento, e em c) Lingotes embutidos pronto para o lixamento.....	43
Figura 22 - Lixadeira utilizada	43
Figura 23 - Itens utilizados para o polimento.....	44
Figura 24 - Perfis térmicos experimentais	46
Figura 25 - a)Diagrama Al-Si b) Composição de Estudo no trabalho.....	46
Figura 26 - Gráfico Posição/Tempo.....	48
Figura 27 - Gráfico Velocidade da Isotherma Liquidus X Posição.....	49

Figura 28 - Gráfico: Taxa de Resfriamento X Posição	50
Figura 29 - Gráfico: Gradiente X Posição.....	51
Figura 30 - Imagens das Secções Transversais	53
Figura 31 - Imagens das Secções Longitudinais.....	54
Figura 32 - a) e c) Precipitados Al ₂ Cu em b) e d) Formação de Porosidades	55

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classes das ligas de alumínio de acordo com sua composição química	17
Tabela 2 - Direções de crescimento dendrítico	31

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

Al	Alumínio
Si	Silício
Cu	Cobre
V _L	Velocidade de Deslocamento da isoterma liquidus
T	Taxa de Resfriamento
G _L	Gradiente Térmico
α	Fase Alfa
°C	Graus Celsius
Al ₂ O ₃	Alumina
T _v	Temperatura de Vazamento
SRC	Super resfriamento constitucional
Co	Concentração de Solute
Ag	Prata
Au	Ouro
Pb	Chumbo
Zn	Zinco
Cd	Cádmio
Mg	Magnésio
Sn	Estanho
CCC	Estrutura cúbica de corpo centrado
CFC	Estrutura cúbica de face centrada
HC	Estrutura hexagonal compacta
HF	Ácido Fluorídrico

SUMÁRIO

1- INTRODUÇÃO.....	14
1.2- OBJETIVOS.....	15
1.1.1- Objetivos gerais.....	15
1.1.2- Objetivos específicos.....	15
2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
2.1- Alumínio: Conceitos Gerais.....	16
2.1.1- Ligas Al-Si.....	17
2.1.2- Ligas Al-Si-Cu.....	19
2.2- DEFEITOS.....	21
2.2.1- Porosidade e Inclusões de óxido.....	21
2.3- SOLIDIFICAÇÃO.....	23
2.3.1- Parâmetros Térmicos da Solidificação.....	24
2.3.2- Solidificação unidirecional vertical ascendente.....	26
2.4- MICROESTRUTURAS.....	27
2.4.1- Estruturas celulares e dendríticas.....	29
3- MATERIAIS E MÉTODOS.....	34
3.1. ANÁLISE EXPERIMENTAL.....	34
3.2. APARATO EXPERIMENTAL DE USO COMUM.....	36
3.3- PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS PARA CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL.....	39
4- RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	45
4.1- CONSIDERAÇÕES INICIAIS.....	45
4.2- PARÂMETROS TÉRMICOS.....	45
4.2.1- Curvas de resfriamento.....	45
4.2.2 - Variáveis Térmicas de Solidificação.....	47
4.3 - ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO.....	51
4.3.1 - Microestruturas.....	51
5- CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	56
5.1 - CONCLUSÕES.....	56
5.2- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	57
REFERÊNCIAS.....	58

1- INTRODUÇÃO

O Alumínio é o elemento metálico mais abundante da crosta terrestre. Sua leveza, condutividade elétrica, resistência à corrosão e baixo ponto de fusão lhe conferem uma multiplicidade de aplicações. Considerando a quantidade e o valor do metal empregado, o uso do alumínio excede o de qualquer outro metal, exceto o aço.

Um dos aspectos que tornam as ligas de alumínio tão atraentes como materiais de construção mecânica é o fato de o alumínio poder combinar-se com a maioria dos metais de engenharia. Na fabricação de peças e componentes fundidos de ligas de alumínio o silício é o elemento de liga de maior importância na ordem de fabricação. As ligas Al-Si correspondem a aproximadamente 90% de todos os produtos fundidos de alumínio [1].

A razão para a ampla utilização desta série deve-se à atrativa combinação de propriedades mecânicas, resistência à corrosão e excelente fundibilidade. O cobre também é frequentemente utilizado com elemento de liga, para proporcionar melhores propriedades mecânicas, como maior dureza e resistência exigidas em serviço. As ligas Al-Si-Cu são as mais empregadas dentre as ligas de fundição.

Quanto a técnica utilizada a, solidificação inicia-se quando o material no estado líquido atinge, durante o resfriamento, as condições termodinâmicas necessárias à transformação de fase líquida para a sólida. Nessas condições, havendo gradiente de temperatura entre o material e o meio que absorve o calor, o calor latente liberado é removido através de um ou mais mecanismos de transferência de calor [2].

Nesse contexto o presente trabalho se propôs a utilizar a técnica de solidificação unidirecional ascendente para a produção da liga de composição Al-7%Si-1%Cu e observar a evolução microestrutural correlacionando com os parâmetros térmicos da solidificação: velocidade da solidificação, gradiente térmico e taxa de resfriamento.

1.2- OBJETIVOS

1.1.1- Objetivos gerais

O presente trabalho tem por objetivo fundamental, desenvolver uma análise da evolução térmica e caracterizar a microestrutura na solidificação da liga Al7%Si1%Cu incluindo a correlação entre as variáveis térmicas de solidificação e características da estrutura de solidificação.

1.1.2- Objetivos específicos

-Realização de experimento de solidificação unidirecional vertical ascendente, utilizando um dispositivo refrigerado a água.

-Determinação das variáveis térmicas da solidificação: velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L) e taxa de resfriamento (T) junto à frente de solidificação e o gradiente térmico (G_L).

-Caracterização experimental das microestruturas resultantes por meio de técnicas metalográficas.

2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1- Alumínio: Conceitos Gerais

O alumínio, apesar de ser o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre, é o metal mais jovem usado em escala industrial. Começou a ser produzido comercialmente há cerca de 150 anos. Sua produção atual supera a soma de todos os outros metais não ferrosos. Hoje, os Estados Unidos é o maior produtor mundial de alumínio.

O Brasil tem a terceira maior reserva do minério no mundo localizada na região amazônica, perdendo apenas para Austrália e Guiné. O rápido crescimento do alumínio na indústria é resultado de uma série de fatores: é um metal que possui excelentes combinações de propriedades, resultando num vasto campo de aplicações em engenharia; pode ser facilmente transformado por meio de todos os processos metalúrgicos convencionais, tornando-se assim, viável à indústria de manufatura [3].

A reciclabilidade é outro atributo do alumínio e reforça a vocação de sua indústria para a sustentabilidade em termos econômicos, sociais e ambientais.

O alumínio pode ser reciclado infinitas vezes sem perder suas características no processo de reaproveitamento, além da economia dos recursos naturais, energia elétrica, entre outros [3].

As ligas de alumínio são geralmente divididas em duas categorias: ligas trabalhadas, destinadas a trabalho mecânico (forjamento, laminação, extrusão, entre outros) e ligas fundidas, destinadas à produção de componentes via fundição. Cada uma dessas categorias subdivide-se em diversas classes de acordo com sua composição química, conforme Tabela 1 [3].

Numa liga de alumínio a presença de um segundo elemento de liga normalmente reduz a solubilidade sólida do primeiro e vice-versa. A solidificação em condições de não equilíbrio praticamente não altera as características de cada fase presente na liga [4].

Tabela 1 - Classes das ligas de alumínio de acordo com sua composição química

<i>Ligas trabalhadas</i>	<i>Ligas fundidas</i>
1xx.x: alumínio comercialmente puro	1xx.x: alumínio comercialmente puro
2xxx: cobre	2xx.x: cobre
3xxx: manganês	3xx.x: silício com adição de cobre e/ou magnésio
4xxx: silício	4xx.x: silício
5xxx: magnésio	5xx.x: magnésio
6xxx: magnésio e silício	7xx.x: zinco
7xxx: zinco	8xx.x: estanho
8xxx: outro elemento	9xx.x: outro elemento

Fonte: [5]

Segundo ^[6] os principais empregos destas ligas vão desde aplicações gerais como utensílios domésticos, carrocerias de ônibus, embarcações, construção civil, até fins mais específicos como equipamentos para a indústria alimentícia e química e na confecção de peças sujeitas aos mais elevados esforços mecânicos como na indústria aeronáutica e militar.

Diferentemente das ligas trabalhadas, a maioria das ligas de fundição adquirem suas propriedades na condição como fundida (em alguns casos com tratamento térmico) e, conseqüentemente, um grupo diferente de ligas tem sido formulado para a produção de peças fundidas.

Frequentemente contêm silício para melhorar suas características de fundição, tais como fluidez (no vazamento) e resistência a trincas de contração (quando o metal quente se solidifica e se contrai).

2.1.1- Ligas Al-Si

Quanto à matéria-prima, as ligas de alumínio são as de maior aplicação nos processos que envolvem materiais semi-sólidos. No entanto, as ligas alumínio-silício apresentam destaque quando comparadas com outras, ocupando cerca de 95% de todas as aplicações, enquanto que todas as outras somadas representam somente 5%, segundo ^[7].

A razão para a ampla utilização desta série deve-se à atrativa combinação de propriedades mecânicas, resistência à corrosão e excelente fundibilidade.

As propriedades das ligas alumínio-silício são fortemente dependentes do processo de fundição usado, das eventuais adições químicas para modificação do eutético, da estrutura granulométrica, da morfologia do silício primário e do tratamento do metal líquido (para remoção de hidrogênio e para remover inclusões).

Para processos de fundição sob baixas taxas de resfriamento (moldes de areia, gesso), a faixa de composições usuais vai de 5 a 7% em peso de Si, para moldes permanentes de 7 a 9% Si e para fundição sob pressão de 8 a 12%.

Um dos principais atributos desta classe de ligas é sua fluidez, ou seja, a habilidade para preencher uma cavidade de molde. Fluidez é uma característica complexa que é influenciada pela tensão superficial, viscosidade, faixa de solidificação da liga, superaquecimento do líquido antes do vazamento, etc.

O sistema Al-Si forma um eutético simples, no qual as fases em equilíbrio são Al- α e Si, na forma de lâminas ou partículas finamente dispersas [8].

As ligas comerciais apresentam composições que abrangem desde ligas hipoeutéticas até hipereutéticas com cerca de 25wt%Si ou mais.

As ligas do sistema Al-Si também propiciam a redução da contração durante o resfriamento e a redução do coeficiente de expansão térmica. Em teores mais elevados dificulta a usinagem.

Ao ser combinado com o magnésio ou o cobre torna a liga tratável termicamente. O silício deve estar preferencialmente presente sob a forma de cristais arredondados e dispersos na liga de alumínio, podendo ser obtido através da adição de um pequeno teor de sódio às ligas, alterando a microestrutura da liga favoravelmente sob o ponto de vista das propriedades mecânicas, já que a microestrutura de placas angulares de silício provocaria concentração de tensões, prejudicando as propriedades mecânicas da mesma.

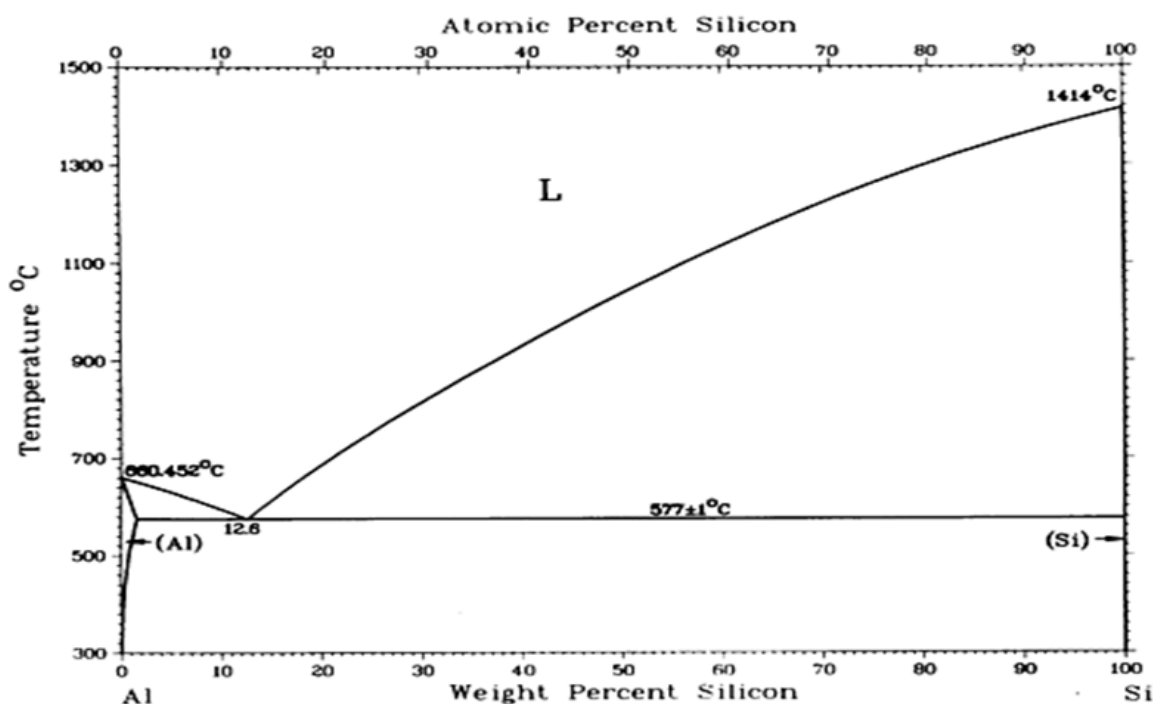
O tratamento térmico de recozimento permite o coalescimento e a esferoidização do silício, aumentando a dureza das partículas de silício e promovendo o aumento da resistência ao desgaste destas ligas [10].

