



UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE TECNOLOGIA
CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

RAFAELA RODRIGUES ADELINO

**EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
NAS CARACTERÍSTICAS MACRO E MICROESTRUTURAIS DA LIGA Al-4,5%Cu
SOLIDIFICADA RADIALMENTE**

JOÃO PESSOA - PB

2018

RAFAELA RODRIGUES ADELINO

**EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
NAS CARACTERÍSTICAS MACRO E MICROESTRUTURAIS DA LIGA Al-4,5%Cu
SOLIDIFICADA RADIALMENTE**

Trabalho de conclusão de curso (TCC) apresentado à
Coordenação do Curso de Graduação em Engenharia
Mecânica da Universidade Federal da Paraíba como
requisito para obtenção do título de Bacharel em
Engenharia Mecânica. Orientador: **Dr. IEVERTON
CAIANDRE ANDRADE BRITO**

JOÃO PESSOA - PB

2018

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

A229ee Adelino, Rafaela Rodrigues.
Efeito da Taxa de Resfriamento nas Propriedades
Mecânicas e nas Características Macro e
Microestruturais da Liga Al-4,5%Cu Solidificada
Radialmente / Rafaela Rodrigues Adelino. - João Pessoa,
2018.
43 f.

Orientação: Ieverton Brito.
Monografia (Graduação) - UFPB/CT.

1. Solidificação, Ligas de CU. I. Brito, Ieverton. II.
Título.

UFPB/BC



AVALIAÇÃO DO TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO - TCC

NOME RAFAELA RODRIGUES ADELINO Matrícula _____

TÍTULO: EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NAS CARACTERÍSTICAS MACRO E MICROESTRUTURAIS DA LIGA AL-4,5%Cu SOLIDIFICADA RADIALMENTE.

AVALIAÇÃO

Prof. Jureton Cavalcante A. Brito / [Assinatura] / 8,0
Orientador Rubrica Nota

Prof. Daniel Ferreira de Oliveira / [Assinatura] / 8,0
Membro Rubrica Nota

Prof. Rafael Henrique Caldeira / [Assinatura] / 8,0
Membro Rubrica Nota

Média Final: 8,0

Situação: () aprovado / () reprovado

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a **DEUS** por conceder a vida o bem mais precioso de um indivíduo, depois a meus pais, **SEVERINA RODRIGUES ADELINO** e **JOSE ADELINO DA SILVA**, por ter me dado toda a estrutura, apoio, incentivo e me ajudado a sempre seguir em frente no curso.

Aos meus irmãos **Luís Eduardo** e **Gustavo** por sempre torcerem por mim, as minhas Amigas **Rafaela Borba** e **Marilia Ribeiro** por todo o companheirismo, aos colegas de curso por sempre estarem juntos comigo nos grupos de estudo em especial a “**BATCAVERNA**” que neste e em todos os momentos estiveram e sei que estarão presentes.

Ao professor **Dr. Ieverton Caiandre Andrade Brito**, por ter aceitado ser meu orientador de TCC, me dando a oportunidade de realizar esse trabalho, com sua ajuda e compreensão.

RESUMO

Diversos setores industriais que necessitam de produtos com alta resistência mecânica e baixo peso específico, tais como os setores automotivo e aeronáutico, fazem uso de ligas do sistema Al-Cu. O vasto uso em aplicações técnicas se justifica pelo fato de que as ligas de alumínio podem ter suas propriedades mecânicas alteradas sensivelmente em função da alteração de sua composição química, por meio da alteração do teor de cobre e/ou pela adição de elementos de liga, ou ainda, por meio do controle rigoroso das taxas de resfriamento impostas durante a solidificação dos componentes. Neste trabalho, foi realizado um estudo comparativo entre as propriedades mecânicas e as características macro e microestruturais da liga Al-4,5%Cu, em peso, quando submetida à diferentes condições de solidificação unidirecional. Para isso, foram realizados ensaios de dureza, microdureza, quantificação de densidade, análise química por fluorescência de raios-x e análises metalográficas. Diante dos resultados obtidos, fica evidente a forte influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e na microestrutura da liga, de modo que na medida em que a taxa de resfriamento aumenta, os espaçamentos dendríticos secundários diminuem e os valores de microdureza aumentam. Verifica-se também que a quantidade de defeitos de contração e microporosidades aumentam com o aumento da taxa de resfriamento, resultando em queda nos valores de dureza.

Palavras-chave: liga Al-Cu, solidificação unidirecional, taxa de resfriamento, microestrutura, propriedades mecânicas.

ABSTRACT

Various, industrial sectors, which are products of high mechanical strength and specific low weight, such as the automotive and aeronautical sector, make use of alloys of the Al-Cu system. The vast use in applications techniques is justified by the fact that aluminum alloys may have their mechanical properties altered in function of their own chemical structure, by altering the copper content and / or by the addition of alloying elements, or , by means of the strict control of the cooling rates during the solidification of the components. In this work, a comparative study was performed between the mechanical properties and the macro and microstructural characteristics of Al-4.5% Cu alloy by weight when subjected to different unidirectional solidification conditions. For this, tests of hardness, microhardness, density quantification, chemical analysis by x-ray fluorescence and metallographic analyzes were performed. In view of the obtained results, the strong influence of the cooling rate on the mechanical properties and the microstructure of the alloy is evident, so that as the cooling rates increase, the dendritic spacings decrease and the microhardness values increase. In addition, the amount of shrinkage defects and microporosities increased with increasing cooling rate, resulting in a decrease in hardness values.

Keywords: Solidification, Alloys Aluminum, Microhardness, Properties Mechanical

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Sequência de Fenômenos na Solidificação de um Metal.....	13
Figura 2.2: Tipos de Transferência de Calor Metal/Molde	14
Figura 2.3 – Diagrama de Fases Alumínio-Cobre.....	19
Figura 3.1 - Molde Metálico.....	23
Figura 3.2 - Molde Metálico com representação das partes em Gesso	24
Figura 3.3 Base e Topo Refratários: A: Modelo de Madeira; B: Topo; C: Base; D: Topo com ranhuras para vazamentos de gases.	25
Figura 3.4 - Esquema para cálculo da densidade das ligas.....	27
Figura 4.1 - Lingotes após solidificação.....	29
Figura 4.2 – Valores de microdureza Vickers para as diversas condições de solidificação.....	31
Figura 4.3 – Macrografias das amostras A, B e C.....	34
Figura 4.4 – Micrografias das amostras A, B e C em um plano perpendicular ao fluxo de calor.	34
Figura 4.5 – Micrografias das amostras A, B e C em posições variando do centro até a borda ($\approx 4,5\text{mm}$ entre micrografias).	36
Figura 4.6– Principais defeitos de fundição presentes nas amostras A, B e C.....	38

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Alumínio e suas ligas.	17
Tabela 2.2 - Aplicações Ligas de Alumínio	18
Tabela 3.1 - Principais dimensões do molde	24
Tabela 4.1 - Concentração de cobre, em peso, ao longo do sentido de solidificação	30
Tabela 4.2 - Composição da amostra A após solidificação	30
Tabela 4.3 – Valores de microdureza <i>Vickers</i> para as diversas condições de solidificação.....	31
Tabela 4.4 – Valores de dureza <i>Rockwell F</i> para as diversas condições de solidificação.....	32
Tabela 4.5 – Valores de densidade (g/cm^3) para as diversas condições de solidificação.....	38

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	10
1.1.	OBJETIVOS GERAIS	11
1.1.1	Objetivos Específicos.....	11
2.	REFERENCIAL TEÓRICO	12
2.1.	TRANFERÊNCIA DE CALOR NA SOLIDIFICAÇÃO	12
2.1.1.	Variáveis Térmicas de Solidificação	12
2.1.2.	Transferência Newtoniana	14
2.2.	LIGAS DE ALUMÍNIO.....	16
2.2.1.	Alumínio e Suas Ligas.....	16
2.2.2.	Influências dos Elementos de Liga.....	17
2.2.3.	Mecanismos de Endurecimento das Ligas de Alumínio	19
2.3	ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO	20
2.3.1	Espaçamento Dendrítico.....	20
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	21
3.1.	ELABORAÇÃO DA LIGA	21
3.2.	PREPARAÇÃO DO MOLDE PARA SOLIDIFICAÇÃO RADIAL COM REFRIGERAÇÃO.	22
3.2.1.	Molde com refrigeração.....	22
3.2.2	Confecção da base e do topo do molde	23
3.2.3	Determinação da vazão volumétrica para o sistema de refrigeração	25
3.3.	OBTENÇÃO DOS LINGOTES.....	26
3.3.1.	Refusão da liga fracionada	26
3.4	PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE DUREZA, MICRODUREZA, QUANTIFICAÇÃO DE DENSIDADE E CARACTERIZAÇÃO METALOGRAFICA.	26
3.4.1	Quantificação da densidade.....	26
3.4.2.	Análise da composição química.....	27
3.4.3.	Ensaio de microdureza	28
3.4.4	Ensaio de dureza	28
3.4.5.	Análise Macrográfica mesmo subtítulo	28
3.4.6.	Análise Micrográfica.....	28
4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES	29
4.1.	OBTENÇÃO DOS LINGOTES.....	29
4.2.	ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS AMOSTRAS	29

4.3.	RESULTADOS DE MICRODUREZA	30
4.4.	RESULTADOS DE DUREZA	32
4.5.	ANÁLISE MACROGRÁFICA.....	33
4.6.	ANÁLISE MICROGRÁFICA	34
4.7.	DEFEITOS DE FUNDIÇÃO	37
4.8.	QUANTIFICAÇÃO DA DENSIDADE	38
5.	CONCLUSÕES.....	39
6.	REFERÊNCIAS	40

1. INTRODUÇÃO

Na produção industrial de componentes fundidos, há a possibilidade de implantação de várias condições operacionais que tem como consequência direta a formação de diversas estruturas de solidificação. Parâmetros estruturais tais como dureza, microdureza, tamanho de grão, entre outros, são bastante influenciados pela taxa de resfriamento, impondo uma relação estreita entre o comportamento térmico do sistema metal/molde durante a solidificação e sua microestrutura resultante (QUARESMA, 1999).

As propriedades mecânicas de uma liga em seu estado bruto de solidificação dependem do arranjo microestrutural que se define no processo de solidificação. Ligas de alumínio têm prestado um papel fundamental em toda a história da indústria mundial, devido à combinação de características como baixo peso específico, elevada resistência mecânica e à corrosão e excelente trabalhabilidade. Ligas de alumínio têm sido amplamente utilizadas tanto na indústria automotiva como na indústria aeronáutica e aeroespacial devido às suas propriedades únicas. Em particular, peças estruturais em ligas de alumínio, quando obtidas através dos processos de fundição adequados, possuem excelente combinação de características como: elevada resistência mecânica e boa ductilidade, boa tenacidade à fratura e resistência à fadiga, excelente resistência à corrosão e boa usinabilidade (RONDON; MOURA 2011).

