

**UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE ENGENHARIA MECÂNICA
ENGENHARIA MECÂNICA**

**GABRIEL AUGUSTO BORRI
MATHEUS STURMER**

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE VAZAMENTO NA
MICROESTRUTURA E DUREZA DA LIGA FUNDIDA DE ALUMÍNIO
A380 COM ADIÇÃO DO REFINADOR 5Ti-1B**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

PONTA GROSSA

2021

GABRIEL AUGUSTO BORRI

MATHEUS STURMER

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE VAZAMENTO NA
MICROESTRUTURA E DUREZA DA LIGA FUNDIDA DE ALUMÍNIO
A380 COM ADIÇÃO DO REFINADOR 5Ti-1B**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica do Departamento Acadêmico de Engenharia Mecânica, da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).

Orientadora: Profa. Ma. Sandra Mara Kaminski Tramontin

Coorientador: Prof. Dr. Luciano Augusto Lourençato

PONTA GROSSA

2021



[4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/)

Esta licença permite download e compartilhamento do trabalho desde que sejam atribuídos créditos ao(s) autor(es), sem a possibilidade de alterá-lo ou utilizá-lo para fins comerciais.

Conteúdos elaborados por terceiros, citados e referenciados nesta obra não são cobertos pela licença.



Ministério da Educação
Universidade Tecnológica Federal do Paraná
Câmpus Ponta Grossa
Diretoria de Graduação e Educação Profissional
Departamento Acadêmico de Mecânica
Bacharelado em Engenharia Mecânica



TERMO DE APROVAÇÃO

INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE VAZAMENTO NA MICROESTRUTURA E DUREZA DA LIGA FUNDIDA DE ALUMÍNIO A380 COM ADIÇÃO DO REFINADOR 5Ti-1B

por

GABRIEL AUGUSTO BORRI E MATHEUS STURMER

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi apresentado em 30 de julho de 2021 como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho aprovado.

Profa. Ma.Sandra Mara Kaminski Tramontin
Orientadora

Profa. Ma.Heliety RodriguesBorges Barreto
Membro Titular

Prof. Dr.Oscar Régis Jr
Membro Titular

Prof.Dr. Marcos Eduardo Soares
Responsável pelos TCC

Prof. Dr. Roger Navarro Verastegui
Coordenador do Curso

– O Termo de Aprovação assinado encontra-se na Coordenação do Curso –

Dedicamos aos nossos pais, por nos
acompanharem durante toda essa jornada
com muito amor e incentivo

AGRADECIMENTOS

São tantos os que tenho que agradecer pelo apoio e incentivo nesses anos de curso, que tenho receio de esquecer alguém, porém, acredito ser necessário fazê-lo.

Agradeço primeiramente à Deus, pelo dom da vida, por me iluminar durante a minha trajetória acadêmica e por ser refúgio nos momentos difíceis.

Ao meu pai, Vicente, por me conceder a oportunidade de chegar até aqui, por sempre me incentivar nos estudos e sempre me apoiar, pelo seu exemplo de empenho e dedicação ao que se proponha fazer e da honestidade acima de tudo.

À minha mãe, Lúcia, pelo carinho, dedicação, sacrifícios e renúncias feitas para que eu sempre estivesse bem, pela educação e valores a mim ensinados e pelo seu amor incondicional.

À minha irmã Maria, que morou comigo durante toda a minha graduação e foi a melhor colega de apartamento.

Aos meus amigos de longa data, que mesmo depois de tantos anos e a distância que nos separam, continuam sendo os amigos fiéis de sempre.

À minha namorada Beatriz que ao longo do final dessa minha jornada esteve presente com apoio, companheirismo e conforto nas horas difíceis.

Aos amigos que fiz durante a faculdade, pois nunca pensei que Ponta Grossa poderia colocar pessoas tão boas na minha vida.

Ao Baja Gralha Azul, que me proporcionou momentos de descontração e muita aprendizagem durante a graduação.

A todos os professores da Universidade Tecnológica Federal do Paraná campus Ponta Grossa pela dedicação e ensinamentos, especialmente à professora Sandra, que durante esse momento de pandemia foi fundamental para a finalização do trabalho, com toda a sua ajuda e suporte.

Gabriel Augusto Borri

À Deus por ser abrigo e pelas oportunidades que me ofertou ao longo de toda minha vida.

À minha mãe, Eliane, por todo cuidado e esforço pra que não me faltasse foco acadêmico e conforto, pelo carinho e por todo amor dado e ensinado.

Ao meu pai, Roberto, por todos os ensinamentos passados adiante, pelo incentivo aos estudos e apoio incondicional.

Ao meu padrasto, Carlos, por sempre me despertar motivação, me encorajar a evoluir e me manter em transformação.

Aos meus irmãos Rafael, Camila e Rafaela, pelo convívio acolhedor e por todo o companheirismo.

Aos meus amigos por sempre estarem ao meu lado dividindo bons momentos, dúvidas e certezas.

À professora orientadora Sandra e ao professor coorientador Luciano por todo tempo dedicado e conhecimentos transmitidos para que este trabalho se desenvolvesse, por toda paciência e encorajamento.

À instituição e aos demais professores, que com excelência moldaram meu entendimento e percepção, trazendo o melhor de meu potencial acadêmico em um ambiente saudável e eficiente.

Matheus Sturmer

RESUMO

BORRI, Gabriel Augusto. STÜRMER, Matheus. **Influência da Temperatura de Vazamento na Microestrutura e Dureza da Liga Fundida de Alumínio A380 com Adição do Refinador 5Ti-1B.** 2021. 44p. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Mecânica) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR), Ponta Grossa, 2021.

A liga de alumínio A380 recentemente tem sido utilizada em ampla escala na indústria devido as suas características físico-químicas de interesse onde se requer elevada resistência à altas temperaturas. A variação da taxa de resfriamento na solidificação e a adição de diferentes elementos na liga resultam em diferentes arranjos microestruturais, que por sua vez definem as propriedades mecânicas da peça. Este trabalho avaliou a variação microestrutural da liga A380 com adição de refinador 5Ti-1B com diferentes taxas de resfriamento quando vazada à temperatura de 650°C e 680°C e em seguida, a influência dessas diferentes microestruturas sobre as propriedades mecânicas da peça. Dois lingotes de alumínio A380 foram fundidos e vazados em moldes metálicos cônicos, um a 650°C e outro à 680°C. De cada lingote foram retiradas 3 amostras de diferentes regiões ao longo de seu comprimento, possibilitando assim análises da região superior, mediana, e inferior de cada peça. Na sequência, a preparação metalográfica das amostras foi realizada com o objetivo de tornar possível uma análise metalográfica precisa. Os resultados indicaram presença de porosidade em ambas as peças e características microestruturais similares, indicando que a variação das temperaturas de vazamento não mostrou influência significativa na formação microestrutural entre as peças. As amostras retiradas da região inferior de ambos os lingotes apresentaram porosidade reduzida, sendo esse fator determinante para submeter somente essa região à microscopia eletrônica de varredura (MEV), para análise dos microconstituintes das peças. Em ambos os lingotes se destacou a presença de fases ricas em Si (silício), fases ricas em Cu (cobre) e a presença de Fe (ferro) em forma de ripas. Foi possível observar, na amostra vazada à 680°C, presença elevada de Si (silício) de morfologia alongada com aspecto de escrita chinesa. Por fim, o ensaio de dureza Brinell foi realizado com 4 medidas de dureza para cada região de retirada do lingote, inferior, meio e superior, em ambas as temperaturas na qual a liga de estudo foi vazada, 650°C e 680°C. Ao comparar as temperaturas de vazamento das ligas, os resultados apontaram valores

médios de dureza elevados na liga vazada à 680°C. Comparando as diferentes regiões de corte de cada lingote, observou-se que a região inferior apresentou maior dureza média em ambos os lingotes. A dureza média encontrada nessa região de ambos os lingotes foi superior ao valor de referência de dureza da liga A380. Os resultados apontam para valores maiores de dureza na liga vazada à 680°C, fato que pode estar relacionado com a maior presença de fase rica em silício e sua morfologia, quando comparada as amostras vazadas à 650°C. Entretanto, essa hipótese pode ser confirmada somente com a realização de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e EDS (Espectroscopia por Energia Dispersiva) em um maior número de regiões das amostras analisadas.

Palavras-chave: Liga A380; temperatura de vazamento; liga fundida de alumínio

ABSTRACT

BORRI, Gabriel Augusto. STURMER, Matheus. **Influence of Casting Temperature on the Microstructure and Hardness of Aluminum Alloy A380 with Addition of 5Ti-1B Refiner**. 2021. 44p. Course Completion Paper (Bachelor of Mechanical Engineering) – Federal Technology University - Parana, Ponta Grossa, 2021

The aluminum alloy A380 has been used on a large scale in the industry due to its physicochemical characteristics of interest when high resistance to high temperatures is required. The variation of the cooling rate and the addition of different alloying elements results in different microstructural arrangements, which defines the alloy mechanical properties. This work evaluated the microstructural variation of the A380 alloy with the addition of a 5Ti-1B refiner with different cooling rates when cast at temperatures of 650°C and 680°C and then the influence of these different microstructures on the mechanical properties of the ingot. Two aluminum A380 ingots were casted in conical metal molds, one at 650°C and the other at 680°C. From each ingot, 3 samples were taken from different regions along its length, enabling analysis of the upper, middle, and lower regions of each ingot. Subsequently, the samples underwent metallographic preparation so that a metallographic analysis became possible. The results indicated the presence of porosity in both ingots and similar microstructural characteristics, indicating that the variation in casting temperatures did not show a significant influence on the microstructural formation between the ingots. The samples taken from the lower region of both ingots showed reduced porosity, which was a determining factor for submitting only this region to scanning electron microscopy (SEM) for analysis of the micro-constituents of the pieces. It was possible to observe, in the sample casted at 680°C, a higher presence of Silicon with an appearance of Chinese writing. Finally, the Brinell hardness test was performed with 4 hardness measurements for each sample, lower, middle and upper, at both temperatures in which the alloy was casted, 650°C and 680°C. When comparing the casting temperatures of the alloys, the results showed high average hardness values in the cast alloy at 680°C. Comparing the different regions of each ingot, it was observed that the lower region had higher average hardness in both ingots. The average hardness found in this region of both ingots was higher than the reference hardness value of the aluminum A380 alloy. The results point to higher hardness values in the alloy cast at 680°C, a fact that may be related to the greater presence of

silicon-rich phase in its morphology, when compared to samples casted at 650°C. However, this hypothesis can only be confirmed by performing Scanning Electron Microscopy (SEM) and Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) in a greater number of regions of the analyzed samples.