A liga produzida neste trabalho possui como elementos de ligas, o silício, e o cobre. De acordo com [9], as influências de cada um destes elementos no comportamento final de ligas fundidas convencionais são:

Silício: Adições de silício promovem grandes melhoras na fluidez do alumínio líquido através das cavidades do molde de fundição, resistência a trincas de contração durante o resfriamento e redução da porosidade nas peças fundidas, permitindo assim a obtenção de produtos com formatos mais complexos. É o elemento de liga mais empregado entre todas as composições de ligas de alumínio utilizadas em processos de fundição;

Cobre: O cobre também pode ser adicionado às ligas do sistema Al-Si, dando origem ao subgrupo Al-Si-Cu. O cobre melhora substancialmente a dureza e a resistência mecânica das ligas, seja em condição bruta de fusão, seja após tratamentos térmicos. Um fator negativo quanto à adição do cobre é a diminuição da resistência à corrosão das ligas. A figura 1 apresenta o Diagrama de fases Al-Si.

Figura 1 - Diagrama de fases Al-Si



Fonte: [11]

2.1.2- Ligas Al-Si-Cu

As ligas Al-Si-Cu são as mais empregadas dentre as ligas de fundição. As ligas com maiores teores de silício são geralmente empregadas para fundições mais

complexas e para fundições sobre pressão e em coquilha, que exigem o uso de técnicas mais precisas para evitar problemas como a fragilização.

Tem-se ainda que os principais empregos destas ligas vão desde equipamentos para a indústria alimentícia e química, até peças submetidas a elevadas tensões na engenharia de aviação, marítima e de transporte, como por exemplo, bloco de motores, componentes de aeronaves, de mísseis e embarcações [12].

Ligas com altos teores de silício acima de 10% sofrem pouca expansão térmica, o que configura uma vantagem em algumas aplicações que exigem altas temperaturas [9].

A adição do elemento Cobre a este sistema foi uma das primeiras técnicas empregadas e ainda tem larga utilização. Este elemento aumenta a dureza das ligas, porém, diminui o alongamento e prejudica a fluidez do material.

O Cobre é bastante solúvel no alumínio em altas temperaturas (5% a 524°C) e apenas ligeiramente solúvel em temperatura ambiente (0,5%). Essa característica torna essas ligas termicamente tratáveis e permite melhoramento nas propriedades mecânicas.

Dependendo da aplicação do componente fundido, o cobre pode ser adicionado nas ligas injetadas entre 0,5% e 5%. As vantagens da presença do cobre nas peças fundidas sob pressão, são uma diminuição na contração de solidificação, deixando a liga com maior intervalo (solidificação pastosa) e melhoramento na usinabilidade devido à precipitação de compostos CuAl_2 .

A precipitação do composto CuAl_2 reduz severamente a resistência à corrosão da peça, devido à redução galvânica entre o composto e a matriz onde a aplicação em ambientes úmidos ou atmosfera salina, pode levar à corrosão.

Sendo assim, o cobre torna as ligas Al-Si-Cu tratáveis termicamente, ou seja, passíveis de endurecimento mediante tratamento térmico de envelhecimento (endurecimento por precipitação). O cobre é adicionado em teores entre 3 e 11 %, que permitem que este elemento esteja total ou parcialmente solúvel no alumínio em temperaturas logo abaixo do ponto de fusão.

Do ponto de vista do processo de fundição, favorece a diminuição da contração interna durante o resfriamento e a melhoria da usinabilidade das peças fundidas. Entretanto, ao contrário do silício, acarreta fragilidade a quente e menor fluidez, além de reduzir a resistência à corrosão.

A fragilidade a quente é maior no limite de solubilidade sólida, quando a quantidade de eutético na liga é mínima. No sistema Al-Si-Cu não se formam fases ternárias, as fases em equilíbrio são Al_2Cu e Si. A adição de cobre às ligas de Al-Si conduz à formação de fases Al_2Cu e outros compostos intermetálicos. Fases de cobre pode solidificar em duas formas diferentes: Al_2Cu e Al + Al_2Cu eutética .

Numa liga de alumínio a presença de um segundo elemento de liga normalmente reduz a solubilidade sólida do primeiro e vice-versa. A solidificação em condições de não equilíbrio praticamente não altera as características de cada fase presente na liga.

2.2- DEFEITOS

2.2.1- Porosidade e Inclusões de óxido

De uma maneira geral, os metais no estado líquido tendem a absorver gases da atmosfera. As ligas de alumínio apresentam grande solubilidade de hidrogênio no estado líquido (acima de $660^{\circ}C$).

Em decorrência deste fato, durante a solidificação, cerca de 95% do hidrogênio é segregado para as últimas porções de líquido, atingindo teores elevados e promovendo a formação de porosidades em regiões interdendríticas.

A porosidade é um defeito encontrado nos materiais metálicos, caracterizado pela presença de vazios na sua estrutura, sendo resultado da interação de mudança de volume, nucleação e crescimento de fase sólida, difusão de elementos dissolvidos e a interação de superfícies interfásicas ^[13].

A presença de porosidade em um componente pode comprometer a resistência mecânica do mesmo podendo levar o material à falha sob cargas e/ou tempos inferiores ao previsto.

Com isso, dois problemas surgem no material junto com a porosidade: a limitação de seu alongamento, que diminui a ductilidade do mesmo e a presença de concentradores internos de tensão, que podem servir para a nucleação de trincas na peça, propiciando a piora das propriedades de resistência à fadiga do material ^[14].

Em seu trabalho ^[15] faz uma revisão ampla quanto à porosidade existente nas ligas Al-Si. Ele relata que apesar de existir vários métodos para a compreensão e

eliminação em partes dos problemas relacionados com a porosidade, ainda não se encontrou um método eficaz para a solução desse problema.

Em 1999 ^[16], avaliaram a porosidade da liga de alumínio A356.2 através da adição de cobre. A quantidade de cobre variou entre 0 a 1wt% e se verificou que a partir de 0,2wt% de adição do mesmo há o aparecimento da porosidade no material.

No ano de 2008 ^[17] estudou o efeito da porosidade em cinco diferentes ligas de fundição Al-Si com teores que variaram de 7wt% a 17wt%Si através de ensaios de fadiga e verificou que porosidade é a principal responsável pela diminuição da fadiga do material, uma vez que 90% de todas as amostras examinadas tenderam à fratura como resultado deste defeito microestrutural.

Existem várias técnicas para a determinação da porosidade em um material. Entre elas cita-se a análise por ultrassom, análise eletroquímica, análise por transmissão de raios gama e variação da densidade do material (picnometria), sendo esta a mais utilizada e de mais fácil execução.

No que tange a estrutura resultante dos produtos fundidos, um dos principais fatores que causam defeitos na fundição de ligas de alumínio é a presença de poros que afetam diretamente as características mecânicas desses materiais.

Em geral, a influência dos poros nas propriedades mecânicas está relacionada ao seu tamanho, forma e distribuição. A porosidade resulta de uma combinação de dois fatores: contração da liga e precipitação de gases dissolvidos.

Em especial para as ligas de alumínio, o hidrogênio é o principal gás causador de porosidade. A porosidade também tem um efeito deletério sobre a usinabilidade e propriedades da superfície de fundidos de alumínio ^[15].

As ligas de alumínio apresentam como característica a formação de uma fina e frágil camada de óxido que recobre os banhos líquidos. A composição destes óxidos é a base de alumina (Al_2O_3) e, conseqüentemente, eles apresentam elevada temperatura de fusão e são levemente mais densos que o alumínio líquido.

Assim, o escoamento turbulento do alumínio líquido promove a formação e/ou a incorporação destes óxidos no banho gerando defeitos no produto fundido.

O correto dimensionamento do sistema de enchimento (projeto dos canais de descida e de ataque) evitando a turbulência do líquido durante o preenchimento da cavidade do molde diminui significativamente a ocorrência de defeitos como filmes de óxidos e bolhas de ar provocadas pelo encontro de frentes de solidificação (gota fria).

2.3- SOLIDIFICAÇÃO

A solidificação inicia-se quando o material no estado líquido atinge, durante o resfriamento, as condições termodinâmicas necessárias à transformação de fase líquida para a sólida. Nessas condições, havendo gradiente de temperatura entre o material e o meio que absorve o calor, o calor latente liberado é removido através de um ou mais mecanismos de transferência de calor [2].

Segundo [2], o controle das variáveis térmicas de solidificação definirá as características do produto final através da microestrutura obtida no material. O ponto de partida do processo de solidificação é a temperatura de início de vazamento e, subsequentemente, as formas de transporte e dissipação da energia térmica a partir daquele instante. O molde, além de conferir forma à peça, atua na absorção e transferência de calor proveniente do metal para o ambiente, garantindo a mudança de estado de agregação.

Se as condições operacionais de transferência de calor durante o processo se alterarem, as variáveis térmicas de solidificação variarão numa função direta. Essas variáveis térmicas são determinantes na estabilidade da interface sólido/líquido, e condicionam o arranjo microestrutural.

Estudos têm mostrado que as variáveis significativas para o controle da solidificação são: velocidade da solidificação (V_L), gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido (G_L) e taxa de resfriamento (T), que se interconectam através do super-resfriamento constitucional[2]. Essas variáveis podem ser correlacionadas com a microestrutura obtida com o uso de técnicas metalográficas.

A macroestrutura de peças fundidas ou lingotes pode principalmente apresentar-se na forma de grãos completamente colunares ou totalmente equiaxiais, dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação [2].

2.3.1– Parâmetros Térmicos da Solidificação

A descrição do processo de solidificação de materiais, que envolve análises de transferências de calor e massa, em conjunto com as técnicas de caracterização de macroestruturas e microestruturas, permite avaliar a influência das variáveis dos processos na qualidade dos produtos gerados e dessa forma a programação prévia da produção.

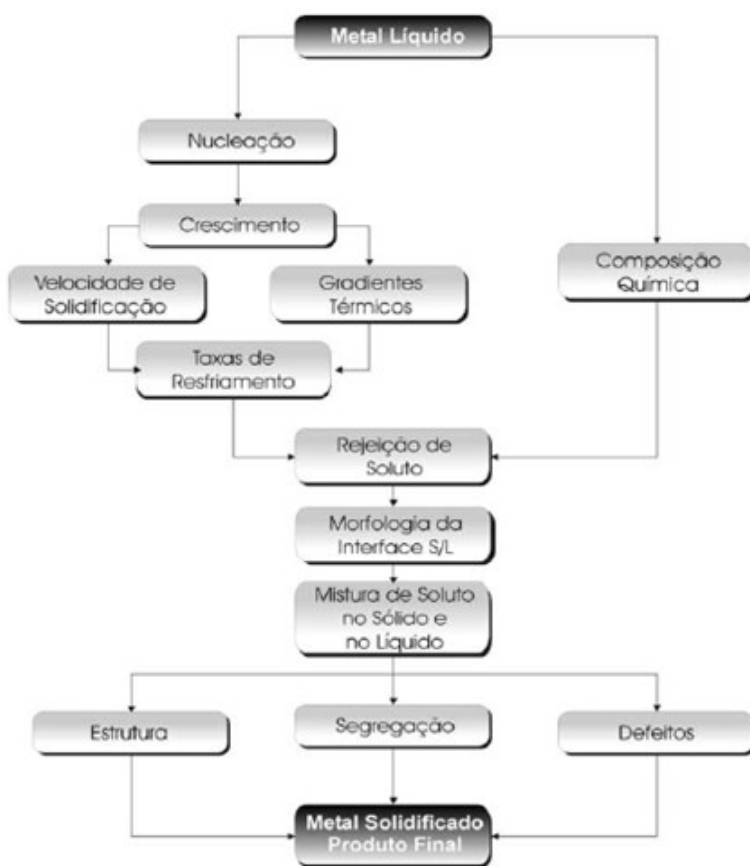
A Figura 2 apresenta o encadeamento dos fenômenos ocorridos durante a solidificação de um metal. A análise do processo de solidificação compreende, basicamente, a determinação da distribuição de temperaturas no sistema metal/molde e a determinação da cinética envolvida na transformação de estado líquido/sólido [2].

