

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
COORDENAÇÃO DE MECÂNICA
ENGENHARIA MECÂNICA

BERNARDO LOHMANN GUIMARÃES
ELISSON JOBBINS DE ARRUDA

**ANÁLISE DA MICROESTRUTURA E DA DUREZA DE LIGAS
MODIFICADAS A PARTIR DA LIGA A.380 APÓS TRATAMENTOS
TÉRMICOS DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

PONTA GROSSA

2018

BERNARDO LOHMANN GUIMARÃES
ELISSON JOBBINS DE ARRUDA

**ANÁLISE DA MICROESTRUTURA E DA DUREZA DE LIGAS
MODIFICADAS A PARTIR DA LIGA A.380 APÓS TRATAMENTOS
TÉRMICOS DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica, da Coordenação de Mecânica, da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Luciano Augusto Lourençato

PONTA GROSSA

2018



TERMO DE APROVAÇÃO

Análise da Microestrutura e da Dureza de Ligas Modificadas a Partir da Liga A.380 Após Tratamento Térmico de Solubilização e Envelhecimento

por

Bernardo Lohmann Guimarães e Elisson Jobbins de Arruda

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi apresentado em 22 de novembro de 2018 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.

Prof. Dr. Luciano Augusto Lourenço
Orientador

Profa. Ma. Sandra Mara Kaminski Tramontin
Membro Titular

Prof. Dr. Ivanir Luiz de Oliveira
Membro Titular

Prof. Dr. Marcos Eduardo Soares
Responsável pelos TCC

Prof. Dr. Marcelo Vasconcelos de
Carvalho
Coordenador do Curso

Eu, Bernardo Lohmann Guimarães,
dedico este trabalho aos meus pais,
por acreditarem sempre em mim.

Eu, Elisson Jobbins de Arruda,
dedico este trabalho aos meus pais,
por todo o apoio que me deram.

AGRADECIMENTOS

Eu, Bernardo, agradeço primeiramente aos meus pais por todo o apoio que me deram durante minha jornada na vida acadêmica. Sem vocês, nada disso teria sido possível. Serei eternamente grato também à minha namorada Sthefane, por ter sido o meu porto seguro nos momentos mais difíceis, e por ter me motivado a ser uma pessoa melhor. Agradeço ao amigo que ganhei nessa caminhada do TCC, Professor Luciano, por todo o suporte, ensinamentos, conselhos e paciência que teve conosco. Foram bons momentos trabalhando ao seu lado. Agradeço aos amigos que fiz durante meu tempo na universidade, especialmente ao amigo que faço questão de levar para o resto da vida, Elisson. Você foi muito importante para mim, para a realização deste projeto e principalmente pela amizade que desenvolvemos, que é o que realmente importa para mim. Por último, obrigado Deus. Sem você eu não sou nada.

Eu, Elisson, agradeço aos meus pais, Airton e Raquel, por terem me dado todo o suporte necessário para conseguir chegar ao fim deste capítulo. Agradeço a minha noiva, Elisama, por ter me amparado e sustentado em todos os momentos difíceis que passei pelo caminho. Agradeço ao meu irmão, Heder, por toda a ajuda e conselhos que me deu ao longo deste tempo. Agradeço ao professor Luciano por ter confiado em nosso trabalho e por todo o apoio que nos deu ao longo deste percurso. Agradeço ao meu grande amigo Bernardo, pois todo o curso, incluindo este trabalho, teria sido muito mais difícil de se concluir sem sua amizade e companheirismo. E agradeço a Deus por tudo o que Ele me deu.

Nós agradecemos aos amigos que adquirimos ao longo destes anos, Rafael, Lucas, Bruno, Willian, José, por todos os momentos de estudo e também pelos momentos de descontração. Agradecemos ao Professor Luciano por acreditar em nós e incentivar nosso progresso. Agradecemos as Professoras Sandra e Heliety por toda a ajuda fornecida, de muito bom grado, no decorrer deste trabalho. Agradecemos aos demais professores, colegas e servidores da UTFPR por todos estes anos que passamos juntos mesmo sem perceber.

*E conhecereis a verdade, e a verdade
vos libertará. (Jõao 8:32)*

RESUMO

ARRUDA, Elisson Jobbins de. GUIMARÃES, Bernardo Lohmann. **Análise da microestrutura e da dureza de ligas modificadas a partir da liga a.380 após tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento**. 2018. 64 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Mecânica) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2018.

Neste trabalho estudou-se o comportamento mecânico e a microestrutura de três ligas de alumínio, sendo uma pura e as outras duas produzidas a partir da liga A380.1, cada uma possuindo um percentual diferente de estrôncio em sua composição, 200ppm e 600ppm. As três ligas foram vazadas em moldes metálicos, possibilitando assim a produção de corpos de prova para as seguintes etapas do trabalho. Foi realizado seis diferentes combinações de tratamentos térmicos, utilizando diferentes temperaturas de envelhecimento e solubilização, em amostras de todas as ligas, e então elas foram preparadas para a realização dos ensaios, tendo em vista a caracterização metalográfica e das propriedades mecânicas de cada condição obtida. Para avaliar a dureza alcançada por cada uma das amostras, foi adotado o método de ensaio de dureza Rockwell B. Para a determinação e observação microestrutural, foi realizada a caracterização metalográfica para todas as condições estudadas. A adição de Estrôncio mostrou-se mais eficaz com teores de 200 ppm. A melhor combinação de tratamento térmico encontrada foi a solubilização a 530°C e envelhecimento a 155°C, para a liga com 200 ppm de Sr. Nela observou-se a maior diferenciação microestrutural, com uma esferoidização muito clara das fases de Silício eutético, e um aumento considerável da dureza, saindo de 35,4 para 57,5 HRB.

Palavras-chave: Ligas de Alumínio. Estrôncio. Tratamento térmico. Rockwell B. Microestrutura.

ABSTRACT

ARRUDA, Elisson Jobbins de. GUIMARÃES, Bernardo Lohmann. **Analysis of the microstructure and hardness of modified alloys from the alloy A.380 after solution and aging treatment.** 2018. 64 f. Undergraduate Thesis (Graduation in Mechanical Engineering) - Federal Technology University - Paraná. Ponta Grossa, 2018.

The purpose of this work is to study the mechanical behavior and the microstructure of three aluminum alloys, where one is pure and the others are coming from the A.380 alloy, each one of them produced with different levels of strontium, 200ppm and 600ppm. The three alloys were casting in metallic molds, making it possible the manufacture of test specimens for the next steps of the work. Was realized six different combinations of heat treatment, using different temperature of solubilization and aging heat, in a sample of each alloy, and then they went prepared for the testing, aiming the mechanical properties characterization of each condition obtained. To evaluate the hardness achieved by each one of the pieces, was adopted the Rockwell B hardness test. To the determination and observation microstructural, was performed the metallographic characterization of all the samples studied. The addition of the strontium proved to be more effective with values close of 200 ppm. The best combination of heat treatment that was found was with the solubilization of 530°C and aging heat of 155°C, for the alloy with 200 ppm of strontium. In this case, the greatest microstructural differentiation was perceived, with the presence of a very visible spheroidization of the stages of the eutectic silicon, and a considerable increase in the values of hardness, increasing from 35.4 to 57.5 HRB.

Keywords: Aluminum Alloys. Strontium. Heat Treatment. Rockwell B. Microstructure.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1: Comparação entre grãos refinados e não refinados	23
Figura 2: Morfologia das fases eutéticas do silício	24
Figura 3: Comparação da porosidade entre ligas modificadas e não modificadas	27
Figura 4: Formação de intermetálicos facetados	28
Figura 5: Esquema do processo de endurecimento por precipitação	30
Figura 6: Dureza Brinell da liga A380 solubilizada a 480°C por 8 horas e envelhecida a 180°C, em função do tempo de envelhecimento	32
Figura 7: Fluxograma da metodologia adotada no trabalho	33
Figura 8: Composição das duas ligas base do trabalho	34
Figura 9: Estrutura metalográfica da liga pura, com ampliação de 100x	41
Figura 10: Estrutura metalográfica da liga modificada com 200ppm de estrôncio, com ampliação de 100x	42
Figura 11: Estrutura metalográfica da liga modificada com 600ppm de estrôncio, com ampliação de 100x	42
Figura 12: Estrutura metalográfica da liga modificada com 200ppm de estrôncio, com ampliação de 500x	43
Figura 13: Estrutura metalográfica da liga modificada com 600ppm de estrôncio, com ampliação de 500x	44
Figura 14: Evolução microestrutural da Liga 1 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C, com ampliação de 200x	46
Figura 15: Evolução microestrutural da Liga 1 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C, com ampliação de 500x	47
Figura 16: Evolução microestrutural da Liga 2 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C, com ampliação de 200x	49
Figura 17: Evolução microestrutural da Liga 2 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C, com ampliação de 500x	50

Figura 18: Evolução microestrutural da Liga 1 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C, com ampliação de 200x	53
Figura 19: Evolução microestrutural da Liga 1 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C, com ampliação de 500x	54
Figura 20: Evolução microestrutural da Liga 2 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C, com ampliação de 200x	56
Figura 21: Evolução microestrutural da Liga 2 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C, com ampliação de 500x	57

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1: Áreas de utilização do alumínio	16
Gráfico 2: Resultados de Dureza Rockwell B obtidos durante o ensaio	45
Gráfico 3: Evolução da dureza da Liga 1 de acordo com a temperatura de Solubilização, com tratamento de Envelhecimento a 155°C	51
Gráfico 4: Evolução da dureza da Liga 2 de acordo com a temperatura de Solubilização, com tratamento de Envelhecimento a 155°C	52
Gráfico 5: Evolução da dureza da Liga 1 de acordo com a temperatura de Solubilização, com tratamento de Envelhecimento a 180°C	58
Gráfico 6: Evolução da dureza da Liga 2 de acordo com a temperatura de Solubilização, com tratamento de Envelhecimento a 180°C	58
Gráfico 7: Evolução da dureza das ligas 1 e 2 de acordo com a temperatura de Solubilização, nos tratamentos de Envelhecimento a 155°C e 180°C	59

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Propriedades físicas do alumínio	17
Tabela 2: Composição química da liga A380 (dados em porcentual de massa)25	25
Tabela 3: Balanço de massa realizado para ambas as ligas.....	35
Tabela 4: Temperaturas dos tratamentos térmicos em cada amostra	37
Tabela 5: Nomenclatura das peças.....	38
Tabela 6: Configurações do equipamento para medição da dureza Rockwell B	39
Tabela 7: Composição química média, em porcentagem de massa, da liga 1 ..	40

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	OBJETIVO GERAL	15
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1	ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	16
2.2	CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO	18
2.3	ELEMENTOS DE LIGA E SUAS INFLUÊNCIAS	19
2.3.1	Silício	20
2.3.2	Cobre	20
2.3.3	Magnésio	21
2.3.4	Ferro	21
2.3.5	Níquel	22
2.3.6	Zinco	22
2.4	FAMÍLIA DE LIGAS 3XX.X: ALUMÍNIO-SILÍCIO-COBRE	22
2.5	REFINAMENTO DOS GRÃOS PRIMÁRIOS DE ALUMÍNIO	23
2.6	MODIFICAÇÃO DA FASE EUTÉTICA DO SILÍCIO NAS LIGAS ALUMÍNIO-SILÍCIO-COBRE	24
2.7	LIGA A380	24
2.8	ADIÇÃO DE ESTRÔNCIO NA LIGA DE ALUMÍNIO	25
2.9	EFEITO DO ESTRÔNCIO NA POROSIDADE	26
2.10	EFEITO DE SUPERMODIFICAÇÃO PELO ESTRÔNCIO	27
2.11	TRATAMENTO TÉRMICO EM LIGAS DE ALUMÍNIO	28
2.11.1	Tratamento Térmico na Liga A380	29
2.11.2	Tratamento Térmico de Solubilização	30
2.11.3	Tratamento Térmico de Envelhecimento	31
2.11.4	Tratamento Térmico na Liga A.380	31
3	MATERIAIS E METODOLOGIA	33
3.1	PREPARAÇÃO DAS LIGAS	33
3.2	FUNDIÇÃO DAS LIGAS	34
3.3	PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	36
3.4	REALIZAÇÃO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS	36

3.5	PREPARAÇÃO E ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	37
3.6	ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL B.....	39
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	40
4.1	ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS.....	40
4.2	ANÁLISE DA LIGA SOB DIFERENTES TEORES DE ESTRÔNCIO.....	41
4.3	ANÁLISE DA LIGA SOB DIFERENTES TEORES DE ESTRÔNCIO APÓS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO.....	45
4.3.1	Efeitos da Temperatura de Solubilização com Envelhecimento a 155°C.....	46
4.3.2	Efeitos da Temperatura de Solubilização com Envelhecimento a 180°C.....	53
4.4	COMPARAÇÃO DA DUREZA DA LIGA ENTRE OS ESTADO ESTUDADOS.....	59
5	CONCLUSÕES	61
	REFERÊNCIAS	62

1 INTRODUÇÃO

Na indústria moderna existe a necessidade de uma evolução e de uma atualização constante dos métodos produtivos, visando a diminuição de custos, o aumento da eficiência e da qualidade dos produtos. O desenvolvimento de novos materiais faz parte do cotidiano de uma empresa competitiva, buscando a substituição de um material já utilizado por outro de menor custo com melhores propriedades mecânicas, como por exemplo o menor peso. Assim sendo, surgem pesquisas a respeito do aperfeiçoamento das propriedades dos materiais e métodos de produção.

O alumínio é um dos materiais mais abundantes do planeta Terra. Segundo a Associação Brasileira do Alumínio (2003, 2006), a alumina constitui cerca de 15% da crosta terrestre, tornando as reservas minerais quase ilimitadas, sendo a bauxita o minério industrial mais importante para a obtenção da alumina, a matéria prima para a obtenção do alumínio. Dentre as propriedades do alumínio, as que mais se destacam são: baixa densidade (fornecendo um peso menor para as mesmas peças feitas com outros metais), boa resistência à oxidação, alta proporção de resistência mecânica e peso, altamente maleável (facilita produção, transporte, armazenamento), boa condutibilidade térmica e elétrica e fácil de reciclar. A combinação da abundância e das características do alumínio fazem dele o segundo metal com maior consumo anual na indústria, logo atrás do ferro.

Outra característica muito importante do alumínio é sua grande capacidade de se combinar com outros metais. A diversidade de ligas existentes amplia muito as aplicações desse metal, possibilitando a adequação segundo as exigências físicas e mecânicas do projeto. Devido ao grande número de ligas já criadas, há uma dificuldade de se estudar todas igualmente, sendo algumas menos usuais deixadas de lado por pesquisadores. Dentro de uma determinada liga existe uma série de outros elementos, onde a combinação das concentrações dos mesmos regradá o comportamento e a resposta mecânica dela. A liga A.380 é um exemplo de uma liga em desenvolvimento, onde nota-se poucos trabalhos que envolvem o processo de tratamento térmico nela, devido ao fato de que é mais comumente utilizada em processos de fundição sob pressão, sendo ela o enfoque deste trabalho.

Os tratamentos térmicos objetivam alterações nas propriedades mecânicas, microestruturais e físicas das ligas de interesse, sendo as principais delas o aumento

da resistência mecânica e da sua dureza. Em ligas de alumínio, o mecanismo mais comum de elevação dessas características é o processo conhecido como endurecimento por precipitação, onde partículas muito pequenas são formadas pela presença dos elementos de liga de uma fase precipitada (CALLISTER, 2002).

1.1 OBJETIVO GERAL

Analisar o efeito dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento na liga A.380 modificada pela adição de estrôncio.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Este trabalho tem os seguintes objetivos:

- Avaliar e comparar as possíveis alterações na microestrutura da liga sob estudo para as diferentes condições de tratamentos térmicos;
- Identificar as fases formadas pelos tratamentos térmicos realizados;
- Observar se houve aumento da dureza do material, comparando-a com o material sem tratamento térmico;
- Determinar se os procedimentos realizados para o aumento de resistência mecânica se mostram eficazes para a liga A.380 modificada.