Keywords: Aluminum alloy A380; casting temperature; aluminum die casting alloy

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Granulometria antes (a) e depois (b) da adição do refinador de grão Al5Ti1B.....	12
Figura 2 - Influencia da taxa de resfriamento sobre a microestrutura de solidificação.	13
Figura 3– Apresenta-se mesma amostra de aço baixo carbono, observada em (a) Campo-escuro e (b) Campo-Claro. Aumento: 500 X.....	16
Figura 4 – Método de Obtenção de Dureza Brinell	17
Figura 5– Regiões de corte para obtenção das amostras.....	19
Figura 6 – 650°C, aumento de 100x e sem ataque (A) região inferior (B) região centro (C) região superior.....	24
Figura 7 - 680°C, aumento de 100x e sem ataque (A) região inferior (B) região centro (C) região superior	25
Figura 8 - 650°C, (A) aumento de 200x (B) aumento de 1000x	26
Figura 9 - 680°C, (A) aumento de 200x (B) aumento de 1000x	27
Quadro 1 – Influência da adição de elementos de liga.....	9
Quadro 2 – Micrografias da liga de Alumínio A380, vazada à 650°C e 680°C, sem ataque químico, aumento de 200x.	22
Quadro 3 – Distribuição das fases amostra 650°C.....	28
Quadro 4 - Distribuição das fases amostra 680°C	30

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação das Ligas de Alumínio Trabalhadas	10
Tabela 2 – Classificação das Ligas de Alumínio Fundidas	10
Tabela 3 – Composição química da liga em porcentagem.....	10
Tabela 4 – Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio A380	11
Tabela 5 – Resultados de Dureza Brinell	21
Tabela 6 – Composição química em peso (%) de cada região, amostra 650°C	29
Tabela 7 - Composição química em peso (%) de cada região, amostra 680°C	31

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E ACRÔNIMOS

°C	Grau Celsius
Al	Alumínio
B	Boro
C	Carbono
cm	Centímetro
Cu	Cobre
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
Fe	Ferro
g	Gramma
GPa	Gigapascal
kgf	Quilograma-Força
LabCMat	Laboratório de Caracterização de Materiais
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
Mg	Magnésio
mm	Milímetro
Mn	Manganês
MPa	Megapascal
Ni	Níquel
O	Oxigênio
PG	Ponta Grossa
Rb	Rubídio
Si	Silício
Sr	Estrôncio
Ti	Titânio
UEPG	Universidade Estadual de Ponta Grossa
UTFPR	Universidade Tecnológica Federal do Paraná
Zn	Zinco
μm	Micrômetro
σ	Limite de Resistência Convencional

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	6
1.1 OBJETIVO GERAL	7
1.2 OBJETIVO ESPECÍFICO.....	7
2 REFERENCIAL TEÓRICO	8
2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	8
2.2 LIGA A380	10
2.3 REFINADOR DE GRÃO	11
2.4 TAXA DE RESFRIAMENTO	12
2.5 METALOGRAFIA	13
2.5.1 Lixamento	14
2.5.2 Polimento.....	14
2.5.3 Ataque Químico	15
2.5.4 Microscópio Ótico	15
2.6 ENSAIO DE DUREZA.....	16
2.6.1 Dureza Brinell	16
3 METODOLOGIA	18
3.1 COMPOSIÇÃO DAS LIGAS	18
3.2 PROCESSO DE FUNDIÇÃO DOS LINGOTES	18
3.3 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	19
3.4 ANÁLISE DAS AMOSTRAS	20
3.5 ENSAIO DE DUREZA.....	20
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	21
4.1 ENSAIO DE DUREZA BRINELL.....	21
4.2 MICROSCOPIA ÓTICA: EM RELAÇÃO À TEMPERATURA DE VAZAMENTO	22
4.3 MICROSCOPIA ÓTICA: COMPARAÇÃO EM RELAÇÃO AO RESFRIAMENTO	23
4.4 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)	25
5 CONCLUSÕES	33
REFÊRENCIAS	34

1 INTRODUÇÃO

Alumínio é o terceiro elemento mais abundante da crosta terrestre e o segundo metal mais utilizado anualmente, atrás apenas do aço. Porém, entre os metais, é o mais recente a ser utilizado em escala industrial.

Sua utilização vai desde processos simples, como fabricação de latinhas, painéis, refletores, luminárias, janelas, até processos complexos nas indústrias civil, automobilística e aeronáutica.

Entretanto o alumínio puro não possui as características necessárias para uso em aplicações específicas. Para se adquirir as propriedades necessárias o alumínio é fundido junto a outros elementos para a obtenção de ligas. Essas ligas possuem propriedades mecânicas diversas para atender a necessidade de diferentes usos na sociedade.

As ligas de alumínio são obtidas, normalmente, através do processo de fundição. Intrínseco a este procedimento está a formação de grãos que compõe a estrutura das ligas. Muitas vezes estes grãos apresentam tamanhos grosseiros que não são interessantes no ponto de vista de propriedades mecânicas. Afim de se melhorar ainda mais essas propriedades das ligas de alumínio, são adicionados refinadores de grãos que favorecem a formação de uma estrutura granular fina e uniforme.

Porém nota-se que devido à grande variedade de ligas, muitas delas não são estudadas mais a fundo. Tendo isso em vista, se faz deste o motivo para a realização de tal trabalho.

Este trabalho avaliou a composição microestrutural da liga A380, fazendo o uso de microscópio ótico e microscópio eletrônico de varredura, e a influência dessas diferentes microestruturas sobre a dureza da liga. Dois lingotes de alumínio A380 foram fundidos e vazados em moldes metálicos cônicos, um a 650°C e outro à 680°C. Foram retiradas 3 amostras de diferentes regiões de resfriamento de cada lingote. A parte experimental deste trabalho foi desenvolvida utilizando as estruturas de laboratório das universidades UTFPR-PG e UEPG.

1.1 OBJETIVO GERAL

Analisar a influência da temperatura de vazamento e da taxa de resfriamento sobre a microestrutura e dureza da liga fundida de alumínio A380 com adição de refinador 5Ti-1B quando vazada a temperatura de 650°C e 680°C.

1.2 OBJETIVO ESPECÍFICO

Avaliar por meio de ensaio de dureza Brinell, da variação das propriedades mecânicas da liga A380 com refinador 5Ti-1B vazadas em duas diferentes temperaturas: 650°C e 680°C.

Analisar as variações microestruturais através do uso de microscópio ótico avaliando a influência da variação da temperatura de vazamento da liga A380 com adição de refinador 5Ti-1B e comparando diferentes regiões de resfriamento ao longo da altura de cada lingote fundido.

Estudar a composição química da matriz e das fases formadas da liga com o uso do microscópio eletrônico de varredura (MEV) e utilizando a técnica de espectroscopia por energia dispersiva (EDS)

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O alumínio e suas ligas têm como característica uma densidade relativa baixa ($2,7 \text{ g/cm}^3$), condutividade elétrica e térmica elevada, e uma resistência à corrosão em alguns ambientes comuns. O alumínio tem como principal limitação a baixa temperatura de fusão (660°C) (CALLISTER, 2002).

O alumínio não é ferromagnético, propriedade importante para as indústrias elétricas e eletrônicas. É um material não pirofórico, ideal para aplicações que envolvem o manuseio de materiais inflamáveis ou explosivos. O alumínio é atóxico, característica fundamental que permite ser utilizado em recipientes de comida e bebida (DAVIS, 2001)

A reciclabilidade é um dos atributos mais importantes do alumínio. Antigamente era considerado de qualidade inferior ao alumínio primário, mas com a adoção de controles restritos de qualidade e com o desenvolvimento de técnicas para o tratamento do material, esse estigma desapareceu (MACHADO et al., 2011)

O alumínio pode ser reciclado infinitas vezes sem perda das propriedades físico-químicas. A reciclagem do alumínio possui algumas vantagens em relação a produção primária, como, economia de energia, redução da eliminação de resíduos no meio ambiente, redução da emissão de gases do efeito estufa, redução de custo de produção e sustentabilidade (MACHADO et al., 2011)

O Alumínio puro apresenta baixa resistência mecânica, tendo aproximadamente $6,0 \text{ kgf/mm}^2$ e baixos níveis de dureza. Por isso, para peças que estão sujeitas a esforços elevados a resistência do alumínio puro não é suficiente, limitando a sua aplicação na indústria (COCK, 1999)

É possível aumentar a resistência mecânica do alumínio de duas maneiras: deformação plástica e formação de ligas. Ambos os processos tendem a diminuir a resistência à corrosão. Os principais elementos de liga são o cobre, o magnésio, o silício, o manganês e o zinco (CALLISTER, 2002). O quadro 1 apresenta a influência de cada um desses elementos de liga:

Quadro 1 – Influência da adição de elementos de liga

Elemento	Influência
Cobre (Cu)	Aumento da resistência e da dureza com a adição de até 12% deste elemento. Gera à liga boas propriedades mecânicas a temperaturas elevadas, porém diminui à corrosão
Silício (Si)	Valores crescentes de Si até o ponto eutético aumentam a fluidez e a resistência mecânica da liga, proporciona a redução do coeficiente de expansão térmica
Magnésio (Mg)	Aumento do limite de resistência e dureza além do aumento na resistência à corrosão e excelente usabilidade juntamente com boa resistência ao impacto, porém diminui a fluidez da liga
Estrôncio (Sr)	Alteração morfológica na dendritas de fase α , tendência em arredondar e diminuir o tamanho das dendritas e também de seu espaçamento
Zinco (Zn)	Confere ao alumínio excelente limite de resistência e ductilidade à temperatura ambiente, por outro lado, aumenta a susceptibilidade à corrosão sob tensão

Fonte: Adaptado de Bradaschia, 1988a.