As variáveis térmicas, temperatura de vazamento (T_v), velocidades da isoterma liquidus (V_L) e taxas resfriamento (\dot{T}), são determinantes na análise das transferências de calor e massa ocorridas durante o processo de solidificação, assim como são de significativa importância na definição da morfologia apresentada pelas estruturas brutas de solidificação tanto em escala microestrutural como macroestrutural.

As estruturas e suas morfologias resultantes do processo de transformação líquido/sólido influenciam as propriedades do produto final, tanto para peças de fundição como também para aqueles que posteriormente sofrem transformações mecânicas ou térmicas.

O conhecimento da influência das variáveis térmicas sobre a formação das estruturas resultantes do processo de solidificação é fundamental para o planejamento da produção, uma vez que essas estruturas determinam a qualidade dos produtos acabados [18].

Figura 2 - Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação



Fonte: [2].

O fenômeno da solidificação pode ser investigado experimentalmente em função da direção na qual o fluxo de calor é extraído e do sentido de avanço da frente de solidificação. A literatura apresenta trabalhos que avaliam a influência de fatores, como a convecção natural devido a fatores térmicos e composicionais, na formação e nos parâmetros quantificadores das estruturas de solidificação.

Essas investigações têm permitido a obtenção de muitas informações relevantes sobre a evolução da cinética do processo de solidificação e sobre a redistribuição de soluto (macrosegregação e microsegregação) de ligas de sistemas metálicos [19].

A solidificação de materiais pode ser considerada fundamentalmente como um processo de transferência de calor em regime transitório. A transformação líquido/sólido é acompanhada por liberação de energia térmica, com uma fronteira móvel separando as duas fases de propriedades termofísicas distintas. A análise da transferência de calor na solidificação apresenta essencialmente dois objetivos: a

determinação da distribuição de temperaturas no sistema material/molde e a determinação da cinética da solidificação.

A solidificação unidirecional vertical, em condições transitórias, pode ser estudada considerando a direção do fluxo de calor extraído e o sentido de avanço da frente de solidificação que pode ser ascendente ou descendente. No presente trabalho à frente de solidificação ocorreu no sentido ascendente.

2.3.2- Solidificação unidirecional vertical ascendente

Na Figura 3 apresenta-se um esquema do dispositivo de solidificação vertical ascendente, em que o metal é fundido e, quando a temperatura do metal líquido atinge um determinado valor, inicia-se a solidificação através do acionamento da água de refrigeração na parte inferior do molde.

Um conjunto de termopares inseridos dentro do metal em diferentes posições a partir da base permite o registro da evolução térmica durante todo o processo, que será utilizado posteriormente para a determinação das variáveis térmicas da solidificação.

Nesse tipo de dispositivo, a solidificação se processa em sentido contrário ao da ação da gravidade e, conseqüentemente, o próprio peso do lingote atua no sentido de favorecer o contato térmico com a base refrigerada [2].

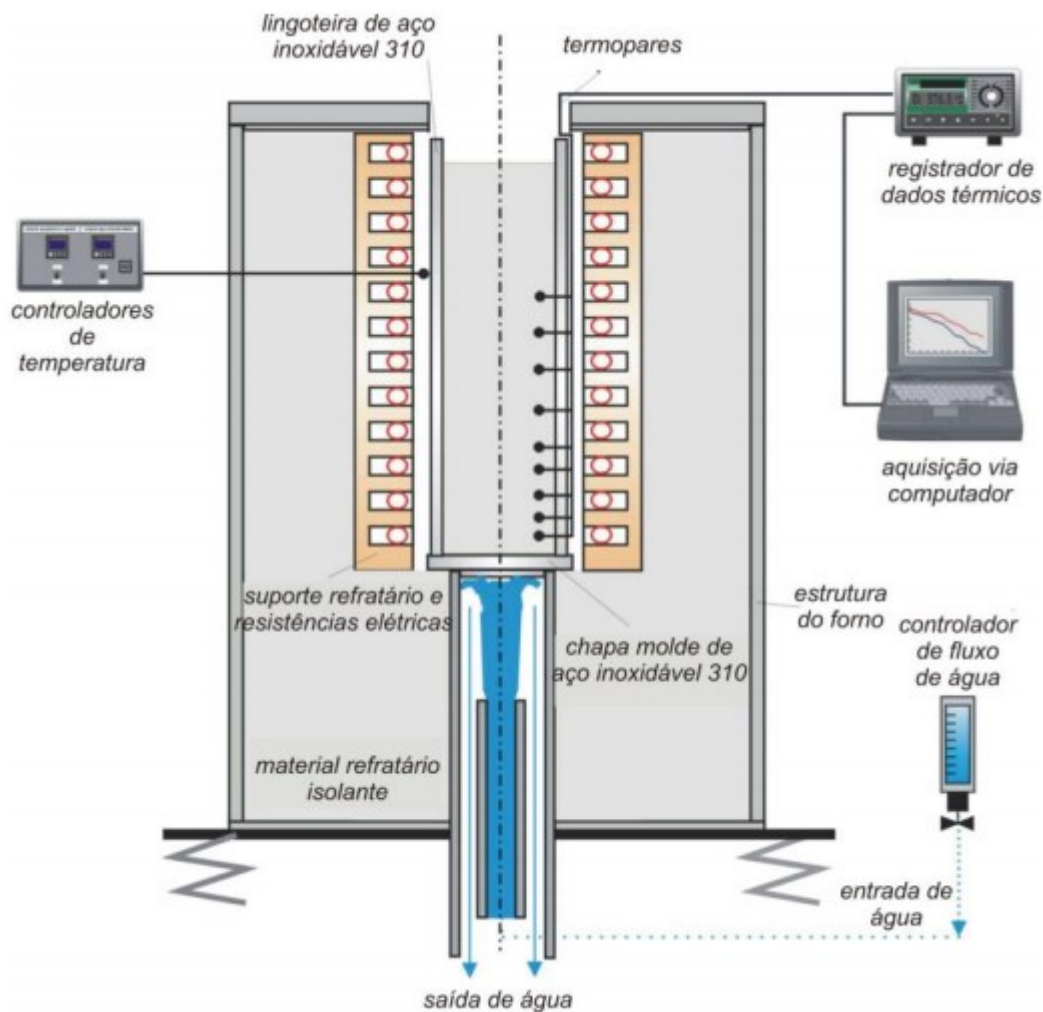
Um aspecto típico desse dispositivo experimental é que, durante o processo de solidificação, o soluto é rejeitado na frente de solidificação.

Dependendo do par soluto/solvente, pode ocorrer a formação de um líquido interdendrítico mais denso que o restante do volume global de metal líquido, fazendo com que a solidificação se processe de forma completamente estável sob ponto de vista de movimentação do líquido.

Como o perfil de temperaturas no líquido é crescente em direção ao topo do lingote, o líquido mais denso localiza-se junto à fronteira de transformação sólido/líquido, e não ocorrem correntes convectivas nem por diferenças de temperatura e nem por diferenças de concentração.

Isso permite uma análise experimental e cálculos teóricos isentos desse complicador, já que a transferência de calor dentro do lingote é realizada essencialmente por condução térmica unidimensional [20].

Figura 3 - Dispositivo de solidificação vertical ascendente



Fonte: [20]

2.4- MICROESTRUTURAS

As microestruturas, que resultam do processo de solidificação, estão relacionadas com a forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L). Em condições ideais essa interface deveria permanecer plana, porém alterações nos parâmetros constitucionais e térmicos do sistema metal/molde que ocorrem durante a solidificação provocam a instabilidade dessa interface, dando origem às microestruturas.

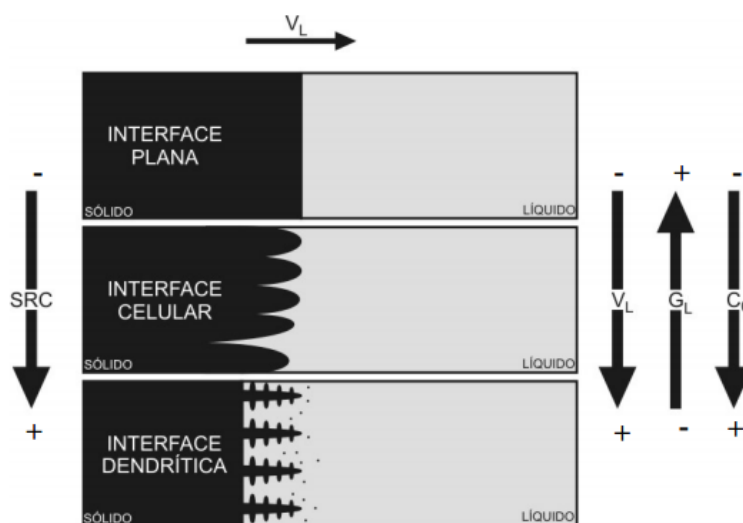
A instabilidade da frente de solidificação resulta da termodinâmica do processo que impõe rejeição de soluto ou solvente à frente da interface sólido-líquido.

Dessa maneira, o soluto ou o solvente rejeitado provoca uma distribuição não uniforme no líquido à frente da interface, provocando sua instabilidade. Este acúmulo de teor de soluto à frente da interface sólido/líquido promove o surgimento de um fenômeno favorável à nucleação e responsável por sua gradativa instabilidade conhecido na literatura como super-resfriamento constitucional (SRC).

O tipo de instabilidade que ocorre na frente de solidificação depende do valor do SRC, essas instabilidades, por ordem crescente do SRC, são denominadas: planar, celular e dendrítica.

A figura 4 apresenta de forma esquemática a influência dos fatores: concentração de soluto (C_0), velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L) e o gradiente térmico (G_L), para a instabilidade da interface S/L e, conseqüentemente, para a formação das microestruturas.

Figura 4 - Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – grau de super-resfriamento; (G_L)– gradiente térmico à frente da interface; (V_L) – velocidade da interface; e (C_0) concentração de soluto.



Fonte: [8]

A continuidade do aumento do grau de super resfriamento constitucional induz instabilidades de maior ordem com surgimento de braços secundários que caracterizam as redes dendríticas.

Fixada a composição química da liga, a estrutura dendrítica é formada à medida que o gradiente térmico diminui e/ou à medida que a velocidade de crescimento aumenta, aparecendo perturbações laterais denominadas ramificações

ou braços secundários dendríticos podendo evoluir também para a formação de ramificações terciárias.

As ramificações ou braços dendríticos primários crescem na direção dos eixos principais e de acordo com a direção cristalográfica preferencial da estrutura cristalina.

Muitos trabalhos foram desenvolvidos por vários pesquisadores no sentido de prever a microestrutura através de modelos matemáticos e é fato comprovado na literatura que a morfologia microestrutural exerce forte influência nas propriedades químicas e mecânicas de produtos fundidos.

Para ligas metálicas em seu estado bruto de solidificação, por exemplo, espaçamentos intercelulares e interdendríticos maiores podem exigir tratamentos térmicos específicos mais demorados para a homogeneização da composição química, enquanto que, espaçamentos menores permitem que a microestrutura seja caracterizada por uma distribuição mais uniforme da segregação microscópica que existe entre as ramificações celulares ou dendríticas o que favorece o comportamento mecânico. Nesse sentido, é fundamental a determinação correta dos parâmetros que controlam esses espaçamentos durante a solidificação.

Na literatura são muito escassos os modelos teóricos que correlacionam parâmetros microestruturais com as variáveis térmicas da solidificação para sistemas binários, é importante enfatizar que mesmos esses modelos que foram desenvolvidos para ligas binárias, não se aplicam a ligas ternárias, como as estudadas neste trabalho.

2.4.1- Estruturas celulares e dendríticas

Quando uma liga binária diluída é solidificada na presença de uma pequena quantidade de super-resfriamento constitucional, a interface sólido/líquido desenvolve, usualmente, uma morfologia celular ^[18].

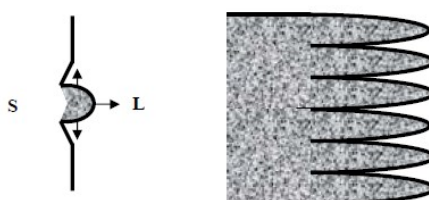
Isto é possível devido ao mesmo ser suficiente para iniciar o processo de instabilização da interface sólido/líquido, acarretando a formação de uma protuberância que se projeta a partir da interface no líquido super-resfriado até um ponto em que o super-resfriamento seja apenas necessário para manter a força motriz do crescimento.

Ao crescer, esta protuberância rejeita soluto e a sua concentração lateral é maior do que em qualquer outro ponto do líquido. Nessas condições, a protuberância adquire uma forma estável que se estende por toda a interface, que degenera de uma situação plana a uma rede de protuberâncias, conforme apresenta a Figura 5 e que é conhecida como interface ou estrutura celular.