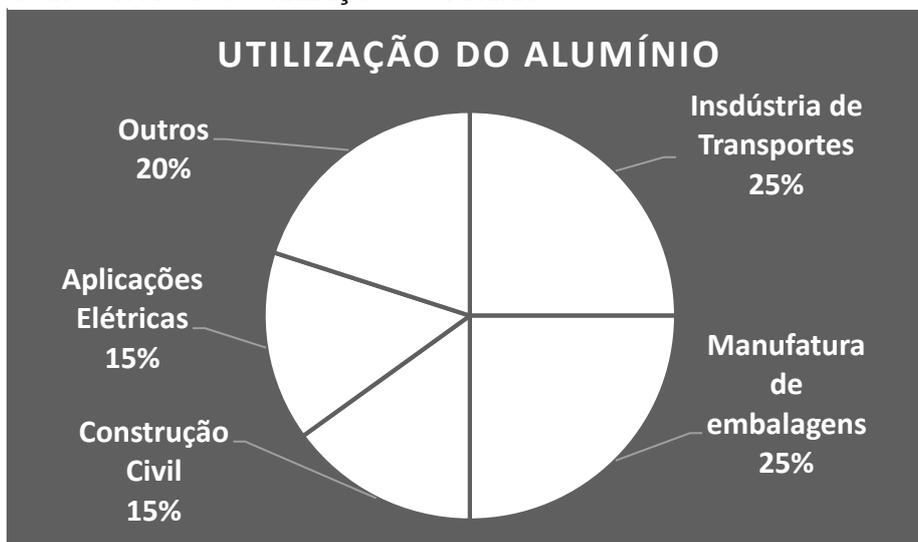
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O alumínio é o segundo elemento metálico mais abundante na crosta terrestre (ASM, 2004), porém este material começou a ter valor e maior destaque dentro da engenharia apenas no final do século 19, devido a algumas dificuldades. A principal barreira na produção de alumínio antes do início do século 20 é que esse metal não é simplesmente encontrado em sua forma elementar na natureza, e sim combinado com outros elementos. O minério que fornece alumínio é a bauxita, onde o metal é encontrado na forma de óxido de alumínio (Al_2O_3), ou popularmente conhecido como alumina. Devido às limitações tecnológicas e científicas da época, as dificuldades e os custos para se obter alumínio eram elevados, tornando os processos ineficientes e inviáveis (ASM, 2004).

Em 1886, Charles Hall, nos Estados Unidos da América, e Paul Heroult, na França, desenvolveram simultaneamente o processo de redução eletrolítica da alumina, processo que viabilizou economicamente a produção deste metal. Foi nesse momento em que o alumínio começou a desenvolver um papel importante dentro da indústria e da engenharia (ASM, 2004). Atualmente, a utilização do alumínio e suas ligas está apresentada no gráfico 1:

Gráfico 1: Áreas de utilização do alumínio



Fonte: ASKELAND (2010)

Observando o gráfico 1, destaca-se a aplicação do alumínio dentro do setor de transportes, pois sua aplicação busca reduzir consumo de combustíveis. Cada vez mais pesquisas estão sendo desenvolvidas a fim de se produzir materiais que possuem menores densidades e que resistam aos esforços que serão submetidos. Embora uma liga de alumínio possa ter um limite de resistência à tração menor ao de um aço, por exemplo, com base no seu peso ele será capaz de suportar uma carga maior, isso porque esses materiais possuem uma alta resistência específica (razão entre o limite de resistência à tração e a gravidade específica) (CALLISTER, 2002).

As ligas de alumínio e de outros materiais não ferrosos surgem como alternativa às ligas que possuem ferro como principal elemento, pois apesar de sua enorme aplicabilidade e variabilidade de propriedades, ainda assim possuem algumas limitações que são difíceis de serem contornadas. Entre essas limitações das ligas ferrosas, destacam-se a densidade relativamente alta, condutividade elétrica baixa, suscetibilidade inerente à corrosão em alguns ambientes usuais entre outras. Sendo assim, se torna interessante e vantajoso, ou até mesmo necessário, a utilização de ligas que possuam combinações de propriedades adequadas (CALLISTER, 2002).

A tabela 1 compara as características dos três principais metais utilizados atualmente:

Tabela 1: Propriedades físicas do alumínio

PROPRIEDADES FÍSICAS TÍPICAS	ALUMÍNIO	AÇO	COBRE
Densidade (g/cm ³)	2,70	7,86	8,96
Temperatura de Fusão (°C)	660	1500	1083
Módulo de Elasticidade (MPa)	70000	205000	110000
Coefficiente de Dilatação Térmica (L/°C);	23.10-6	11,7.10-6	16,5.10-6
Condutibilidade Térmica a 25°C (cal/cm/°C)	0,53	0,12	0,94
Condutibilidade Elétrica (%IACS)	61	14,5	100

Fonte: ABAL (2017)

As principais características do alumínio e de suas respectivas ligas que as fazem ser economicamente atrativas são a aparência (acabamento, superfície), baixo peso (ou densidade), resistência mecânica moderada e alta resistência à corrosão

(ASM, 2004). Além dessas características, destacam-se o fato de que o alumínio é um material não tóxico e que é altamente reciclável, tornando-o um material interessante do ponto de vista ecológico (ASKELAND, 2010).

O alumínio puro possui uma densidade de 2.70 g/cm^3 , cerca de um terço da densidade do aço, e seu módulo de elasticidade é aproximadamente $70 \times 10^3 \text{ MPa}$, de acordo com a tabela 1. Porém, as resistências mecânicas à tração, compressão, torção, e sua dureza, são baixas relativamente quando comparadas aos outros materiais utilizados. Apesar dessas limitações, suas propriedades podem ser aprimoradas através da adição de elementos de liga, e posteriormente através de tratamentos térmicos. Os principais elementos de liga dentre as ligas de alumínio são o cobre, magnésio, silício, manganês e o zinco (CALLISTER, 2002). A aplicação dessas técnicas citadas é capaz de fornecer um incremento de até 30 vezes no valor da dureza do alumínio puro (ASKELAND, 2010). Na maioria dessas ligas, o endurecimento se dá através da precipitação de dois elementos que não são o alumínio para formar um composto intermetálico. As ligas que não são tratáveis termicamente sofrem um aumento na resistência através do endurecimento por solução sólida. Outras ligas são tornadas termicamente tratáveis devido à adição de outros elementos de liga (CALLISTER, 2002).

Muitas destas ligas de alumínio são conformadas com facilidade, em virtude de suas elevadas ductilidades. A principal limitação da utilização do alumínio e de suas ligas fica por conta do baixo ponto de fusão, que ocorre aproximadamente a 660°C , restringindo consideravelmente a temperatura máxima de utilização (CALLISTER, 2002).

2.2 CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

Em geral, as ligas de alumínio são classificadas ou como fundidas ou como forjadas. As ligas forjadas, que são produzidas por deformação plástica, possuem composições e microestruturas significativamente diferentes das ligas fundidas devido às grandes diferenças da manufatura entre esses dois processos. Dentro desses dois principais grupos, as ligas ainda são subdivididas em tratáveis ou não tratáveis termicamente (ASKELAND, 2010).

As ligas fundidas possuem um sistema de designação. O sistema é feito por 3 dígitos e um valor decimal. Os primeiros dígitos de cada família correspondem ao principal elemento de liga, os segundos e terceiros dígitos são referentes à especificação das ligas (diferenciação), e os dígitos decimais diferenciam ligas produzidas por moldagem (.0) de ligas vazadas em lingotes (.1 e .2) (ASM, 2002).

- 1xx.x – Ligas com no mínimo 99% de pureza de alumínio;
- 2xx.x – Ligas que possuem o cobre como principal elemento de liga;
- 3xx.x – Ligas que possuem o silício como principal elemento de liga, mas que possuem cobre e/ou magnésio;
- 4xx.x – Ligas que possuem o silício como principal elemento de liga;
- 5xx.x – Ligas que possuem o magnésio como principal elemento de liga;
- 6xx.x – Família de ligas sem uso prático;
- 7xx.x – Ligas que possuem o zinco como principal elemento de liga;
- 8xx.x – Ligas que possuem o estanho como principal elemento de liga;
- 9xx.x – Ligas que possuem diversos elementos de liga.

Variações nas composições de cada liga são denotadas por prefixos em formato de letras, e são usadas principalmente para diferenciar as quantidades dos limites de impurezas (KAUFMAN; ROOY, 2004).

2.3 ELEMENTOS DE LIGA E SUAS INFLUÊNCIAS

Segundo Kaufman e Rooy (2004), os elementos de liga são classificados da seguinte maneira:

- Elementos Principais: elementos que irão definir as principais características da liga;
- Elementos menores (secundários): elementos que irão controlar o comportamento durante a solidificação, modificar a estrutura eutética, refinar as fases primárias e tamanho de grãos e promover ou eliminar a formação de determinadas fases;

- Elementos de impureza: esses elementos influenciam na habilidade de uma liga fundida e também na formação de fases insolúveis, promovendo propriedades indesejadas.

2.3.1 Silício

É o elemento de liga mais importante dentre todos os outros elementos relacionados às ligas de alumínio. Sua principal função é possibilitar uma boa fundição da liga, evitando possíveis problemas durante o processo de vazamento (APELIAN, 2009). Esse elemento melhora a fluidez, proporciona uma redução do coeficiente de expansão térmica além de aumentar a resistência ao desgaste de peças fundidas (ABAL, 2003).

Ainda segundo Apelian (2009), a presença de silício com outros elementos na liga proporciona um aumento na dureza. Por exemplo, quando combinado com magnésio, o silício forma Mg_2Si , promovendo um mecanismo de endurecimento efetivo. Isso significa que o silício é capaz de tornar certas ligas tratáveis termicamente.

2.3.2 Cobre

O cobre é o elemento de liga que mais impacta na resistência e dureza das ligas fundidas de alumínio, seja nas ligas tratáveis ou não tratáveis termicamente, ou em ligas que operam à temperatura ambiente ou a elevadas temperaturas (APELIAN, 2009). A resistência máxima geralmente é obtida em teores entre 4 e 6% Cu, dependendo também da influência dos outros elementos de liga (KAUFMAN; ROOY; 2004).

Outra modificação que o cobre acarreta é o aumento da usinabilidade do material, decorrente do aumento da dureza. Em contrapartida, a resistência à corrosão da liga é diminuída na presença do cobre, e ainda se observa que em conjunto com o silício, em quantidades moderadas, a fluidez da liga acaba se tornando pobre quando está sendo vazada e ocorrem problemas durante a solidificação do material (APELIAN, 2009).

2.3.3 Magnésio

O magnésio também possui papel no endurecimento e aumento da resistência das ligas de alumínio. O maior teor de solubilidade na fase sólida deste elemento de liga no alumínio é 17,4%, mas suas porcentagens geralmente não ultrapassam o valor de 5% (APELIAN, 2009). Apesar de ser um dos responsáveis pela formação fases de endurecimento, a fluidez da liga acaba sendo comprometida quanto maior a presença deste elemento (ABAL, 2003).

Ligas que apresentam magnésio na composição acabam tendo suas resistências aumentadas sem diminuir a ductilidade e a resistência à corrosão e a capacidade de fundição dessas ligas são relativamente boas (ASM, 2002). Por isso, é interessante utilizar o magnésio como elemento de liga nas famílias 2xx.x e 3xx.x, pois são essas ligas que possuem os principais elementos que combinam com ele.

2.3.4 Ferro

O ferro é uma impureza presente na maioria das ligas fundidas de alumínio. Em teores iguais ou acima de 0,8% reduzem a tendência da liga se “soldar” às ferramentas de fundição. O ferro é capaz de combinar com o alumínio, silício e uma variedade de elementos, formando diversas fases duras, complexas e insolúveis, e são responsáveis por aumentar a resistência, especialmente à quente. O grande problema é que há um aumento da fragilização da microestrutura (APELIAN, 2003).

Ele é o responsável por reduzir o tamanho de grãos nas ligas forjadas. Ligas específicas que contenham manganês podem ter uma combinação de resistência e ductilidade bastante útil. O ferro também é adicionado nas ligas alumínio-cobre-níquel a fim de incrementar a resistência em altas temperaturas (ASM, 2002). Porém, em algumas ligas, o aumento do teor de ferro diminui substancialmente a ductilidade (KAUFMAN; ROOY; 2004).

2.3.5 Níquel

O níquel normalmente é utilizado com o cobre como elemento de liga para promover uma melhoria das propriedades da liga quando trabalhada a quente. Ele também é responsável pela redução do coeficiente de expansão térmica (KAUFMAN; ROOY; 2004).

2.3.6 Zinco

O zinco não oferece benefícios significantes para as ligas de alumínio. Porém, em grandes teores e juntos com outros elementos, é um forte endurecedor (ABAL, 2003). A grande limitação dessas ligas que possuem zinco como elemento de liga é que elas são suscetíveis à trincas e corrosão sob tensão (ASM, 2002).

2.4 LIGAS ALUMÍNIO-SILÍCIO-COBRE

O subgrupo de ligas de alumínio 3xx.x, correspondente às ligas que possuem o silício como principal elemento de liga e com a presença de cobre, é um dos mais utilizados atualmente. Suas composições podem mudar de liga para liga, em que algumas possuem uma maior quantidade de silício, enquanto outras possuem maiores teores de cobre (KAUFMAN; ROOY, 2004).

O motivo da grande utilização dessas ligas é que elas possuem características muito interessantes para sua produção e também possuem resistência mecânica relativamente boa. Ligas que possuem altos teores de cobre são tratáveis termicamente. Quando feito os respectivos tratamentos térmicos, na presença de magnésio, suas características de dureza e resistência são elevadas consideravelmente (APELIAN, 2009). O cobre contribui principalmente no aumento de resistência e usinabilidade, e o silício incrementa a habilidade da liga de ser fundida (KAUFMAN; ROOY, 2004).

Ligas que possuem altas concentrações hipoeutéticas de silício são geralmente mais adequadas para fundições complexas, em moldes permanentes e não-permanentes. Ligas hipereutéticas de silício também possuem cobre. A fase

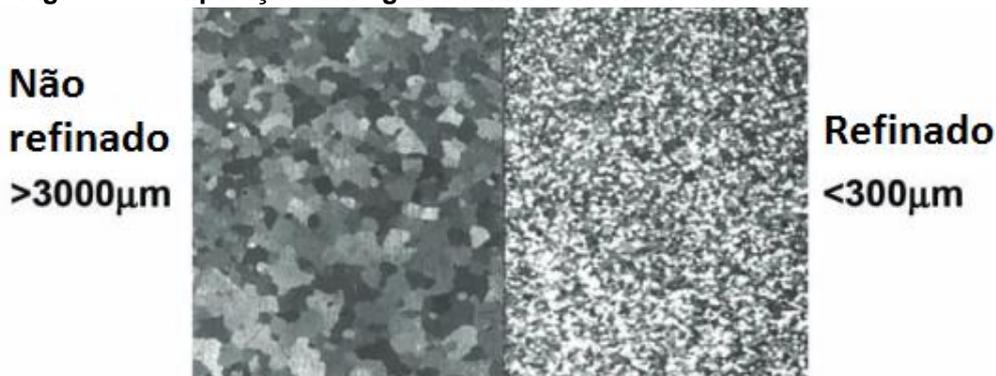
primária de silício concede excelente resistência a desgaste, e o cobre contribui elevando dureza e resistência mecânica à elevadas temperaturas (KAUFMAN; ROOY, 2004).

Além da adição de elementos de liga, pode-se melhorar as características e comportamento mecânico das ligas alumínio-silício-cobre através do refinamento dos grãos primários de alumínio e pela modificação das placas de Silício eutético.

2.5 REFINAMENTO DOS GRÃOS PRIMÁRIOS DE ALUMÍNIO

Titânio e boro são os elementos utilizados no refino dos grãos de alumínio. Segundo Apelian (2009), o titânio juntamente com alumínio forma $TiAl_3$, que serve para nuclear dendritas primárias de alumínio. Quanto maior for a frequência de nucleação ou formação de dendritas, maior será o número de grãos pequenos. O refinamento de grãos está ilustrado na figura 1, a seguir:

Figura 1: Comparação entre grãos refinados e não refinados



Fonte: Apelian (2009)

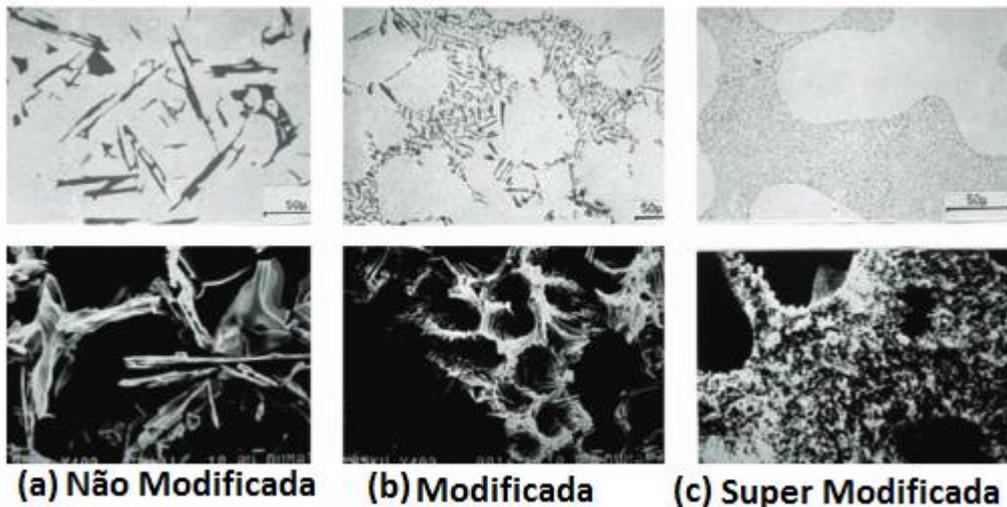
A eficiência do refinamento é aumentada quando titânio e boro são usados combinados, eles formam TiB_2 e $TiAl_3$, que em conjunto são mais efetivos que apenas o titânio em ação. É interessante fazer esse refino de grãos por isso acarretará em um aumento de resistência mecânica, já que há um aumento dos contornos de grãos, estes que atuam como barreiras para a movimentação de discordâncias (CALLISTER, 2002).