As ligas de alumínio podem ser divididas em dois grupos: ligas conformadas ou trabalhadas, que são ligas que passam pelos processos de laminação, extrusão, forjamento e estiramento e ligas fundidas, que são ligas destinadas a produção de componentes fundidos (VIANA et al., 2009)

A Aluminum Association utiliza códigos numéricos para identificar a classe, principal elemento de liga e modificações da liga dentro da classe (CALLISTER, 2002). A nomenclatura é diferente para as ligas trabalhadas e para as ligas fundidas, porém divide as ligas em duas famílias para simplificação (DAVIS, 2001). A nomenclatura utilizada para ligas trabalhadas contém quatro dígitos, enquanto que para ligas forjadas apresentam três dígitos seguido por um valor decimal, estas são apresentadas nas tabelas 1 e 2, respectivamente.

Tabela 1 – Classificação das Ligas de Alumínio Trabalhadas

Série	Elementos de liga Principais
1xxx	Alumínio Puro
2xxx	Cu
3xxx	Mn
4xxx	Si
5xxx	Mg
6xxx	Mg, Si
7xxx	Zn
8xxx	Sn, Li, Fe, Cu, Mg
9xxx	Reservado para uso futuro

Fonte – Adaptado de DAVIS 2001

Tabela 2 – Classificação das Ligas de Alumínio Fundidas

Série	Elementos de liga Principais
1xx.x	Alumínio Puro
2xx.x	Cu
3xx.x	Si com adição de Cu e/ou Mg
4xx.x	Si
5xx.x	Mg
7xx.x	Zn
8xx.x	Sn

Fonte – Adaptado de DAVIS 2001

As ligas de Al-Si representam 80% das ligas de fundição em alumínio, essas ligas possuem excelente fluidez, alta resistência a corrosão, boa soldabilidade, baixa contração na solidificação e baixo coeficiente de dilatação térmica (ARAÚJO, 2012).

2.2 LIGA A380

A liga de alumínio A380 é uma liga modificada da série 3xx.x, é utilizada quando se necessita de resistência a altas temperaturas. Sua composição é apresentada na tabela 3:

Tabela 3 – Composição química da liga em porcentagem

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Outros
380	7,5 - 9,5	2	3,0 -3,0	0,5	0,1	0,5	3	0,35	0,5

Fonte – WARMUZEK 2004

A liga A380 possui como principal elemento de liga o silício, que é o elemento mais comum nas ligas de alumínio. Este elemento, além de aumentar a fluidez do alumínio, facilitando o preenchimento dos moldes na sua fundição, também é responsável por proporcionar o aumento da resistência mecânica da liga, principalmente quando combinado com o Cobre, outro elemento de liga presente em abundância na liga A380.

O Cobre é adicionado em ligas de Al-Si objetivando o aumento da resistência mecânica e da dureza da liga através da formação de precipitados endurecedores (APELIAN, 2009). A melhoria da usinabilidade é outra vantagem da adição de cobre na liga, pois o aumento da dureza permite uma melhor formação de cavacos.

A presença de ferro é comumente considerada impureza nas ligas de alumínio, promovendo a redução de propriedades como a tenacidade e a ductilidade através da formação de intermetálicos frágeis ou insolúveis, que atuam como concentradores de tensão. Porém, a presença controlada de Fe na liga de fundição pode ser benéfica por aumentar a resistência à quente do alumínio e diminuir o desgaste ferramental da peça. (ABAL, 2003).

Recentemente a liga de alumínio passou a ser mais estudada devido as suas características físico-químicas de interesse a indústria e já se pode encontrar valores de referência. Algumas das propriedades mecânicas base dessa liga, encontradas na plataforma MATWEB são apresentadas na tabela 4:

Tabela 4 – Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio A380

Dureza Brinell	80
Limite de Resistência	324 MPa
Limite de Elasticidade	159 MPa
Alongamento de Ruptura	3,50%
Módulo de Elasticidade	71,0 GPa
Resistência à Fadiga	138 MPa
Módulo de Cisalhamento	26,5 GPa
Resistência de Cisalhamento	185 MPa
Temperatura de Fusão	538 – 593 °C

Fonte – Adaptado de MATWEB

2.3 REFINADOR DE GRÃO

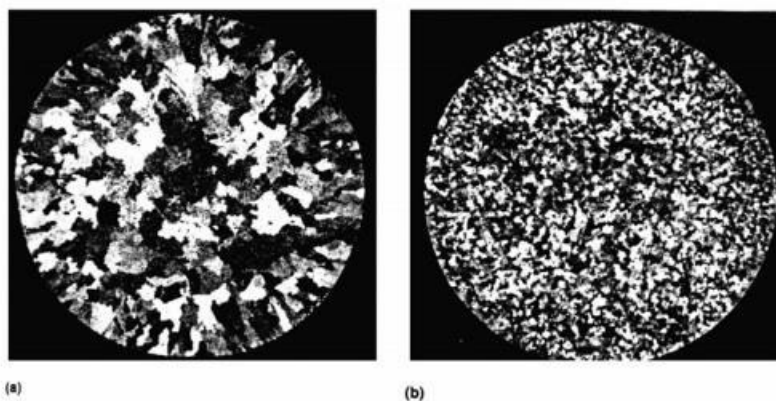
O refinamento de grão em ligas de alumínio é uma técnica antiga e habitualmente utilizada na obtenção de estruturas de grãos equiaxiais refinadas e de tamanhos de grãos uniformes através da adição de variados tipos de inoculantes. Em

ligas de alumínio os tipos de inoculantes mais utilizados são: Ti-Al, Al-Ti-C, Al-B e Al-Ti- B. Algumas vantagens que podem ser citadas em se utilizar de tal técnica são: melhoras da resistência mecânica, obtenção de um acabamento superficial uniforme e diminuição de tensões residuais internas (ARANGO e MARTORANO, 2009).

As vantagens referentes ao refino de grão em ligas de alumínio envolvem a diminuição das tensões internas, resultando na melhoria das propriedades mecânicas (limite de escoamento e resistência), diminuição da tendência a formação de trincas à quente e a obtenção de um acabamento superficial mais uniforme. São comumente utilizados como refinadores de grãos os inoculantes: Ti- Al, Al-Ti-C, Al-B e Al-Ti- B. (CRUZ et al., 2018)

O titânio, quando adicionado a liga provoca a formação de partículas sólidas dispersas de Al_3Ti , essas partículas agem como núcleos para os grãos primários decorrentes da solidificação. O boro potencializa o refino de grão causado pelo titânio. (RODRIGUES et al., 2014). Os efeitos da adição do refinador de grão Al_5Ti_1B são apresentados na figura 1.

Figura 1 – Granulometria antes (a) e depois (b) da adição do refinador de grão Al_5Ti_1B



Fonte: Fernandes, 2013

2.4 TAXA DE RESFRIAMENTO

No processo de solidificação, a temperatura de vazamento é a primeira variável a ser levada em consideração. Esse fato é associado à formação de correntes convectivas geradas no preenchimento do molde, que por sua vez extrai calor da liga de alumínio em diferentes taxas. Essas diferentes condições termodinâmicas no

processo de resfriamento da peça resultam em arranjos microestruturais que variam ao longo do comprimento do lingote. As propriedades mecânicas e químicas da peça serão então definidas conforme essa microestrutura resultante (GARCIA, 2001).

O aumento da taxa de resfriamento, segundo Paray (1992), favorece a formação de uma microestrutura refinada, com tamanho de grão reduzido. Grãos menores melhoram as propriedades mecânicas da peça e diminuem tanto a probabilidade de formação de trincas a quente quanto o surgimento de porosidades.

A figura 2 apresenta a influência das diferentes taxas de resfriamento sobre a formação microestrutural da liga fundida (GARCIA, 2001).

Figura 2 - Influência da taxa de resfriamento sobre a microestrutura de solidificação.



Fonte: GARCIA, 2001

2.5 METALOGRAFIA

A metalografia é uma importante ferramenta para se conhecer as transformações resultantes no material a partir dos diferentes processos de fabricação e solidificação. O conhecimento da microestrutura do material e seus microconstituintes se faz extremamente necessária para antecipar o comportamento do material quanto à análise de falhas. Para possibilitar essa análise, se faz necessário a preparação metalográfica da amostra. (ASM, 2004)

2.5.1 Lixamento

O processo de lixamento visa a remoção de sulcos e riscos provocados na amostra durante o corte do corpo de prova. A profundidade das deformações, após o lixamento, deve ser suficientemente fina para que ocorra o seu desaparecimento após o posterior polimento. Para auxiliar o processo de lixamento, são utilizadas lixadeiras fixas ou lixadeiras elétricas rotativas. (BORGES, 2009)

No lixamento, se faz necessário o uso de lixas subsequentes onde a granulometria de cada lixa decresce com a evolução do processo. Normalmente, a seguinte sequência é utilizada: 80-120-240-320-400-600 e 1200 mesh. Para o caso de amostras cortadas com discos abrasivos, inicia-se com a lixa 120. Para amostras cortadas com baixa velocidade de corte, onde se verifica uma superfície menos danificada, inicia-se com uma granulometria mais fina, no caso a lixa 320. Cada vez que ocorre a mudança de lixa para uma de menor granulometria, deve-se girar a amostra 45 ou 90° visando eliminar os riscos da lixa anterior. (BORGES, 2009)

O lixamento é normalmente feito com a presença de água ou outro líquido refrigerante, objetivando minimizar o aumento da temperatura no processo. O líquido também minimiza o empastamento da amostra e ajuda a remover partículas de abrasivo, que podem ficar aderidas na superfície da peça. (LIMA FILHO, 2013)

2.5.2 Polimento

O polimento se faz necessário para obter uma superfície plana, com alta refletividade e livre de riscos, possibilitando uma boa análise metalográfica. Assim como o lixamento, tem como objetivo remover camadas deformadas, além da remoção completa dos riscos presentes na amostra, mesmo aqueles que sejam microscópicos. O polimento pode ser realizado com métodos químicos, eletrolíticos ou mecânicos. (LIMA FILHO, 2013)

O método mais utilizado e também o abordado neste trabalho é o polimento mecânico. Este processo é realizado por meio de partículas abrasivas, normalmente o diamante, suspensas em líquidos, aquosos ou oleosos. (ASM 2004). O polimento mecânico se utiliza de politrizes elétricas circulares que fazem uso de um prato metálico coberto por panos especiais, que serão umedecidos por soluções polidoras.