À medida que o valor de $(G_L)/(V_L)$, por exemplo, é reduzido devido à diminuição do gradiente de temperatura no líquido ou pela elevação da velocidade, a região super-resfriada constitucionalmente é estendida e a célula começa a se desviar da forma circular original passando a apresentar uma configuração denominada de cruz de malta.

Nesse momento, as condições de solidificação são tais que fatores cristalográficos passam a exercer elevada influência e o crescimento da estrutura passa a ser desviado para a direção preferencial de crescimento [2].

Figura 5 - Configuração do desenvolvimento de uma interface celular



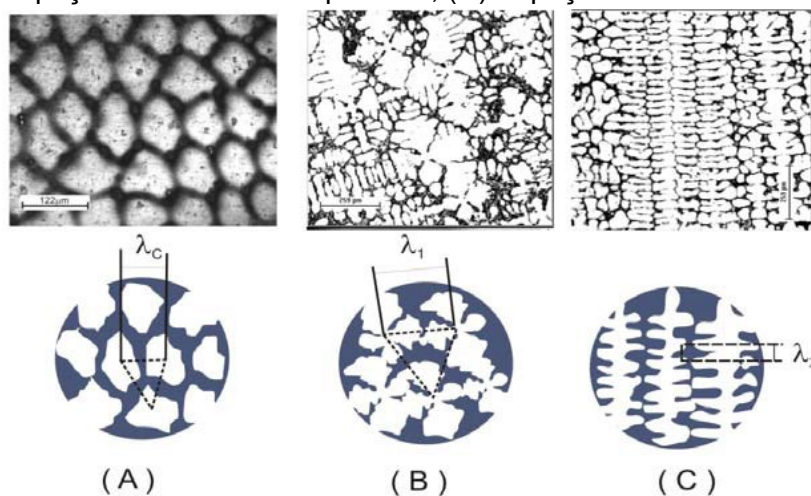
Fonte: [2]

A transição entre células e dendritas é relativamente difusa e ocorre a partir do início da influência do fator cristalográfico e termina quando a direção preferencial de crescimento é atingida [20], e os braços dendríticos secundários já estejam perfeitamente definidos.

Nessa faixa de transição, costuma definir-se a estrutura como celular/dendrítica, embora essa situação só ocorra para estreitas faixas de valores de gradiente e de velocidade de deslocamento da interface.

A estabilidade de uma interface plana, ou a passagem para condição de celular, celular/dendrítica e dendrítica, depende das variáveis que compõem o critério do super-resfriamento constitucional, na forma apresentada qualitativamente na Figura 6.

Figura 6 - Representação esquemática dos parâmetros microestruturais (A) Espaçamento celular; (B) Espaçamento dendrítico primário; (C) Espaçamento dendrítico secundário.



Fonte: [2]

As distâncias entre centros de células e de ramificações ou braços dendríticos são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, e que são muito utilizados para determinar os efeitos das condições de solidificação sobre a microestrutura formada.

Na estrutura dendrítica, a direção cristalográfica preferencial passa a exercer um efeito mandatário e o crescimento passa a ser desviado para essa direção, o que é função da estrutura cristalográfica conforme mostra a Tabela 2.

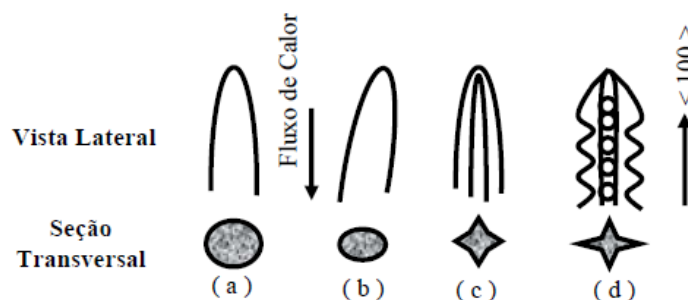
Tabela 2 - Direções de crescimento dendrítico

Material	Estrutura	Direção preferencial
Fe, Latão β	CCC	$\langle 100 \rangle$
Al, Cu, Ag, Au, Pb	CFC	$\langle 100 \rangle$
Zn, Cd, Mg	HC	$\langle 1010 \rangle$
Sn	T	$\langle 110 \rangle$

Fonte: [5]

Simultaneamente a seção transversal da célula, também devido aos efeitos de natureza cristalográfica, começa a se desviar da forma circular original passando a apresentar uma configuração tipo cruz de malta, como a mostrada para metais cúbicos na Figura 7.

Figura 7 - Mudança morfológica na estrutura de crescimento à medida que a velocidade é aumentada: (a) crescimento celular regular em baixas velocidades; (b) crescimento celular com alteração na direção de crescimento; (c) transição celular/dendrítica; (d) crescimen



Fonte: [2]

À medida que a velocidade de crescimento é aumentada ainda mais começa o surgimento de perturbações laterais que são denominadas de ramificações ou braços secundários e acabam por definir claramente o tipo de estrutura conhecida como dendrítica (uma palavra de origem grega que significa árvore).

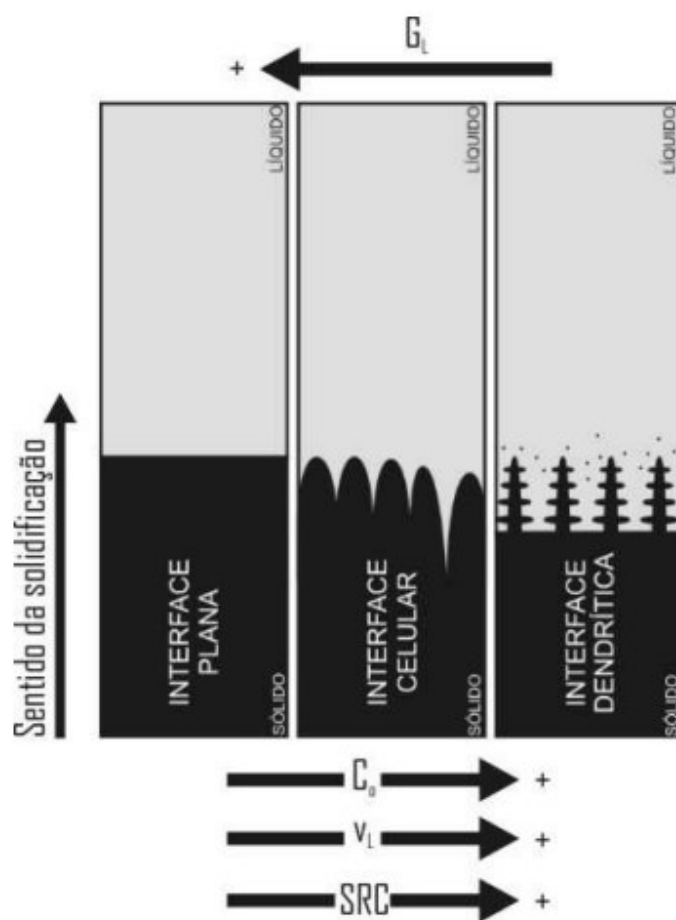
As ramificações primárias crescem na direção dos eixos principais e de acordo com a direção cristalográfica preferencial da estrutura cristalina, conforme mostrou na Tabela 2.

Os braços dendríticos secundários formam-se nas proximidades das pontas das dendritas e com poucas ramificações uniformemente espaçadas. Entretanto, esses espaçamentos aumentam à medida que se aproximam da raiz da dendrita, entendendo-se aqui a ponta da dendrita como início da transformação líquido/sólido, portanto à temperatura *liquidus*, e a raiz da dendrita como final da transformação, à temperatura *solidus* de não-equilíbrio.

O tipo de instabilidade que ocorre na frente de solidificação depende do valor do SRC e essas instabilidades, por ordem crescente do SRC, implicam em uma frente sólido/líquido crescendo de forma planar, celular e dendrítica.

A figura 8 apresenta de forma esquemática a influência dos fatores: concentração de soluto (C_0), velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L), e o gradiente térmico (G_L), para a instabilidade de interface S/L e, conseqüentemente, para a formação das microestruturas.

Figura 8 - Representação esquemática da atuação dos fatores de influência na formação das microestruturas de solidificação



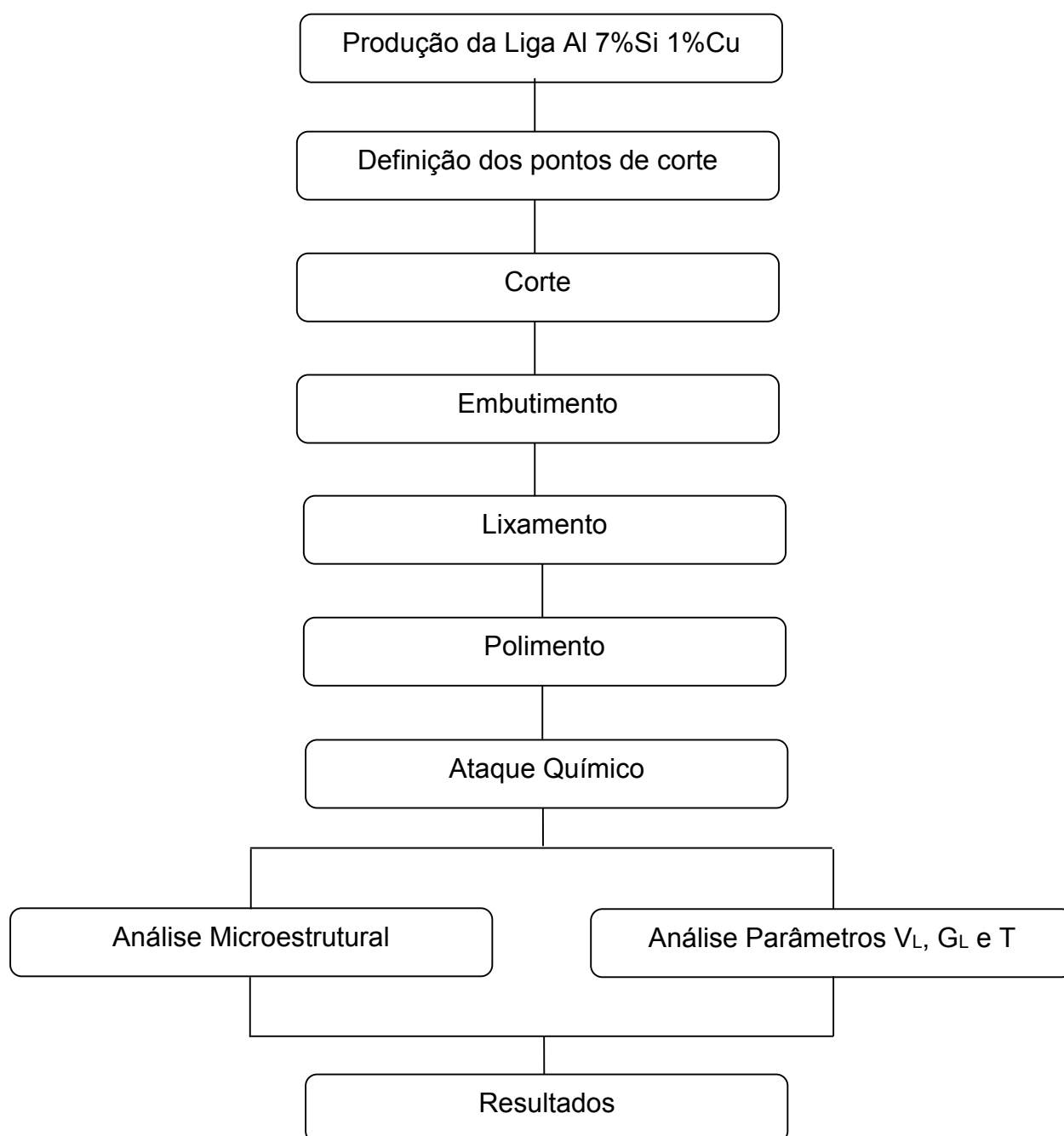
Fonte: [21]

3- MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. ANÁLISE EXPERIMENTAL

Para a realização deste trabalho experimental, adotou-se um planejamento conforme o fluxograma mostrado na Figura 9.

Figura 9 - Fluxograma do Procedimento Experimental



Na primeira etapa do trabalho, foi realizada a produção da liga Al 7%Si 1% Cu utilizando-se a técnica de solidificação unidirecional. A produção da liga foi realizada no laboratório de Fundição da UNICAMP. Certos cuidados foram tomados para a obtenção da mesma, tal como o balaceamento de massas para se obter a composição desejada.

Na segunda etapa do trabalho, após a produção da liga foram definidos os pontos de corte do lingote produzido para posterior análise metalográfica. A definição dos pontos de corte Transversal e Longitudinal objetiva a obtenção dos pontos mais representativos da liga conforme o sentido da solidificação.