2.6 MODIFICAÇÃO DA FASE EUTÉTICA DO SILÍCIO NAS LIGAS ALUMÍNIO-SILÍCIO-COBRE

Segundo Apelian (2009), o silício eutético se solidifica numa rede contínua de plaquetas finas numa liga sem modificação. Essa morfologia fornece muitos concentradores de tensão, limitando significativamente a aplicação do material nas máximas resistência e ductilidade do material. O objetivo de se modificar essa fase eutética do silício através da adição de certos elementos, em ligas fundidas de alumínio-silício eutética e hipoeutéticas, é justamente modificar a morfologia dessa fase. A adição de estrôncio, sódio, cálcio e/ou antimônio transforma a morfologia da fase eutética para uma estrutura lamelar ou fibrosa.

A figura 2 mostra a morfologia das fases eutéticas do silício:

Figura 2: Morfologia das fases eutéticas do silício



Fonte: Apelian (2009)

Sendo “a” sem modificação (plaquetas finas), “b” com modificação (estrutura fibrosa) e “c” com supermodificação (estrutura lamelar):

2.7 LIGA A380

A liga A380 é uma liga modificada da classe 3xx.x, e possui composição química de acordo com a tabela 2, onde os dados são dados em percentual de massa segundo ASM (2002):

Tabela 2: Composição química da liga A380 (dados em porcentual de massa)

LIGA	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	OUTROS
380	7,5-9,5	2,0	3,0-4,0	0,5	0,1	0,5	3,0	0,35	0,5

Fonte: ASM (2002)

Essa liga em especial fornece um ótimo balanço entre custo de material, resistência moderada. Possivelmente esse é um dos motivos que a tornam bastante difundida e utilizada nas indústrias de fundição. Geralmente é comercializada após algum processo de reciclagem ou refusão, e possui tolerâncias bastantes amplas para seus constituintes. Esses e outros motivos tornam-na uma liga bastante vantajosa, no aspecto econômico e ambiental.

2.8 ADIÇÃO DE ESTRÔNCIO NA LIGA DE ALUMÍNIO

A baixa reatividade com o ambiente, a facilidade da estocagem, menor reatividade com refratários e o fato de que não ocorre produção de fumos, fazem do estrôncio o elemento modificador mais utilizado atualmente (FURLAN, 2008). Segundo ABAL (2003), ele é adicionado como modificador nas ligas de fundição para fins de modificar a morfologia do silício precipitado, de plaquetas poligonais para plaquetas arredondadas, fazendo com que ocorra uma melhora nas características mecânicas das peças fundidas.

Nas ligas de alumínio, a adição do estrôncio resulta em uma diminuição da nucleação da fase eutética do silício. O número de nucleações diminui rapidamente com a adição crescente do estrôncio até um ponto crítico, este que varia dependendo da composição da liga, e adições acima deste ponto crítico não apresentam redução adicional significativa na nucleação. As propriedades mecânicas ideais para as ligas de alumínio são atingidas com teores de estrôncio em torno de 0,012% em peso, no entanto existem outros estudos que defendem que o teor de estrôncio deve ficar entre 0,005% e 0,010% do peso total (DASGUPTA, 1988).

Para o caso das ligas com teores de estrôncio menores que o necessário para atingir uma modificação ideal, é comum ocorrer o aparecimento de uma microestrutura parcialmente modificada, onde aparecem partículas de silício em forma de placas e outras em forma de fibras (ARAÚJO, 2012). As ligas parcialmente modificadas podem ser obtidas por meio da adição insuficiente de estrôncio ou então por meio de uma baixa velocidade de resfriamento.

As ligas que apresentam os teores de estrôncio superiores ao necessário para a modificação ideal do grão são chamadas de ligas supermodificadas, como é o caso das ligas em estudo neste trabalho, que possuem 200ppm e 600ppm. De acordo com Furlan (2008), a adição do estrôncio como modificador de liga é responsável pela aceleração do processo de dissolução de partículas intermetálicas contendo ferro (β -Al₅FeSi), e estas partículas são extremamente prejudiciais às propriedades mecânicas e de alongamento dessas ligas por crescerem de forma alongada. No entanto, o efeito do estrôncio na dissolução das partículas de ferro é anulado devido a presença de refinadores de grão na liga.

2.9 EFEITO DO ESTRÔNCIO NA POROSIDADE

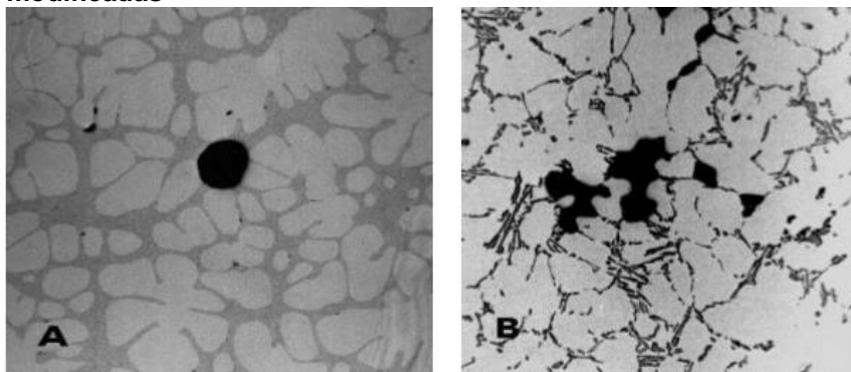
Um dos problemas mais comuns no processo de fundição de alumínio é a porosidade. Segundo Araújo (2012), três características contribuem para este fato, são elas: a elevada condutividade térmica do alumínio, elevado calor específico e o baixo coeficiente de distribuição do silício dentro do alumínio durante a solidificação. Sendo que as duas primeiras características fazem com que ocorra um atraso durante a formação do escudo protetor para sólido durante a solidificação dos fundidos e a terceira favorece a formação da fase α -Al com uma morfologia dendrítica, fazendo com que a liga apresente uma solidificação pastosa.

Uma solidificação pastosa faz com que possa ocorrer segregação de hidrogênio e/ou microrechupes no processo, de modo que os poros podem ser causados tanto por um quanto por outro.

Existem estudos que descrevem e comparam a diferença morfológica dos poros em ligas modificadas com estrôncio com os poros das ligas não modificadas. Liu (2005) fala que os poros são predominantemente arredondados em ligas

modificadas com estrôncio e são interdendríticas em ligas não modificadas, como é mostrado na figura 3.

Figura 3: Comparação da porosidade entre ligas modificadas e não modificadas



Fonte: Liu (2005)

Onde, a figura da esquerda representa uma liga de alumínio modificada com estrôncio que apresenta microestrutura com porosidade arredondada, e a da direita é de uma liga de alumínio não modificada que apresenta sua microestrutura com porosidade irregular e interdendrítico, ambas as fotos com ampliação de 70x.

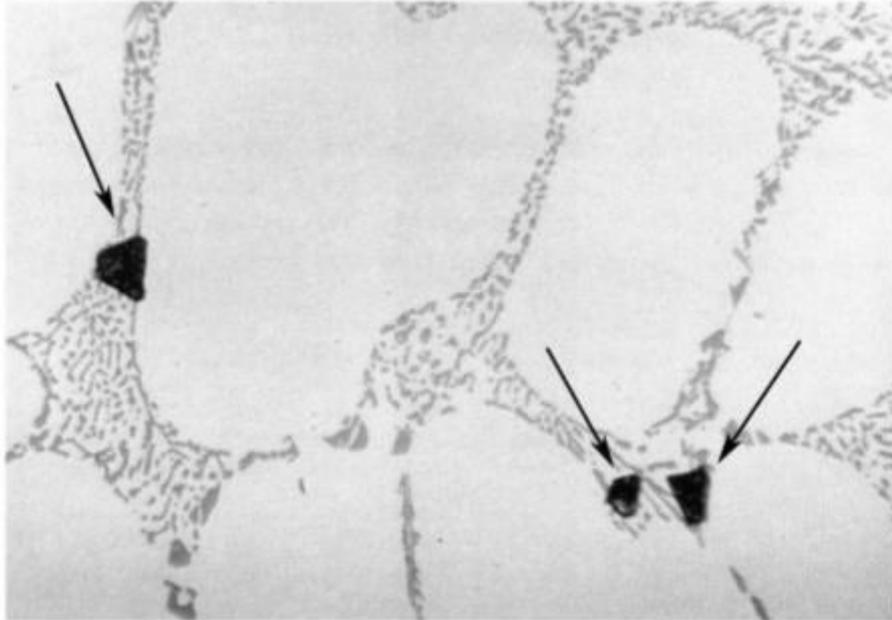
2.10 EFEITO DE SUPERMODIFICAÇÃO PELO ESTRÔNCIO

Para o caso do estrôncio, a literatura sobre a supermodificação é muito escassa, e nas poucas publicações sobre o assunto a quantidade de estrôncio adicionada é exagerada.

Como dito anteriormente, com o aumento da porcentagem de estrôncio utilizado ocorre um decréscimo das propriedades mecânicas do material. Essa supermodificação é caracterizada pelo engrossamento das partículas de silício, o que acaba sendo responsável pela presença de propriedades mecânicas mais baixas que em uma amostra com modificação ideal da mesma liga (DASGUPTA, 1988).

Há alguns estudos que mostram que com o uso de maiores porcentagens de estrôncio há formação de uma nova fase facetada, e como pode ser visto na figura 4, para ligas contendo 0,05% de estrôncio ou mais, ocorre a formação de intermetálicos facetados do tipo $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ (FURLAN, 2008).

Figura 4: Formação de intermetálicos facetados



Fonte: Furlan (2008)

A figura 4 é a visão da microscopia de uma amostra que contém 0,05% de estrôncio, em peso, ampliada 560x, onde as setas apontam para as partículas intermetálicas facetadas do tipo Al₂Si₂Sr que foram formadas.

2.11 TRATAMENTO TÉRMICO EM LIGAS DE ALUMÍNIO

A têmpera é uma condição aplicada ao metal ou liga, que pode ser através de deformação plástica a frio ou de tratamento térmico, proporcionando uma melhora na estrutura e propriedades mecânicas características (ABAL, 2003). Desta forma, as ligas de alumínio tratáveis termicamente podem ser trabalhadas a frio e ainda serem submetidas a um tratamento térmico para conseguir um aumento de sua resistência mecânica, e as ligas que não podem ser endurecidas por tratamento térmico só podem ser submetidas a tratamentos térmicos como de estabilização e recozimento pleno ou parcial.

A Associação Brasileira do Alumínio classifica as têmperas conforme a NBR 6835 e de acordo com os processos a que são submetidas, elas são:

- “F” - como fabricada: aplica-se aos produtos obtidos através de processos de fabricação em que não se emprega qualquer controle especial sobre as condições térmicas ou de encruamento;
- “O” - recozida: aplica-se aos produtos acabados, no estado em que apresentam o menor valor de resistência mecânica;
- “H” - encruada: aplica-se aos produtos em que se aumentou a resistência mecânica por meio de deformação plástica a frio e, que podem ou não, receber um recozimento complementar;
- “W” - solubilizada: aplica-se somente a algumas ligas, as quais envelhecem naturalmente à temperatura ambiente após o tratamento de solubilização;
- “T” - tratada termicamente: aplica-se aos produtos que sofrem tratamento térmico com ou sem deformação plástica complementar.

As têmperas “T” são seguidas de números de 1 a 10, que indicam sequências específicas de tratamentos básicos, mas nas ligas para peças fundidas, devido ao fato de não poderem ser trabalhadas a frio, somente é possível aplicar algumas designações (ABAL, 2003):

- T2 - alívio de tensões;
- T4 - tratamento térmico de solubilização;
- T5 - envelhecimento artificial;
- T6 - tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial;
- T7 - tratamento térmico de solubilização e estabilização.

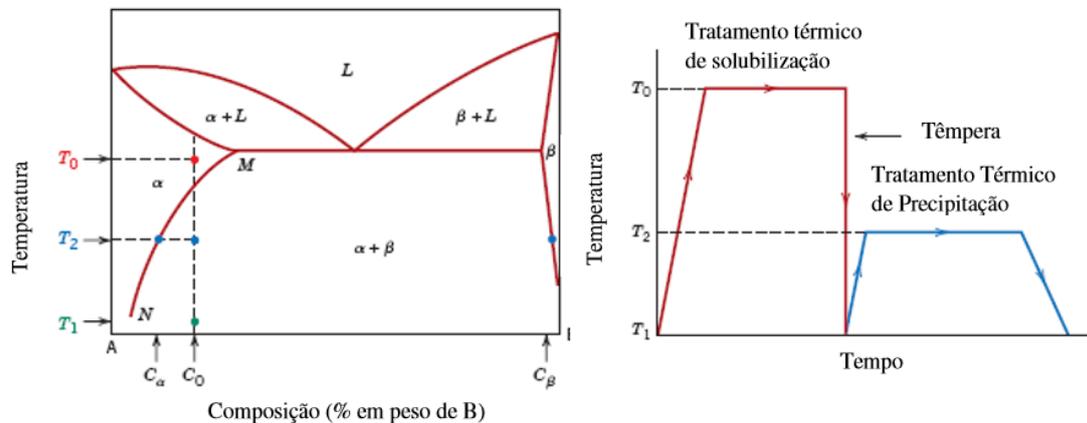
2.11.1 Tratamento Térmico na Liga A380

Para a liga estudada, sendo que é uma liga fundida, o tratamento térmico mais indicado é o T6: solubilizado e depois envelhecido artificialmente.

O tratamento térmico T6 é na maioria dos casos um passo essencial no processo de manufatura, ele apresenta dois efeitos benéficos: uma melhor ductilidade e tenacidade a fratura e um maior limite de escoamento. O primeiro benefício é obtido através do tratamento de solubilização, enquanto que o segundo é alcançado através

da combinação de tratamento de solubilização, têmpera e envelhecimento artificial. Seu processo de endurecimento ocorre de acordo com a figura 5:

Figura 5: Esquema do processo de endurecimento por precipitação



Fonte: Callister (2002)

Este processo envolve o uso do tratamento térmico de solubilização seguido do envelhecimento artificial, ele pode ser aplicado em produtos que não sofrem deformação plástica depois do tratamento térmico ou nos que o efeito do encruamento pode ser desprezado.

2.11.2 Tratamento Térmico de Solubilização

O tratamento térmico de solubilização consiste em aquecer a liga até uma temperatura dentro do campo monofásico α e aguardar nessa temperatura até que toda a fase β que possa ter estado presente seja completamente dissolvida. O tempo de tratamento varia de acordo com a espessura das peças a serem tratadas, visto que toda ela deve conseguir alcançar a temperatura requerida.

Esse procedimento é seguido de resfriamento rápido, ou têmpera, até a temperatura ambiente, no sentido de que qualquer difusão e a consequente formação de qualquer fração da fase β seja prevenida. Dessa forma, existe uma situação de ausência de equilíbrio, onde somente uma solução sólida na fase α supersaturada com elementos de liga está presente à temperatura ambiente (CALLISTER, 2002).

Este tratamento térmico tem por objetivo dissolver totalmente as fases microscópicas presente na peça, sendo que para isto acontecer é preciso que a

temperatura do tratamento deve ser um nível abaixo da temperatura de fusão do material para evitar que ocorra o superaquecimento ou uma fusão parcial.

O tratamento térmico de solubilização de ligas de alumínio fundida resulta na dissolução dos elementos de liga silício e magnésio na matriz de alumínio, na dissociação da estrutura do silício e esferoidização das partículas resultantes e em uma homogeneização geral da peça. O aumento dos limites de resistência e de escoamento ocorre através do endurecimento por solução sólida e o aumento na ductilidade através da esferoidização silício eutético (CHAUDHURY; APELIAN, 2005).

2.11.3 Tratamento Térmico de Envelhecimento

O tratamento térmico de envelhecimento, ou precipitação, consiste no processo de aquecer a liga solubilizada até uma temperatura intermediária, localizada dentro da região bifásica $\alpha + \beta$. A fase β precipitada começa a se formar na forma de partículas finamente dispersas com composição $C\beta$, ou seja, enriquecidos por soluto. Após o tempo de necessário de envelhecimento na temperatura selecionada, a liga é resfriada até a temperatura ambiente, normalmente a taxa de resfriamento não é considerada importante (HASKEL, 2009).

Durante o envelhecimento, com o passar do tempo, a resistência ou a dureza aumentam até atingir um limite máximo e depois de um limite máximo elas começam a diminuir, essa redução que ocorre após longos períodos de tempo é conhecida por superenvelhecimento. Quanto maior a temperatura, menor o tempo de tratamento (envelhecimento) necessário para se atingir o pico máximo de resistência (CALLISTER, 2002).