Este trabalho objetiva avaliar o comportamento mecânico e as características macro e microestruturais da liga Al-4,5%Cu, em peso, solidificada radialmente sob diferentes taxas de resfriamento. Com isso, será possível avaliar a melhor condição de processamento, no que se diz respeito ao refino microestrutural, diminuição de defeitos de fundição e, principalmente, o aumento da resistência mecânica dos produtos obtidos.

1.1. OBJETIVOS GERAIS

Este trabalho visa avaliar a influências da taxa de resfriamento em condições de solidificação unidirecional radial nas propriedades mecânicas e nas características macro e microestruturais da liga de composição nominal em peso Al-4,5Cu, utilizando-se de um molde metálico com sistema de refrigeração.

1.1.1 Objetivos Específicos

Diante das diversas taxas de resfriamento impostas neste trabalho, objetiva-se especificamente avaliar:

- O perfil de concentração de cobre ao longo da direção de solidificação;
- A variação da dureza e microdureza ao longo da direção de solidificação;
- A morfologia da macroestrutura;
- Os espaçamentos interdendríticos secundários de maneira qualitativa;
- Possíveis defeitos de fundição presentes;
- A densidade das amostras.

2. REFERENCIAL TEÓRICO

2.1. TRANFERÊNCIA DE CALOR NA SOLIDIFICAÇÃO

O estudo da transferência de calor na solidificação tem em resumo dois propósitos: a análise do arranjo de temperatura no sistema metal/molde e a análise da cinética de solidificação (ANDRADE 2007). Sobretudo, quando um material se solidifica, tende-se a considerar um método transitório de transferência de calor essa transformação é feita concomitantemente com a liberação de energia térmica, com uma demarcação móvel que separa as duas fases com propriedades térmicas e físicas diferentes.

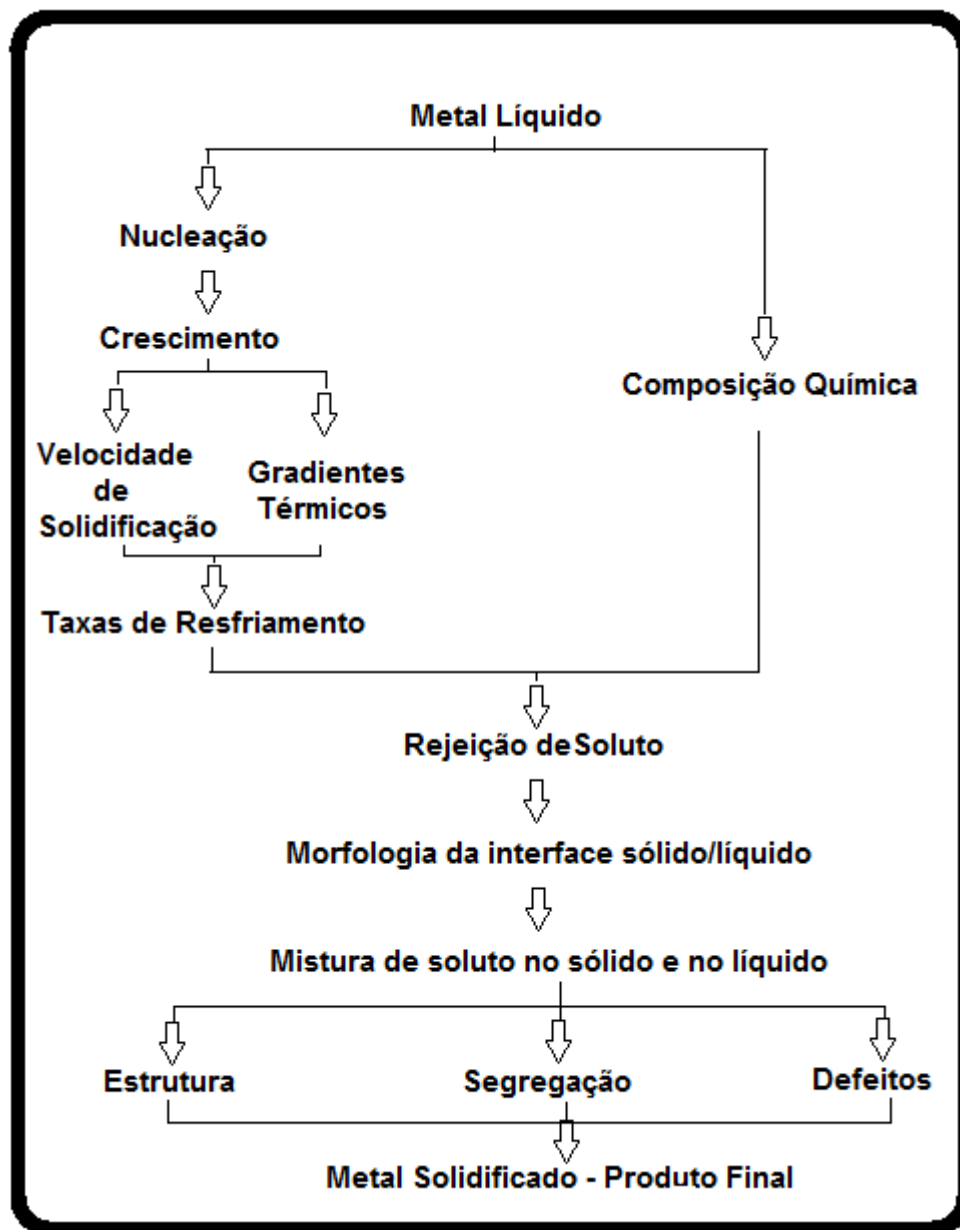
2.1.1. Variáveis Térmicas de Solidificação

A formação de diversos defeitos macroestruturais e microestruturais nas peças fundidas são decorrentes principalmente das propriedades do material e do processo de solidificação, devido às características definitivas do produto serem determinadas pela estrutura formada logo após a solidificação (GARCIA, 2007).

A técnica unidirecional de solidificação é habitualmente usada para a caracterização da microestrutura e macroestrutura além da análise de segregação, podendo ser estudada de duas formas: em condições estacionárias de fluxo de calor e em regime transitório. Quando utilizada as condições estacionárias de fluxo de calor fica permitido à análise separada da influência de cada variável, assim torna-se possível a diferenciação das relações quantitativas entre os aspectos da microestrutura (FARIAS, 2015).

As estruturas e os parâmetros do processo de solidificação podem ser correlacionados, utilizando várias técnicas experimentais para representar tecnicamente o processo. Por exemplo, o dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente (ou o dispositivo de solidificação unidirecional vertical descendente) e o dispositivo de solidificação unidirecional. Alguns fatores e eventos são primordiais para o próprio processo de solidificação de um metal como indicado na Figura 2.1. É possível observar que, ao fixar a composição química da liga, a microestrutura resultante será determinada pela dinâmica do processo de solidificação (FARIAS, 2015).

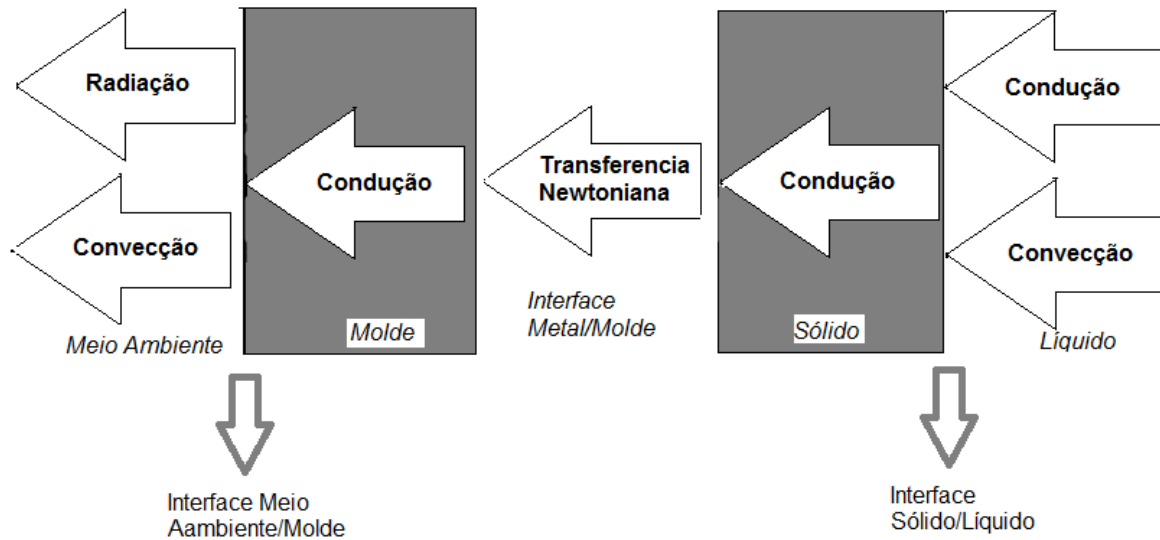
Figura 2.1 - Sequência de Fenômenos na Solidificação de um Metal



Fonte: Adaptado de Garcia, 2007

Pela Figura 2.2 de acordo com Garcia (2007), vemos a representação de todos os modos de transferência de calor que podem ocorrer durante a solidificação de materiais em regime transitório: condução térmica no metal e no molde, transferência newtoniana na interface metal/molde, convecção no metal líquido e na interface molde/ambiente e radiação térmica do molde para o meio ambiente.

Figura 2.2: Tipos de Transferência de Calor Metal/Molde



Fonte: Adaptado de Garcia, 2007.

2.1.2. Transferência Newtoniana

Como a solidificação é um processo do tipo físico que implica na alteração de estado de uma matéria, do líquido para sólido, precisamos de um objeto para dar a forma desejada e concomitantemente evacue o calor liberado pela transformação líquido/sólido. Na indústria os objetos que dão forma são os moldes. O material líquido, ao ser vazado encosta nas paredes internas do molde e nessa fronteira metal/molde se formará uma resistência térmica de contato.

Essa resistência é decorrente de vários fatores, entre eles, a afinidade físico-química entre o material e o molde a ser solidificado, quando o metal molha a parede interna do molde o contato não é totalmente perfeito, e como consequência a rugosidade interna do molde resultante da usinagem, gera uma microgeometria superficial que propicia o surgimento de poucos pontos de contato intercalados por regiões de separação metal/molde. (ANDRADE, 2007).

