

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA E MECÂNICA DA LIGA DE
ALUMÍNIO A356 POR PROCESSO DE TIXOFUNDIÇÃO UTILIZANDO O MÉTODO
SIMA

Mônica Zerbinatti Castilhos

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Vinicius Karlinski de Barcellos

Porto Alegre
2016

“A melhor parte da vida de uma pessoa está nas suas amizades.”

Abraham Lincoln

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer aos meus pais, pelo apoio e incentivo em todos os momentos e por todas as oportunidades que me forneceram, vocês são a base da minha vida.

Ao professor Dr. Vinicius Karlinski de Barcellos, pela orientação, aconselhamento e conhecimento transmitido.

Ao Laboratório de Fundição (LAFUN) pela oportunidade de aprendizado e especialmente ao Regis Amaral pela atenção e auxílio na realização dos experimentos.

Ao Laboratório de Transformações Mecânicas (LdTM), principalmente ao Prof. Alberto Brito pela colaboração na laminação das amostras.

Ao Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) pelo auxílio nas metalografias e no ensaio de dureza, em modo especial à minha amiga Aline Albaneze.

A todos os meus amigos pelo apoio, compreensão e paciência nos momentos de ausência, em particular ao Marcio Dolzan, Matheus Ayala, Suzani Flores, e a todos os colegas de curso pela ajuda e amizade durante esses anos de graduação.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VI
LISTA DE TABELAS	VIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	IX
RESUMO	X
ABSTRACT	XI
1.0 INTRODUÇÃO	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Abordagem geral sobre o alumínio.....	3
2.2 Ligas de Alumínio.....	7
2.2.1 Influência do elemento de liga.....	10
2.2.2 A liga A356.....	11
2.3 Conformação no estado semi-sólido.....	12
2.4 Método SIMA.....	16
3.0 MATERIAIS E MÉTODOS.....	20
3.1 Materiais.....	21
3.2 Métodos.....	21
3.2.1 Confeção dos modelos dos corpos de prova.....	21
3.2.2 Confeção da liga A356.....	22
3.2.3 Obtenção dos corpos de prova em alumínio.....	23
3.2.4 Deformação em 25 e 45%.....	25
3.2.5 Tratamento térmico.....	27
3.2.6 Dureza.....	28
3.2.7 Análise Metalográfica.....	28
4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	30
4.1 Amostra Bruta de Fusão.....	30
4.2 Deformação 25%	30
4.3 Deformação 45%.....	32
4.4 Dureza Brinell.....	34

5.0 CONCLUSÕES.....	36
6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	37
7.0 REFERÊNCIAS.....	38

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1:	Sequência de fotos ilustrando o comportamento mecânico de uma liga metálica no ESS.....	1
Figura 2.1	Esquema de beneficiamento da alumina a partir da bauxita (ABAL, 2007).....	4
Figura 2.2	Esquema de uma célula de redução para alumínio primário (ABAL, 2007).....	5
Figura 2.3	Diagrama de fases Al-Si. (PAES, M. 2004).....	9
Figura 2.4:	MEV destacando os precipitados de Mg ₂ Si e partículas de Si.....	11
Figura 2.5	Microestrutura dendrítica da liga A356 na condição bruta de fusão (ROOSTAEI, A. 2013).....	13
Figura 2.6	Curvas tensão versus deformação obtidas sob compressão entre placas paralelas em amostras da liga Al4%Cu no ESS: bruta de fusão (D) e previamente condicionada (C) (REIS, A. 2013).....	14
Figura 2.7	Rotas para o processamento no ESS (REIS, A. 2013).....	15
Figura 2.8	Ilustração esquemática da evolução microestrutural durante etapa de deformação do método SIMA: (a) braço dendrítico; (b) braço dendrítico após pequena deformação; (c) fragmentação e quebra do braço dendrítico; (d) formação de novos grãos (REIS, A. 2013).....	18
Figura 3.1	Fluxograma das atividades desenvolvidas.....	20
Figura 3.2	Desenho técnico dos modelos dos corpos de prova.....	22
Figura 3.3	Alumínio, silício e magnésio, respectivamente, utilizados para confecção da liga.....	23
Figura 3.4	Banho líquido da liga A356.....	24
Figura 3.5	Corpos de prova após fusão e usinagem.....	25
Figura 3.6	Laminador DEMAG utilizado na deformação.....	26
Figura 3.7	Corpos de prova após laminação a quente.....	27
Figura 4.1:	Metalografia da liga A356 bruta de fusão.....	30