2.11.4 Tratamento Térmico na Liga A.380

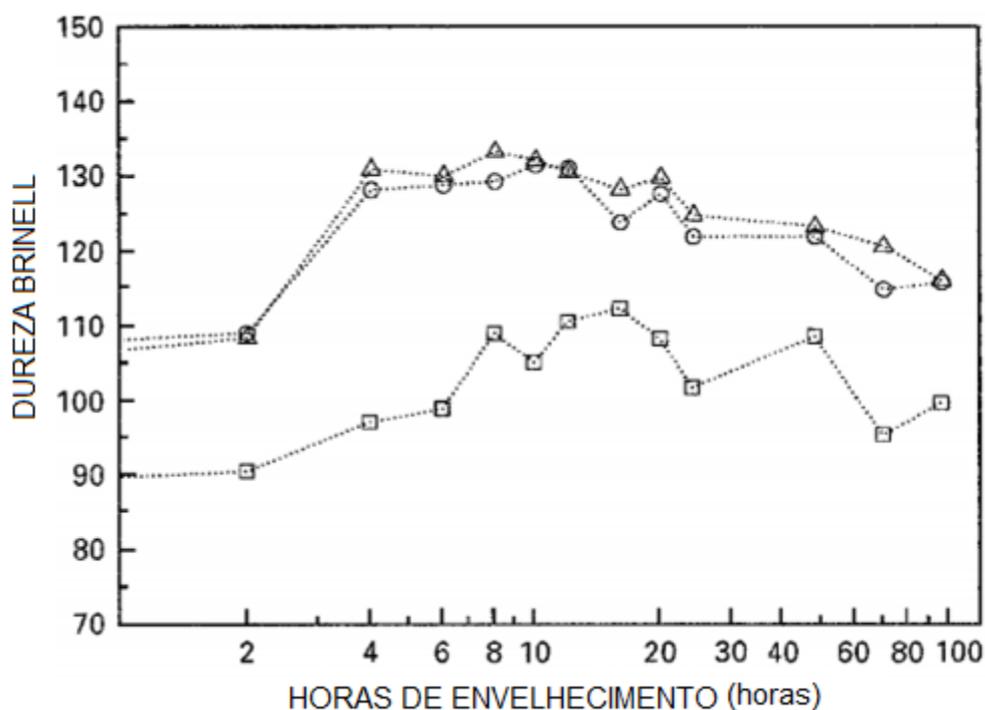
A bibliografia acerca do tema é bastante escassa quando se trata da liga A380. São poucos pesquisadores ao longo da história que desenvolveram trabalhos em cima dessa liga, sendo esse uma das motivações deste trabalho.

Um estudo feito por Liu (1995) mostrou os resultados dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento para a liga em questão neste trabalho.

Seu estudo baseou-se na variação dos teores de Magnésio, apresentando três diferentes porcentagens para o elemento. Esses teores foram: 0,06%, 0,33% e 0,5% da massa. Desenvolveu-se então os tratamentos térmicos T5 e T6 para essas amostras, em diferentes temperaturas e tempos.

O tratamento escolhido para o trabalho aqui apresentado baseou-se nos melhores resultados obtidos por Liu (1995). Liu obteve os resultados de dureza Brinell apresentados na figura 6, para a liga A380 que foi solubilizada a 480°C por 8 horas e envelhecida a 180°C.

Figura 6: Dureza Brinell da liga A380 solubilizada a 480°C por 8 horas e envelhecida a 180°C, em função do tempo de envelhecimento



Fonte: Liu (1995)

Observa-se que para a liga com 0,06% de Mg, que é o teor mais próximo do material aqui estudado, os melhores resultados foram obtidos com tempos de envelhecimento a partir de 8 horas. Sendo assim, essas temperaturas e tempos se tornam a referência para o trabalho aqui desenvolvido.

3 MATERIAIS E METODOLOGIA

A metodologia utilizada para a realização deste trabalho foi explicitada em forma de fluxograma, na figura 7, e todas as etapas que foram realizadas até a efetuação de ensaios das amostras tratadas termicamente e a análise final foram descritas nos tópicos seguintes.

Figura 7: Fluxograma da metodologia adotada no trabalho



Fonte: Autoria própria

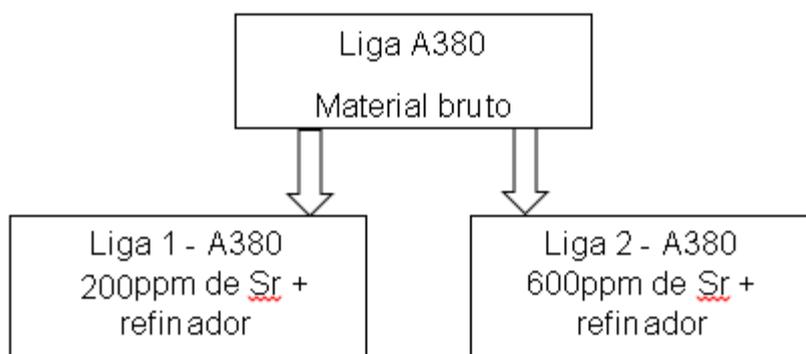
3.1 PREPARAÇÃO DAS LIGAS

O material que foi utilizado no estudo é uma liga comercial reciclada designada como A380, qual nos foi disponibilizada por meio de lingotes. Com a

utilização de uma serra fita modelo DIPLOMAT 3001, disponível no laboratório de Usinagem, no Campus Ponta Grossa da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, dois lingotes foram cortados em pedaços menores, a fim de que coubessem dentro do cadinho para sua fusão.

Foram analisadas além de uma liga fundida, outras duas ligas com diferentes teores de estrôncio, uma com 200ppm e a outra com 600ppm, onde suas designações serão liga 1 e liga 2, respectivamente. O estrôncio adicionado às ligas estava disponível na forma de uma outra liga de composição química 90wt%Al-10wt%Sr, a qual foi obtida comercialmente na forma de varetas. O refinador de grãos que foi adicionado às ligas também estava disponível do mesmo modo, com a liga de composição química 94wt%Al-5wt%Ti-1wt%B, sendo que esse refinador foi utilizado nas duas ligas e sua quantidade foi definida para que a porcentagem final de titânio fosse 0,2% sobre a massa das ligas. A figura 8 esquematiza como ficou definida as composições das duas ligas base deste trabalho.

Figura 8: Composição das duas ligas base do trabalho



Fonte: autoria própria

3.2 FUNDIÇÃO DAS LIGAS

As ligas foram fundidas em um forno de indução da marca GRION, de potência igual a 35 kW, localizado no laboratório de Conformação Mecânica, no

Campus Ponta Grossa da Universidade Tecnológica Federal do Paraná. A temperatura de fusão adotada foi de 750°C.

Foi realizado um balanço de massas da liga A380 bruta, da liga que contém o estrôncio e também da que contém o refinador de grãos, a fim de se obter os desejados teores previamente definidos. Respeitando a capacidade máxima do cadinho, as massas de cada um dos materiais que foram adicionados nos dois vazamentos estão mostradas na tabela 3, para ambas as ligas (as massas foram medidas com a utilização de uma balança digital aferida).

Tabela 3: Balanço de massa realizado para ambas as ligas

LIGA	MATERIAL	LIGA A380	MODIFICADOR	REFINADOR	TOTAL
LIGA 1	Massa (g)	2119,00	4,40	88,50	2211,90
	Porcentagem (%)	95,80	0,20	4,00	100,00
LIGA 2	Massa (g)	2159,00	13,60	90,50	2211,10
	Porcentagem (%)	95,40	0,60	4,00	100,00

Fonte: autoria própria

O refinador de grãos e o modificador de fase eutética foram adicionados logo após a total fusão da liga bruta dentro do forno, então deixados em banho durante cinco minutos, para se obter a total dissolução dos elementos químicos, e em seguida foi realizado cada um dos vazamentos. Estes que foram realizados em moldes metálicos de diâmetro interno aproximadamente igual a 31 mm e com comprimento total de 250 mm.

As composições químicas das duas ligas foram atestadas por meio de uma análise química, com a utilização de um espectrômetro no Laboratório de Tixoconformação do DEF/FEM/UNICAMP, para cada uma das ligas estudadas, foram realizadas 7 análises e o valor médio encontrado é o que foi o considerado para este trabalho.

3.3 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os lingotes, que foram obtidos após os vazamentos, passaram por uma usinagem externa, buscando uma maior qualidade superficial, buscando remover ocasionais defeitos de fundição, como rechupes, deformidades e não linearidades.

Em seguida, todos os lingotes foram torneados até atingir o diâmetro de 29 mm e, com a utilização de uma serra fita, cortados em amostras com altura aproximada de 10 mm.

3.4 REALIZAÇÃO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS

Foi realizado nas amostras dois tipos diferentes tipos de tratamento térmico, a solubilização e o envelhecimento, com diferentes valores de temperaturas. Ambos os procedimentos foram realizados no laboratório de Conformação Mecânica da UTFPR, no campus Ponta Grossa, utilizando o forno de resistência elétrica da marca HAS.

Três temperaturas distintas foram adotadas para a realização do tratamento de solubilização, 480°C, 510°C e 530°C, estas que foram selecionadas por apresentarem melhores resultados segundo Liu (1995). As amostras foram divididas em três grupos e cada um deles foi colocado no forno, para o tratamento em sua temperatura específica, durante oito horas. Foi realizado o resfriamento das amostras em água aquecida a 60°C.

Quando todas as peças terminaram de receber o tratamento de solubilização, foi iniciado a segunda fase do tratamento térmico, o envelhecimento. Para este processo, cada um dos grupos foi subdividido em dois subgrupos, sendo que cada um destes recebeu o envelhecimento térmico em temperaturas de 155°C e 180°C, ambos durante 8 horas. Formando seis diferentes tipos de combinações de tratamentos para cada uma das ligas iniciais.

A tabela 4 apresenta quais tratamentos térmicos foram realizados em cada amostra, quais eram suas respectivas temperaturas e as nomenclaturas dadas a cada um deles para facilitar sua diferenciação:

Tabela 4: Temperaturas dos tratamentos térmicos em cada amostra

LIGA	T _{SOLUBILIZAÇÃO} (°C)	T _{ENVELHECIMENTO} (°C)	NOME
1	480	155	1ax
		180	1ay
	510	155	1bx
		180	1by
	530	155	1cx
		180	1cy
2	480	155	2ax
		180	2ay
	510	155	2bx
		180	2by
	530	155	2cx
		180	2cy

Fonte: autoria própria

Todas as amostras citadas acima e mais uma amostra do alumínio puro (que será chamada de 0), que foi apenas vazada, sem a adição de estrôncio e sem receber nenhum tipo de tratamento térmico, foram levadas para a etapa da preparação e análise metalográfica.

3.5 PREPARAÇÃO E ANÁLISE METALOGRAFICA

Devido ao fato de os corpos de prova apresentarem dimensões relativamente grandes nas superfícies que foram analisadas, não foi necessário a realização do embutimento das peças. Ao todo, foram feitos 15 corpos de prova, incluindo os que

receberam e os que não receberam tratamento térmico e o do alumínio puro, como pode ser visto na tabela 5:

Tabela 5: Nomenclatura das peças

NOME	NÚMERO DE AMOSTRAS	TRATAMENTO TÉRMICO
0	1	Não
1	1	Não
1AX	1	Sim
1AY	1	Sim
1BX	1	Sim
1BY	1	Sim
1CX	1	Sim
1CY	1	Sim
2	1	Não
2AX	1	Sim
2AY	1	Sim
2BX	1	Sim
2BY	1	Sim
2CX	1	Sim
2CY	1	Sim

Fonte: autoria própria

Todas as peças passaram pela etapa do lixamento, onde foi utilizado as lixas de 100, 220, 400 e 600 *mesh*. Tudo isso utilizando uma máquina de lixamento semiautomática da marca AROTEC, com 0,25W de potência e com a taxa de rotação por minuto podendo variar entre 125, 250, 300 e 600, mudando o sentido do lixamento em 90° cada vez que mudou-se de lixa. Este o processo foi realizado no laboratório de preparação metalográfica, no Campus Ponta Grossa da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Seguido do processo de lixamento, foi realizado o polimento dos corpos de prova utilizando duas concentrações diferentes de suspensão de diamante, $3\mu\text{m}$ e $0,25\mu\text{m}$, em uma politriz, da marca AROTEC, e em seguida o polimento final foi feito, no mesmo equipamento, porém utilizando uma solução de sílica coloidal com $0,04\mu\text{m}$, até que as peças apresentassem um acabamento superficial isento de marcas.

Quando as amostras estavam polidas, foi iniciada a realização da análise metalográfica sem utilização de reagente, por meio do uso de um microscópio óptico, no laboratório de preparação metalográfica, na UTFPR de Ponta Grossa.

Todas as peças foram analisadas e fotografadas com ampliações de 100, 200 e 500 vezes do seu tamanho original. As imagens foram selecionadas e arquivadas para futuras comparações.

3.6 ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL B

Posteriormente a análise metalográfica, também foi realizado um ensaio de dureza nos corpos de provas, a fim de se comparar os resultados alcançados entre os diferentes lotes de amostras.

O método de ensaio que foi selecionado para tal comparação foi o ensaio de dureza Rockwell B, com a utilização de um penetrador do tipo esférico, o equipamento estava disponível no laboratório de preparação metalográfica, no campus de Ponta Grossa da UTFPR, sua configuração para os testes pode ser vista na tabela 6.

Tabela 6: Configurações do equipamento para medição da dureza Rockwell B

ESCALA DE DUREZA	SÍMBOLO DE DUREZA	TIPO DE PENETRADOR	PRÉ-CARGA	FORÇA ADICIONAL	CAMPO DE APLICAÇÃO
B	HRB	Esfera de $1,5875\text{ mm}$	98,07 N 10 kgf	882,6 N 90 kgf	20 HRB até 100 HRB

Fonte: Metrologia e Medições (2017)

Para cada um dos corpos de prova foi obtida 5 medições de dureza, em diferentes regiões ao longo de suas superfícies externas cilíndricas.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão descritos, discutidos e analisados os resultados encontrados ao decorrer da metodologia aplicada, divididos em duas etapas: a comparação entre os dados obtidos dos corpos de prova com diferentes teores de estrôncio; e a comparação dos dados obtidos a partir dos corpos de prova que receberam tratamentos térmicos.

4.1 ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS

Os resultados que foram encontrados para as composições químicas das ligas 1 e 2 estão demonstrados na tabela 7, em percentual de massa.

Tabela 7: Composição química média, em porcentagem de massa, da liga 1

ELEMENTO	LIGA 1 MÉDIA (%)	LIGA 2 MÉDIA (%)	ELEMENTO	LIGA 1 MÉDIA (%)	LIGA 2 MÉDIA (%)
ALUMÍNIO	83,493	83,679	CROMO	0,0090	0,0099
SILÍCIO	8,570	8,01	ESTANHO	0,3073	0,2983
COBRE	3,270	3,49	TITÂNIO	0,2353	0,2386
MAGNÉSIO	0,059	0,060	CHUMBO	0,1495	0,1469
FERRO	0,777	0,865	ESTRÔNCIO	0,0142	0,0576
MANGANÊS	0,111	0,109	CÁLCIO	0,0004	0,0005
NÍQUEL	0,174	0,164	BORO	0,0017	0,0023
ZINCO	2,831	2,867			

Fonte: Autoria própria

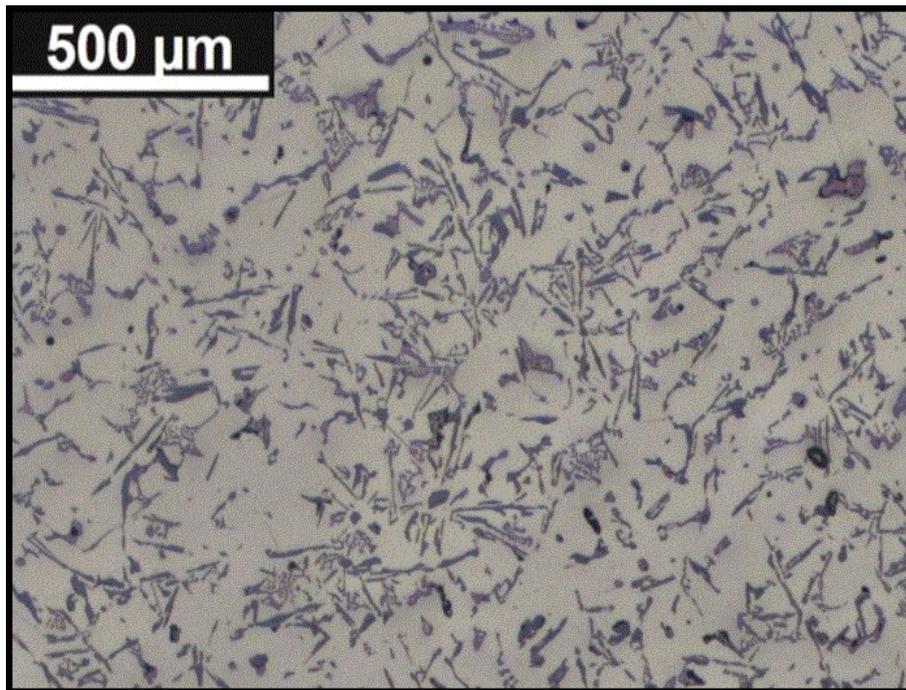
Por meio da tabela 7 é possível ver com clareza a diferença do percentual de estrôncio presente em cada uma das ligas.