Para facilitar a desmoldagem muitas vezes utiliza-se de lubrificantes, que acaba provocando a formação de uma película de separação entre o material e o molde. É após a formação da primeira camada solidificada, geralmente a mais externa, que a contração de solidificação provoca o aumento da separação entre o material sólido e o molde. Assim a transferência de calor na junção material/molde não se dá apenas por condução nos pontos de

contato e através de gases presentes nos espaços criados, mas também por convecção e radiação entre as superfícies separadas (ANDRADE, 2007).

Resfriamento por convecção às vezes é chamado de "Lei de Resfriamento de Newton". Essa utilização é baseada em um trabalho de Isaac Newton publicado anonimamente como "*Scala graduum Caloris. Calorum Descriptiones & signa.*" em *Philosophical Transactions*, 1701, Nos casos onde o coeficiente de transferência de calor é independente ou relativamente independente, da diferença de temperatura entre o objeto e a vizinhança, a lei de Newton é seguida. Essa independência nem sempre é garantida. O coeficiente de transferência de calor é frequentemente independente da temperatura em resfriamentos puramente por condução, mas se torna uma função da temperatura em transferências clássicas e naturais de calor por convecção (SILVA *et al*, 2003)

O ideal seria que a superfície das peças fundidas fosse perfeitamente lisa, mas na prática não é isso que acontece, mostrando várias rugosidades, em grande parte por causa da parede interna do molde e a fenômenos ligados a temperatura, a tensão de escoamento e a reações químicas. Além disso, a solidificação na superfície do molde, combinada com a turbulência durante o preenchimento podem dar origem a turbulências e a gotas frias. A rugosidade superficial pode ser controlada primeiramente pela escolha dos materiais do molde, pela condição da superfície do molde, pelas temperaturas do molde e de vazamento entre outros. E mais, o escoamento turbulento durante o preenchimento pode conduzir a várias imperfeições superficiais. Outro tipo de reação na superfície do molde é aquela que ocorre entre o material do molde, como a areia, com um dos constituintes metálicos do material a ser vazados, ou não metálicos da liga.

Os moldes refratários, de modo geral, e os de areia, em particular, tem ampla aplicação na tecnologia de fundição em função de sua formidável capacidade de moldagem de geometrias complexas a um custo bastante acessível, o que implica em uma resistência térmica bastante elevada e então o fluxo de calor fica controlado exclusivamente pela resistência térmica do molde, originando variações mínimas no perfil de temperaturas do metal e na interface metal/molde e com a existência de perfis térmicos significativos apenas no molde (ANDRADE, 2007).

Mesmo não sendo tão economicamente viável como outros processos, a fundição de ligas metálicas em molde de gesso é vista como uma técnica de fundição de precisão. Comparado a outros processos de fundição de precisão como o de cera perdida por exemplo, é bastante competitivo na fundição de ligas de alumínio ou de cobre. O processo de vazamento

em molde de gesso é uma técnica parecida ao vazamento em molde de areia, ressalvo para utilização de mais canais para escape dos gases e uso de revestimento de algum material elastomérico, como o silicone. (ALVES, 2008)

2.2.LIGAS DE ALUMÍNIO

2.2.1. Alumínio e Suas Ligas

A Associação Brasileira de Alumínio (ABAL) afirma que o segundo elemento metálico mais abundante na terra é o alumínio, tornando-se um importante concorrente econômico em aplicações de engenharia. Recentemente no final do século XIX, apesar de sua recente utilização na forma isolada que é conhecido, existe relatos de que há sete milênios os persas e 30 séculos mais tarde os egípcios e babilônios utilizavam argila contendo óxido de alumínio (alumina) na produção de vasos, potes e artefatos variados.

O alumínio puro (Al > 99,0 %) é um metal leve (a densidade é cerca de 1/3 da do aço), prateado, macio, com elevada condutibilidade elétrica e térmica, baixa temperatura de fusão (660 °C). Sua boa resistência à corrosão é devido seu elevado poder redutor, oxidando-se facilmente quando entra em contato com o oxigênio do ar, formando na superfície uma camada fina de óxido que o protege contra a corrosão (MOREIRA, 2012).

A importância do alumínio e das suas ligas reflete-se na sua extensa aplicação na indústria dos transportes (aeronáutica, construção naval, fabrico de automóveis e veículos ferroviários), na construção civil e na fabricação de embalagens (indústria alimentar, cosmética, etc.). Mesmo com as características citadas, o alumínio puro ainda apresenta uma fraca resistência mecânica, por isso, as suas aplicações industriais são restritas aos casos onde a resistência à corrosão e a facilidade de manuseio são mais importantes do que a resistência mecânica e a dureza.

Os principais elementos de liga do alumínio são: o cobre (Cu), o silício (Si), o magnésio (Mg), o manganês (Mn) e o zinco (Zn). A adição destes metais ao alumínio tem como objetivo aumentar a resistência mecânica, melhorar as características de fundição, aumentar a facilidade da solda e em alguns casos melhorar as propriedades anticorrosivas (MOREIRA, 2012). Na Tabela 2.1 são apresentados alguns exemplos.

Tabela 2.1 - Alumínio e suas ligas.

Elementos de Liga	Influência dos Elementos de Liga
<i>Cobre</i>	Aumenta a resistência mecânica
<i>Manganês</i>	Aumenta a resistência mecânica e ligeiramente a resistência a corrosão, em particular a resistência a corrosão sobre tensão
<i>Silício</i>	Aumenta a resistência a corrosão e melhora a característica de fundição
<i>Magnésio</i>	Aumenta a resistência mecânica e a resistência a corrosão em geral e proporciona maior facilidade de soldadura
<i>Zinco</i>	Aumenta a resistência mecânica e a resistência a corrosão em meios alcalinos maior facilidade de soldadura

Fonte: Adaptado de Moreira, 2012.

2.2.2. Influências dos Elementos de Liga

Cobre e manganês aumentam a resistência mecânica, sendo o segundo responsável por uma leve melhora na resistência a corrosão, em especial sob tensão. O silício aumenta a resistência a corrosão e melhora as características de fundição. Já o magnésio atua elevando as resistências de corrosão e mecânica, além de facilitar o processo de solda, muito semelhante ao zinco, sendo que este último atua na resistência a corrosão em meios alcalinos. De toda forma, é possível combinar simultaneamente diferentes elementos de liga, o magnésio e o silício (Al-Mg-Si), obtendo-se, por exemplo, ligas que apresentam uma resistência mecânica inferior à das ligas de alumínio e cobre (Al-Cu), mas que possuem uma maior resistência à corrosão e são facilmente moldadas e soldadas. Permitem ainda vários tipos de acabamento, como por exemplo, polimento, lacagem, anodização, sendo por isso usadas na construção civil, na indústria alimentar e em aplicações envolvendo ambientes marítimos. (MOREIRA, 2012).

Na literatura é possível encontrar vários tipos de classificação para as ligas de alumínio. Os mais usuais são: ligas para trabalho mecânico e ligas para fundição. Essas ligas

são especificadas segundo o sistema de numeração desenvolvida pela *Aluminium Association*, onde as ligas são designadas por EN AW/AC-XXXX, ligas trabalhadas e ligas fundidas respectivamente, em que XXXX são séries de quatro números, sendo o primeiro relativo aos principais elementos da liga. A Tabela 2.2 apresenta exemplos de vários tipos de ligas de alumínio, classificadas em séries de quatro algarismos (produtos trabalhados) e as suas principais aplicações.

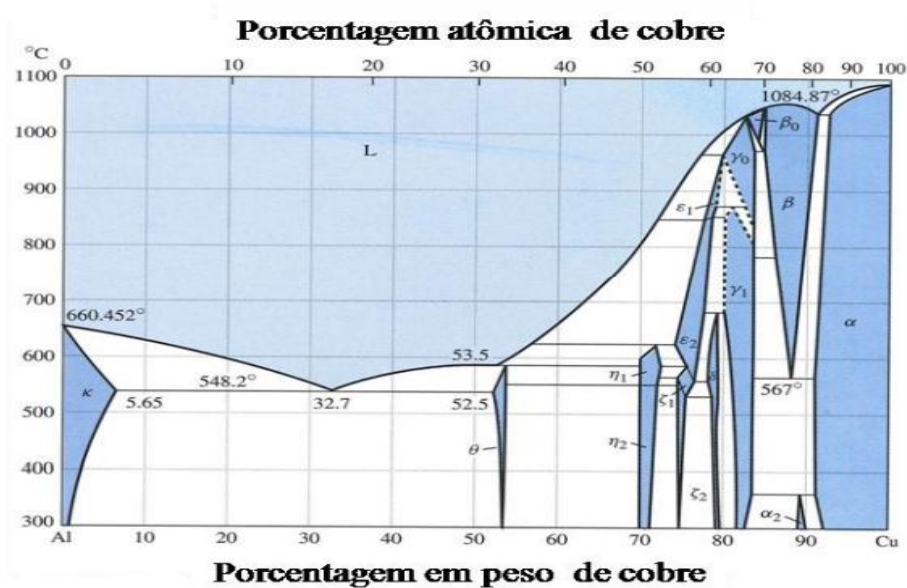
Tabela 2.2 - Aplicações Ligas de Alumínio

Série	Composição Química	Principais aplicações
1xxx	Al	Cabos elétricos
2xxx	Al-Cu	Indústria aeronáutica
3xxx	Al-Mn	Painéis e coberturas, indústria alimentar
4xxx	Al-Si	Fundição em moldes
5xxx	AL-Mg	Aplicações náuticas, indústria alimentar, construção civil
6xxx	Al-Mg-Si	Construção civil
7xxx	Al-Zn	Estruturas soldadas
8xxx	Outros Elementos (Li, Fe...)	Industria aeroespacial, entre outras

Fonte: Adaptado de Moreira, 2012.

Em especial a liga Al 4,5 % Cu utilizada para este trabalho, a solubilidade do cobre no alumínio puro a temperatura ambiente é de 0,02%. Tal valor, caso a temperatura for elevada para 548° C, sobe para 5,65%. É notado um aumento de até 12% na resistência mecânica da liga, melhoria de outras propriedades com a adição de cobre, mas nota-se também que adições superiores a esta causam fragilidade na liga. A liga alumínio 4,5% cobre costuma ser uma liga forjada de alta dureza utilizada na indústria aeronáutica e automobilística. É considerada hipoeutética e apresenta composição inferior ao limite de solubilidade do cobre no alumínio sólido, não havendo, na solidificação em condições de equilíbrio, formação de um eutético contínuo entre os contornos de grão. (MATOS, 2014)

Figura 2.3 – Diagrama de Fases Alumínio-Cobre



Fonte: SHAKELFORD, 1996 apud MATOS, 2014.