Os panos de polimento podem ser divididos em quatro categorias: papel, filtro, lã e panos com pelos. À medida que o pano vai sendo usado, sua superfície vai se tornando achatada aumentando a área de contato, o que resulta no aumento da eficiência do mesmo. (BORGES 2009).

2.5.3 Ataque Químico

Objetivando uma melhor visualização da estrutura de um material, foram desenvolvidos mecanismos de criação de contrastes visuais na microestrutura de amostras. Muitas vezes a superfície polida da amostra acaba refletindo a luz de forma praticamente homogênea, tornando a criação desses contrastes imprescindível para a visualização de estruturas específicas. (ASM, 2004)

O ataque químico faz o uso de reagentes químicos para revelar microestruturas de uma amostra sob a luz de um microscópio ótico. Os reagentes químicos realizam na superfície do corpo de prova uma forma de corrosão localizada, que como consequência modifica a forma de reflexão da luz, que será refletida em diferentes direções. Existe uma gama muito grande de diferentes composições químicas, podendo ser criados diferentes tipos de contrastes. A temperatura e o tempo de exposição também podem ser os mais variados. (LIMA FILHO, 2013)

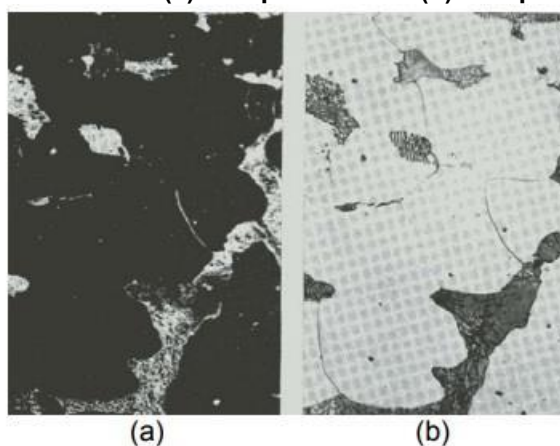
2.5.4 Microscópio Ótico

Após a preparação da amostra e uma análise macrográfica do material, onde se verifica o polimento da superfície e a distribuição das falhas, a amostra segue para uma análise micrográfica. Dentre as diversas técnicas para o estudo da microestrutura dos corpos de prova, a mais comum é a microscopia ótica. A análise da microestrutura do material é de extrema importância, pois avalia características estruturais não visíveis em análise macrográfica, como trincas, porosidades e inclusões não metálicas. Tais características na constituição do material possuem uma forte influência no comportamento do mesmo. (MACEDO et al., 2015)

O microscópio ótico funciona com a incidência de uma luz visível sobre a amostra, que é refletida até o observador. A resolução da imagem a ser obtida dependerá do comprimento de onda da radiação empregada e também da combinação das lentes utilizadas. Existem inúmeras técnicas microscópicas a serem

aplicadas para produzir a resolução e o contraste necessário para a observação. Luzes polarizadas, filtros e contraste de fase são exemplos de recursos utilizados que objetivam o aumento do contraste da imagem possibilitando a realização da análise estrutural. Outro método microscópico para o aumento do contraste é a utilização de campo-escuro. A figura 3 apresenta a mesma amostra observada em campo-escuro (a) e campo claro (b). (BORGES, 2009)

Figura 3– Apresenta-se mesma amostra de aço baixo carbono, observada em (a) Campo-escuro e (b) Campo-Claro. Aumento: 500 X.



Fonte: Borges, 2009

2.6 ENSAIO DE DUREZA

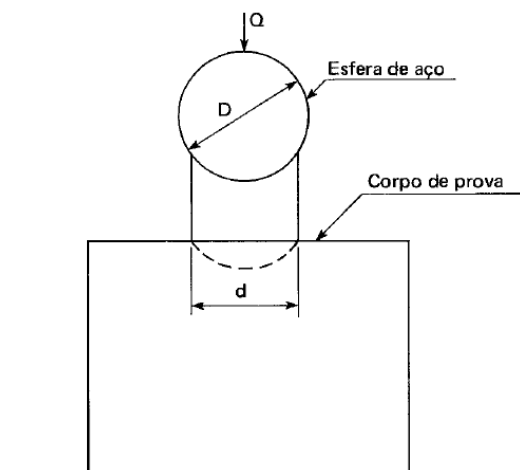
Dureza é uma propriedade muito utilizada para a caracterização de um material. Pode ser definida como a resistência à penetração de um material em outro. É um ensaio considerado não destrutivo, pois deixa apenas uma pequena marca no material, não comprometendo a utilização da peça ou do corpo de prova. Os ensaios de dureza podem ser divididos em três tipos: por risco, por choque ou ressaltos e por penetração (SOUZA, 1982).

2.6.1 Dureza Brinell

É um ensaio de penetração que consiste na aplicação de uma carga, através de uma esfera, geralmente aço temperado, sobre a superfície plana, polida e limpa de um metal, durante um tempo determinado (SOUZA, 1982).

A dureza Brinell é representada pelas letras HB e sua unidade de medida é N/mm² ou kgf/mm². A dureza Brinell é obtida pela correlação dos valores da carga aplicada “Q” do diâmetro da esfera “D” e pelo diâmetro da impressão deixada no corpo de prova, “d”, conforme mostrado na figura 4.

Figura 4 – Método de Obtenção de Dureza Brinell



Fonte: SOUZA, 1982

Segundo Souza (1982), uma das vantagens do ensaio de dureza Brinell é que por este ser um ensaio no qual se abrange uma grande área de contato, maior do que os demais ensaios de dureza, esse é o mais indicado para metais com uma estrutura interna não homogênea. No entanto, caso o material tenha passado por um tratamento superficial de dureza como, cementação ou nitretação, não se indica o uso desse ensaio.

Souza (1982) diz que é possível relacionar a dureza Brinell (HB) e o limite de resistência convencional de um material (σ_r), em kgf/mm², através de uma relação empírica. Para o alumínio e suas ligas o valor da constante é 0,4. A relação é dada pela seguinte fórmula (1):

$$\sigma_r \cong 0,4HB \quad (1)$$

3 METODOLOGIA

Nesta seção serão apresentados os materiais e métodos utilizados para definir a região e sentido de corte dos lingotes da liga A380 que foram fundidos, preparação e análise metalográfica das amostras e ensaio de dureza Brinell.

3.1 COMPOSIÇÃO DAS LIGAS

A liga base de alumínio utilizada é a A380 na qual foi adicionado o refinador de grão 5Ti1B com aproximadamente 6% para ambas as ligas.

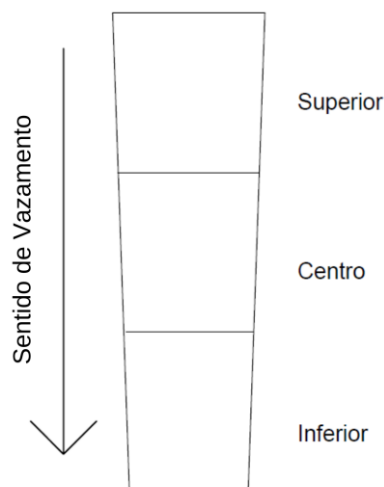
Para a liga vazada à 650°C, foram utilizados em peso, 2,046 quilogramas da liga de alumínio adicionados à 0,131 quilogramas de refinador 5Ti1B, enquanto que a liga vazada à 680°C é composta por 1,927 quilogramas da liga de alumínio e 0,123 quilogramas de refinador 5Ti1B.

3.2 PROCESSO DE FUNDIÇÃO DOS LINGOTES

Os lingotes de alumínio A380 foram fundidos com aproximadamente 2 Kg cada. Após a fundição dos materiais o vazamento foi realizado em molde cônico metálico, um a 650°C e outro à 680°C. O resfriamento aconteceu à temperatura ambiente. Efetuou-se então o desmolde das peças para análise, estes procedimentos foram realizados no laboratório de conformação da UTFPR-PG.

Os lingotes em formato cônico foram então encaminhados para usinagem, para obtenção de corpos de prova cilíndricos e posteriormente feito o procedimento de corte, ambos os processos foram realizados no laboratório de usinagem da UTFPR-PG fazendo o uso do torno da marca Nardini e da serra METACOTEST/MAXICUT. De cada lingote foram retiradas 3 amostras de diferentes regiões ao longo de seu comprimento, cada amostra aproximadamente 30 mm de diâmetro por 20 mm de altura. Essas regiões correspondem a diferentes temperaturas de resfriamento das amostras, possibilitando assim a análise em sua região superior, centro e inferior. A figura 5 ilustra as regiões de retirada das amostras do lingote.

Figura 5– Regiões de corte para obtenção das amostras.



Fonte: Autoria própria

3.3 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

A preparação das amostras cortadas teve início no Laboratório de Caracterização de Materiais (LabCMat) da UTFPR-PG. As amostras foram submetidas sequencialmente a lixas com granulometria de 200, 320, 400, 600 e por fim 1200 mesh. A cada troca de lixa, tomou-se o cuidado de girar a amostra 90°, para eliminação dos riscos resultantes da lixa anterior. O lixamento foi realizado na lixadeira metalográfica dupla politriz da marca AROTEC®.

Realizado o lixamento, as amostras seguiram para o polimento, que foi executado em diferentes etapas. A primeira consistiu no polimento manual, realizado na politriz da marca AROTEC® também no Laboratório de Caracterização de Materiais. Para esse polimento foi utilizado pano de feltro com aplicação de suspensão de diamante de 0,3 μm . A limpeza das amostras foi feita somente com o uso de álcool etílico. Em seguida, para a obtenção de um acabamento superficial de maior qualidade, as amostras seguiram para o polimento eletrolítico, realizado na máquina de polimento por vibração Vibromet da marca BUEHLER® localizada no laboratório de materiais da UTFPR-PG. A máquina faz o uso de suspensão de sílica coloidal a 0,03 μm e o tempo do polimento foi de aproximadamente duas horas.

3.4 ANÁLISE DAS AMOSTRAS

Para a análise metalográfica das amostras foi utilizado o microscópio ótico da marca ZEISS® modelo AXIO. Cinco regiões de interesse de cada amostra foram analisadas e fotografadas. Buscou-se regiões de melhor visualização granulométrica.

As imagens foram capturadas com o software de captura AxioVision®SE64, fazendo o uso de ampliação de 100x e 200x para cada uma das cinco regiões, totalizando assim dez fotos para cada amostra.