4.2 ANÁLISE DA LIGA SOB DIFERENTES TEORES DE ESTRÔNCIO

Durante a etapa da análise metalográfica foi possível notar que entre as amostras selecionadas houve notáveis diferenças nas microestruturas formadas durante o processo de solidificação.

Para fins de comparação, a figura 9 mostra a análise metalográfica realizada por Ferreira (2017) para a liga em sua forma bruta.

Figura 9: Estrutura metalográfica da liga pura

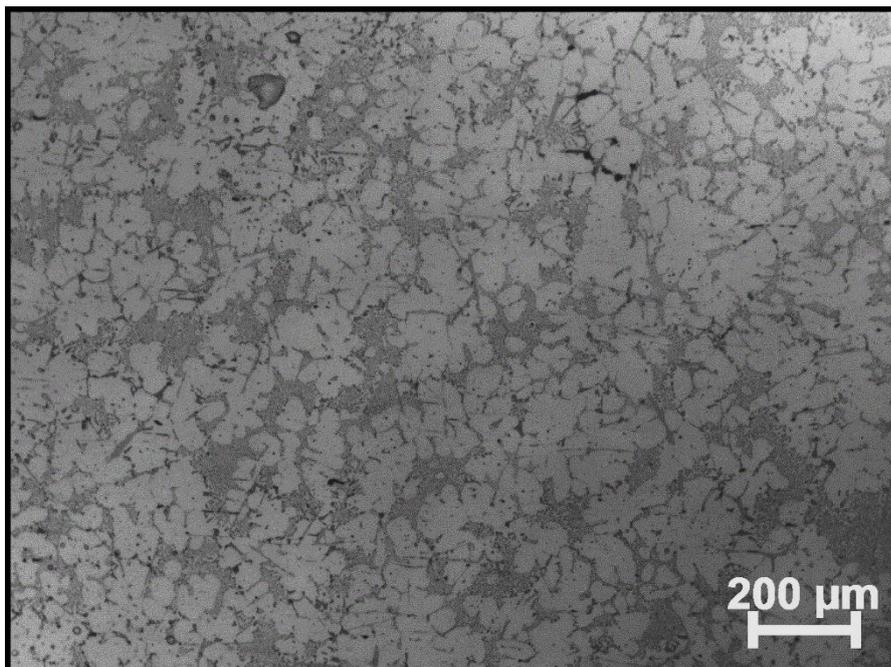


Fonte: Ferreira (2017)

Na figura 9, Ferreira (2017) constata que a microestrutura da liga é formada por regiões claras, compostas pela fase Al- α , que se encontram envoltas por estruturas aciculares de tons mais escuros, estas que se tratam da combinação da fase eutética Al-Si e do intermetálico Fe- β . Pode-se supor que devido ao fato de o crescimento e nucleação do Al-eutético ocorrer adjacente às dendritas de Al-primário, não é possível diferenciar claramente as estruturas dendríticas do Al- α .

Na figura 10 é possível verificar as microestruturas presentes nas amostras de 200ppm de estrôncio.

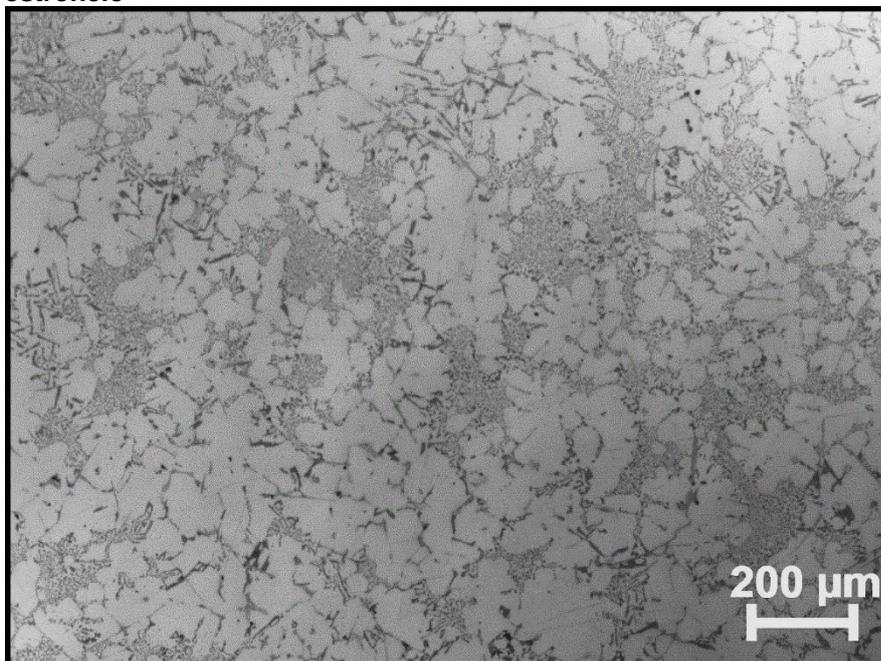
Figura 10: Estrutura metalográfica da liga modificada com 200ppm de estrôncio



Fonte: autoria própria

Na figura 11 é possível verificar quais são as microestruturas formadas nas amostras que continham o valor de 600ppm de estrôncio adicionados em sua liga base, com a utilização de uma lente para a ampliação de 100x.

Figura 11: Estrutura metalográfica da liga modificada com 600ppm de estrôncio



Fonte: autoria própria

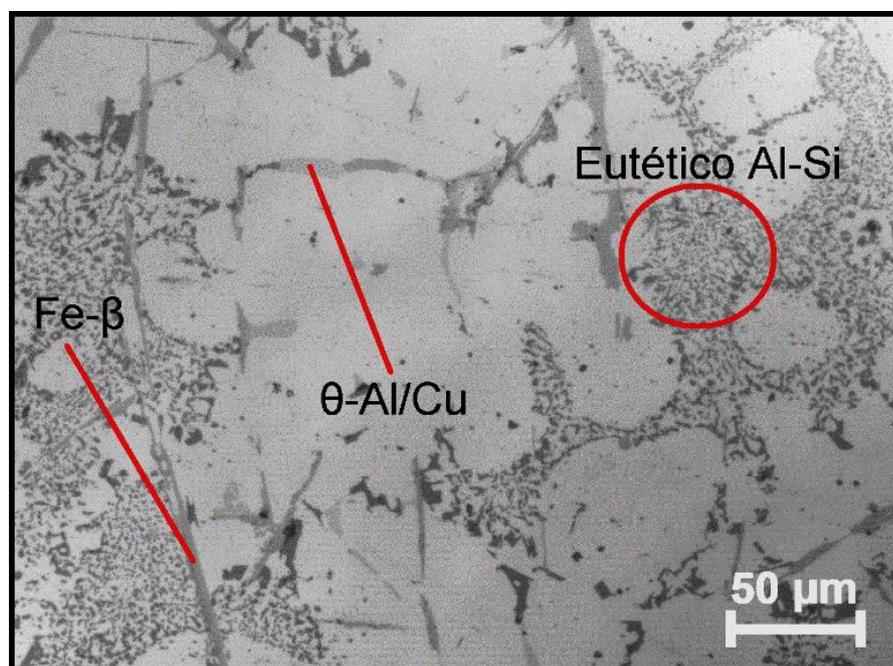
Pode-se observar que a adição do estrôncio modifica a estrutura da liga, nas micrografias das figuras 10 e 11, onde as microestruturas do alumínio primário que estão em formas de rosetas equiaxiais cercadas pela fase eutética Al-Si bastante refinada, quando feita comparação com a liga pura.

Segundo Ferreira (2017), a melhor diferenciação entre o alumínio primário e o eutético é um resultado do refinamento eutético e uma indicação da alteração da forma do mecanismo de nucleação ocorrido devido a inclusão do estrôncio como elemento de liga. Esta reação se deve ao fato de que quando o Sr interage com as partículas de fosforeto de alumínio, ele impede que o Si continue a nuclear próximo da região do Al primário, fazendo com que ele passe a nuclear de outras formas e alterando também o modo do Al eutético, segundo Nogita (2004).

Ao analisar as figuras 10 e 11, é possível perceber que não ocorre uma mudança microestrutural muito significativa entre os dois casos, sendo assim, pode-se considerar que a amostra que foi modificada com 600ppm de estrôncio apresenta uma condição de supermodificação, como esperado pela literatura

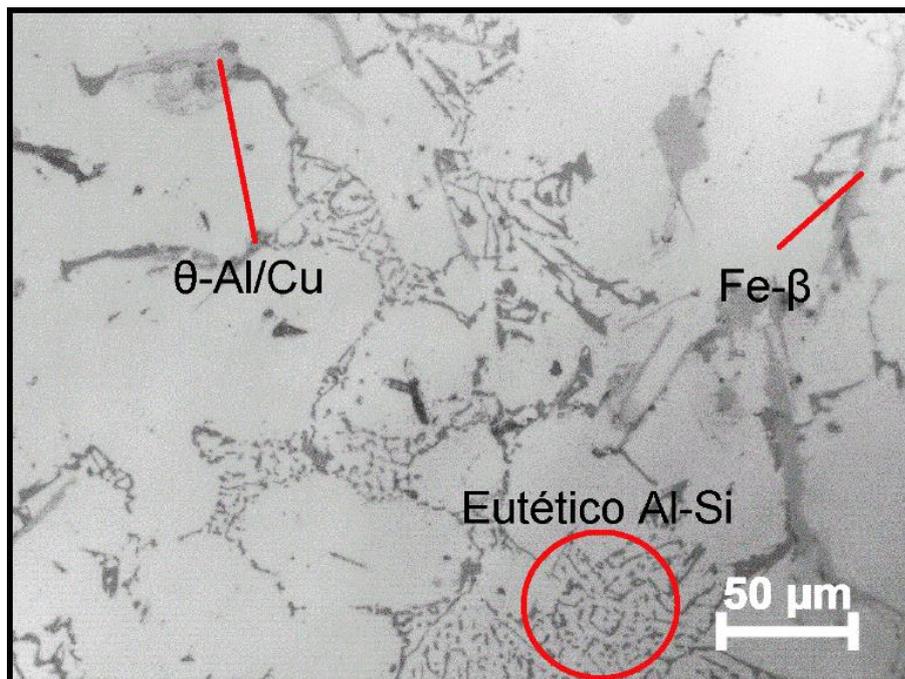
Por meio das imagens 12 e 13 é possível ter uma melhor visão das microestruturas presentes nas amostras, elas foram retiradas com o auxílio de uma lente com grau de aumento de 500x, sendo, respectivamente, as mesmas com adição de estrôncio nas taxas de 200ppm e 600ppm.

Figura 12: Estrutura metalográfica da liga modificada com 200ppm de estrôncio



Fonte: autoria própria

Figura 13: Estrutura metalográfica da liga modificada com 600ppm de estrôncio



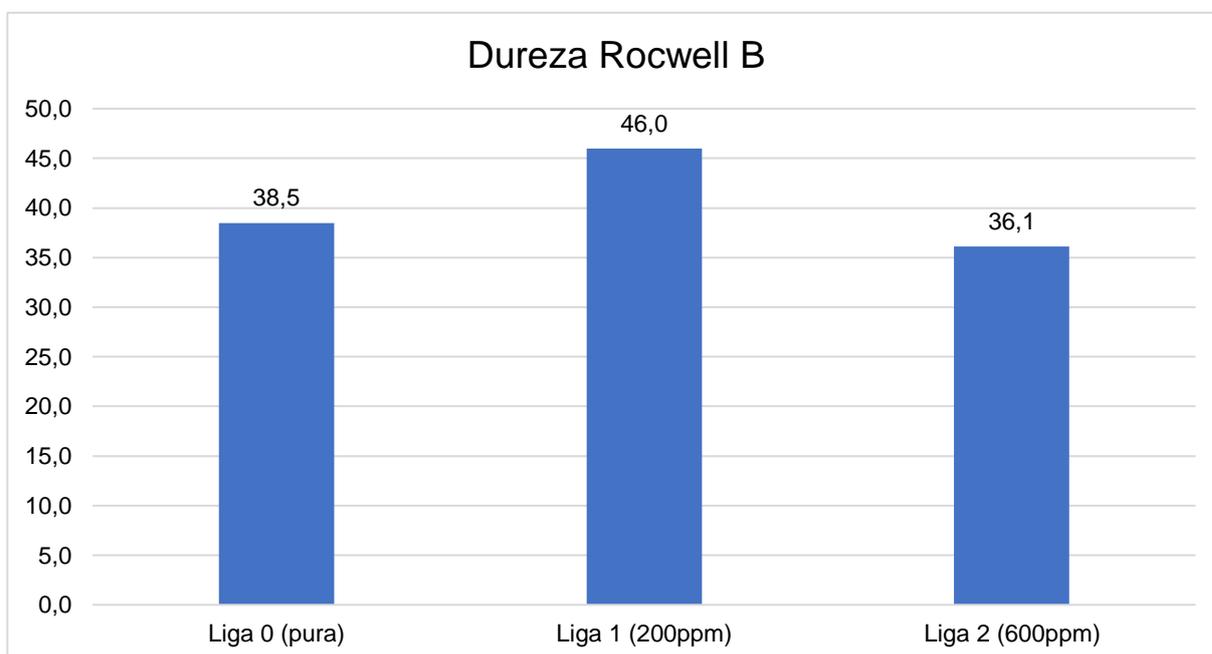
Fonte: autoria própria

Nas figuras 12 e 13 é possível perceber com clareza o refinamento da microestrutura da fase eutética Al-Si, comprovando a eficácia na modificação da fase eutética através da adição de estrôncio.

Segundo afirma Furlan (2008), a supermodificação por Sr é difícil de ser detectada por meio da metalografia, sendo seus efeitos mais perceptíveis quando analisadas as propriedades mecânicas da liga.

Para a verificação dos efeitos da adição do estrôncio sobre a dureza da liga, foi realizado o teste de dureza Rockwell B, os resultados encontrados podem ser visualizados no gráfico 2.

Gráfico 2: Resultados de Dureza Rockwell B obtidos durante o ensaio



Fonte: autoria própria

Fazendo uma análise dos dados plotados no gráfico 2, é possível perceber que a adição de 200ppm de estrôncio na liga fez com que houvesse um leve incremento no valor da dureza em comparação com a liga pura, já na liga 2, onde foi feita uma supermodificação nas microestruturas da liga, pode-se perceber que o valor da dureza decaiu, mostrando que tal valor de modificação extrapolou o limite e não trouxe melhoria neste quesito.

4.3 ANÁLISE DA LIGA SOB DIFERENTES TEORES DE ESTRÔNCIO APÓS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO

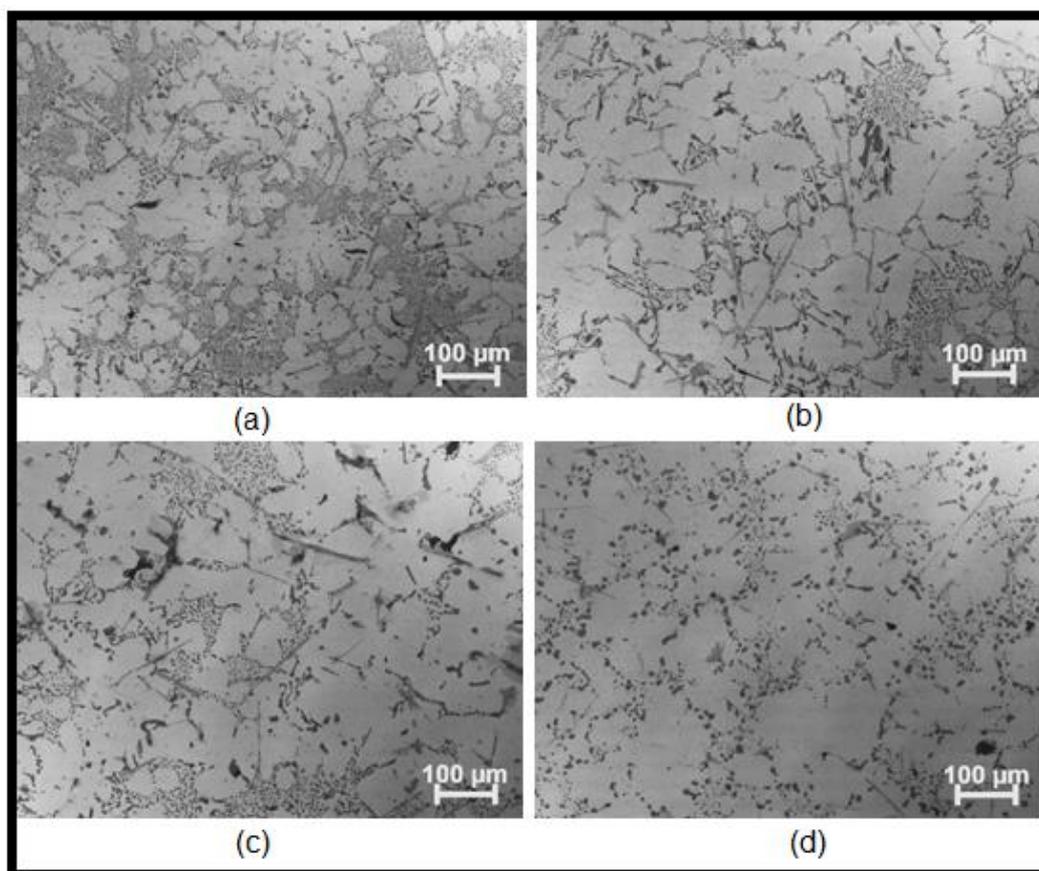
O objetivo destas seções é fazer a análise da evolução microestrutural das ligas produzidas variando apenas a temperatura de solubilização, mantendo-se fixa a

temperatura de envelhecimento. A partir disso será possível observar em qual faixa de temperatura de solubilização as ligas reagiram melhor.