2.2.3. Mecanismos de Endurecimento das Ligas de Alumínio

Um dos maiores objetivos na fabricação das ligas de alumínio é o aumento da resistência mecânica. Em geral a resistência mecânica das ligas de alumínio pode ser aumentada por diversos métodos, endurecimento por solução sólida; endurecimento pelo tamanho do grão; endurecimento por trabalho à frio ou deformação, endurecimento por precipitação (Gonçalves 2016).

O endurecimento pelo tamanho do grão em um metal policristalino influencia suas propriedades mecânicas, isso se deve ao fato da presença dos contornos de grão agirem como uma barreira ao movimento das discordâncias. Uma vez que dois grãos são de diferentes orientações, uma discordância para passar de um grão para outro precisa alterar sua direção de movimento, isto se torna mais difícil quando a desorientação cristalográfica aumenta. Além disso, a desordem atômica dentro de uma região de contorno de grão resulta em descontinuidade de planos de escorregamento a partir de um grão para outro. Desta forma, microestruturas com grãos mais finos, e conseqüentemente maior densidade de contornos de grão, são mais resistentes que microestrutura mais grosseira (CALLISTER, 2002)

As propriedades mecânicas das ligas de Al são fortemente influenciadas pelo espaçamento secundário interdendrítico. Contudo, devido às propriedades físicas do alumínio, é difícil a eliminação dos defeitos, tais como filmes de óxido, microporosidade, macroporosidade (oriunda dos gases) e inclusões não metálicas, que influenciam as propriedades mecânicas (RONDON, 2011).

No que tange à velocidade de resfriamento, microestrutura e propriedades mecânicas, vários autores e pesquisadores, apresentam consistentemente uma relação direta entre a velocidade de resfriamento e o espaçamento interdendrítico secundário para as ligas de Al. A correlação entre espaçamento secundário interdendrítico, o tamanho da porosidade e conseguinte as propriedades mecânicas também são alvos de constante pesquisas, Processos que possibilitam maiores velocidades de resfriamento geram dendritas mais refinadas, que por sua vez limitam o tamanho das microporosidades que se acomodam entre suas dendritas. Em consequência desse refinamento da microestrutura, são observadas sensíveis melhorias na tensão de ruptura e no alongamento (RONDON, 2011).

2.3 ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO

2.3.1 Espaçamento Dendrítico

A microestrutura de solidificação é basicamente caracterizada por um arranjo policristalino de grãos. No interior de cada grão existe, uma rede de ramificações celulares ou dendríticas caracterizada por baixas concentrações de soluto nas ramificações propriamente ditas, e ricas em soluto nos micro espaços das ramificações (FILHO, 2016).

A morfologia da microestrutura de solidificação não se altera significativamente da superfície a outras posições de uma peça fundida, exceto pela escala da microestrutura caracterizada por espaçamentos celulares, dendríticos ou interfásicos. As propriedades mecânicas de uma liga em seu estado bruto de solidificação dependem também do arranjo microestrutural que se define no processo de solidificação. Nessas condições, tamanho de grão, espaçamentos interdendríticos, forma, tamanho e espalhamento de eventual porosidade, produtos segregados e outras fases irão determinar o comportamento mecânico da liga representado por tensões e/ou deformações (FILHO, 2016).

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. Na solidificação ascendente, o soluto e rejeitado na frente de solidificação e, dependendo do par soluto/solvente, pode ocorrer a formação de um líquido interdendrítico mais denso que o restante do volume global de metal líquido, garantindo assim, do ponto de vista de movimentação de líquido, a estabilidade do processo de solidificação. Nessa situação, a refrigeração do metal ocorre na parte inferior, o que produz um perfil de temperaturas no líquido crescente em sentido ascendente, forçando o líquido mais denso a localizar-se junto à fronteira de transformação sólido/líquido, minimizando as correntes convectivas tanto por diferenças de temperatura quanto por diferenças de concentração. A transferência de calor ocorre principalmente por condução térmica unidirecional; isso permite uma análise experimental e cálculos teóricos isentos desse complicador (convecção natural) (GOMES 2012).

No caso da frente de solidificação avançar no sentido descendente, devido a força gravitacional, a força peso atua no sentido de deslocar o lingote do contato com a base refrigerada, provocando mais precocemente uma situação de maior resistência térmica na interface metal/molde, influenciando na cinética da transformação líquido/sólido. O movimento convectivo, nesta situação, estará presente já que o perfil de temperaturas no líquido é crescente em direção à base do lingote, que é isolada termicamente. Dessa forma, se o soluto rejeitado provocar um líquido interdendrítico com densidade maior do que aquela correspondente a do líquido na concentração nominal da liga, além da convecção por diferenças de temperaturas, também ocorrerá convecção por diferença de concentração de soluto. (GOMES 2012)

Já na solidificação unidirecional horizontal – aquela onde fluxo de calor é extraído através de somente uma das paredes laterais do molde – a convecção provocada por gradientes de composição no líquido sempre acontecerá nos traz uma característica adicional interessante do sistema horizontal durante a mudança de fase: o gradiente de concentração de soluto bem como os efeitos de densidade na direção vertical, pois o líquido enriquecido de soluto sempre decanta ao passo que o solvente tende a emergir devido às forças de flutuabilidade (NOGUEIRA, 2012).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. ELABORAÇÃO DA LIGA

A liga com composição nominal Al-4,5Cu, em peso, foi obtida inicialmente de uma única só vez por meio de fusão em forno de indução da marca INDUTHERM –UM 400 utilizando-se de cadinho de grafite e atmosfera ambiente. Após atingida a temperatura de 800°C, realizou-se a homogeneização química do banho por meio de agitação mecânica, seguido da retirada da escória e, por fim, vazamento do metal líquido em molde de areia previamente elaborado com o intuito de fornecer 5 lingotes independentes, com massas aproximadas de 100g. Tal cuidado implica em lingotes com um mínimo de dispersão na concentração de Cu e elimina a necessidade de longos e onerosos tratamentos térmicos de homogeneização, caso fosse obtido um único lingote para posterior divisão e refusão, assim como elimina a necessidade de produção individual da liga para cada experimento a ser realizado, o que resultaria em maior tempo de exposição a elevadas temperaturas e, conseqüentemente, elevadas perdas por oxidação

3.2. PREPARAÇÃO DO MOLDE PARA SOLIDIFICAÇÃO RADIAL COM REFRIGERAÇÃO.

3.2.1. Molde com refrigeração

Para as análises e ensaios a serem realizados neste trabalho, foi utilizado um molde em aço SAE 1020 com a geometria indicadas nas Figuras 3.1 e 3.2 e as dimensões apresentadas na Tabela 3.1. No interior do molde foi usinado um canal na forma de fuso, que cobre toda a altura e se destina à circulação de fluido refrigerante, neste caso, água, e conseqüente, favorece o aumento das trocas calóricas durante a solidificação. Objetivando a condição de solidificação unidirecional radial, foram utilizadas partes móveis confeccionadas em material refratário de modo a isolar termicamente a base do molde, assim como o topo.

Figura 3.1 - Molde Metálico



Fonte: Arquivo Próprio

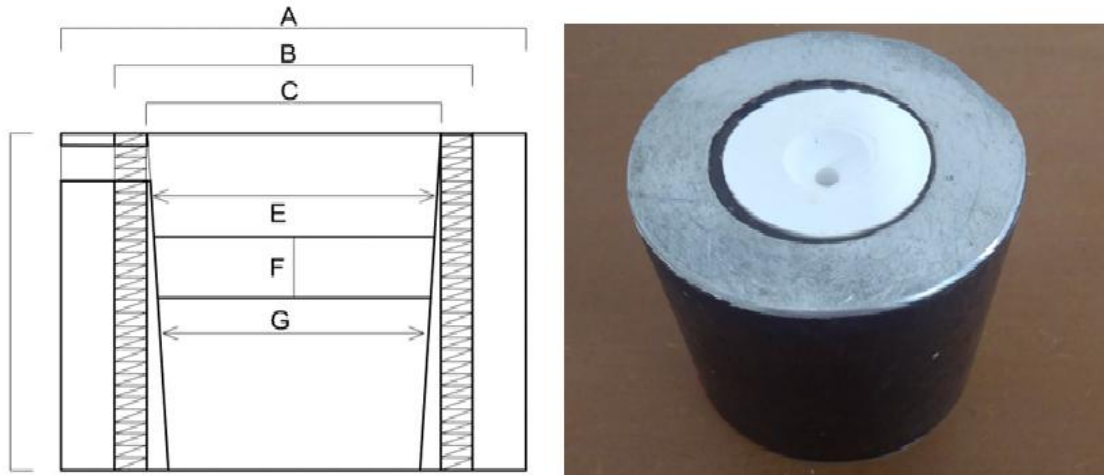
3.2.2 Confeção da base e do topo do molde

A base e o topo do molde foram confeccionadas em gesso, dado as características de grande facilidade de moldagem aliado ao fato de ser um material de baixíssima difusividade térmica (SOUZA, 2015).

A confecção desses elementos em gesso implica em uma consideração mais realista de transferência de calor unidirecional radial, uma vez que se deseja estudar nesse trabalho a influência das taxas de solidificação na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga em questão.

Com o intuito de se garantir uma reprodutibilidade metodológica confiável, para as três condições a serem estudadas, a geometria do lingote foi padronizada. Para tanto, foi confeccionado um modelo em madeira a fim de permitir o posicionamento exato de todos os lingotes dentro da cavidade do molde refrigerado, já que por se tratar de uma cavidade cônica, necessária à fácil desmoldagem do componente fundido, há uma variação considerável na espessura da parede entre as regiões inferiores e superiores do molde, resultando em mudanças nos valores das resistências térmicas de condução e, conseqüentemente, nos valores das taxas de transferência de calor. O posicionamento do lingote no interior do molde é dado na Figura 3.2.