Posteriormente foi utilizado o microscópio de varredura TESCAN VEJA da marca TESCAN® para capturar imagens com aumento de 200x e 1000x. A partir da imagem de 1000x foi realizada a análise das fases e microconstituintes com a técnica de EDS (espectroscopia por energia dispersiva).

3.5 ENSAIO DE DUREZA

O ensaio de dureza foi feito no laboratório de materiais metálicos da UEPG com o uso do durômetro Brinell da marca Heckert®.

Para cada amostra de ambas as temperaturas da liga em estudo foram feitas 4 medidas de dureza Brinell.

O diâmetro da esfera utilizada foi de 5 mm e aplicou-se uma carga de 62,5 kgf (612,5 N).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ENSAIO DE DUREZA BRINELL

Foram realizadas 4 medidas de dureza Brinell para cada região de retirada do lingote, inferior, meio e superior, em ambas as temperaturas na qual a liga de estudo foi vazada, 650°C e 680°. Os resultados são apresentados na tabela 5:

Tabela 5 – Resultados de Dureza Brinell

Temperatura Vazamento	Região no Lingote	Dureza HB	Temperatura Vazamento	Região no Lingote	Dureza HB
650°C	Inferior	80	680°C	Inferior	99
		89			91
		85			99
		93			98
	Média	86,75		Média	96,75
	Meio	76		Meio	80
		87			76
		73			83
		73			76
	Média	77,25		Média	78,75
	Superior	81		Superior	95
		81			83
76		81			
77		87			
Média	78,75	Média	86,5		

Fonte: Autoria própria

Comparando as temperaturas de vazamento, a liga vazada à 680°C foi a que apresentou maiores valores médios de dureza para todas as regiões seccionadas do lingote.

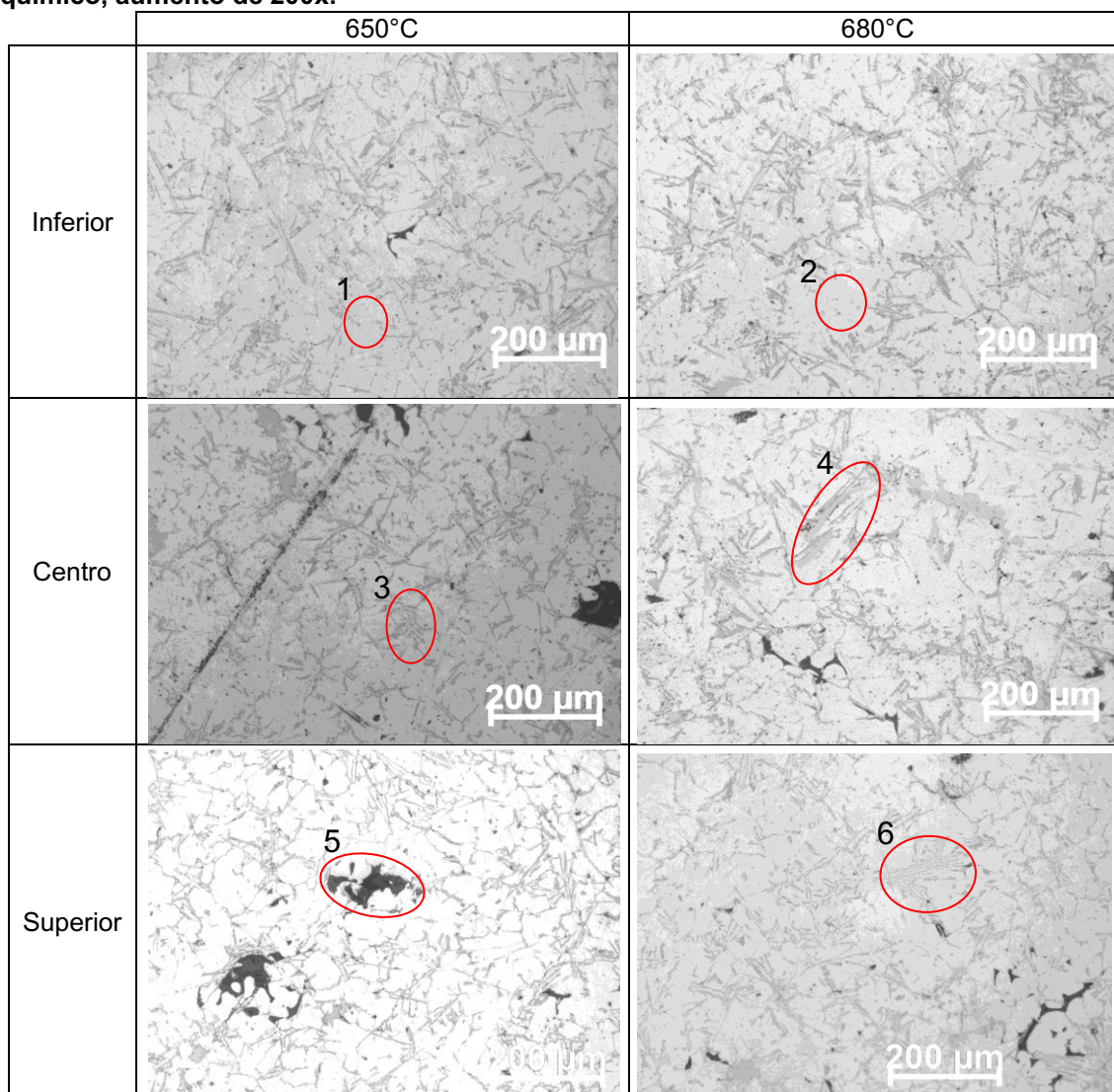
Comparando as diferentes regiões de corte do lingote, tanto para a temperatura de 650°C, quanto para a de 680°C, as amostras retiradas das regiões inferiores foram as que apresentaram maior dureza média. Para estas duas regiões a dureza média encontrada foram maiores se comparado a dureza da liga de alumínio A380 sem refinador de grão de referência, 80 HB, conforme apresentado na tabela 4. Aplicando-se a relação que Souza (1982) apresenta para relacionar a dureza Brinell

e o limite de resistência convencional, tem-se valores de aproximadamente 340 MPa e 380 MPa, para as amostras de 650°C e 680° respectivamente.

4.2 MICROSCOPIA ÓTICA: EM RELAÇÃO À TEMPERATURA DE VAZAMENTO

Para uma primeira análise foi utilizado o microscópio ótico com ampliação de 200x e foram feitas a micrografias das duas temperaturas de vazamento, 650°C e 680°C, em diferentes regiões de resfriamento, as micrografias são apresentadas no quadro 2.

Quadro 2 – Micrografias da liga de Alumínio A380, vazada à 650°C e 680°C, sem ataque químico, aumento de 200x.



Fonte: Autoria Própria

Para ambas as temperaturas, as microestruturas observadas em microscopia ótica apresentaram fase matriz, 1 e 2, de alumínio homogênea e presença de precipitados, 3, 4 e 6, homoganeamente distribuídos com morfologia específica e presença de porosidade, 5.

Os precipitados em forma de ripas são característicos de precipitados contendo Fe (ferro) na sua composição. Outras duas morfologias observadas na micrografia, possivelmente são precipitados com Cu (cobre) e precipitados com Si (silício).

As composições químicas da matriz bem como das fases observadas foram confirmadas em realização de EDS através de microscópio eletrônico de varredura (MEV).

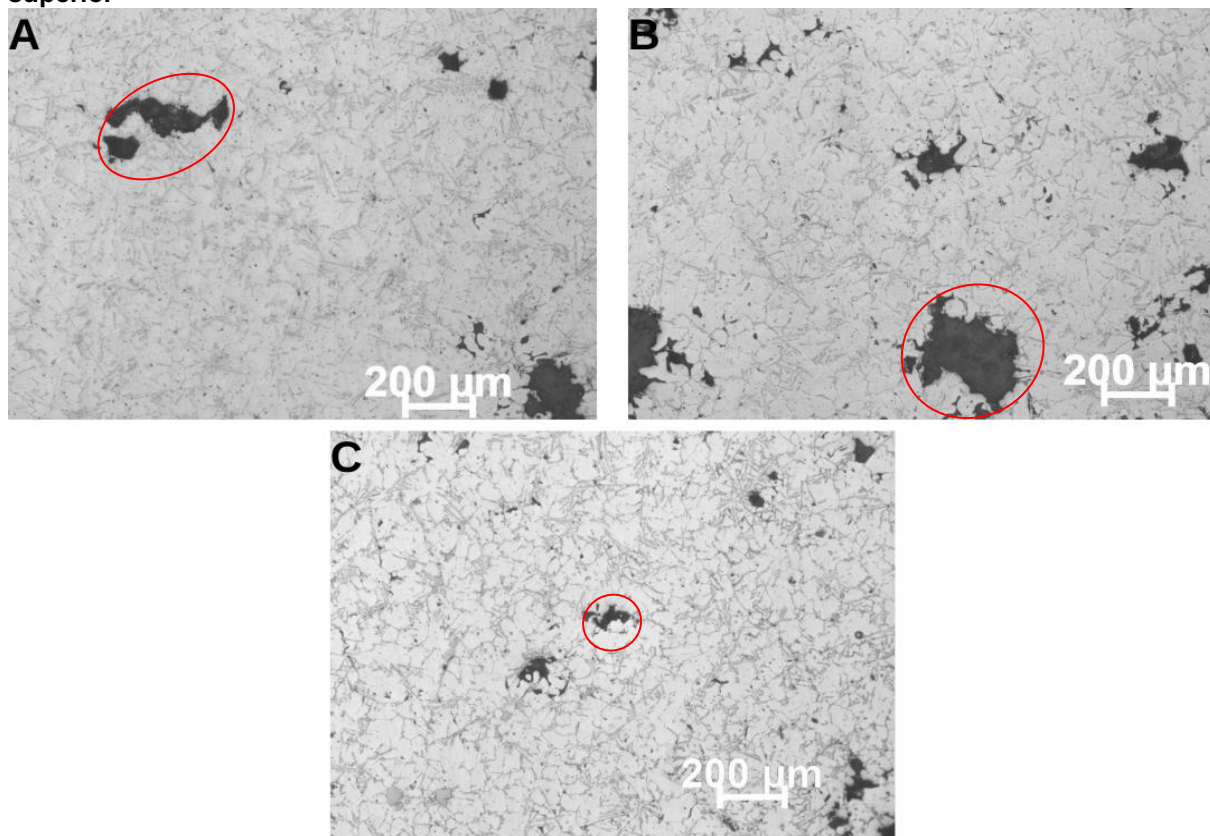
4.3 MICROSCOPIA ÓTICA: COMPARAÇÃO EM RELAÇÃO AO RESFRIAMENTO

Analisou-se as 3 diferentes regiões de resfriamento do lingote para cada temperatura a qual a liga foi vazada.