4.3.1 Efeitos da Temperatura de Solubilização com Envelhecimento a 155°C

Considerando o tratamento térmico de envelhecimento à 155°C, a comparação das amostras da liga 1 nas três diferentes temperaturas de solubilização está demonstrada na figura 14, com as micrografias em uma ampliação de 200x, juntamente com micrografia da amostra sem nenhum tratamento térmico.

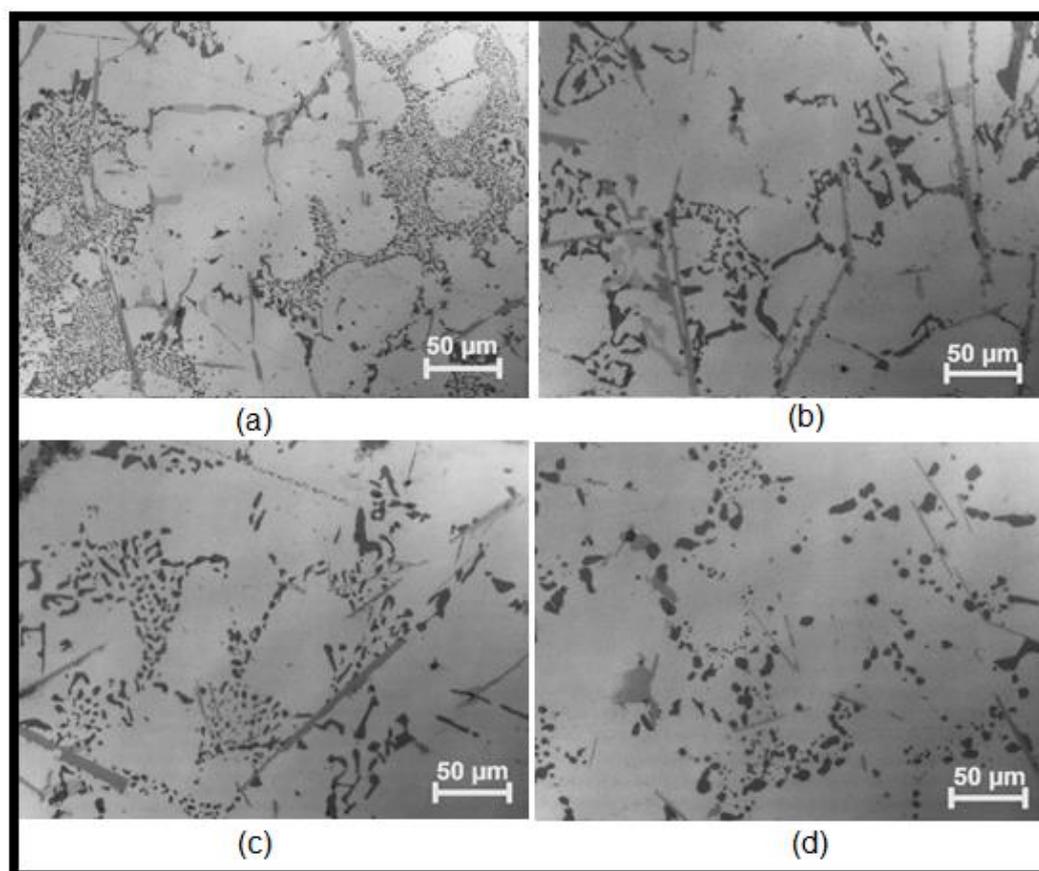
Figura 14: Evolução microestrutural da Liga 1 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C



Fonte: autoria própria

A figura 15 apresenta as mesmas micrografias da figura 14, mas com uma ampliação de 500 vezes aplicada para obter uma melhor visualização das microestruturas da liga 1.

Figura 15: Evolução microestrutural da Liga 1 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C



Fonte: autoria própria

A figura 14 (a), que representa a amostra da liga 1 sem tratamento térmico, apenas no estado fundido, apresenta estruturas de Alumínio primário em formato de rosetas equixiais bem definidas. As estruturas de silício eutético, região cinza escura, estão bastante refinadas e apresentam-se nos contornos de grão, sendo esse o resultado da interação com as partículas de estrôncio adicionadas na liga.

Fazendo uma observação da figura 15 (a), é possível identificar algumas fases de intermetálico Fe- β no formato de agulhas, próximas às regiões onde se encontram o silício eutético, e também é perceptível a presença de uma terceira fase característica nas ligas de alumínio da família 3XX, que é a fase θ -Al-Cu no formato de bastões não-uniformes. A identificação da fase θ -Al-Cu se faz a partir da análise

de trabalhos realizados em cima da mesma liga, como em Ferreira (2017) e Irizalp e Saklakoglu (2014).

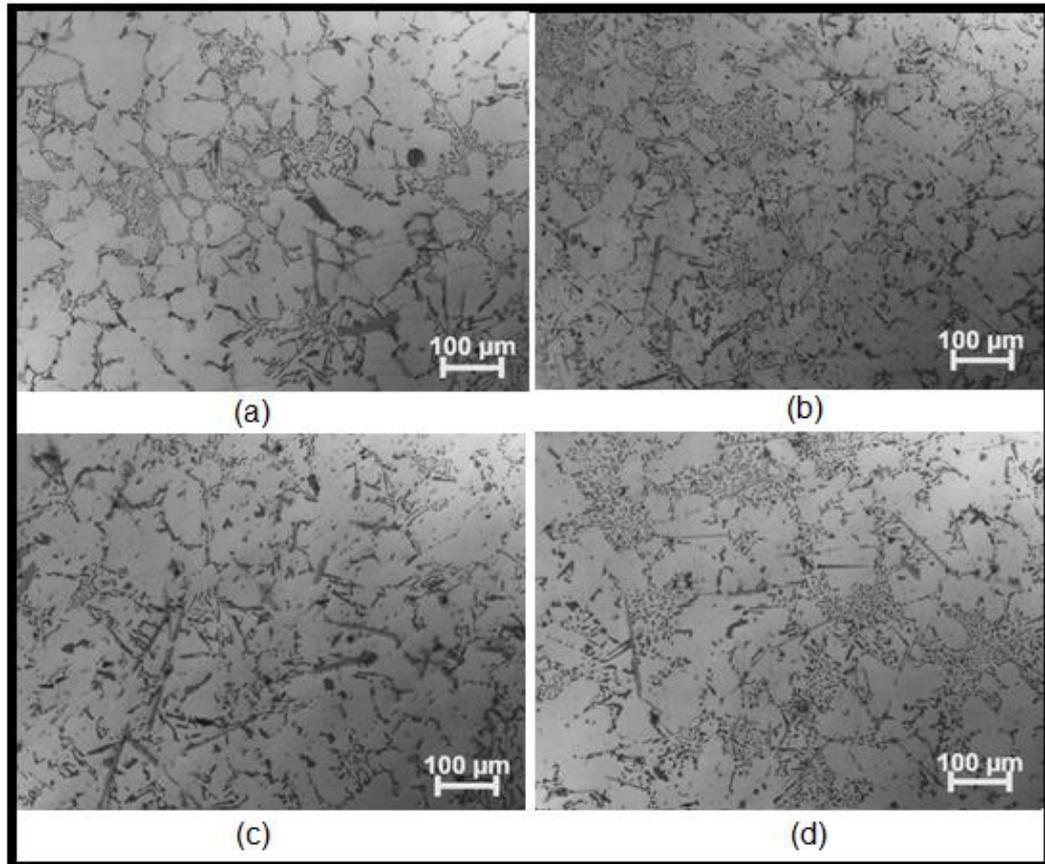
Nas figuras 14 (b) e 15 (b) é perceptível uma grande diferença nas microestruturas em relação ao estado sem tratamento térmico. A temperatura de 480°C de solubilização alterou completamente as fases de silício eutético, transformando-as em fases mais grosseiras e irregulares. Percebe-se também um aumento significativo no tamanho das fases Fe- β . Uma microestrutura muito parecida pode ser observada nas figuras 14 (c) e 15 (c), que representam a micrografia da liga 1 solubilizada a 510°C. As mesmas fases estão presentes e não há mudanças significativas nas morfologias das mesmas.

A maior diferenciação entre os tratamentos aplicados à liga 1 é mostrada na micrografia da amostra solubilizada a 530°C. A morfologia das partículas de silício eutético transformou-se de bastões para pequenas esferas, aumentando de tamanho. Este fato comprova que a temperatura de 530°C foi a mais eficaz para fragmentar as partículas de Silício e possibilitar o coalescimento das mesmas.

Observa-se também que os contornos do Alumínio primário não são mais definidos, havendo assim uma homogeneização maior comparada aos estados anteriores. Outra alteração se dá pela diminuição das fases de Fe- β , que nesse estado são apresentadas em formato de agulhas muito finas e reduzidas. Uma terceira fase é também observada, no formato de placas irregulares. Acredita-se que essas fases são os precipitados decorrentes do tratamento de envelhecimento.

As micrografias das amostras obtidas para a liga 2, com 600ppm de estrôncio, podem ser visualizadas por meio da figura 16, estas imagens foram obtidas com a utilização de uma lente com aumento de 200 vezes.

Figura 16: Evolução microestrutural da Liga 2 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C

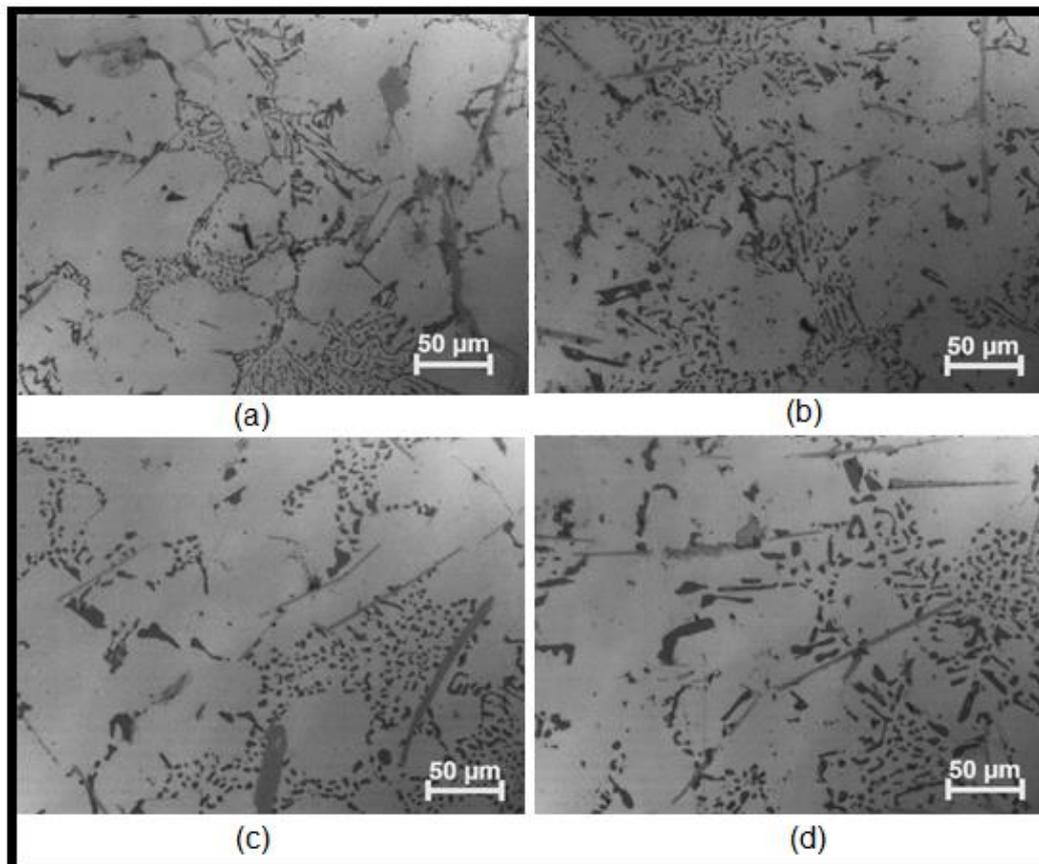


Fonte: autoria própria

Analisando a figura 16 (a), é possível observar que as microestruturas presentes na amostra da liga 2 não tratada termicamente são praticamente iguais à da liga 1 no mesmo estado, com algumas diferenças pontuais. O formato de rosetas equixais da fase primária do alumínio se mantém, assim como seus contornos bem definidos. A diferença está na fase eutética do Silício, que se apresenta levemente mais grosseira. Percebe-se também algumas outras fases, como Fe- β e θ -Al-Cu, em um tamanho maior comparadas à micrografia da liga 1 no mesmo estado.

As micrografias das amostras da liga 2, com 600ppm de estrôncio, estão representadas pela figura 17, com uma ampliação de 500 vezes.

Figura 17: Evolução microestrutural da Liga 2 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C



Fonte: autoria própria

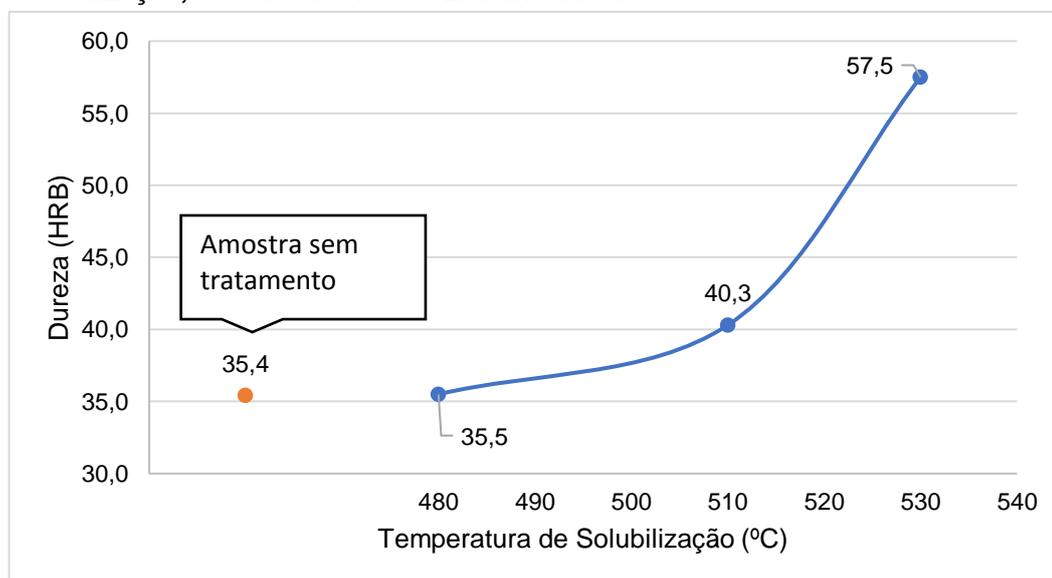
A figura 17 (b) mostra que o efeito do tratamento de solubilização a 480°C promoveu o coalescimento as partículas do Silício eutético, assim como observado na liga 1. A diferença entre a liga 1, com 200ppm de Estrôncio, para a liga 2, com 600ppm, se dá na quantidade de compostos intermetálicos no contornp da fase primária do alumínio, fazendo com que a mesma apresente aspecto menos “limpo”.

Percebe-se na figura 17 (c) que o Silício eutético evolui da forma de pequenos bastonetes para pequenas esferas, quando se compara os tratamentos de solubilização de 480°C para 510°C. Comparando a micrografia da liga 1, na mesma condição de tratamento, não é possível notar grandes diferenças microestruturais entre as duas amostras.

O tratamento de solubilização a 530°C não se mostrou tão eficiente para a liga 2 quanto o mostrado nas micrografias da amostra da liga 1. Há um aumento do tamanho nos bastões de pontas arredondadas do Silício eutético em relação às outras temperaturas de solubilização, porém esse tratamento não se mostrou capaz de esferoidizar por completo as partículas de silício, como nos outros estados. As fases de Fe- β não mostraram alterações em suas morfologias. Outra diferença perceptível em relação à liga 1 é a respeito dos contornos do alumínio primário, que se mantêm bem definidos, ao contrário do ocorrido com a liga 1 ao sofrer tratamento de solubilização a 530°C.