Figura 3.2 - Molde Metálico com representação das partes em Gesso



Fonte: Arquivo Próprio

Tabela 3.1 - Principais dimensões do molde

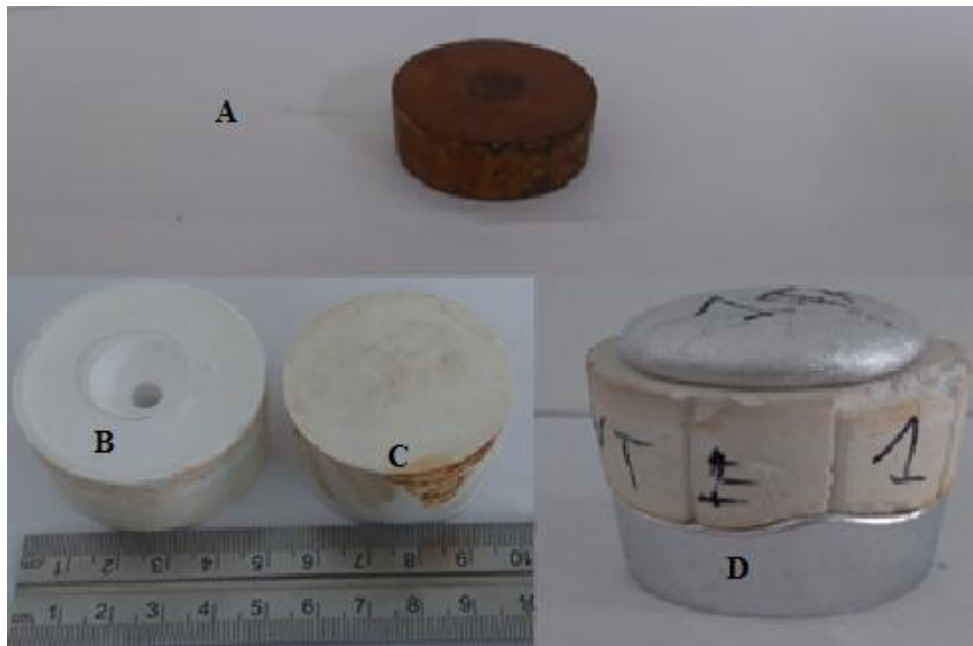
<i>Principais Medidas do Molde</i>	
<i>Altura</i>	120mm
<i>A</i>	70
<i>B</i>	53 mm
<i>C</i>	50 mm

Fonte: Arquivo Próprio

Após moldadas, os componentes de gesso passaram por secagem a temperatura ambiente durante 24h e, posteriormente, por secagem em forno à 150°C durante 36h para a remoção de umidade. Vale salientar que para a obtenção de cada lingote foi utilizado um conjunto base/topo.

As ranhuras observadas no topo foram feitas posteriormente com o intuito de propiciar a saída dos gases na medida em que o metal líquido preenche a cavidade do molde, dada a baixíssima permeabilidade gasosa intrínseca ao gesso. Foram realizadas cerca de algumas ranhuras de seção transversal de 2mm, distribuídas de maneira equidistante ao longo do perímetro da peça.

Figura 3.3 Base e Topo Refratários: A: Modelo de Madeira; B: Topo; C: Base; D: Topo com ranhuras para vazamentos de gases.



Fonte: Arquivo Próprio

3.2.3 Determinação da vazão volumétrica para o sistema de refrigeração

Para o resfriamento contínuo do molde durante a extração de calor sensível e, principalmente calor latente, do interior do molde, foi utilizado um sistema de resfriamento como descrito no item 3.2.1. Dada a grande perda de carga do escoamento nos canais de refrigeração no interior do molde, provocada pela pequena seção transversal dos canais e adicionado, muito provavelmente, pelo aumento na rugosidade relativa da superfície dado o fenômeno de corrosão pela presença constante em água, a vazão máxima obtida para um circuito aberto, ou seja, sem recirculação de fluido e descarga para a atmosfera, foi da ordem de 0,1893 l/min.

Dada a pequena vazão empregada para resfriar o molde, um sensor de vazão não se fez viável para a tomada da medida desejada. Para tanto, foi realizado o seguinte procedimento experimental; a válvula que libera a passagem da água foi totalmente aberta e em seguida foi medido o tempo necessário para o preenchimento de um Becker com volume de 1 litro. A temperatura utilizada nos experimentos foi da ordem de 25°C. Cabe salientar que pequenas alterações na temperatura ambiente não resultarão em mudanças significativas nos resultados esperados neste trabalho.

3.3. OBTENÇÃO DOS LINGOTES

3.3.1. Refusão da liga fracionada

Para a refusão das porções da liga Al-4,5Cu, com massa aproximada de 100g, foi utilizado um forno tipo mufla da marca GP CIENTÍFICA, sem controle de atmosfera e um cadinho de grafite/argila com revestimento de alumina, visando diminuir a contaminação com impurezas provenientes do material do cadinho, principalmente o silício. A temperatura de vazamento estipulada foi de $800 \pm 5^\circ\text{C}$ e o tempo total para a refusão e estabelecimento da temperatura de vazamento, da ordem de 30min.

Após atingida a temperatura de vazamento, cada porção de liga foi solidificada em uma condição diferente; molde com vazão volumétrica nula (Liga A), molde pré aquecido a 100°C aproximadamente (Liga B) e molde com vazão máxima de água como descrito em 3.2.3.

3.4 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE DUREZA, MICRODUREZA, QUANTIFICAÇÃO DE DENSIDADE E CARACTERIZAÇÃO METALOGRAFICA.

Como o modo de solidificação da liga se dá radialmente partindo da interface metal/molde para o interior, existe uma simetria durante o processo de solidificação. Diante disto, apenas uma seção do lingote necessita ser avaliada. Após serem cortados simetricamente, os lingotes foram usinados para garantir melhor acabamento e apoio para a realização dos ensaios de microdureza e dureza.

Todas as amostras foram identificadas, lixadas manualmente nas lixas 220, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200, 2000 e 3000, seguido de polimento em alumina de $1\mu\text{m}$. Após passagem por um processo de limpeza, as amostras foram atacadas em solução de NaOH a 10% durante 8 minutos

3.4.1 Quantificação da densidade

Para o cálculo das densidades das amostras, utilizou-se um dispositivo para determinação do peso das amostras imersas, acoplado a uma balança modelo BK500 da GEHAKA com capacidade máxima de 510g e resolução de 0,001g. Por meio da Equação (1), baseada no princípio de Arquimedes, foi possível determinar a densidade das diversas amostras.

$$d_c = \left(\frac{m_c}{m_c - m_{ap}} \right) d_l \quad (1)$$

Onde: m_c – massa do corpo; m_{ap} – massa do corpo quando imerso e d_l – densidade do líquido na temperatura de ensaio

A Figura 3.4 mostra o esquema montado para a determinação da densidade da amostra retirada de parte de um lingote.

Figura 3.4 - Esquema para cálculo da densidade das ligas



Fonte: Arquivo Próprio

3.4.2. Análise da composição química

Para avaliar o teor de cobre ao longo do sentido de solidificação, foram realizadas análises por meio da técnica de fluorescência de raios-X. Para cada condição de solidificação,

foram realizadas 3 análises em posições radiais equidistantes; na borda do lingote, no centro e no meio das posições anteriores.

3.4.3. Ensaios de microdureza

Para a realização dos ensaios de microdureza, utilizou-se um microdurômetro da marca SHIMADZU modelo HMV-2, com aplicação de 4,9N de carga durante um intervalo de tempo de 15 segundos. As medidas foram tomadas radialmente na altura média de cada amostra, a partir de uma distância de 2,5 milímetros da interface metal/molde, e ao longo da altura, na posição média radial, a partir de uma distância de 3 milímetros do topo e da base. A distância estabelecida entre as indentações foi de 1mm e a distribuição ao longo do lingote.

3.4.4 Ensaios de dureza

Para os ensaios de dureza, foi utilizado um durômetro da marca PANAMBRA modelo PANTEC, aplicando-se carga de 60Kgf e penetrador tipo esfera de aço com diâmetro de (1/16)”, referente à escala de dureza Rockwell F. Dois conjuntos de valores de dureza foram tomados afim de se aumentar a representabilidade dos dados. O espaçamento deixado entre as indentações foi da ordem de 4,5 milímetros, distância equivalente à medida da primeira indentação até a interface metal/molde. As medidas foram tomadas segundo um eixo radial localizado em alturas correspondentes a 1/3 e 2/3 da altura do lingote.

3.4.5. Análise Macrográfica

Motivado pela necessidade em se observar a macroestrutura ao longo de todo o lingote, optou-se pela utilização de um equipamento de scanner, de modo a registrar, em uma única imagem toda a seção de interesse.

3.4.6. Análise Micrográfica

Após terem passado por um processo de limpeza por ultra-som, utilizando-se um aparelho da CRISTÓFOLI-BIOSEGURANÇA, modelo CUBA DE ULTRA-SOM CRISTÓFOLI, para evitar a presença de partículas estranhas sobre a amostra, as microestruturas foram avaliadas com um microscópio da marca Karl Zeiss, modelo Axiotech 100 (Iowa, USA), conectado diretamente a um computador.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. OBTENÇÃO DOS LINGOTES

Os lingotes solidificados sob diferentes taxas de extração de calor são mostrados na Fig 4.1. O lingote 1 representa a condição de solidificação com o molde a temperatura ambiente e sem circulação de fluido refrigerante, enquanto os lingotes 2 e 3 representam, respectivamente, as condições de solidificação com o molde aquecido ($\approx 100^{\circ}\text{C}$) e o molde a temperatura ambiente com circulação de água em vazão máxima.

Figura 4.1 - Lingotes após solidificação



Fonte: Arquivo Próprio

É possível constatar, pelo acabamento superficial de todos os lingotes, que a temperatura de vazamento adotada garantiu fluidez suficiente para que houvesse total preenchimento do molde. É possível verificar também que os canais laterais introduzidos no topo em gesso foram consideravelmente eficientes na remoção do ar contido na cavidade do molde durante seu preenchimento.

Após resfriamento até a temperatura ambiente, as partes de gesso foram facilmente removidas e os lingotes foram usinados longitudinalmente como detalhado em 3.4.

4.2. ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS AMOSTRAS

Com o intuito de avaliar a ocorrência de um possível perfil de concentração no sentido da frente de solidificação, foram realizadas análises por espectrometria por fluorescência de raios-x em três regiões de cada amostra. As regiões escolhidas para a

análise foram: a borda do lingote, o centro e a posição média entre o centro e a borda. Convém citar que as análises foram efetuadas com um porta amostra de abertura de 3mm de diâmetro.

Os percentuais de cobre, em peso, para cada posição e para cada amostra são indicadas na Tab 4.1.