Na terceira etapa, foram realizados os cortes nos lingotes nos pontos pré-estabelecidos, nessa etapa tomou-se o cuidado na manutenção da face desejada para posterior análise.

Na quarta etapa do trabalho, foi realizado o Embutimento dos lingotes. Essa etapa teve como objetivo melhorar a forma dos lingotes obtidos, de tal maneira que facilitasse o manuseio para as etapas sucessivas.

Na quinta etapa do trabalho, foi realizado o lixamento dos lingotes embutidos para a obtenção de uma superfície plana e espelhada.

Na sexta etapa foi realizado polimento dos lingotes, para a realização do polimento dos lingotes utilizou-se pasta de diamante, essa etapa tem como objetivo eliminar riscos provenientes da etapa de lixamento.

Na Sétima etapa foi realizado o ataque químico com uso do reagente Ácido Fluorídrico que possibilita uma melhor visualização da microestrutura dos lingotes.

Na oitava etapa foram realizadas as análises microestruturais e análise dos parâmetros térmicos.

Para a produção da liga utilizou-se Alumínio e Silício comercialmente puro e Cobre eletrolítico. Durante a elaboração das ligas realizou-se um monitoramento térmico, através de termopares conectados a um sistema de aquisição de dados (marca ALEMO modelo 2590), e com o auxílio do software AMR Data-Control foram obtidas as curvas de resfriamento da Liga.

Em seguida determinou-se as condições de extração de calor, em função do material da chapa molde, utilizada neste trabalho:

Material da chapa molde: Chapa de aço 1020; $k = 52 \text{ W/m-K}$

Após a obtenção do lingote, foram realizadas análise das variáveis térmicas e microestrutural.

3.2. APARATO EXPERIMENTAL DE USO COMUM

A seguir estão relacionados todos os equipamentos envolvidos na execução experimental.

a) Acessórios e Equipamentos Para Obtenção do Lingote na Figura 10.

- **Cadinho de Carbetto de Silício** modelo AS 6 da Carbosil, revestido internamente com alumina em solução, para evitar contaminação do banho de metal líquido.
- **Forno Tipo Mufla**, marca Elektro Therm Linn, temperatura máxima 1300 °C, com interior revestido de placas refratárias e controle processado de temperatura.
- **Balança analítica** marca Marte com precisão de três dígitos.

Figura 10 - (a) Cadinho de carbetto de silício, (b) Forno elétrico utilizado na fusão das ligas e (c) Balança digital utilizada para pesagem dos materiais para obtenção das ligas.



(a)



(b)



(c)

Fonte: [22]

b) Acessórios e Equipamentos Para Controle das Temperaturas, figura 11

- **Termopares:** termopares de diâmetro ($\approx 1,5$ mm) do tipo K.
- **Sistema de Aquisição de Dados** marca ALMEMO, modelo 2590 com possibilidade de programação da leitura e aquisição dos dados térmicos direta de

quatro canais de entrada simultaneamente ao longo do tempo, todos com diferentes escalas de temperaturas e dois canais de saída.

Figura 11 - (a) Termopar acoplado a um plug-conector; (b) Sistema de aquisição de dados.



(a)

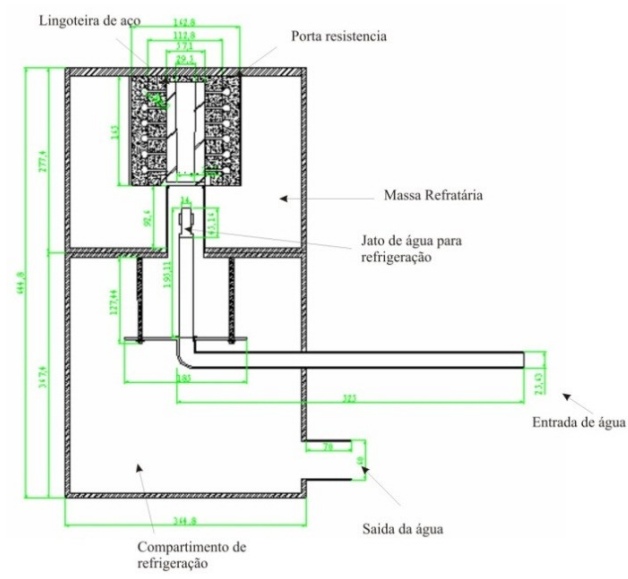


(b)

Fonte: [22]

- **Chapa Molde de Aço 1020:** chapa para a parte inferior da lingoteira e que separa o metal do fluido de refrigeração, com 50 mm de diâmetro interno e 3 mm de espessura.
- **Forno de Solidificação Unidirecional Vertical Ascendente,** constituído por resistências elétricas laterais, Figura 12.

Figura 12 - Dispositivo de solidificação vertical ascendente usado



Fonte: [23]

c) Equipamentos para as análises experimentais

- **Microscópio ótico** – marca .Olimpus BX 51 com interface com um computador, utilizando uma placa de vídeo do tipo WIA/S3G. Em seguida as imagens foram capturadas e analisadas através do Software Motic Plus.

Figura 13 - Microscópio óptico com interface digital



Fonte: Autor

3.3- PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS PARA CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL

Após a obtenção do lingote, foi realizada uma marcação objetivando identificar o sentido da solidificação para posteriores análises. A figura 14 mostra o lingote obtido e a devida marcação realizada.

Figura 14 - Lingote Obtido



Fonte: Autor

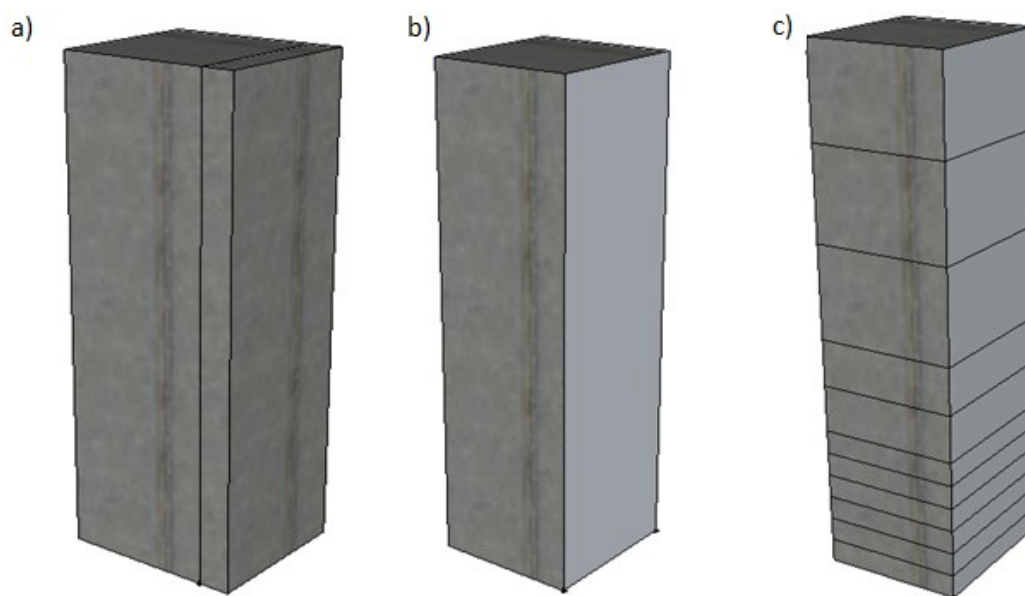
Em seguida foram definidos os pontos de corte conforme os mapeamentos de temperaturas para oito posições dos termopares no lingote a partir da interface metal/molde. A definição dos pontos objetiva abranger um maior intervalo de taxa de resfriamento ao longo do lingote, pois no processo de solidificação unidirecional a taxa de resfriamento é um dos parâmetros de significativa importância.

A figura 15 mostra o esquema dos cortes realizados no lingote, as imagens a) e d) representam o lingote antes de ser realizado o primeiro corte, apenas identificado o ponto de corte para a separação das seções a serem analisadas.

A imagem b) representa o lingote após o corte, o primeiro corte foi realizado com o intuito de possibilitar análises transversais e longitudinais do mesmo lingote.

A imagem c) traz em detalhes os pontos em que o lingote para a análise transversal foi cortado, para realização da análise microestrutural foram obtidas 11 pequenas amostras, a primeira amostra referente a base do lingote transversal foi denominada T1.

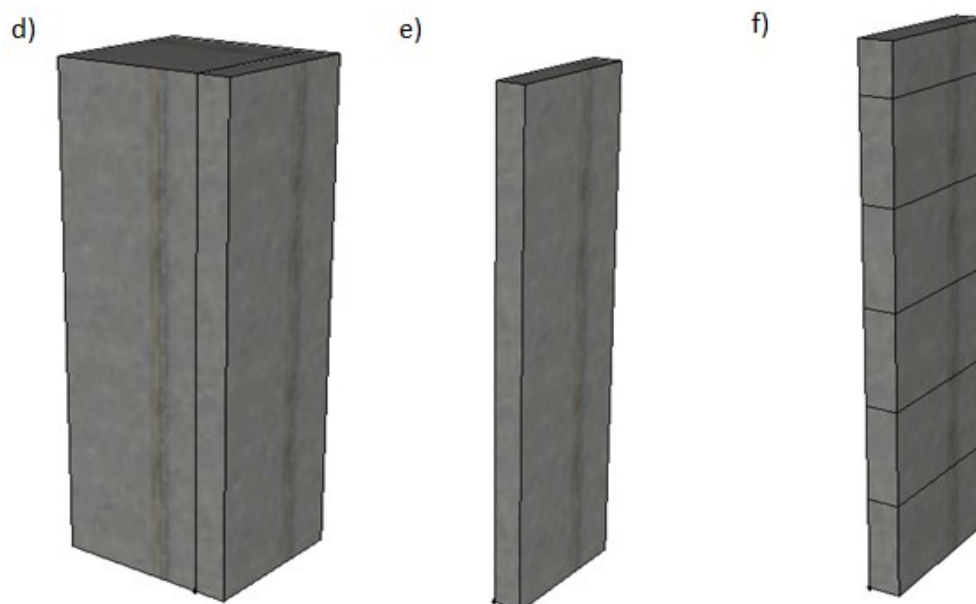
Figura 15 - Corte realizados para obtenção de seção transversal a) Detalhe de corte b) Lingote para realização de análise Transversal



Fonte:Autor

A imagem e) da figura 16 representa a obtenção do Lingote na posição Longitudinal, e a imagem f) mostra os pontos de corte do lingote.

Figura 16 - Corte realizados para obtenção de seção Longitudinal d) Detalhe de corte e) Lingote para realização de análise longitudinal f) Definição de pontos de corte.



Fonte:Autor

O corte realizado conforme (a figura 15 itens a) e d) foi executado com a máquina de corte Starrett a figura 17 mostra máquina idêntica a que foi utilizada para realização do corte para separação das seções a serem analisadas.

Figura 17 - Máquina de corte



Fonte: Autor

Após a definição dos pontos, os cortes conforme as figuras 15,16 (itens c) e f) foram realizados como uma serra fita modelo Tramontina 43301/012, e para a fixação do lingote no momento de corte utilizou-se um Torno, a figura 18 mostra as ferramentas utilizadas nessa etapa.

Figura 18 - Ferramentas utilizadas para realização de cortes



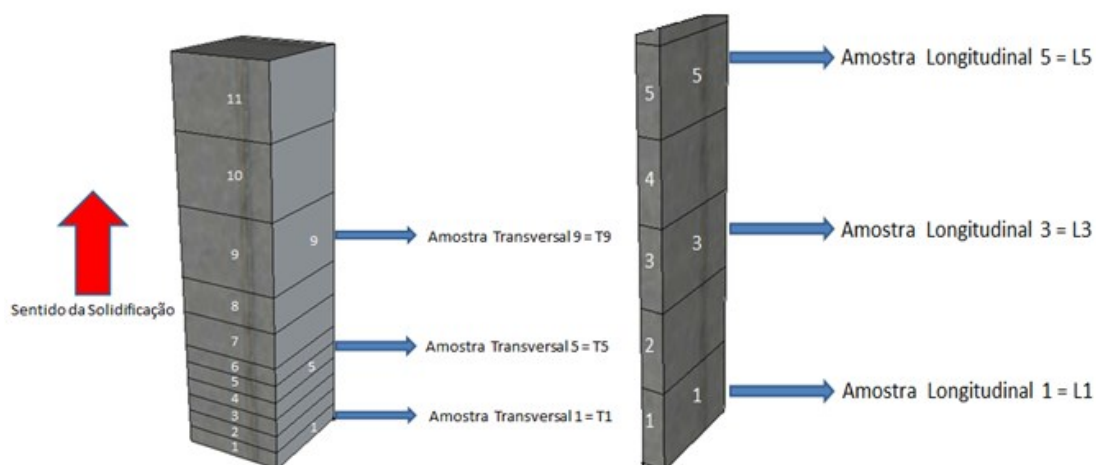
Fonte: Autor

Em seguida os lingotes transversais e longitudinais foram identificados conforme a figura 19. A figura 20 mostra as amostras transversais após o corte.