Os resultados obtidos para a amostra de 650°C são apresentadas na figura 6, foram feitas micrografias da região inferior, centro e superior do lingote, com aumento de 100x e sem ataque químico.

Nota-se que todas as amostras retiradas do lingote apresentaram porosidade, para as três regiões analisadas (inferior, centro e superior).

Figura 6 – 650°C, aumento de 100x e sem ataque (A) região inferior (B) região centro (C) região superior

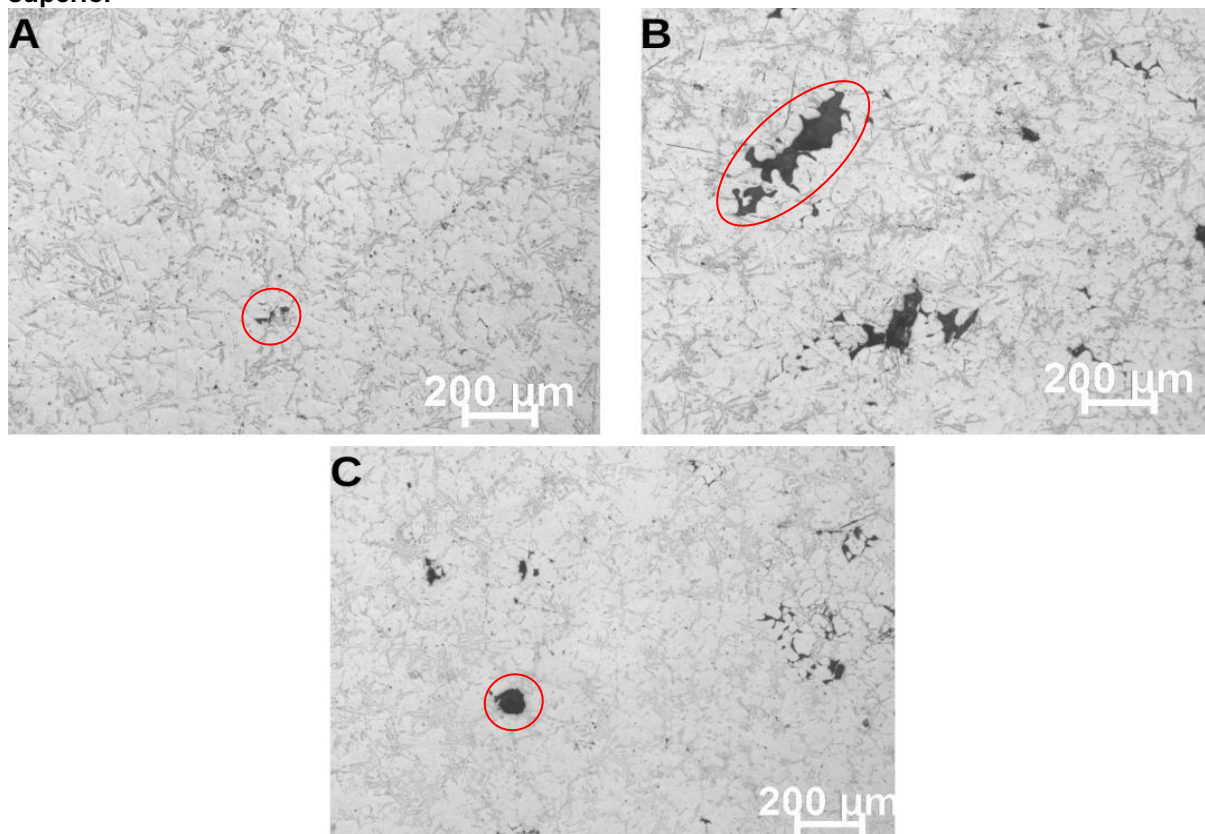


Fonte: Autoria própria

Para a amostra vazada a 680°C foram analisadas as mesmas 3 regiões dos lingotes, utilizando-se aumento de 100x e sem ataque químico.

As amostras a 680° apresentaram menor presença de poros que as amostra obtidas com o vazamento a 650°C, para todas as regiões analisadas (inferior, centro e superior). Os resultados estão na figura 7:

Figura 7 - 680°C, aumento de 100x e sem ataque (A) região inferior (B) região centro (C) região superior



Fonte: Autoria própria

4.4 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

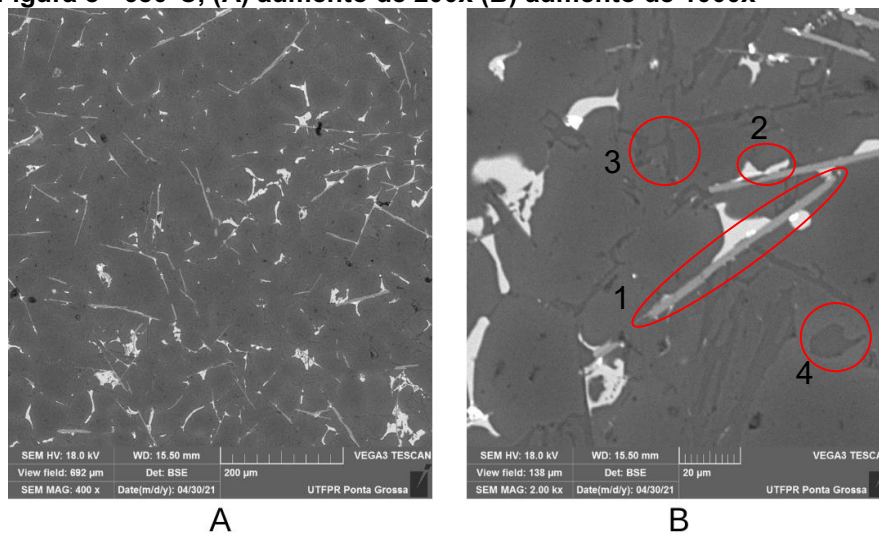
Com base nos resultados obtidos da microscopia ótica e dureza, optou-se pela realização da análise de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) nas amostras da região inferior dos lingotes fundidos, para ambas as temperaturas de vazamento (650°C e 680°C). Foram utilizados aumentos de 200x e 1000x, sem ataque químico. Os resultados obtidos estão apresentados nas figuras 8 e 9, respectivamente.

As figuras 8(A) e 8(B) representam a morfologia da liga de estudo vazada em 650°C onde, com aumento de 200x, pode-se observar o contraste (cores) entre a fase matriz e as fases precipitadas, e a distribuição destas fases de maneira uniforme em toda a matriz.

Com o aumento de 1000x, observa-se com mais detalhes, a morfologia e distribuição das fases formadas, onde destacam-se: a forma de ripas, figura 8(1),

característica das fases ricas em Fe (ferro) para esta liga, as fases ricas em Cu (cobre) em cinza claro, figura 8(2), e as ricas em Si (silício) em cinza escuro, figura 8(3) e 8(4).

Figura 8 - 650°C, (A) aumento de 200x (B) aumento de 1000x

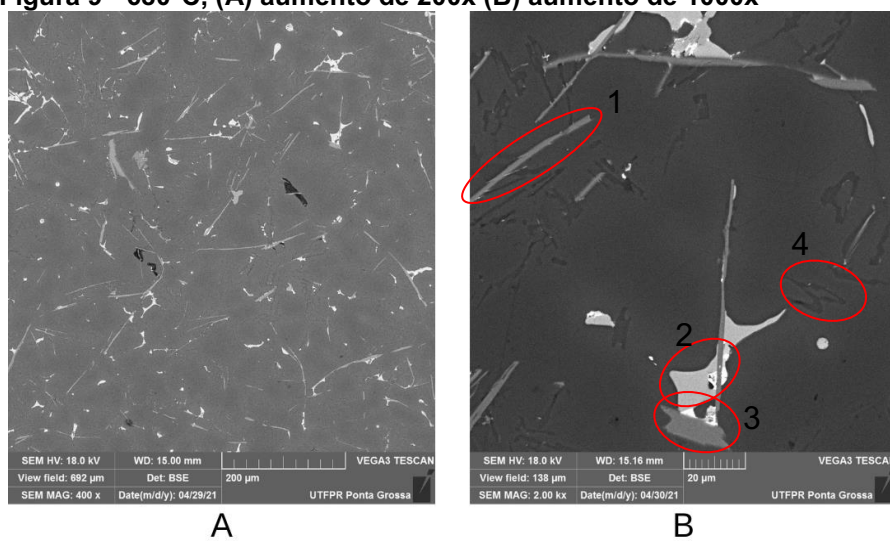


Fonte: Autoria própria

As figuras 9(A) e (B) representam a morfologia da liga de estudo vazada em 680°C onde, com aumento de 200x, observa-se uma formação microestrutural semelhante a temperatura anterior analisada (650°C). Observam-se a fase matriz, as fases precipitadas, e a distribuição destas fases de maneira uniforme em toda a matriz.

Com o aumento de 1000x, observa-se também com mais detalhes, a morfologia e distribuição das fases formadas. A forma de ripas, característica das fases ricas em Fe (ferro) para esta liga, figura 9(1), as fases ricas em Cu (cobre) em cinza claro, figura 9(2) e as ricas em Si (silício) em cinza escuro também se encontram presentes, figuras 9(3) e 9(4).