Figura 4.2: Metalografia da liga A356 deformada 25% e tratada por 20 minutos.....	31
Figura 4.3: Metalografia da liga A356 deformada 25% e tratada por 40 minutos.....	31
Figura 4.4: Metalografia da liga A356 deformada 25% e tratada por 60 minutos.....	32
Figura 4.5: Metalografia da liga A356 deformada 45% e tratada por 20 minutos.....	33
Figura 4.6: Metalografia da liga A356 deformada 45% e tratada por 40 minutos.....	33
Figura 4.7: Metalografia da liga A356 deformada 45% e tratada por 60 minutos.....	34
Figura 4.8: Gráfico de comparação de dureza para graus de deformação de 25% e 45%...	35

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Comparação propriedades físicas do alumínio, aço e cobre.....	6
Tabela 2.2: Classificação das ligas de alumínio para trabalho e conformação.....	7
Tabela 2.3: Classificação das ligas de alumínio para fundição.....	8
Tabela 2.4: Especificação composição química da liga A356.....	12
Tabela 2.5: Propriedades mecânicas da liga A356.....	12
Tabela 3.1: Composição química do reagente Keller.....	21
Tabela 3.2: Quantidades utilizadas de matérias-primas para confecção da liga A356.....	23
Tabela 3.3: Composição química corpos de prova.....	24
Tabela 4.1: Resultados de dureza Brinell obtidos para cada amostra.	34

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AA	Aluminum Association
ESS	Estado Semi-Sólido
HB	Dureza Brinell
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física
LAFUN	Laboratório de Fundição
LdTM	Laboratório de Transformações Mecânicas
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
kgf	Quilograma força
SIMA	<i>Strain Induced Melt Activation</i>
fs	Fração de sólido
ρ	Densidade
rpm	Rotações por minuto
WC	Carbeto de Tungstênio

RESUMO

O método SIMA, do inglês “*strain induced melt activation*”, é um processamento de ligas no estado semissólido (ESS), uma tecnologia que vem ganhando destaque principalmente na indústria automobilística, por ser uma alternativa aos processos convencionais de fundição sob pressão e forjamento. Esse processo de conformação no ESS busca a formação de uma estrutura globular, a qual confere propriedades mecânicas relevantes quando comparado com a mesma liga com microestrutura de morfologia dendrítica. O presente trabalho examina a influência da severidade de deformação sobre a microestrutura da liga de alumínio A356 (Al-7Si-0,3Mg) e a evolução da microestrutura com o tempo de permanência no ESS e sua correlação com a escala de dureza Brinell (esfera de 2,5 mm e carga de 61,5 kgf). Foi realizada a laminação das amostras em dois graus diferentes de deformação: 25% e 45%; e três tempos de tratamento térmico posterior à laminação: 20, 40 e 60 minutos. A microestrutura das amostras foi avaliada a partir de metalografia com reagente Keller. Os resultados mostraram que com o aumento do grau de deformação e do tempo de tratamento térmico, há um aumento na dureza e no grau de globularização das partículas. Em vista disso, a amostra com deformação de 45% e 60 minutos de tratamento térmico obteve o melhor resultado entre as amostras estudadas.

Palavras-chave: método SIMA, semissólido, liga A356, grau de globularização.