O lingote para a realização da face transversal foi cortado nas alturas: 5mm,10mm,15mm,20mm,25mm,30mm,40mm,50mm,70mm,90mm e 110mm. Onde T1 representa a altura 5mm, conforme a figura 19.

O lingote para a realização da face longitudinal foi cortado nas alturas: 20mm,40mm,80mm,100mm,110mm. Onde L1 representa a altura 20mm.

Figura 19 - Identificação dos Lingotes



Fonte: Autor

Após os a realização dos cortes as amostras foram identificadas conforme figura 20.

Figura 20 - Lingotes cortados transversalmente



Fonte: Autor

Em seguida foi realizado o Embutimento, nessa etapa inicialmente foram cortados canos PVC que foram utilizados como molde para o depósito da resina. A figura 21 mostra material utilizado e lingotes após o embutimento.

Na preparação da resina utilizou-se a proporção de 20 gotas de catalizador para 150 ml de resina. A resina utilizada foi a tipo Adesivo para a Laminação marca MAXI RUBBER.

Figura 21 - a) apresenta cano cortado pronto para o depósito da resina em seu interior, a figura b) Resina utilizada para o embutimento, e em c) Lingotes embutidos pronto para o lixamento.



Fonte: Autor

Com os lingotes embutidos foi realizado o lixamento dos lingotes, nessa etapa os mesmos foram lixados utilizando as lixas de 100 a 600 mesh e 1200 mesh. A figura 22 mostra a Lixadeira utilizada.

Figura 22 - Lixadeira utilizada



Fonte: Autor

Na Sexta etapa do procedimento experimental foi realizado o polimento das amostras, primeiramente todas as amostras foram polidas com pasta de diamante de granulometria de 3 microns durante 8 minutos (polimento grosseiro), e em seguida o pano utilizado foi lavado e aplicado pasta de Diamante de 1 micron e as amostras foram polidas durante 5 minutos (polimento de acabamento).

A Politriz utilizada foi modelo PLF marca Fortel, a figura 23 mostra o aparelho, as pastas e o pano para polimento utilizado.

Figura 23 - Itens utilizados para o polimento



Fonte: Autor

. As microestruturas foram reveladas com ataque químico usando uma solução de 1% HF, o ataque foi realizado durante 15 segundos.

4- RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1– CONSIDERAÇÕES INICIAIS

A partir da liga Al-7%Si-1%Cu solidificada utilizando lingotes foram feitas análises microestruturais dos lingotes obtidos pelo processo de solidificação unidirecional vertical ascendente. Na realização das análises dos resultados adotou-se um planejamento projetado no fluxograma dos procedimentos experimentais, já apresentado na Figura 9. Durante este processo, pelo sistema de aquisição de dados, foram medidos os perfis da temperatura em função do tempo da liga analisada, permitindo assim a determinação de vários parâmetros e a construção de curvas que são empregadas para a obtenção dos resultados apresentados e analisados neste capítulo.

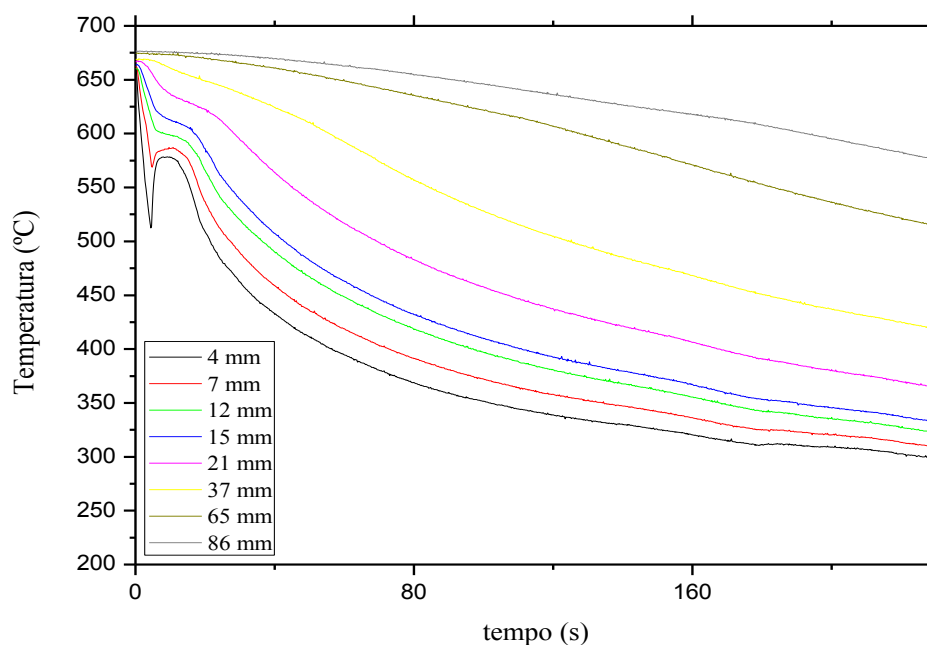
4.2– PARÂMETROS TÉRMICOS

4.2.1– Curvas de resfriamento

Considerando a liga analisada, no processo de extração de calor foram obtidos os mapeamentos de temperaturas para oito posições dos termopares no lingote a partir da interface metal/molde. Esses resultados são importantes para a determinação de outros parâmetros relativos ao processo de solidificação que serão apresentados a seguir.

A Figura 24 ilustra as curvas de resfriamento. As posições dos termopares durante os ensaios experimentais foram definidas visando ao máximo obedecerem às possibilidades unidirecionais de extração de calor, assim como a importância dos instantes iniciais do processo de solidificação.

Figura 24 - Perfis térmicos experimentais

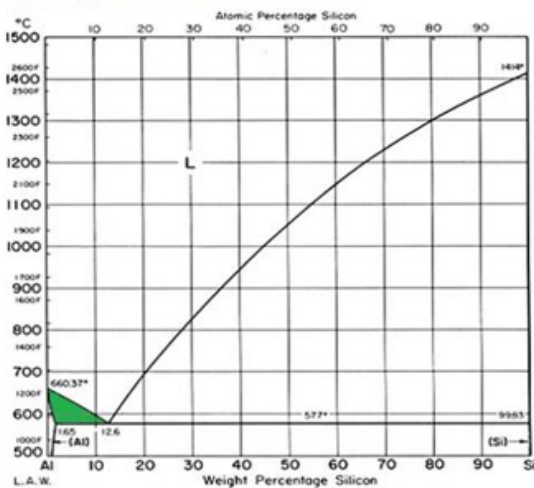


Fonte: Autor

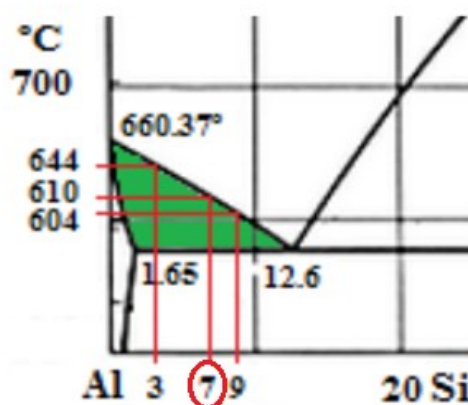
Considerando baixo percentual de cobre na liga, a análise realizada foi a mesma adotada para o sistema eutético, onde tem-se que a temperatura liquidus (TL) é igual à temperatura solidus (TS), correspondente a 613°C. No sistema Al-Si o menor teor de Silício aumenta o ponto de fusão da liga até o ponto eutético fato esse que é evidenciado na figura 25 de acordo com [1].

Figura 25 - a) Diagrama Al-Si b) Composição de Estudo no trabalho.

a) Diagrama Al-Si



b) Composição de Estudo



Fonte: [1] adaptado.

Observou-se nas curvas uma maior transferência de calor para os primeiros termopares, devido à maior proximidade com a base refrigerada. O que é evidenciado principalmente nas alturas 4mm e 7mm.

Na maioria das situações práticas de solidificação, para que o líquido possa tomar completamente a forma geométrica que se pretende dar ao sólido é necessário que o vazamento desse líquido ocorra a uma temperatura superior àquela que dá início a transformação líquido/sólido, para que o líquido possa escoar e preencher completamente os contornos geométricos da peça. A diferença entre essa temperatura de vazamento e temperatura de transformação denomina-se superaquecimento [2]. O parâmetro desta pesquisa foi baseado na variação do superaquecimento (ΔT_v) utilizando 10% da TL ($0,10 * 613 \text{ °C} = 62 \text{ °C}$), portanto $T_v = 675 \text{ °C}$.

A partir das curvas de variação de temperatura foram determinados os seguintes parâmetros: velocidade de deslocamento da frente de solidificação em função da posição e taxa de resfriamento em função da posição.

Na figura 24 observa-se um decréscimo e logo em seguida uma elevação da temperatura nas posições 4mm e 7mm, isso ocorre pois a medida que a nucleação tem início o calor latente de fusão é dissipado e a temperatura aumenta. Esse aumento da temperatura do líquido super resfriado como resultado da nucleação da fase sólida é conhecido como recalescência.

Em seguida observa-se uma pequena variação de temperatura em todas as posições o que torna-se mais evidente a medida que as curvas de perfis térmicos se aproximam do tempo de 80s e prosseguem isotermicamente até a temperatura de solidificação, isso ocorre uma vez que o calor latente da fusão produzido pela solidificação é compensado pela dissipação de calor pelo resfriamento. Esse platô térmico é produzido porque a liberação de calor latente de fusão é contrabalanceada pelo calor que é dissipado durante o resfriamento.

4.2.2 – Variáveis Térmicas de Solidificação

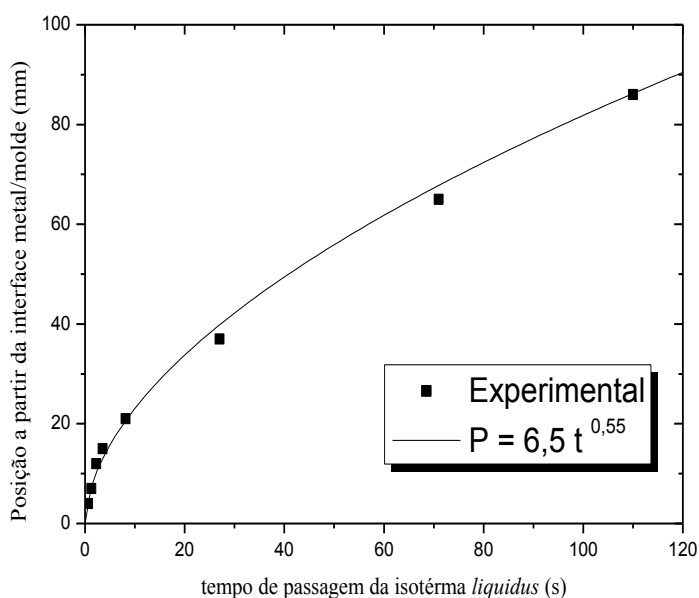
A partir das leituras dos termopares da Figura 24, foi gerado um gráfico da posição em função do tempo, correspondente à passagem da isoterma liquidus em cada um dos termopares. O ajuste desses pontos experimentais gerou uma função exponencial da posição em função do tempo [$P = f(t)$].

A Figura 26 mostra os gráficos da posição em função do tempo. Analisando o gráfico observar-se que o tempo de solidificação entre a interface metal/molde nas posições 4mm,7mm,12mm e 15mm são muito próximos isso ocorre em função da severa extração de calor nas primeiras posições na base do lingote.

Nas posições 21mm,37mm, 65mm e 86mm nota-se que o tempo para a solidificação aumenta de maneira considerável. Isso ocorre pois à medida que o processo avança, um espaço físico é formado separando o metal e o molde, que se desenvolve em consequência de mecanismos associados principalmente à interação físico-química do metal com o molde: contração do metal e expansão do molde.

Essa separação física gradativa entre metal e molde resulta em uma resistência térmica à passagem do calor em direção ao molde, fazendo com que o tempo para solidificação nas posições mais próximas a superfície do lingote sejam relativamente maior do que na base lingote.