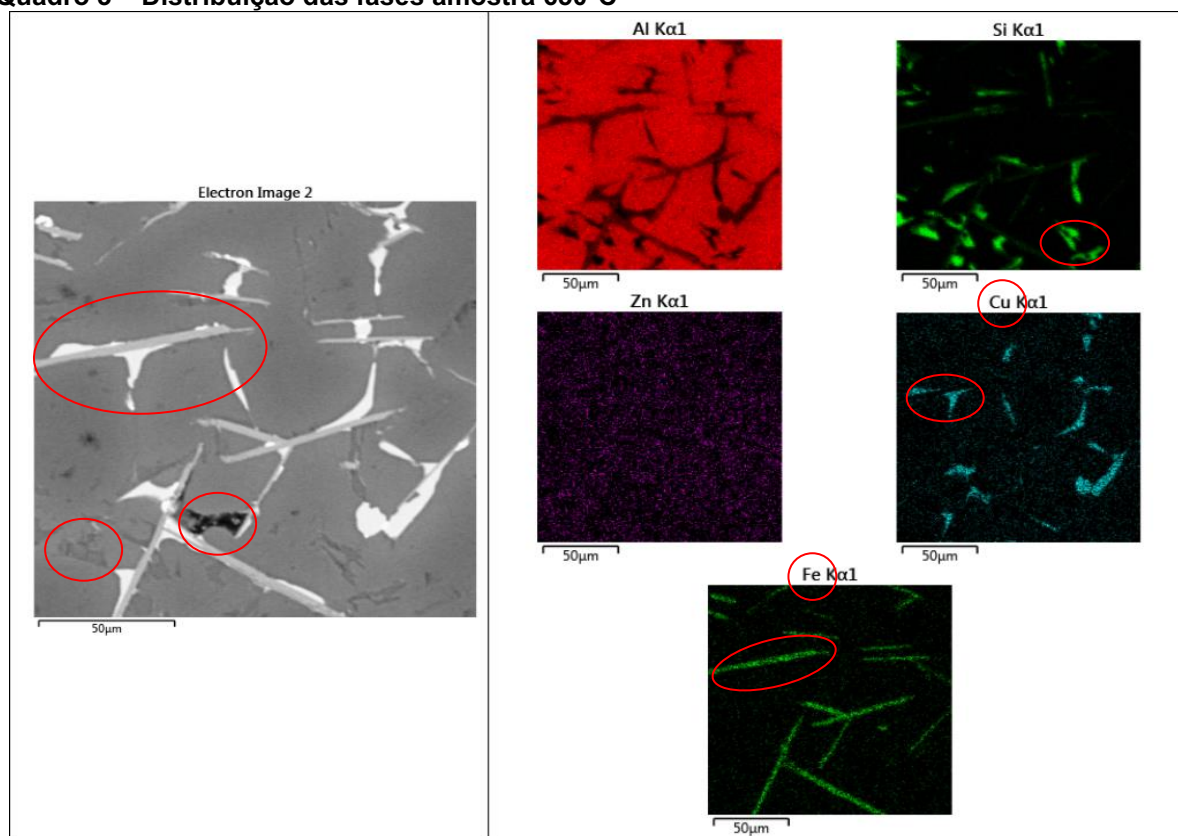
Figura 9 - 680°C, (A) aumento de 200x (B) aumento de 1000x



Fonte: Autoria própria

A confirmação e o detalhamento da composição química das fases identificadas, foram obtidos através da realização da técnica de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) via MEV, apresentados a seguir.

Os resultados obtidos para a amostra de 650°C, encontra-se apresentados no quadro 3.

Quadro 3 – Distribuição das fases amostra 650°C

Fonte: Autoria Própria

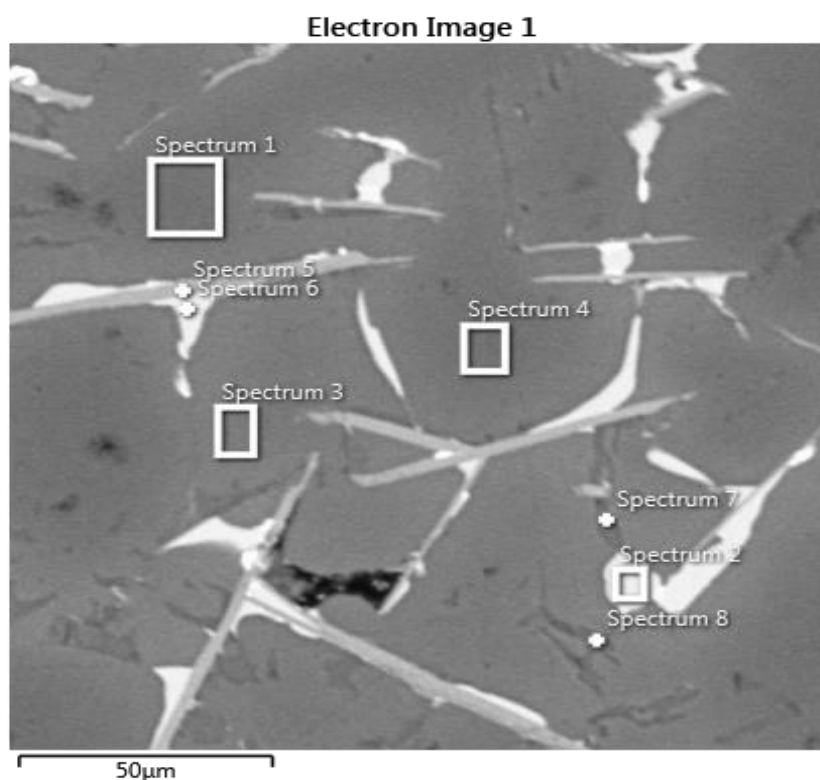
Na coluna esquerda do quadro é possível observar a região da amostra da qual foi feita a análise química por EDS. A coluna direita apresenta as imagens da distribuição das fases matriz e precipitadas, de acordo com a composição química de cada uma.

A fase matriz apresenta predominância do elemento principal da liga, o Al (alumínio - coloração vermelha). Junto a essa matriz encontra-se também dispersos os elementos Zn (zinco) totalmente disperso na matriz e Cu (cobre) com miscibilidade limitada, formando também fases precipitadas (de coloração azul).

As fases em coloração verde são formadas com Fe (ferro): fase em forma de ripas, e com Si (silício): com morfologia arredondada. A imagem de coloração negra foi caracterizada como porosidade.

Ainda com base na imagem da amostra de 650°C, foram realizados oito espectros (regiões de caracterização) para análise detalhada da composição química da matriz e das fases. Os espectros são apresentados na figura 10 e os resultados de cada espectro estão apresentados na tabela 6.

Figura 10 – Espectrometria de massa, amostra 650°C



Fonte: Autoria Própria

Tabela 6 – Composição química em peso (%) de cada região, amostra 650°C

	Al	Cu	Ni	Si	Zn	C	O	Ti	Fe	Mn	Rb
Região 1	94,1	1,5	-	1,2	3,2	-	-	-	-	-	-
Região 2	51,5	43,0	2,9	1,1	1,6	-	-	-	-	-	-
Região 3	89,2	3,0	-	-	4,0	2,3	1,4	-	-	-	-
Região 4	95,4	1,0	-	-	3,2	-	-	0,4	-	-	-
Região 5	51,8	37,3	2,7	3,8	1,1	-	-	-	2,9	0,5	-
Região 6	73,5	21,5	1,4	0,8	2,8	-	-	-	-	-	-
Região 7	46,4	1,5	-	49,7	2,3	-	-	-	-	-	-
Região 8	20,0	0,9	-	73,0	1,3	-	-	-	-	-	4,9

Fonte: Autoria Própria

Com base na tabela 4, nota-se que as regiões 1, 3 e 4 são a matriz da liga de estudo sendo compostas majoritariamente de alumínio com presença de silício, cobre e zinco dissolvidos na matriz.

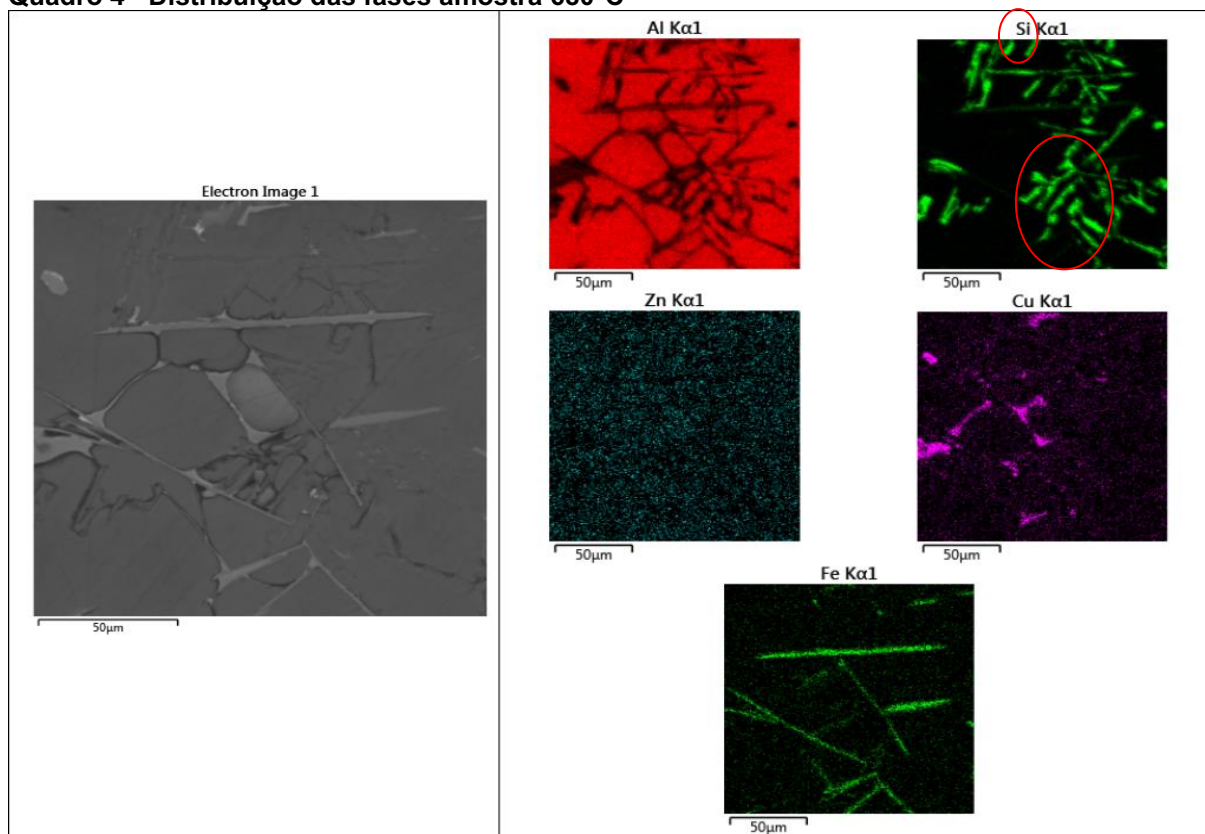
As regiões 2 e 6 são fases que de Al-Cu, nestas fases também foi determinada a presença de níquel, silício e zinco em menor teor de composição.