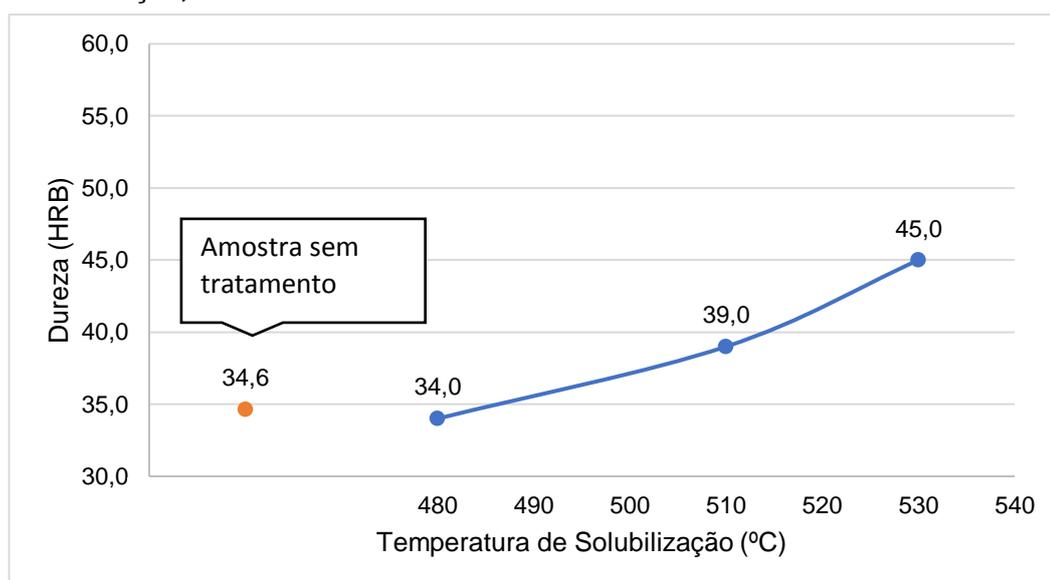
Os gráficos 3 e 4, apresentados na sequência, trazem os resultados dos ensaios de dureza Rockwell B para todas as amostras anteriormente analisadas.

Gráfico 3: Evolução da dureza da Liga 1 de acordo com a temperatura de Solubilização, com tratamento de Envelhecimento a 155°C



Fonte: autoria própria

Gráfico 4: Evolução da dureza da Liga 2 de acordo com a temperatura de Solubilização, com tratamento de Envelhecimento a 155°C



Fonte: autoria própria

Analisando os dados apresentados em ambos os gráficos, é possível perceber que os tratamentos de solubilização a 480°C mostraram-se ineficientes no aumento da dureza, para as duas ligas. Ambas mantiveram praticamente o mesmo valor da amostra sem tratamento térmico.

O tratamento de solubilização a 510°C mostrou-se ligeiramente mais eficaz, aumentando quase na mesma proporção os valores de dureza para as duas ligas estudadas.

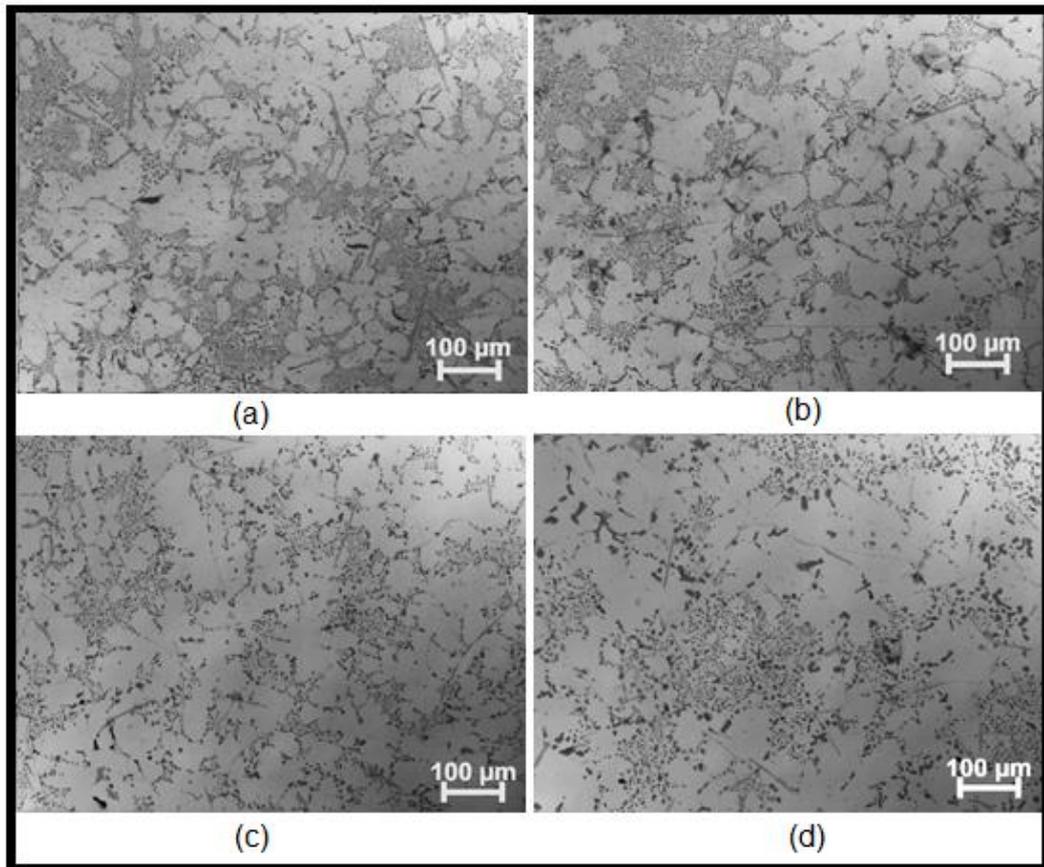
Nas temperaturas de 480°C e 510°C, os resultados foram praticamente os mesmos para as duas ligas, notando-se um aumento do primeiro para o segundo tratamento. Na temperatura de 530°C, percebe-se que houve uma grande diferença entre os estados da liga 1 e 2. Como já observado nas micrografias das amostras referentes a esses estados, a liga 1 apresentou um valor de dureza de 57,5 HBR, enquanto que a liga 2 apresentou 45 HBR.

Observando a figura 15 (d) e comparando-a com a figura 17 (d), é possível perceber que a eficácia do tratamento foi maior na liga com 200ppm de estrôncio, com uma taxa de esferoidização das partículas de Silício maior. Isso indica que a liga 2 possivelmente sofre uma supermodificação pela adição do estrôncio, modificando assim os mecanismos de nucleação do Silício. Essa supermodificação acaba se mostrando prejudicial à eficácia dos tratamentos térmicos aplicados.

4.3.2 Efeitos da Temperatura de Solubilização com Envelhecimento a 180°C

Considerando agora o tratamento térmico de envelhecimento à 180°C, se faz a comparação entre as diferenças microestruturais causadas pelas diferentes temperaturas de Solubilização. A figura 18 apresenta as micrografias, com ampliação de 200 vezes, para a liga 1 nas três temperaturas de Solubilização, junto com a amostra sem tratamento.

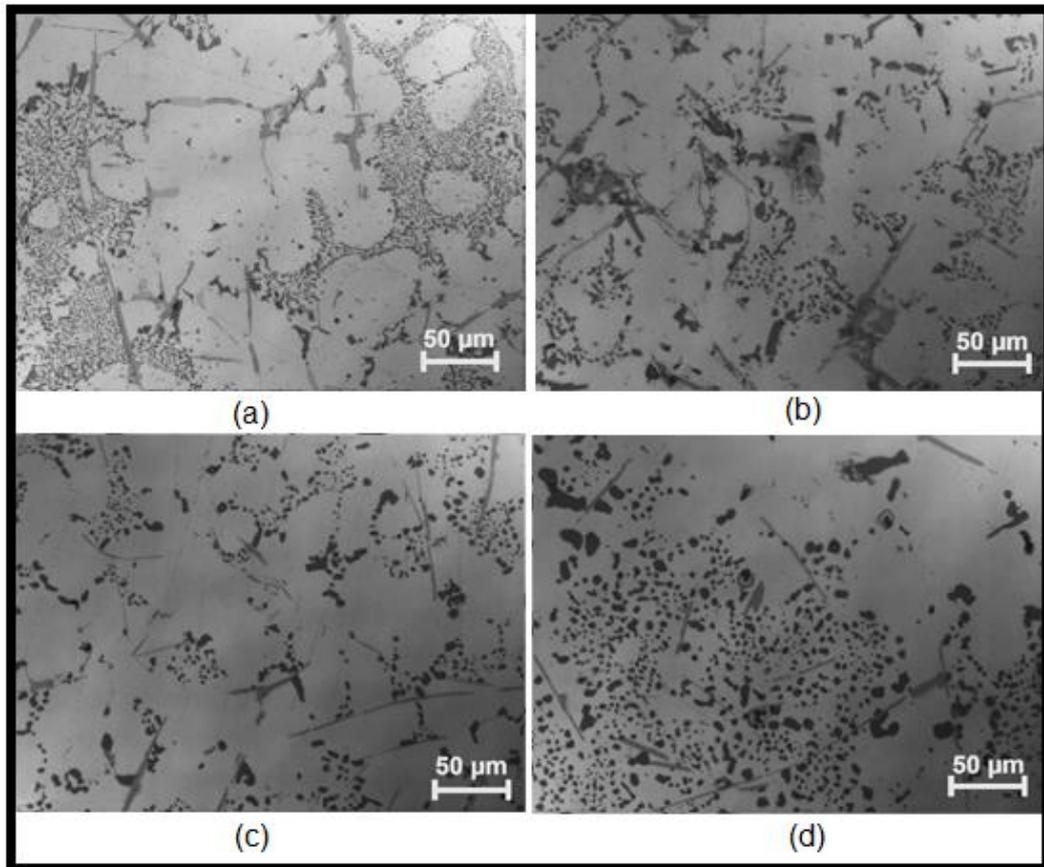
Figura 18: Evolução microestrutural da Liga 1 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C, com ampliação de 200x



Fonte: autoria própria

A figura 19 apresenta a evolução das micrografias da liga 1, comparando ela sem tratamento térmico com amostras dela sob efeitos de diferentes temperaturas de solubilização, com ampliação de 500 vezes.

Figura 19: Evolução microestrutural da Liga 1 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C, com ampliação de 500x



Fonte: autoria própria

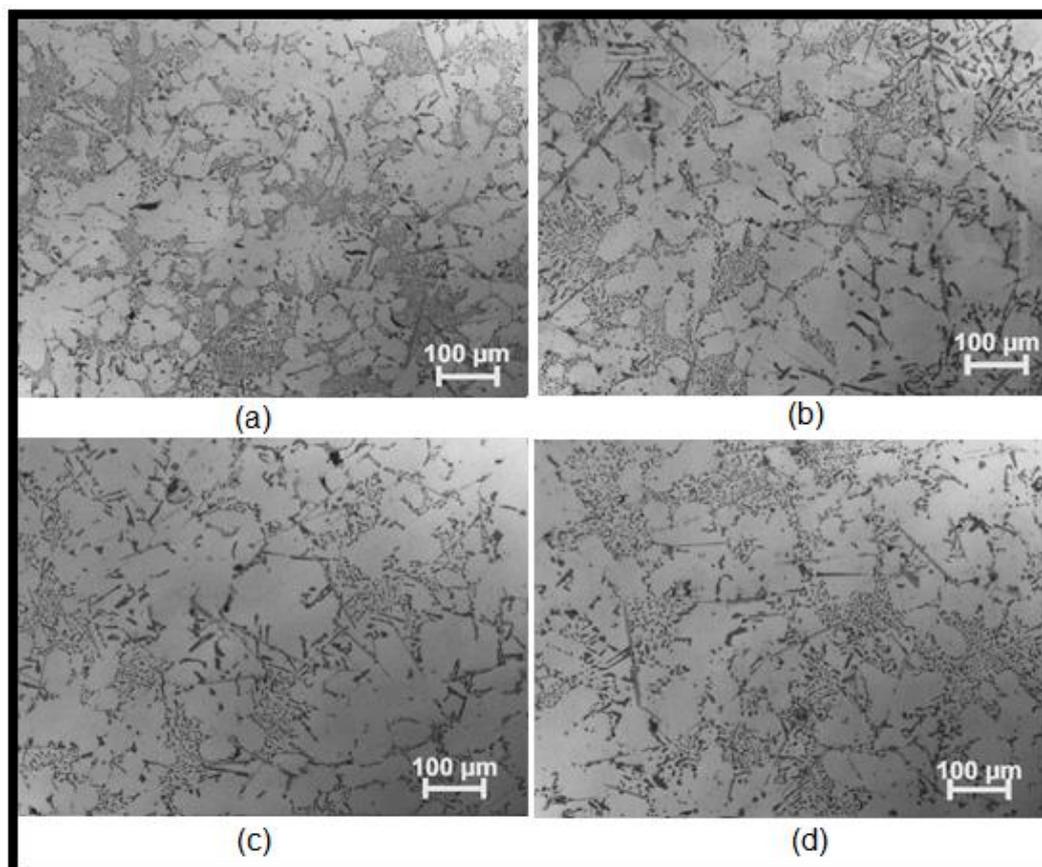
Fazendo-se a análise das figuras anteriormente apresentadas, é possível perceber que há uma semelhança na evolução microestrutural entre as amostras tratadas por envelhecimento a 155°C e a 180°C para a liga 1. Assim como foi observado na seção anterior, houve um aumento no tamanho das partículas de Silício eutético após o tratamento de solubilização à 480°C, que se apresentam em forma de bastões curtos, sendo possível observar essa alteração na figura 19 (b). As outras fases, Fe- β e θ -Al-Cu não apresentaram mudanças significativas em suas morfologias. Os contornos do Alumínio primário não são tão definidos quanto os contornos apresentados no estado sem tratamento térmico, figura 19 (a).

A figura 19 (c), solubilização de 510°C, mostra uma estrutura mais homogênea e com algumas diferenças em relação ao tratamento de solubilização de 480°C. A primeira diferença perceptível é em relação às partículas de Silício eutético, que se apresentam menores e em formato esférico. As fases de Fe- β também se encontram em menores tamanhos. Comparando a micrografia da figura 19 (c) com a micrografia da mesma liga, tratada com envelhecimento de 155°C, figura 15 (c), é possível notar a diminuição considerável do tamanho das fases Fe- β .

A figura 18 (d) e 19 (d) mostram que os contornos do Alumínio primário quase não são definidos mais. Outra influência que o tratamento de solubilização a 530°C exerceu sobre a liga 1 foi o engrossamento das partículas de Silício eutético em relação às temperaturas de solubilização menores. Comparando a micrografia desse estado com a micrografia da mesma liga, só que com tratamento de envelhecimento de 155°C, figura 15 (d), percebe-se que há uma densidade muito maior de partículas de Silício no caso do envelhecimento à 180°C. Essas partículas estão melhor homogeneizadas quando a temperatura de envelhecimento é menor. As outras fases de interesse, como a fase Fe- β , são maiores quando a temperatura de envelhecimento é maior.

As micrografias com 200 vezes de ampliação da liga 2, nas três temperaturas de Solubilização e na condição sem tratamento, estão demonstradas na figura 20.

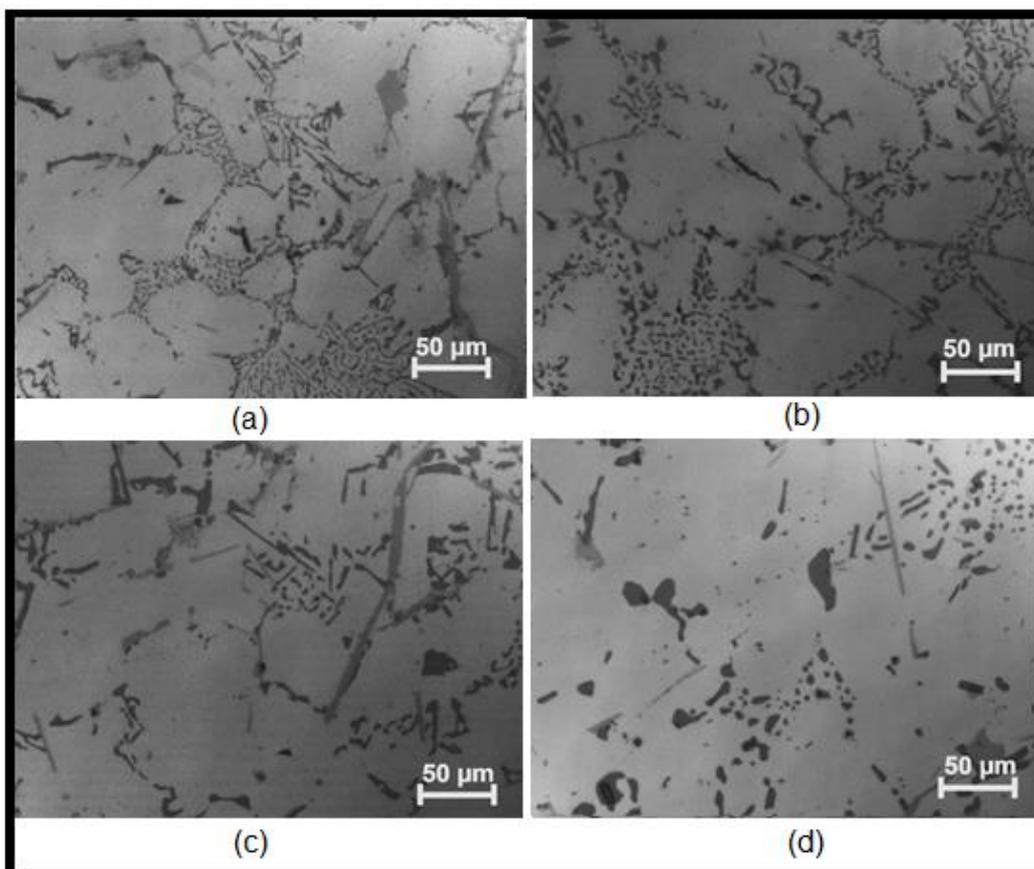
Figura 20: Evolução microestrutural da Liga 2 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C, com ampliação de 200x



Fonte: autoria própria

A figura 21 apresenta as micrografias obtidas para as amostras da liga 2 com uma ampliação de 500 vezes.