Figura 26 - Gráfico Posição/Tempo



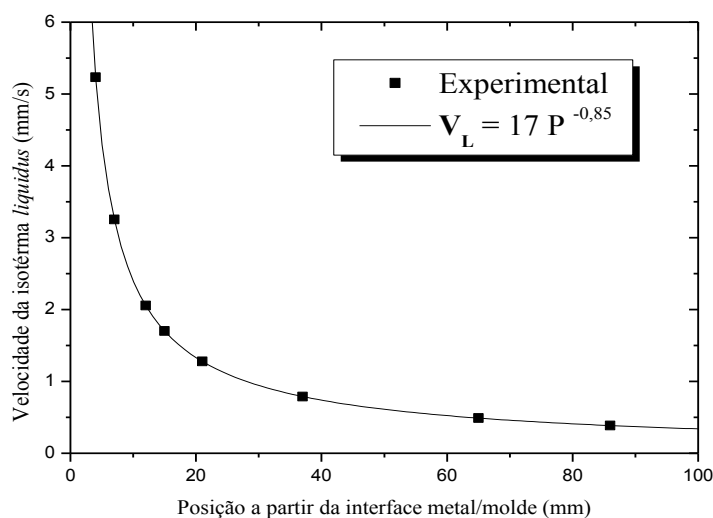
Fonte: Autor

As velocidades (V_L) experimentais, para o caso analisado, foram determinadas por meio da derivada da função $P = f(t)$ obtida experimentalmente e indicada na Figura 27, isto é, $V_L = dP/dt$.

A Figura 27 apresenta o gráfico da velocidade da isoterma liquidus em função da posição. Nota-se que a velocidade inicialmente é alta, diminuindo para

posições mais afastadas do molde. Isso pode ser explicado em função do aumento da resistência térmica ao fluxo de calor, imposta pelo crescimento da camada solidificada com a evolução do processo de solidificação e ao gap de ar formado na interface metal/molde, devido à contração do metal durante a solidificação.

Figura 27 - Gráfico Velocidade da Isoterma Liquidus X Posição



Fonte: Autor

A velocidade da isoterma liquidus na posição de 15mm corresponde a 33% da velocidade na posição 4mm. Isso mostra que a massa de metal solidificada passa também a ter influência na extração de calor para posições mais afastadas da interface metal/molde.

O sistema de aquisição de dados utilizado, no qual a leitura de temperaturas é feita a uma frequência de 1s permite a determinação precisa da inclinação das curvas de resfriamento experimentais.

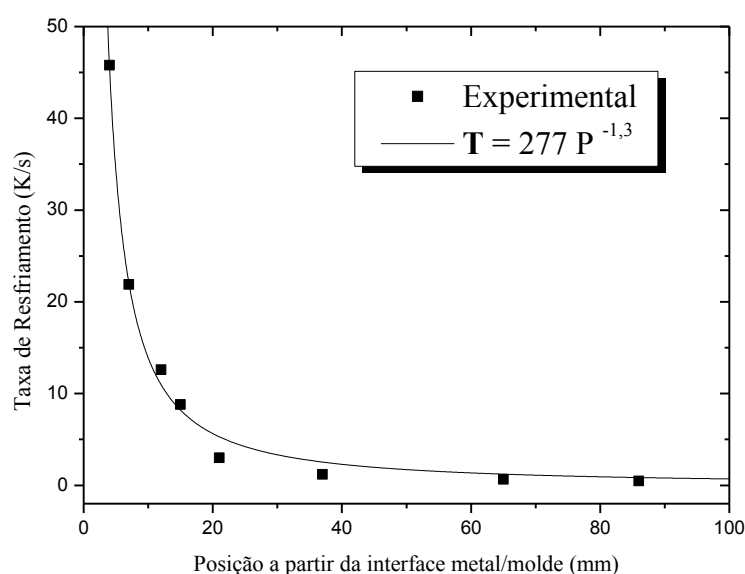
As taxas de resfriamento foram determinadas considerando os dados térmicos coletados imediatamente após a passagem da isoterma liquidus por cada termopar.

A Figura 28 mostra a consolidação das curvas experimentais que representam a taxa de resfriamento em função da posição para a liga Al-7%Si 1%Cu solidificadas a condição de extração de calor já apresentadas, e superaquecimento de 62 °C.

A taxa de resfriamento para cada posição da isoterma liquidus é obtida experimentalmente fazendo a diferença das temperaturas registradas pelo termopar

um segundo antes e um segundo depois, dividido pelo intervalo de tempo considerado (dois segundos) [1]. Pode-se observar que a taxa de resfriamento é inicialmente muito alta, devido à rápida extração de calor pelo molde refrigerado, decrescendo para as posições mais afastadas da base refrigerada, ou seja, da interface metal/molde, devido ao aumento da resistência ao fluxo de calor na interface metal/molde e na camada solidificada crescente.

Figura 28 - Gráfico: Taxa de Resfriamento X Posição

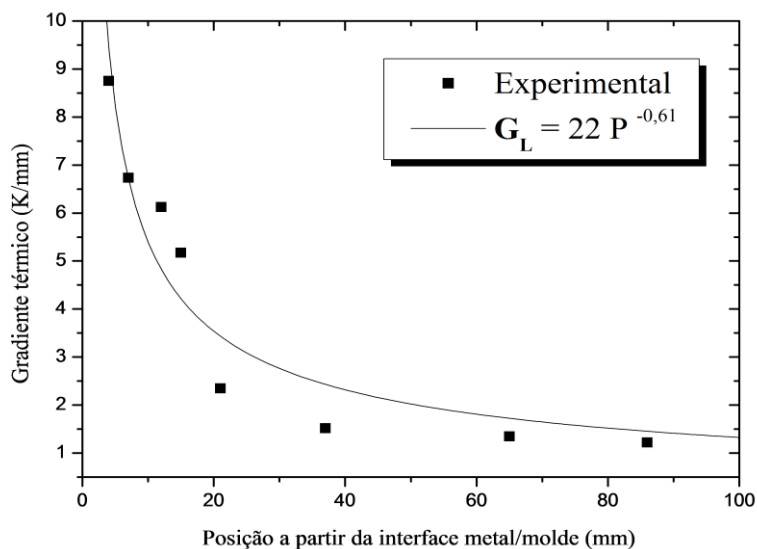


Fonte: Autor

A figura 29 mostra o gráfico Gradiente térmico x posição, o gradiente é obtido pela razão entre a taxa de resfriamento e a velocidade, e fisicamente é a diferença de temperatura entre duas zonas do lingote. Também representa a quantidade de calor/temperatura logo à frente da interface sólido/líquido.

O Gradiente térmico é um parâmetro pouco importante na solidificação em regime transiente, pois existem muitos fatores que são desconsiderados durante seu cálculo, como por exemplo a convecção térmica que pode provocar disparidades entre o modelo analítico e o experimental, fato notado nas posições mais afastadas da base do lingote.

Figura 29 - Gráfico: Gradiente X Posição



Fonte: Autor

4.3 – ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO

4.3.1 – Microestruturas

Os tipos de microestruturas presentes em uma liga estão fortemente relacionados com a forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L) durante o processo de solidificação [2]. Pode-se passar da forma plana dos metais puros para estruturas celulares e dendríticas, em decorrência de alterações nos parâmetros térmicos do sistema metal/molde durante a solidificação.

Microestruturas típicas observadas ao longo da seção transversal da liga sistema ternário Al-7%Si1%Cu são apresentadas na Figura 30.

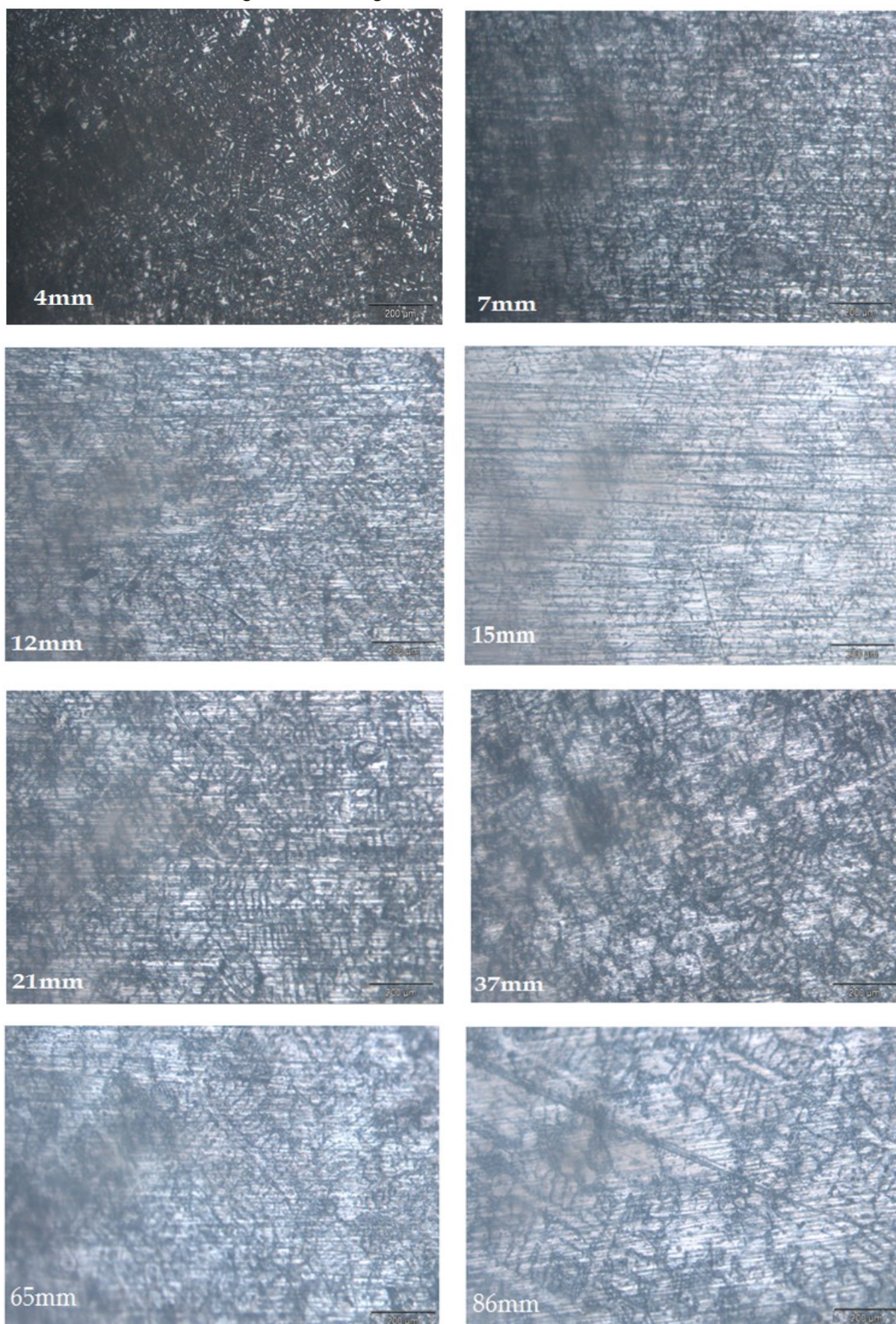
As microestruturas foram obtidas através de medidas das posições 4, 7, 12, 15, 21, 37, 65 e 86 mm a partir da interface metal/molde. A Figura 32 e ilustram a microestruturas para a liga Al-7%Si-1%Cu ao longo da seção longitudinal.

Verifica-se o efeito da taxa de resfriamento na microestrutura da liga, formando estrutura mais grosseira na altura de 4mm posição em que a taxa de resfriamento e a velocidade de solidificação foram elevadas.

Ao Longo da seção longitudinal nota-se um maior tamanho de grão nas posições mais distantes da base do lingote isso ocorre em função do maior tempo de resfriamento e menor taxa de resfriamento possibilitando um maior ordenamento microestrutural. Esse efeito fica evidente na seção transversal nas posições mais próximas a superfície do lingote onde o crescimento dendrítico primário é significativamente maior do que nas posições iniciais, e as condições de menor taxa e velocidade de solidificação favorecem o crescimento dendrítico primário.