ABSTRACT

The SIMA Method (Strain induced melt activation), is a semi-solid alloy processing, a rising technology mainly in automobile industry, for being an alternative to the conventional processes of pressure casting and forging. This conformation process in semi-solid state seeks forming a globular structure, which guarantees relevant mechanical properties when compared to the same alloy with a dendrite morphology microstructure. This work exams the severity influence of deformation over the microstructure of aluminum alloy A356 (Al-7Si-0,3Mg) and the evolution of the microstructure with how long it stays in semi-solid state, and its correlation with Brinell Hardness Scale (2.5 mm sphere and 61,5 kgf load). The samples were rolled in two different deformation rates: 25% and 45%; and three periods of heat treatment after rolling: 20, 40 and 60 minutes. The microstructure of the samples was evaluated from a metalography with Keller reagent. The results showed that with the increase of deformation rates heat treatment period, there is an increase in the hardness and glabularization grade of the particles. Thus, the sample with 45% deformation and 60 minutes of heat treatment achieved the best results among the studied samples.

Keywords: SIMA Method, semi-solid, A356 alloy, globularization grade

1.0 INTRODUÇÃO

A descoberta da possibilidade de processar materiais em um estado físico intermediário entre o sólido e o líquido abriu uma gama de oportunidades de estudos nessa área. A tixoconformação, ou conformação de ligas metálicas no estado semissólido (ESS), é uma dessas áreas e vem ganhando cada vez mais espaço e despertando grande interesse devido aos seus diversos méritos quando comparados com os processos convencionais de conformação e fundição. A Figura 1.1 mostra o comportamento de uma pasta no ESS.

Figura 1.1: Sequência de fotos ilustrando o comportamento mecânico de uma liga metálica no ESS.



Fonte: REIS, 2013

Não é aconselhável conformar peças no ESS sem um tratamento prévio, pois sua estrutura dendrítica pode comprometer as condições de fluxo, uma vez que poderá ocorrer segregação de líquido e os esforços necessários para a fabricação da peça serão elevados. Por causa disso, o controle da microestrutura no ESS é de suma importância. Esse tratamento, chamado de condicionamento, viabilizará a formação da estrutura globular, que conduz a deformações mais homogêneas das estruturas sólidas.

As principais vantagens dos produtos obtidos via tixofundição são: menor porosidade, facilidade de alcançar peças com paredes finas e com bom acabamento superficial e que podem passar por processos de soldagem – característica importante para aplicações automotivas. Além disso, tem-se o aumento da vida útil das matrizes quando

comparado com o processo de injeção, visto que os processos no ESS permitem o uso de temperaturas mais baixas do que a injeção convencional, acarretando também em um maior rendimento energético (ALVES, 2011).

O objetivo geral deste trabalho é a realização do tratamento termomecânico de acordo com o método SIMA em amostras da liga de alumínio A356 brutas de fusão; o objetivo específico é analisar o grau de globularização das amostras através de metalografias e a influência do grau de deformação e tempo de tratamento nos valores de dureza Brinell.

A opção pela liga de alumínio A356 (Al – 7%Si – 0,3%Mg) deveu-se principalmente a sua ampla utilização na indústria, sobretudo no ramo automobilístico, despertando interesse por substituir o aço e apresentar uma das melhores combinações de propriedades mecânicas dentre as ligas de alumínio fundidas.

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

1.1 Abordagem geral sobre o alumínio

O alumínio é o metal não ferroso mais consumido no mundo, e se tornou um competidor econômico nas aplicações para engenharia no fim do século XIX. Suas primeiras aplicações comerciais foram itens de decoração, como molduras, bandejas, utensílios para cozinha e outros. À medida que começou a afetar direta e indiretamente a vida moderna, o alumínio cresceu em diversidade de aplicações, sendo hoje utilizado em fuselagens, motores, células de combustíveis e componentes de satélites (DAVIS, 1993; TOTTEN, 2003).

A versatilidade do alumínio, somada a sua leveza e alta resistência, permite uma infinidade de aplicações funcionais em bens de consumo. De acordo com a Associação Brasileira do Alumínio (ABAL, 2012), no cenário mundial, o Brasil é um dos principais participantes: possui a 3ª maior reserva de bauxita e é o 3º maior produtor do minério.