Tabela 4.1 - Concentração de cobre, em peso, ao longo do sentido de solidificação

	Borda	Meio	Centro	% média
Amostra A	7,30	7,03	7,17	7,16
Amostra B	6,99	6,95	7,29	7,07
Amostra C	7,26	7,24	7,27	7,26

Fonte: Arquivo Próprio

É fácil notar que os resultados obtidos por meio de espectroscopia por fluorescência de raios-X diferenciou consideravelmente da composição nominal estabelecida inicialmente para este trabalho e isso já era esperado, uma vez que esta técnica não permite a detecção de concentrações com tolerâncias muito estreitas. Sendo assim, se analisadas apenas em termos comparativos, verificamos que as concentrações de cobre ao longo do raio das amostras não sofrem alteração significativa, sendo a maior diferença entre elas em torno de 4,89% para o caso da amostra B entre as posições do meio e do centro.

Por fim, a mesma análise foi realizada na amostra A, utilizando-se agora um porta amostra com fenda de 15mm de diâmetro, suficiente para cobrir grande parte da amostra. O resultado desta análise é indicado na Tab. 4.2. Com base nesses resultados, pode-se dizer que há grande discrepância entre os teores de Cu, de modo que a técnica utilizada não demonstra ser apropriada para quantificar variações de concentração tão pequenas, como aquelas típicas de macrosegregação geradas durante a solidificação.

Tabela 4.2 - Composição da amostra A após solidificação

Elementos encontrados	% em peso
Al	92,775
Cu	5,3826
Si	1,6814
Fe	0,1606

Fonte: Arquivo Próprio

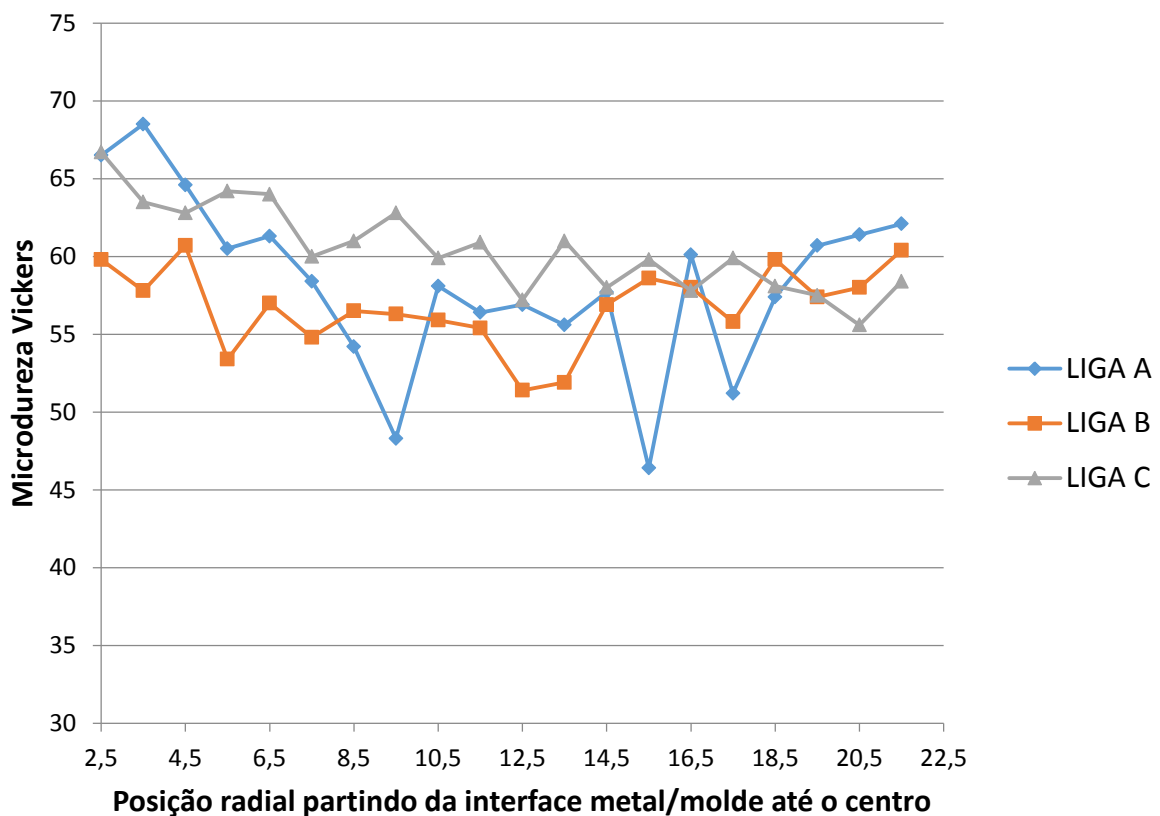
4.3.RESULTADOS DE MICRODUREZA

A Figura 4.2 mostra o comportamento dos valores da microdureza Vickers para as amostras A, B e C. Analisando o comportamento das curvas, fica evidente que a amostra A é aquela que possui maior dispersão dos valores de microdureza, e, com exceção da amostra B,

as condições de solidificação impostas proporcionam um decaimento nos valores, muito provavelmente provocado pela diminuição nos gradientes de temperatura e, conseqüentemente, na taxa de transferência de calor nas regiões mais internas do lingote.

Uma vez diminuída a taxa de transferência de calor durante o processo de solidificação, a microestrutura resultante se mostra mais grosseira, ou seja, com espaçamentos interdendríticos secundários maiores, sendo o resultado imediato disto o decaimento nas propriedades mecânicas do material.

Figura 4.2 – Valores de microdureza Vickers para as diversas condições de solidificação.



Fonte: Arquivo Próprio

A Tabela 4.3, mostra os valores médios de microdureza *Vickers* para as diferentes condições de solidificação.

Tabela 4.3 – Valores de microdureza *Vickers* para as diversas condições de solidificação

	Amostra A	Amostra B	Amostra C
Microdureza Vickers	58,3 ± 5,5	56,8 ± 2,6	60,5 ± 2,8

Fonte: Arquivo Próprio

Com base nos valores da tabela 4.3, fica bem mais fácil constatar que a condição de maior extração de calor, molde a temperatura ambiente e com vazão máxima de água,

implicou nos maiores valores de microdureza, seguido do molde a temperatura ambiente sem refrigeração e, por último, o molde pré-aquecido como os menores valores de microdureza dentre as estudadas.

4.4. RESULTADOS DE DUREZA

Quando se observam os dados da Tab.4.4, é possível perceber um fato interessante; a amostra C, aquela que foi solidificada com maiores taxas de resfriamento e que possui os maiores valores de microdureza *Vickers*, apresenta agora o menor valor de dureza. Esses resultados vão em contra-mão com o que foi observado e discutido no item 4.3, a menos que algo na microestrutura, como macro ou microporosidades ou até mesmo defeitos de contração (defeitos de shrinkage) estejam prejudicando esse tipo de condição.

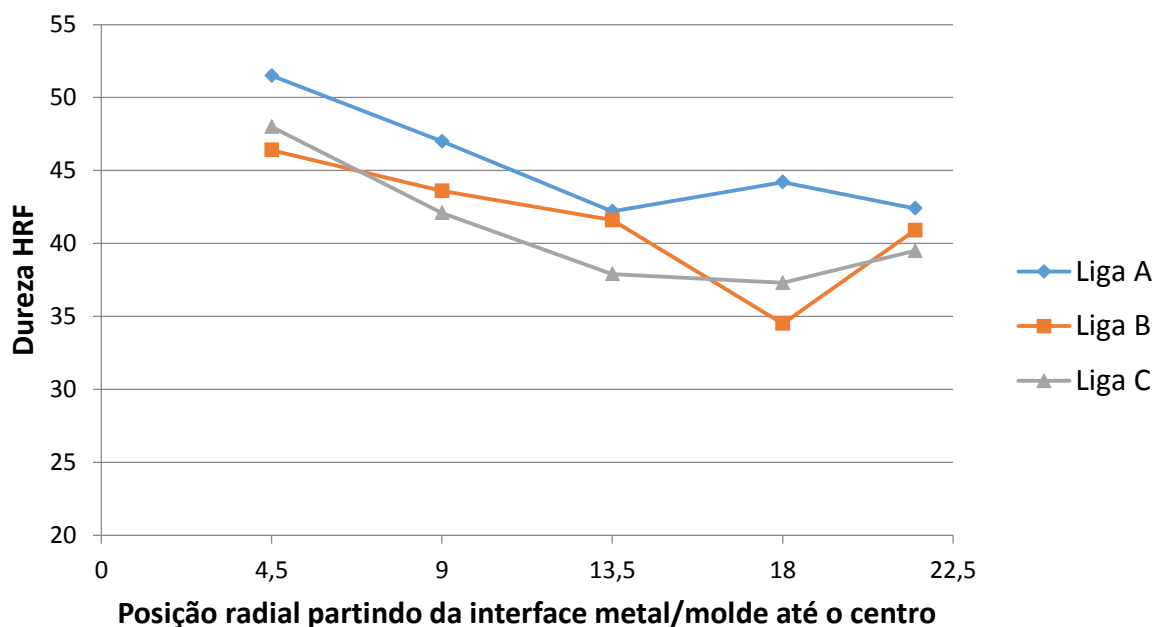
Essas microporosidades são geradas pelo aprisionamento de gases dissolvidos no metal líquido devido a turbulência durante o vazamento, assim como são oriundos de reações metalúrgicas com o ar atmosférico.

Tabela 4.4 – Valores de dureza *Rockwell F* para as diversas condições de solidificação

	Amostra A	Amostra B	Amostra C
Dureza HRF	45,44 ± 5,02	41,39 ± 5,36	40,93 ± 4,56

Fonte: Arquivo Próprio

Figura 4.3 – Valores de dureza *Rockwell F* para as diversas condições de solidificação



Fonte: Arquivo Próprio

4.5. ANÁLISE MACROGRÁFICA

As macrografias indicadas na Fig. 4.4a foram retiradas do plano de simetria das amostras A, B e C. Já a Fig 4.4b corresponde as macrografias das mesmas amostras segundo um plano perpendicular àquele indicado na Fig 4.4a.