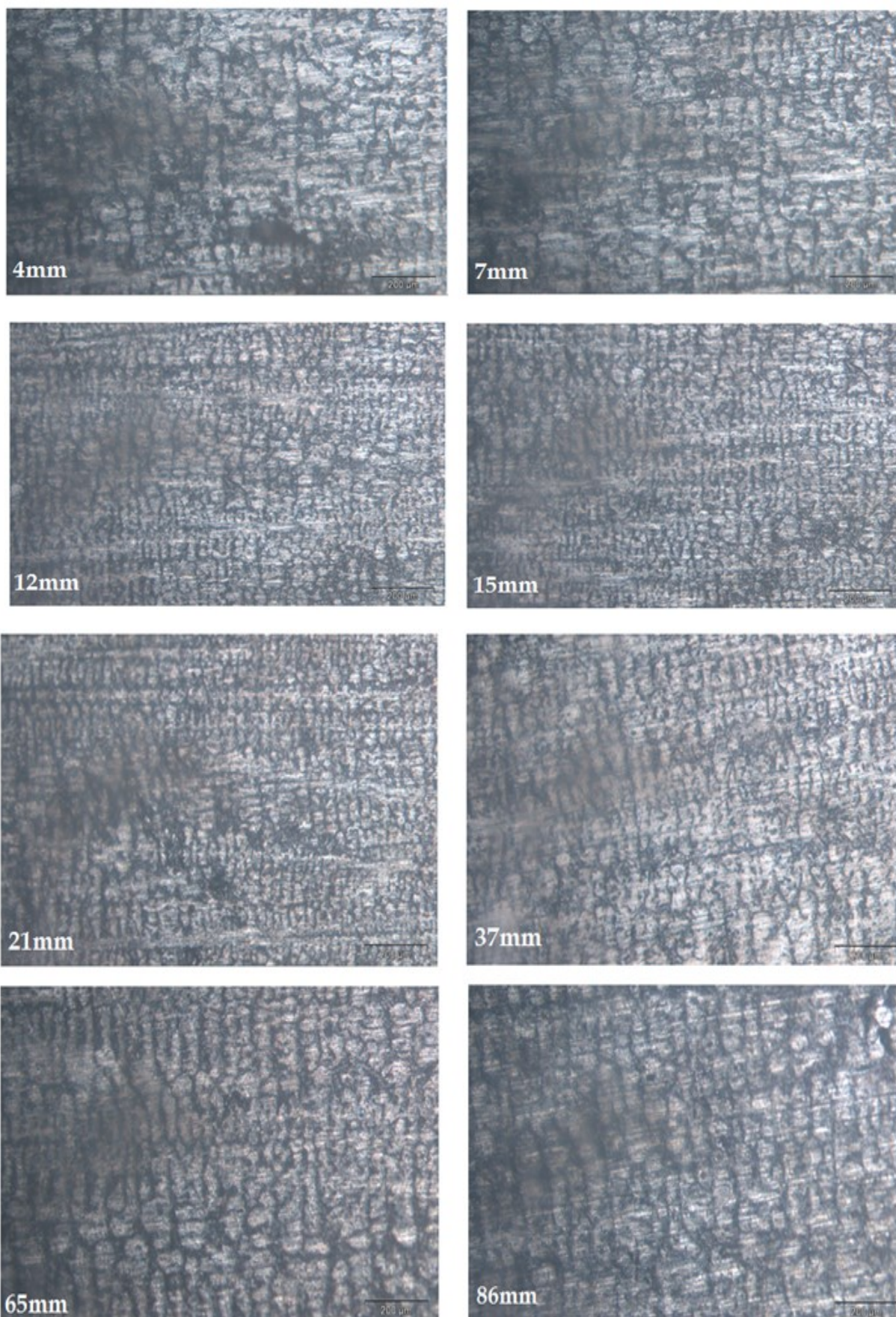
O crescimento dendrítico secundário fica claro a partir da posição 7mm na seção transversal. Na posição 4mm observa-se a formação de uma estrutura grosseira e visivelmente de difícil identificação de formação de estrutura dendrítica secundária.

Figura 30 - Imagens das Secções Transversais



Fonte: Autor

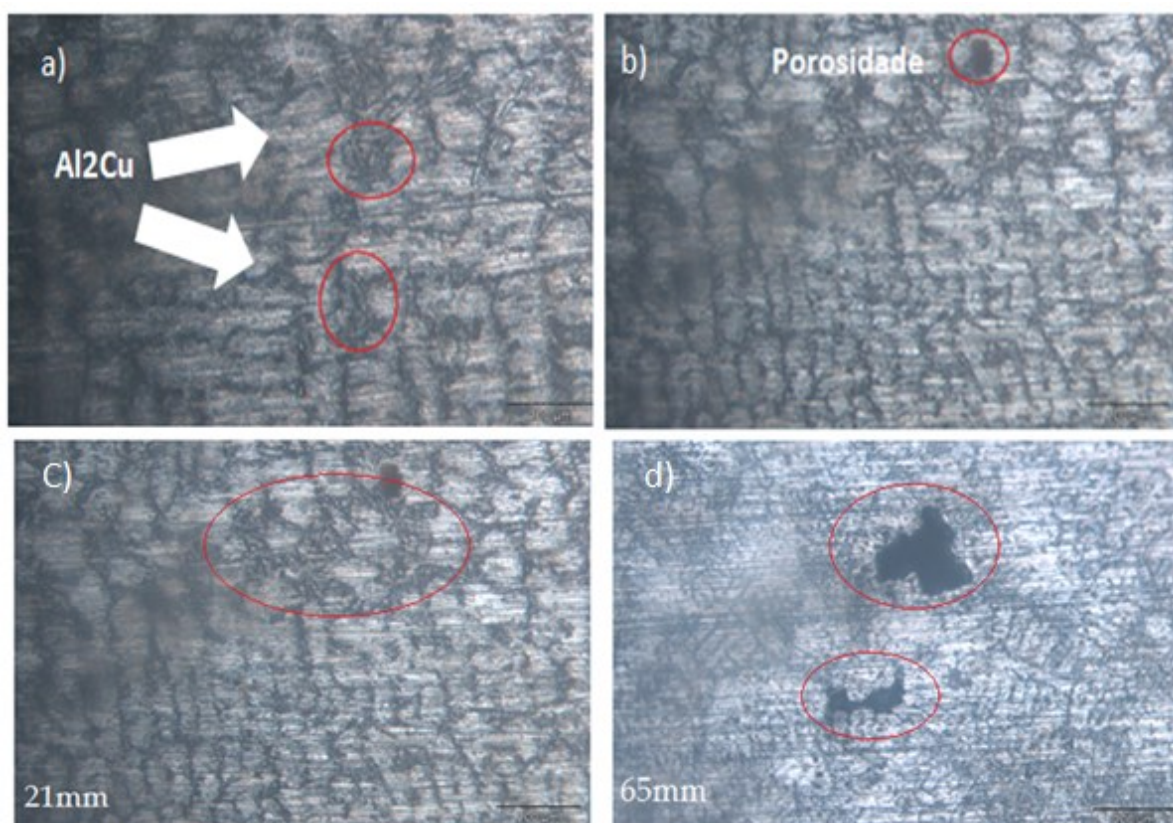
Figura 31 - Imagens das Secções Longitudinais



Fonte: Autor

A Figura 32 apresenta no item a) e c) a formação de precipitados tipo Al_2Cu , fase esta que é característica da liga e o item b) e d) ilustra a formação de porosidade na liga possivelmente em função da alta solubilidade do hidrogênio na liga, efeito esse que ocorre nas ligas de alumínio no estado líquido acima de $660^\circ C$ e mais facilmente nas posições mais próximas a superfície do lingote.

Figura 32 - a) e c) Precipitados Al_2Cu em b) e d) Formação de Porosidades



Fonte: Autor

5- CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 - CONCLUSÕES

A análise teórica desenvolvida neste trabalho, para solidificação da liga do sistema Al-Si-Cu e os resultados experimentais obtidos e analisados permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

a) Variáveis térmicas

- Todos os parâmetros térmicos analisados apresentaram boa concordância quando confrontados os resultados experimentais e a curva analítica, sendo que os parâmetros Velocidade da Isotherma liquidus e Taxa de Resfriamento foram os que apresentaram maior concordância com a curva analítica.
- O modelo numérico de solidificação utilizado na determinação de variáveis térmicas de relevância do processo é validado no confronto teórico/experimental no que diz respeito à evolução da isoterma liquidus e das taxas de resfriamento para todas as condições experimentais examinadas, observando-se sempre uma boa concordância.
- O gradiente térmico apresentou relativa concordância principalmente nas posições iniciais de solidificação, entretanto para posições mais próxima a superfície do lingote apresentou maiores disparidades possivelmente em função da convecção térmica que tornar-se de difícil mensuração provocando divergências entre o resultado experimental e a curva analítica.
- Todos os parâmetros térmicos analisados apresentam boa concordância quando confrontados os resultados experimentais e a curva analítica, sendo que os parâmetros velocidade da isoterma liquidus e a taxa de resfriamento foram os que apresentaram maior concordância com a curva analítica.

b) Microestrutura

- As microestruturas observadas ao longo da seção transversal permitiram observar a formação espaçamentos dendríticos primários e secundários.
- Observou-se maior ordenamento microestrutural para as condições de menor taxa de resfriamento e velocidade da isoterma liquidus.
- Observou-se a formação de precipitados tipo Al_2Cu que são características do sistema Al-Si-Cu. E a ocorrência de porosidade na estrutura.

5.2- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar a medição dos espaçamentos dendríticos secundários.
- Avaliar a macroestrutura e a presença da transição colunar/equiaxial.
- Correlacionar a medição de espaçamento dendrítico secundário com a resistência mecânica.
- Criar modelo analítico para a solidificação em condições transitórias da liga Al-7%Si1%Cu.

REFERÊNCIAS

- [1] PERES, Manoel Diniz. **Desenvolvimento da Macroestrutura e da Microestrutura na Solidificação Unidirecional Transitória de Ligas Al-Si**. Tese de Doutorado. UNICAMP-FEM-DEMA. Campinas, SP. 2005.
- [2] GARCIA, Amauri. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. Editora da Unicamp, Campinas, SP. 2001.
- [3] Associação Brasileira do Alumínio (ABAL). Disponível em <www.abal.org.br>.
- [4] GLAZOFF, Michael, et. al. **Casting Aluminium Alloys**. Editora Elsevier. Oxford, UK. 2007.
- [5] TORRES, Luis Vanderlei. **Tixotomografia de Novas Ligas Al-Si-Cu** 2013.
- [6] CAYLESS, R.B.C. **Alloy and Temper Designation Systems for Aluminum and Aluminum Alloys**. In: **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**, v.2, ASM Handbook, ASM International, p.39-117, 1992.
- [7] CHIARMETTA, G. **Why Thixo?** In: **Proceedings of the 6th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites**. Turin, Italy, 2000, p.15-21.
- [8] GOULART, Pedro Roberto. **Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si**. Dissertação de Mestrado. UNICAMP-FEM-DEMA. Campinas, SP. 2005.
- [9] ROOY, E.L. **Aluminum and Aluminum Alloys**. In: **Casting**. v.15, ASM Handbook, ASM International, 1992, p.1622-1696.
- [10] INFOMET. Informações Britadas, Fundidas e Laminadas. Disponível em <www.infomet.com.br>.
- [11] KANICKI, D. P., **Castings Advantages, Applications, and Market Size**, IN.: American Society for Metals: ASM Handbook, vol 15, "Casting", 9a edition, p. 37-45, 1988.
- [12] KEARNEY, A.; ROOY, E.L. **Aluminum Foundry Products**. In: **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. v.2, ASM Handbook, ASM International, 1992, p.484-568.
- [13] ATWOOD, R. C.; LEE, P. D. **Simulation of the Three-dimensional Morphology of Solidification Porosity in an Aluminum-silicon Alloy**. *Acta Materialia*, v.51, p.5447-5466, 2003.

- [14] COUPER, M.J.; NEESON, A.E.; GRIFFITHS, J.R. **Casting Defects and the Fatigue Behavior of an Aluminum Casting Alloy. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**. v.13, p.213-227, 1990.
- [15] Lee, P. D., Hunt, J. D. **Measuring the nucleation of hydrogen porosity during the solidification review**. Journal of Light Metals, v.1, pp.15-30, 2001
- [16] C. H Cáceres, M. B. Djurdjevic, T. J. Stockwell, J. H. Sokolowski: **Cast Al: The Effect of Cu Content on the Level of Microporosity in Al-Si-Cu-Mg Casting Alloys**, Scripta Materiala, 631-637, 1999..
- [17] Z. Li, A.M. Samuel, F.H. Samuel, C. Ravindran, S. Valtierra H.W. Doty: **Parameters controlling the performance of AA319-type alloys Part I. Tensile properties**, Materials Science and Engineering A 367, p 96 -110, 2004
- [18] OHNO, Atsumi. **The Solidification of Metals**, Chijin Shokan, Co. Ltd., Japan, 1976.
- [19] SIQUEIRA, Claudio Alves. **Influência de parâmetros térmicos de solidificação na transição colunar/equiaxial**. Tese de Doutorado, UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo. 2002.
- [20] OSÓRIO, W. R. R.; SANTOS, C. A.; QUARESMA, J. M. V.; GARCIA, A.; **Mechanical properties as a function of thermal parameters and microstructure of Zn-Al castings**. Journal of Materials Processing Technology, v.143/44, p.703 - 709, 2003.
- [21] Rosa, D. M., **Estruturas Celulares, Transição Celular/Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória**, Tese de Doutorado. UNICAMP FEM DEMA, Campinas – São Paulo. 2007.
- [22] Vida, T. A, **Influência da chapa molde nos parâmetros termicos e estruturais da liga eutética Al-Si solidificada unidirecionalmente**, Trabalho de Conclusão de Curso. Universidade Federal do Pará, Marabá – Pará. 2011.
- [23] BRITO, C.C; RODRIGUES, F.S; COSTA, A.L; SIQUEIRA, C.A. **Efeito das variáveis térmicas de solidificação na liga aa3003 solidificada unidirecionalmente**. In: 65º Congresso Anual da ABM, 2010, Rio de Janeiro. 65º Congresso Anual da ABM, 2010. p. 465-474