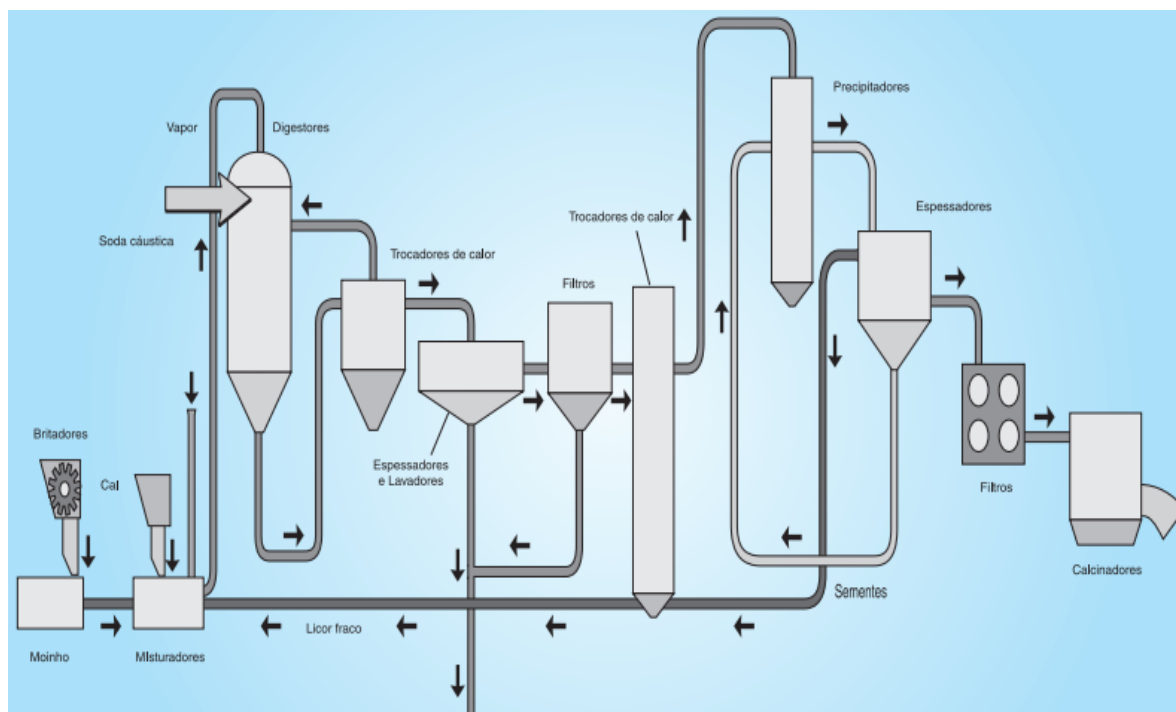
Devido a grande afinidade química com o oxigênio, o alumínio não existe na natureza como metal, porém, compostos de alumínio, principalmente óxidos com diferente pureza e hidratação, são amplamente distribuídos no ambiente. Aproximadamente 75% do volume total de alumínio é referente ao alumínio primário (extraído do minério, ao contrário do alumínio secundário, que é derivado do processamento da sucata) (TOTTEN, 2003).

A maior parte do alumínio primário produzido comercialmente é extraída da bauxita, que, por conter formas hidratadas de óxidos de alumínio, é a fonte mineralógica mais econômica para o beneficiamento químico da produção de alumina. Atualmente, a produção de alumínio comercialmente puro a partir da bauxita inclui duas fases (TOTTEN, 2003):

- A produção do óxido de alumínio a partir da bauxita;
- A produção do alumínio comercialmente puro a partir do óxido de alumínio.

O processo conhecido como Bayer é o mais utilizado na indústria do alumínio para a produção de alumina (óxido de alumínio). As principais fases da produção de alumina, desde a entrada do minério até a saída do produto, são: moagem, digestão, filtração/evaporação, precipitação e calcinação. A Figura 2.1 ilustra o circuito de beneficiamento da alumina a partir da bauxita (ABAL, 2007).

Figura 2.1: Esquema de beneficiamento da alumina a partir da bauxita.