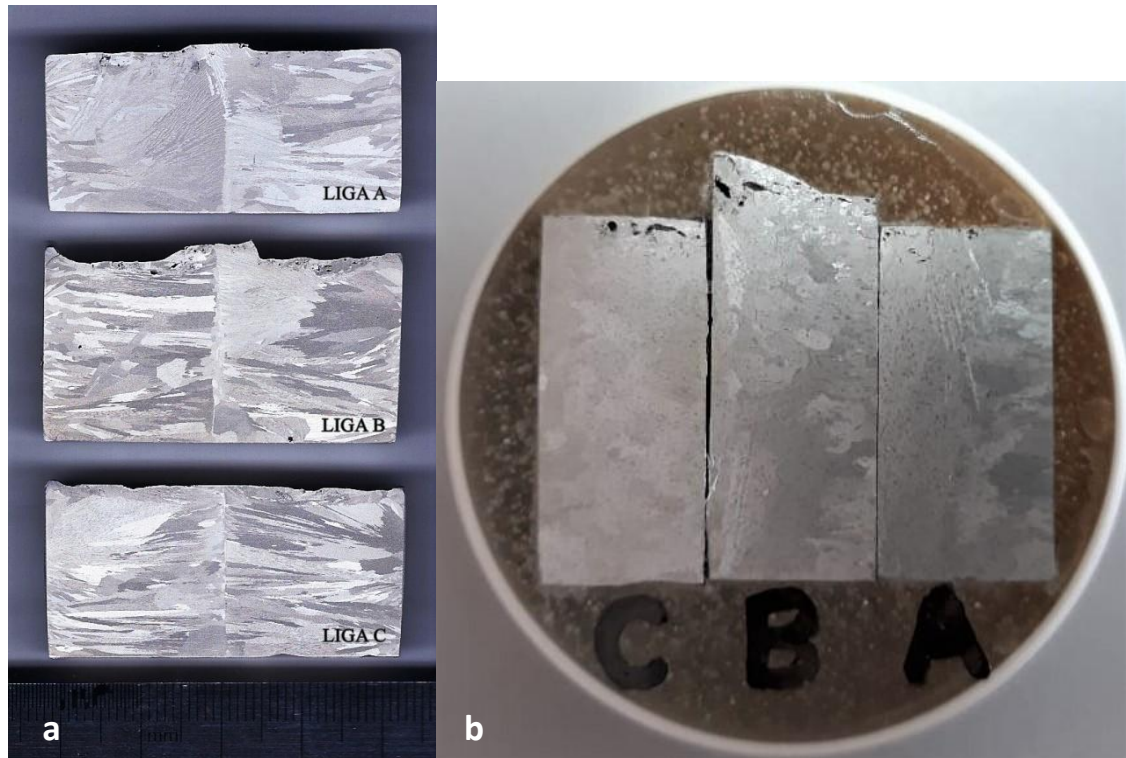
Para todos os casos estudados neste trabalho, é possível observar a presença total de grãos colunares ao longo de toda a amostra. Atribui-se tal característica morfológica às elevadas taxas de transferência de calor existentes na interface metal/molde, em especial para o caso da utilização de fluido refrigerante (amostra C).

No caso da amostra C, a maior taxa de transferência de calor provocou um ligeiro refino dos grãos colunares em relação as demais condições de solidificação. Tal diferença já não é tão facilmente percebida na macroestrutura da Fig. 4.4b. Neste caso, é possível notar a presença, em todas as amostras, de defeitos nas partes superiores e inferiores, não podendo até aqui identificarmos quais tipos de defeitos se fazem presentes.

Uma característica extremamente importante de ser destacada é o fato da aplicação de uma base e um topo confeccionados em material refratário (gesso) implicarem, de fato, em condições solidificação com extração de calor unidirecional radial. Isso pode ser confirmado ao se observarmos o sentido de crescimento dos grãos colunares na Fig.4.4a, todos no sentido paralelo ao fluxo de calor.

Outro aspecto necessário de ser destacado é a simetria de solidificação observada em todas as amostras. A linha central facilmente perceptível na Fig.4.4a representa o encontro entre os grãos colunares que crescem em direção oposta no sentido da frente de solidificação.

Figura 4.3 – Macrografias das amostras A, B e C.



Fonte: Arquivo Próprio

4.6. ANÁLISE MICROGRÁFICA

As micrografias indicadas na Fig 4.5, foram retiradas de um plano cuja direção de solidificação é perpendicular ao plano da imagem. Representadas aqui em escala de cinza, é possível notar a presença considerável de defeitos de contração ao longo de toda a extensão da amostra, uma vez que as imagens foram retiradas da base, do centro e do topo de cada amostra. A linha vermelha, em cada amostra, representa a face de onde foram retiradas as macrografias da Fig.4.4a.

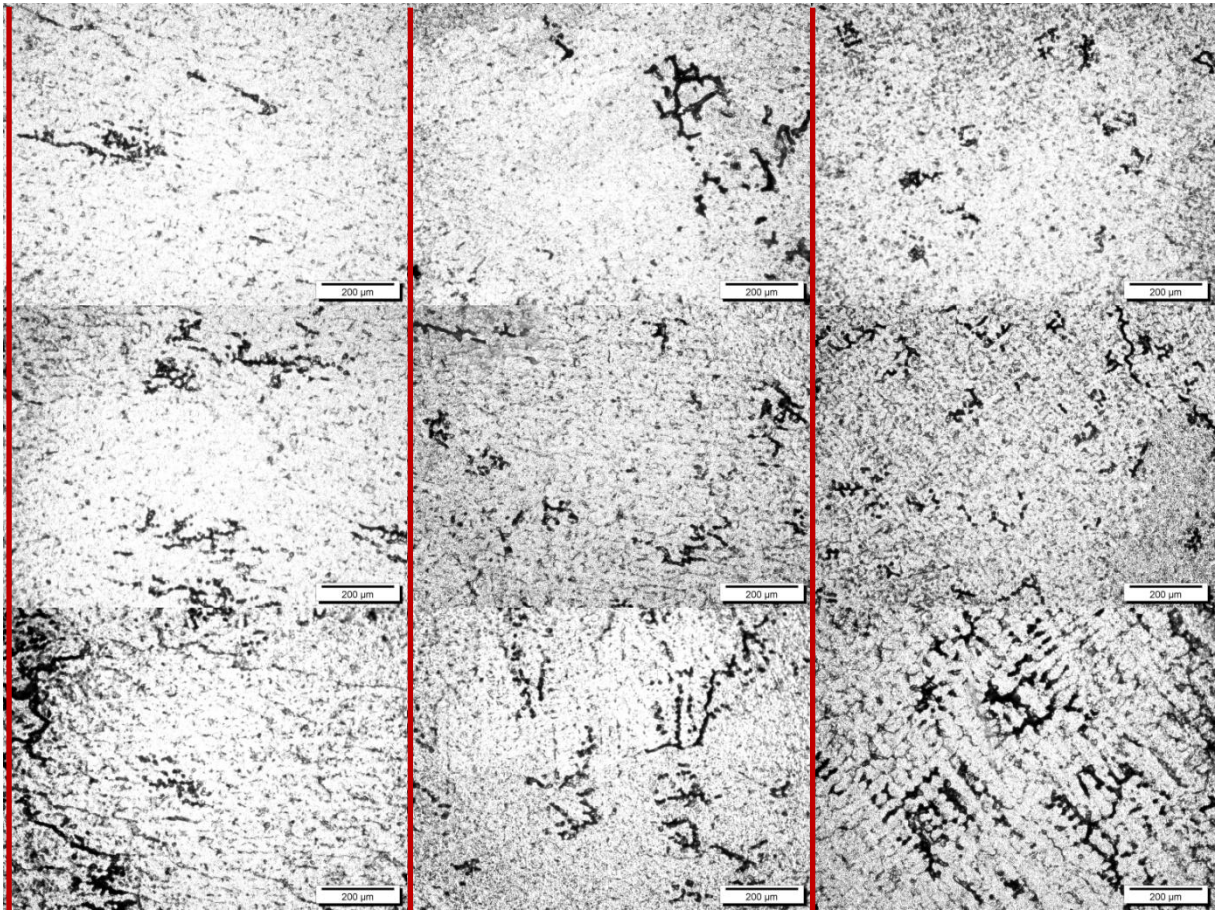
Observando atentamente as imagens da Fig.4.5, é possível notar que a amostra C, submetida a maior taxa de resfriamento, possui uma grande quantidade de defeitos de contração, principalmente junto à base do molde. Em alguns casos, é possível notar o contorno dos braços dendríticos e os vazios provocados pela falta de preenchimento por líquido.

Figura 4.4 – Micrografias das amostras A, B e C em um plano perpendicular ao fluxo de calor.

Amostra A

Amostra B

Amostra C



Fonte: Arquivo Próprio

Analisando qualitativamente, podemos dizer que a liga solidificada com o molde aquecido possui quantidade de defeitos de contração ligeiramente superior à amostra A. Tal distribuição de defeitos está diretamente ligada a fatores tais como à taxa de transferência de calor durante a solidificação, tempo de solidificação, temperatura do molde e a temperatura de vazamento, que exerce forte influência na viscosidade e, conseqüentemente, na fluidez do metal líquido.

Espera-se que quanto maiores forem as taxas de extração de calor do metal em solidificação, maiores serão as taxas de nucleação e mais refinadas serão as microestruturas de solidificação. Tal afirmação pode ser facilmente verificada com o auxílio das micrografias das amostras A, B e C na Fig. 4.6.