A região 5 caracteriza-se pela presença de Fe na fase precipitada. Essa região caracteriza-se pela morfologia em forma de ripas.

Foi possível verificar a grande presença de silício nas fases analisadas nas regiões 7 e 8. Notou-se também que a fase da região 8 do espectro apresentou um teor de Si (silício) em mais de três vezes que o teor de alumínio.

A mesma metodologia de EDS foi aplicada para amostra de 680°C. O quadro 4 apresenta a distribuição de fases da amostra.

Quadro 4 - Distribuição das fases amostra 680°C



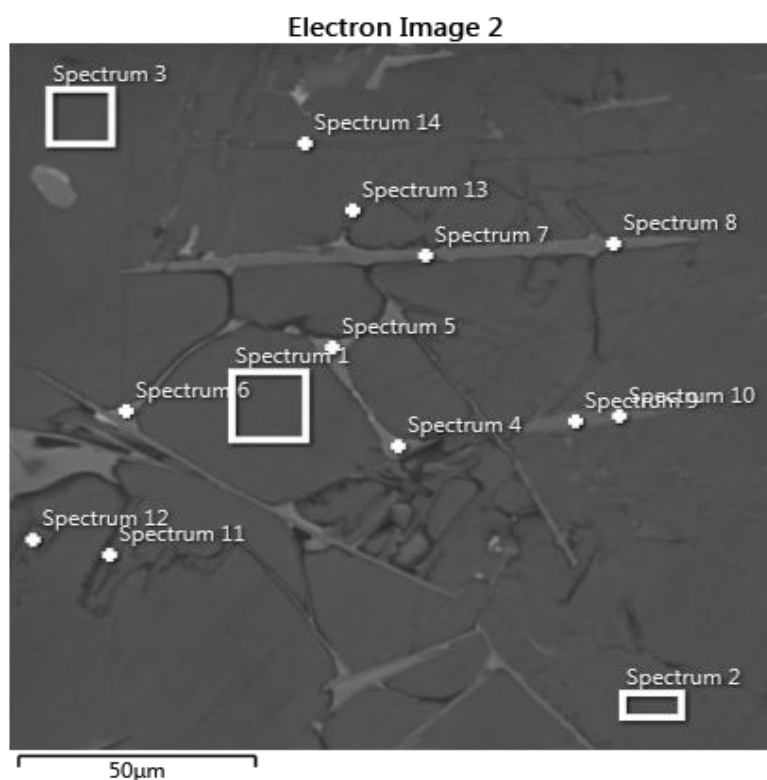
Fonte: Autoria Própria

Assim como na amostra anterior, a fase matriz apresenta predominância de Al (alumínio - coloração vermelha). Nesta matriz encontra-se dissolvidos os elementos Zn (zinco) totalmente dissolvido na matriz e Cu (cobre) com solubilidade limitada, formando também fases precipitadas (de coloração rosa).

As fases em coloração verde são formadas com Fe (ferro): fase em forma de ripas, e com Si (silício): com morfologia alongada com aspecto de escrita chinesa.

Para a análise de composição química da amostra de 680°C foram selecionadas 14 regiões para análise, apresentadas na figura 11. Os resultados de cada região estão apresentados na tabela 7.

Figura 11 - Espectrometria de massa, amostra 680°C



Fonte: Autoria Própria

Tabela 7 - Composição química em peso (%) de cada região, amostra 680°C

	Al	Cu	Ni	Si	Zn	Ti	Fe	Mn	Sn
Região 1	93,7	2,7	-	-	3,7	-	-	-	-
Região 2	95,3	1,6	-	-	2,9	0,3	-	-	-
Região 3	94,6	2,0	-	-	3,1	0,2	-	-	-
Região 4	48,9	44,4	4,1	1,2	1,3	-	-	-	-
Região 5	49,0	44,2	4,3	1,3	0,7	-	0,5	-	-
Região 6	52,8	40,9	3,8	1,2	1,0	-	0,3	-	-
Região 7	58,8	0,9	0,5	16,3	0,8	-	20,7	2,0	-
Região 8	59,4	0,6	0,4	15,6	0,8	-	21,2	2,1	-
Região 9	61,1	0,7	-	15,7	0,8	-	19,9	1,9	-
Região 10	60,5	0,5	-	15,4	0,8	-	20,8	2,0	-
Região 11	27,3	2,0	-	70,7	-	-	-	-	-
Região 12	7,5	1,2	-	90,5	-	-	-	-	0,8
Região 13	19,7	1,1	-	78,4	0,7	-	-	-	-
Região 14	27,6	1,1	-	70,3	0,9	-	-	-	-

Fonte: Autoria Própria

Com base na tabela 7, observa-se que nas regiões 1, 2 e 3 está presente a matriz da liga de estudo sendo compostas de alumínio com presença de cobre e zinco dissolvidos na matriz.

As regiões 4, 5 e 6, são fases de Al-Cu, nestas fases também foi determinada a presença de níquel, silício e zinco em menor teor de composição.

As regiões 7, 8, 9 e 10 caracterizam-se pela presença de Fe na fase precipitada. Essa região caracteriza-se pela morfologia em forma de ripas. Também foi detectada a presença de Si (silício) e Mn (manganês), em menor teor, na composição da fase.

Foi possível verificar a grande presença de silício nas fases analisadas nas regiões 11, 12, 13 e 14.

5 CONCLUSÕES

A variação das temperaturas de vazamento, 650°C e 680°C, da liga A380, não mostrou influência significativa, nas características microestruturais das amostras avaliadas por microscopia ótica. Porém foi possível observar, através das análises de composição química, diferentes distribuições das fases matriz e precipitadas. Notou-se na amostra vazada à 680°C uma maior presença de fases de silício, que apresentou morfologia alongada e aspecto de escrita chinesa, enquanto que na amostra vazada à 650°C as fases de silício se encontraram mais dispersas e com morfologia arredondada.

As amostras vazadas à 680°C apresentaram maiores valores de dureza Brinell do que aquelas vazadas em temperatura inferior, 650°C, indicando que a variação da temperatura de vazamento teve influência nas propriedades mecânicas da liga estudada. As amostras retiradas da região inferior de ambos os lingotes apresentaram dureza Brinell, maiores em relação a região central e superior do lingote.

O fato dos valores de dureza Brinell na amostra vazada à 680°C serem superiores, quando comparados às amostras vazadas à 650°C, pode estar relacionado com a maior presença de fase rica em silício e diferente morfologia dessa fase nesse lingote. Entretanto, essa hipótese pode ser confirmada somente com a realização de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e EDS (Espectroscopia por Energia Dispersiva) em um maior número de regiões das amostras analisadas.

REFÊRENCIAS

ABAL - ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. **Tratamento térmico**. São Paulo: ABAL, 2003. 146 p.

ARANGO, Juan Marcelo Rojas; MARTORANO, Marcelo Aquino. **Estudo do refino de grãos de ligas Al-Si através de inoculantes do sistema Al-Ti-B**. In Congresso de Fundição (CONAF), 14º, 2009, São Paulo/SP.

APELIAN, D. **Aluminum Cast Alloys: Enabling Tools for Improved Performance**. North American Die Casting Association, Wheeling, Illinois - NADCA, p. 1-17, 2009.

ARAÚJO, S. K. **Efeito da modificação com estrôncio na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga 356**. 2012. 75 f. Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais)- Centro de Ciências Tecnológicas, Universidade do Estado Santa Catarina, Joinville, 2012.

ASM HANDBOOK. **Aluminum-Silicon Casting Alloys: Atlas of Microfractographs**, ASM International, 2004.

BORGES, J. N. **Preparação de amostras para análise microestrutural**. Santa Catarina: UFSC, 2009.

BRADASCHIA, Clóvis, **Técnicas de Fundição do Alumínio e suas Ligas**, São Paulo: Abm, 1988a.

CALLISTER, William D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 5ª. ed. Rio Janeiro: LTC, 2002. 589 p. ISBN 85-216-1288-5.

CRUZ, L. C.; et. al. **Influência da concentração de refinador de grãos na liga de alumínio fundida A356**. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2018, Foz do Iguaçu, UEA.

COCK, T., **Aluminium - A Light Metal. A Brief Introduction to Aluminium**, European Aluminium Association, Oslo, 1999.

DAVIS, J. R. Aluminum and Aluminum Alloys. In: DAVIS, J. R. **ALLOYING: UNDERSTANDING THE BASICS**. 1 ed. EUA: ASM International, 2001. p. 351-416.

GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. 2. ed. Campinas: Unicamp, 2001. 399p.

LIMA FILHO, H.M.R. **Análise de ataques químicos para revelação de microestrutura de soldas dissimilares de aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos**. 77 páginas. Monografia (Bacharelado – Engenharia Metalúrgica) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Metalúrgica de Materiais. Fortaleza/CE, 2013.

MACHADO, Cíntia Tiara Santos et al. **A reciclagem de alumínio como vantagem estratégica de negócios em uma indústria metalúrgica: um estudo de caso**. In Encontro Latino Americano de Iniciação Científica e Encontro Latino Americano de Pós Graduação, XV e XI, 2011, Universidade do Vale do Paraíba – São José dos Campos/SP.

PARAY, F. **Heat Treatment and Mechanical Properties of Aluminum-Silicon Modified Alloys**. National Library of Canadá, Volume 1, 1992.

RODRIGUES, Josienei P.; OLIVEIRA, Larissa S.; Almeida, Natália C. **Produção de alumínio**. FACET. Belo Horizonte, 2014.

SOUZA, S.A **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos**. 5ª ed. São Paulo, Edgard Blücher, 1982. 304 p.

VIANA, Sergio Mello, Sérgio R. C. M., Citeli, Natalie L. **Alumínio e suas ligas**. UFF, 2009.

WARMUZEK, Małgorzata. **Aluminum-silicon casting alloys: an atlas of microfractographs**. ISBN: 0-87170-794-2, 2004.