Figura 21: Evolução microestrutural da Liga 2 nas condições: (a) Sem tratamento térmico, (b) Solubilização a 480°C, (c) Solubilização a 510°C e (d) Solubilização a 530°C, com ampliação de 500x



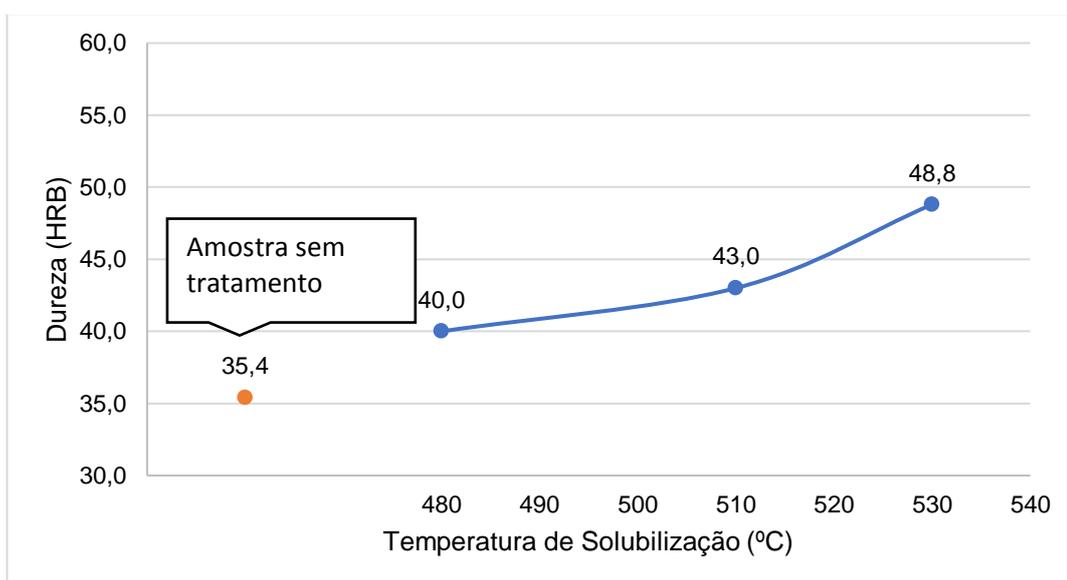
As alterações microestruturais causadas pelos tratamentos térmicos aplicados na liga 2 foram muito semelhantes às alterações observadas anteriormente nas análises anteriores. Para as temperaturas de 480°C e 510°C, figuras 21 (b) e (c), a microestrutura e a morfologia das fases mantiveram-se no padrão observado nas outras amostras com condições parecidas de tratamento térmico.

A observação mais importante a se fazer a respeito dessa liga sob tais condições de tratamentos térmicos é dada na figura 21 (d), onde a amostra da liga 2 sofreu uma solubilização de 530°C e um envelhecimento de 180°C. As partículas de silício eutético mostraram-se levemente arredondadas e mais grossas, e as fases Fe- β diminuíram sensivelmente de tamanho, tornando-se mais finas. Isso indica que o

tratamento começou a fazer efeito na liga, porém não foi suficiente para fazer as alterações completas e desejadas.

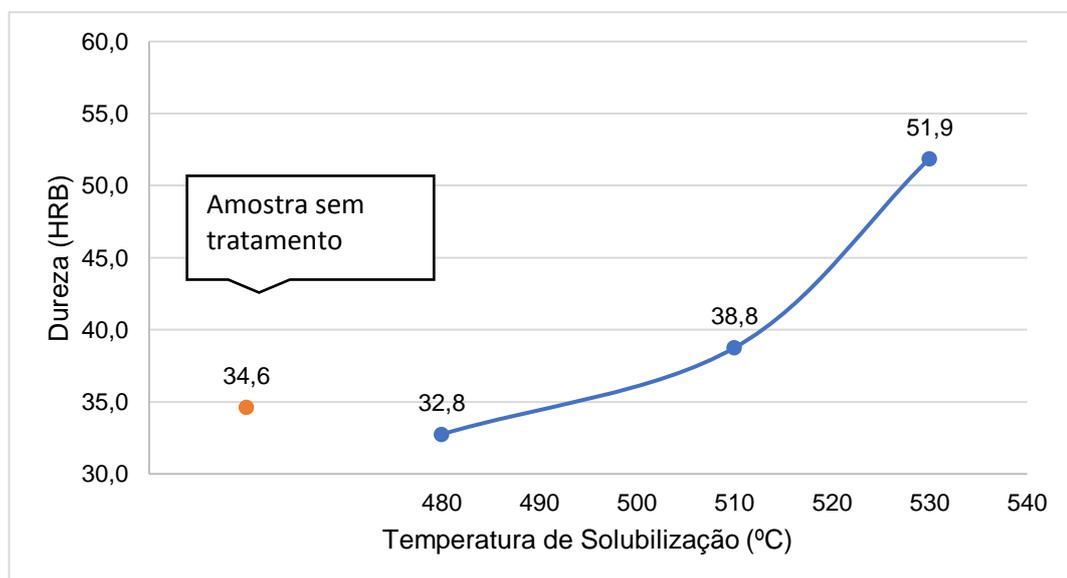
Os gráficos 5 e 6, apresentados na sequência, trazem os resultados dos ensaios de dureza Rockwell B para todas as amostras anteriormente analisadas. O gráfico 5 representa a liga 1, e o gráfico 6 representa os dados da liga 2.

Gráfico 5: Evolução da dureza da Liga 1 de acordo com a temperatura de Solubilização, com tratamento de Envelhecimento a 180°C



Fonte: autoria própria

Gráfico 6: Evolução da dureza da Liga 2 de acordo com a temperatura de Solubilização, com tratamento de Envelhecimento a 180°C



Fonte: autoria própria

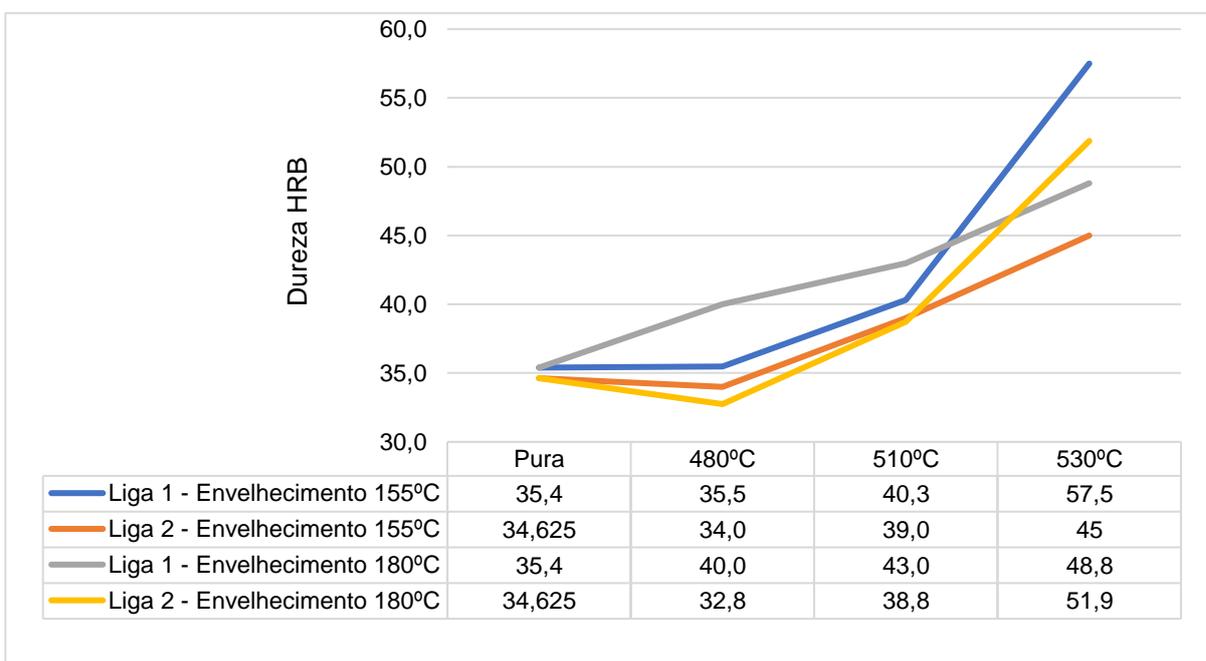
Analisando os resultados obtidos pelos ensaios de dureza, percebe-se uma ligeira semelhança no comportamento mecânico das duas ligas quando tratadas com envelhecimento a 180°C. Houve um aumento da dureza juntamente com o aumento das temperaturas de solubilização, para as duas ligas.

O maior valor de dureza encontrado foi na amostra da liga 2, tratada com solubilização a 530°C e envelhecida a 180°. A justificativa para esse fato se dá basicamente ao fato de que nesse estado houve uma taxa de esferoidização maior das partículas de Silício, e diminuição das fases Fe-β quando comparadas às outras condições.

4.4 COMPARAÇÃO DA DUREZA DA LIGA ENTRE OS ESTADO ESTUDADOS

Devido às diferenças encontradas nas micrografias apresentadas anteriormente, se faz necessário uma comparação do comportamento mecânico dos materiais em todas as condições de tratamento térmico estudadas. O gráfico 7 mostra todos os valores obtidos de dureza, em HRB, para as amostradas estudadas.

Gráfico 7: Evolução da dureza das ligas 1 e 2 de acordo com a temperatura de Solubilização, nos tratamentos de Envelhecimento a 155°C e 180°C



Fonte: autoria própria

Analisando os resultados plotados no gráfico 7, observa-se que o tratamento térmico que obteve maior elevação de dureza foi o tratamento de solubilização a 530°C, com envelhecimento de 155°C para a liga 1, liga que possui aproximadamente 200ppm de Estrôncio em sua composição. Esse resultado já era previsto após a análise das micrografias das amostras estudadas, pois foi nessa liga que se observou as maiores mudanças microestruturais dentre os tratamentos realizados. É possível visualizar uma maior quantidade de partículas esféricas de Silício, com a quase completa descaracterização dos contornos da fase α . Estudos feitos por Apelian et al. (1989) comprovam que a morfologia do Silício possui grande impacto nas propriedades mecânicas do material. A combinação de um tratamento térmico adequado, com a modificação da fase eutética pela adição de Estrôncio propiciou os resultados obtidos.

Para a liga 2, com 600ppm de Estrôncio em sua composição, a melhor combinação de tratamento térmico foi a que possui Solubilização a 530°C seguida por envelhecimento a 180°C. O Valor médio de dureza obtido foi de 51,9 HRB. Observando a micrografia referente a esse estado, figura 20 (d), verifica-se que houve uma esferoidização parcial das partículas de Silício. Isso significa que possivelmente um tempo maior de solubilização, ou uma temperatura ligeiramente maior, seria capaz de esferoidizar por completo essas partículas, acarretando resultados de dureza maiores.

Analisando de maneira geral o gráfico 7, é possível observar que os valores médios de dureza aumentam de acordo com o aumento das temperaturas de solubilização. Esse comportamento se repetiu para as duas ligas, em todas as combinações de tratamento térmico. Percebe-se também que não há um padrão de comportamento para a influência das temperaturas de envelhecimento, já que os valores de dureza variaram muito em cada amostra estudada. Não houveram diferenças significativas com a mudança de temperatura de envelhecimento para uma mesma temperatura de solubilização.

5 CONCLUSÕES

Neste trabalho foram estudados os efeitos da adição de diferentes teores de estrôncio e a influência de algumas combinações de tratamentos térmicos sobre o comportamento mecânico da liga de Alumínio A380. Algumas conclusões foram inferidas a partir deste estudo, e elas são:

- A modificação da fase eutética do silício mostrou-se mais eficaz quando realizada com teores próximos a 200ppm, visto que a micrografia da liga com 600ppm de estrôncio mostra indícios de que ocorreu um início de supermodificação dessa fase;
- Todos os tratamentos térmicos realizados foram capazes de alterar a morfologia da fase do silício eutético, através do engrossamento dessa fase;
- Para a liga 1, com 200ppm de estrôncio, a melhor combinação de tratamentos térmicos foi com a temperatura de solubilização de 530°C e envelhecimento de 155°C, já para a liga 2, com 600ppm de estrôncio, foi com a temperatura de solubilização de 530°C e envelhecimento de 180°C;
- As condições do item acima apresentaram os maiores valores de dureza, com um acréscimo de 22,1 HRB para a liga 1, e um acréscimo de 17,3HRB para a liga 2 quando comparadas às condições da liga sem nenhum tipo de tratamento térmico;
- As amostras que apresentaram as fases de silício mais esféricas também apresentaram os maiores valores de dureza HRB.

REFERÊNCIAS

ABAL (Associação Brasileira do Alumínio). **Características físico-químicas**. 1. ed. São Paulo, 2006.

ABAL (Associação Brasileira do Alumínio). **Tratamento Térmico**. 1. ed. São Paulo, 2003.

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**. 76 f. Dissertação - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade do Estado de Santa Catarina. Joinville, 2012.

ASKELAND, D. R; FULAY, P. P; BHATTACHARY, D. K. **Essentials of Materials**. Science and Engineering. 2010.

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

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials**. ASM Handbook Committee, International, V. 2, p. 3469, 1992.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais**. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002.

CHAUDHURY, S. K; APELIAN, D. **Effects of Solution Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Al-Si-Cu-Mg (354) Alloy Using a Fluidized Bed Reactor**. AFS Transactions, p. 1-14, 2005.

DASGUPTA, R; BROWN, S.G; MAREK, S. **Analysis of overmodified 356 aluminum alloy**. Transactions AFS, vol.96. p. 297-310, 1988.

FERREIRA, J. P. G. **Estudo microestrutural e reológico da liga reciclada de alumínio A380 modificada pela adição de estrôncio**. 106 f. Dissertação - Programa de pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Ponta Grossa, 2017.

FURLAN, T. F. **Influência do teor de estrôncio na modificação da liga A356**. 215 f. Dissertação - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2008.

HASKEL, T. **Efeito do tratamento térmico de solubilização na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga de alumínio A356**. 115 f. Dissertação - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade do Estado de Santa Catarina. Joinville, 2009.

IRIZALP, S. G.; SAKLAKOGLU, N. **Effect of Fe-rich Intermetallics on the Microstructure and Mechanical Properties of Thixoformed A380 Aluminum alloy**. Engineering Science and Technology, v.17, p.58-52, 2014.

KAUFMAN, J. G; ROOY, E. L. **Aluminium alloy casting: Properties, process and applications**. ASM International, 2004.

LIU, L; SAMUEL, A.M; SAMUEL, F.H. **Characteristics of alfa dendritic eutectic structure in Sr-treatad Al-Si casting alloys**. Journal of Materials Science, v. 39. p. 215-224, 2004.

LIU, L; SAMUEL, A.M; SAMUEL, F.H. **Effect of magnesium content on the ageing behaviour of water-chilled Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn (380) alloy castings**. Journal of Materials Science, v. 30. p. 2531-2540, 1995.

METROLOGIA E MEDIÇÕES. [Quase] Tudo sobre metrologia: a ciência das medições. **Ensaio de Dureza Rockwell**. 13nov. 2017. Disponível em: <<https://metrologiaemedicoes.wordpress.com/2017/11/13/ensaio-de-dureza-rockwell/>>. Acesso em: 14 ago. 2018.

NOGITA, K.; MCDONALD, S. D.; DAHLE, A. K. **Eutectic Modification of Al-Si Alloys with Rare Earth Metals**. *Materials Transactions*, v.45, p.323-326, 2004.