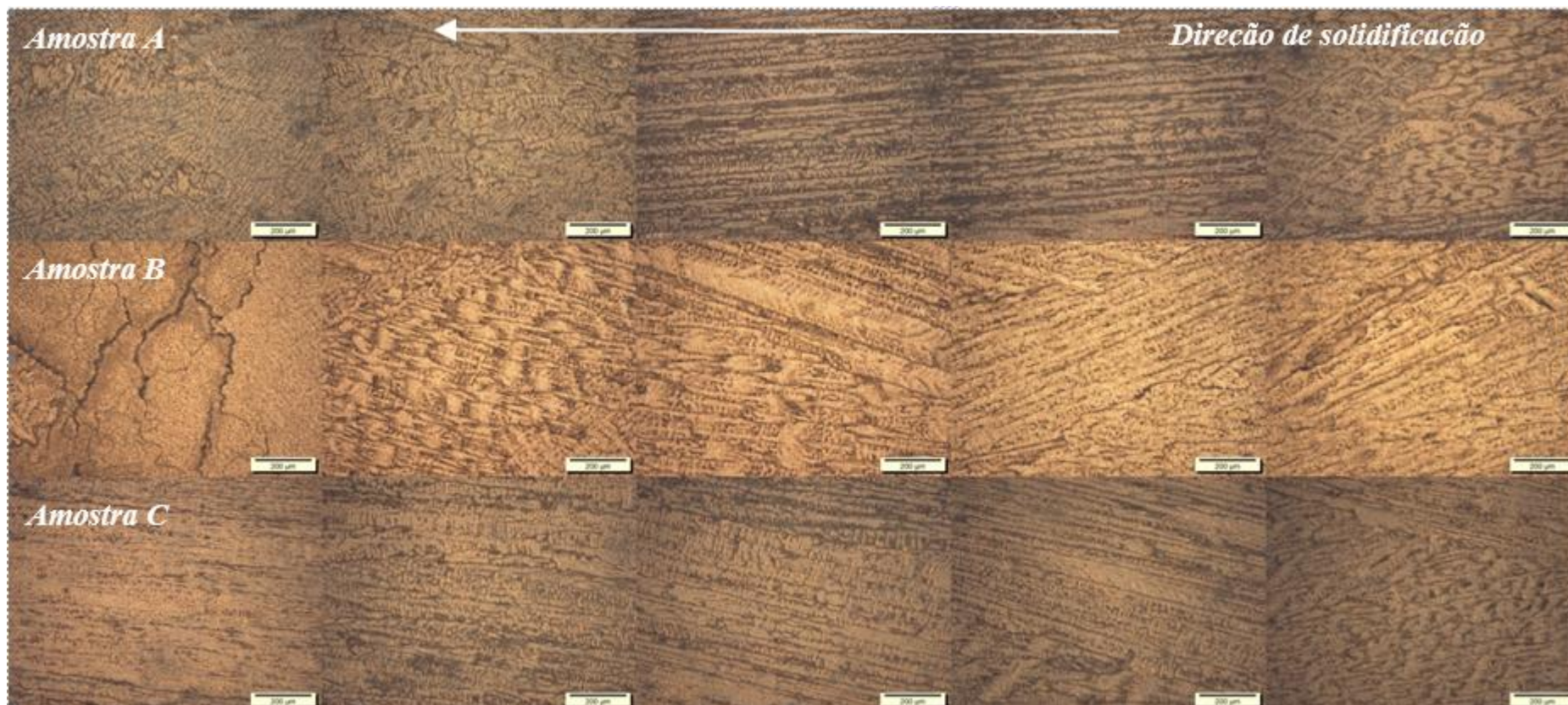


Figura 4.5 – Micrografias das amostras A, B e C em posições variando do centro até a borda ($\approx 4,5\text{mm}$ entre micrografias).

Fonte: Arquivo Próprio

Ocorre que taxas de transferência de calor mais altas implicam em menores tempos de solidificação e variação considerável da viscosidade nesse intervalo, de modo que o líquido remanescente não consegue preencher os espaços interdendríticos refinados que foram gerados por causa da contração durante a solidificação.

De posse dos resultados obtidos nas análises macro e micrográficas, pode-se dizer que o comportamento inesperado da dureza da amostra C está sim, diretamente ligado à presença de defeitos de fundição, em especial, defeitos do tipo *shrinkage* (defeitos de contração). A explicação para a microdureza não ser tão afetada por esses defeitos é clara; a seleção da região para realização da indentação é feita em escala micro, e além do mais, o operador consegue identificar visualmente durante o ensaio possíveis defeitos que comprometeriam a confiabilidade dos resultados.

Contudo, mesmo que haja uma pequena descontinuidade ou defeito em uma região sub-superficial, a pequena carga aplicada e o respectivo pequeno campo de aplicação não produzem grandes perturbações nos valores, sendo a microdureza de fato mais afetada pelos espaçamento interdendríticos secundários.

O mesmo comportamento omissivo não deve ser esperado para os valores de dureza, uma vez que os efeitos macro dos defeitos presentes nas diversas posições da amostra são facilmente computados durante o ensaio devido a área significativamente maior da impressão e, conseqüentemente do campo de tensões gerado.

4.7. DEFEITOS DE FUNDIÇÃO

Na Figura 4.7 estão representados os principais defeitos de fundição encontrados nas amostras A, B e C. No que se diz respeito às microporosidades, elas podem surgir de fontes diversas e complexas, uma das principais está diretamente ligada a dissolução de gases, como o H_2 , que se dissolvem facilmente no banho metálico durante a etapa de fundição, graças ao elevado limite de solubilidade do metal líquido em elevadas temperaturas.

Durante a solidificação, a queda de temperatura da liga implica uma acentuada queda no limite de solubilidade desses gases, aprisionando-os ao longo de todo o lingote, principalmente em regiões mais próximas das superfícies. Se observarmos detalhadamente as características desses defeitos, veremos que muitas vezes não são perceptíveis a olho nu, possuem geometria geralmente regular, bem lisa e brilhante. Por fim, esses gases podem ser oriundos de reações metalúrgicas entre o metal líquido e/ou ar, material do molde, etc.. Assim

como podem ser arrastados por escoamentos muito turbulentos durante o preenchimento da cavidade do molde.

Figura 4.6– Principais defeitos de fundição presentes nas amostras A, B e C.



Fonte: Arquivo Próprio

4.8. QUANTIFICAÇÃO DA DENSIDADE

Tabela 4.5 – Valores de densidade (g/cm^3) para as diversas condições de solidificação

	Amostra A	Amostra B	Amostra C
Densidade	2,783	2,756	2,763

Fonte: Arquivo Próprio

Com base nos resultados indicados na Tab.4.5, pode-se perceber que as diferentes taxas de resfriamento não foram capazes de alterar significativamente a densidade da liga. Um fato interessante deve ser ressaltado; a amostra C, mesmo possuindo uma concentração média de cobre ligeiramente superior as demais amostras, cerca de 1,4% a mais em relação a amostra A, a densidade da amostra C foi cerca de 0,72% menor.

Com base em tal análise, é possível concluir que a presença de microporosidades e defeitos de contração, mesmo em escala micro, comprometem drasticamente as propriedades mecânicas e podem afetar ligeiramente a densidade das amostras.

5. CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos dos ensaios de propriedades mecânicas, análises macro e micrográficas e quantificação de densidade, em função da taxa de resfriamento, é possível afirmar que:

- O molde metálico e as partes em material refratário (gesso) foram extremamente eficientes em assegurar uma solidificação unidirecional radial, garantindo a presença total de estrutura colunar.

- Os canais para escape dos gases no topo em gesso cumpriram satisfatoriamente a função de eliminar o ar presente na cavidade do molde, evitando descontinuidades na geometria e na taxa de transferência de calor.

- Não se verificou presença de gradientes de concentração de soluto ao longo do sentido de solidificação, pelo menos em nível mensurável pela técnica de espectroscopia por fluorescência de raios-x.

- A macro estrutura é fortemente dependente das taxas de solidificação, no sentido de que para maiores taxas de resfriamento há a presença de grãos colunares mais refinados.

- Os espaçamentos interdendríticos secundários foram reduzidos consideravelmente quando utilizada a condição de solidificação com refrigeração no molde.

- Taxas de resfriamento mais elevadas resultam em aumento na quantidade de defeitos de fundição como microporosidades e defeitos de contração (defeitos de shrinkage).

- A presença de microporosidades e defeitos de shrinkage reduzem consideravelmente a dureza das amostras.

- A microdureza não é fortemente afetada pela presença de microdefeitos de fundição.

- A densidade das amostras sofre pequena redução em função da quantidade de microdefeitos de fundição.

6. REFERÊNCIAS

ALVES, B. M. M. **Desenvolvimento do processo de fabrico de ferramentas de fundição elastoméricas para o processo de moldação em gesso p8**. 2008. Dissertação (Mestrado), Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2008.

ANDRADE, R. B. Análise da formação da microestrutura durante a solidificação de ligas metálicas ferrosas e não ferrosas em moldes com diferentes características, 2007. Disponível em: <www.fem.unicamp.br/~lffe/RICARDO.DOC> Acesso em: 10 de Abril de 2018.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ALUMÍNIO. <http://abal.org.br/>> Acesso em 8 de abril de 2018.

CALLISTER JR., W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5^a ed. Rio de Janeiro. LTC Editora S.A., 2002.

GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. 2^a. ed. Campinas: Editora da Unicamp, 2007.

FARIA, D.J. **Correlações entre Variáveis Térmicas, Microestrutura e Propriedades Mecânicas das Ligas Al-4%Cu e Al-4%Cu-4%Ag Solidificadas em Regime Transitório**. 2015. 8p. Dissertação (Mestrado), Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2015.

FILHO, J. M. D. **D Solidificação Transitória e Permanente de Ligas Monofásicas e Peritética Sn-Sb e Sn-Sb- (Ag; Cu): Evolução Microestrutural, Molhabilidade e Propriedades Mecânicas**. 2016. Tese (Doutorado), Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2016.

GOMES, L. G. **Microestrutura Dendrítica, Macrossegregação e Microporosidade na Solidificação de Ligas Ternárias Al-Si-Cu**. 2012. Tese (Doutorado), Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2012.

GONÇALVES, R.A. **Influência do Teor de Cobre na Usinabilidade da Liga de Alumínio 6351**. 2016. Tese (Doutorado), Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, 2016.

MATOS, R. A. G. **Estudo Comparativo da recristalização da liga Al 4,5% Cu após forjamento rotativo, obtida por solidificação unidirecional e convencional**. 2014. Dissertação (mestrado), Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, 2014.

MOREIRA, E.F. **Influência do pré-tratamento na ação anticorrosiva de revestimentos híbridos de sol-gel aplicados na liga EN AW-6063**. Dissertação (mestrado), Faculdade de Ciências, Universidade de Lisboa, 2012.

NOGUEIRA, M. R.; CARVALHO, D. B.; MOREIRA, A. L.; DIAS, F. J. M., Rocha, O. L. Espaçamentos dendríticos primários da liga Sn-5%Pb solidificada direcionalmente em um sistema horizontal. *Revista Matéria*, v. 17, n. 2, pp. 1009 – 1023, 2012

QUARESMA, J. M. V. **Correlação entre condições de Solidificação, Microestrutura e Resistência Mecânica**. Tese (Doutorado), Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, 1999.

RONDON, V.; NETO, C. M. Correlação entre Microestrutura e Propriedades Mecânicas, Estáticas e Dinâmicas, da Liga Fundida AL-SI-MG-E357 envelhecida. In: 6^o CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, Caxias do Sul, Rio Grande do Sul, 2011.

SILVA, M. P.; PRECKER, J.W.; SILVA, C.M.D.P.S.; SILVA, D. P. S.; SILVA, D. P. S. S. Medida de Calor específico e lei de resfriamento de Newton: um refinamento na análise dos dados experimentais. **Revista Brasileira de Ensino de Física**. vol. 25, n^o. 4, Dezembro, 2003.

SOUZA, C. R. N. **Estudo da Condutividade térmica do gesso (CaSO₄ 0,5H₂O) em função de sua porosidade**. 2015. Dissertação (mestrado), Programa de Pós-Graduação em Ciências dos Materiais, Universidade Federal do Vale do São Francisco, 2015.

RONDON, V.; NETO, C. M. Correlação entre Microestrutura e Propriedades Mecânicas, Estáticas e Dinâmicas, da Liga Fundida AL-SI-MG-E357 envelhecida. In: 6^o CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, Caxias do Sul, Rio Grande do Sul, 2011.