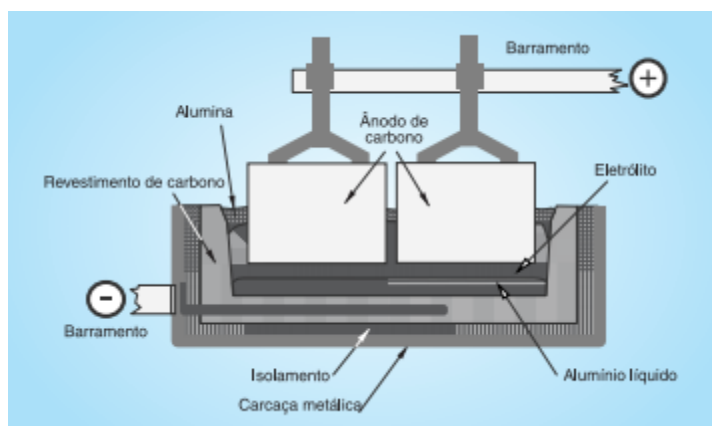
Fonte: ABAL, 2007.

Patenteado em 1888 por Karl Bayer, o processo Bayer envolve a dissolução da bauxita em soda cáustica e filtrada, a fim de separar o material sólido, concentrando-se o filtrado para cristalização da alumina. Os cristais são secados e calcinados para eliminação da água, obtendo como resultado a alumina.

O alumínio primário, ou comercialmente puro, é produzido a partir da alumina: um pó branco que é reduzido a alumínio através de eletrólise, no processo chamado Hall-Héroul.

No processo de eletrólise, ilustrado na Figura 2.2, a alumina é carregada de forma controlada em um eletrólito fundido, formado por criolita natural ou sintética (Na_3AlF_6). A passagem de corrente elétrica na célula eletrolítica provoca a redução da alumina, que por diferença de densidade, decanta o alumínio metálico no fundo da célula e esse é posteriormente coletado. O oxigênio liberado reage com o ânodo de carbono, carvão ou grafita, formando dióxido de carbono (TOTTEN, 2003; ABAL, 2007).

Figura 2.2: Esquema de uma célula de redução para alumínio primário.



Fonte: ABAL, 2007.

Segundo os dados da Associação Brasileira do Alumínio, são necessários, aproximadamente, 5 kg de bauxita para produzir 2 kg de alumina e 1 kg de alumínio primário.

A reciclabilidade talvez seja a mais conhecida característica do alumínio na indústria brasileira, principalmente pelos índices excepcionais de reciclagem de latas para bebidas. Em 2011, o Brasil alcançou novo recorde, com 98,3%, mantendo a liderança mundial desde 2001. Devido a essa característica, o alumínio funciona como um banco de energia para as futuras gerações, pois cada tonelada reciclada, além de poupar os recursos naturais necessários para sua produção, consome menos energia e emite menos gases de efeito estufa (ABAL, 2012).

O alumínio é um dos materiais mais versáteis utilizados na arquitetura, engenharia e indústria em geral graças a sua excelente combinação de propriedades. Quando na pureza de 99,80%, possui ponto de fusão de 660°C, relativamente baixo quando comparado ao do aço, que é da ordem de 1500°C. Devido à presença de outros metais, as ligas de alumínio tendem a apresentar pontos de fusão inferior ao do alumínio puro – por exemplo, a liga 6060 (com $\pm 2\%$ de elementos de liga) funde-se entre 600°C e 650°C (ABAL, 2009).

A leveza é uma das principais características do alumínio. Seu peso específico é de cerca de 2,70 g/cm³, aproximadamente 35% da massa do aço e 30% do peso do cobre. Além disso, a alta condutividade elétrica, cerca de 60% da condutividade do cobre, tem feito do alumínio um substituto desses elementos em diversas aplicações. A Tabela 2.1 compara algumas propriedades físicas dos três metais mais utilizados pela sociedade atualmente (ABAL, 2007).

Tabela 2.1: Comparação propriedades físicas do alumínio, aço e cobre.

Propriedades físicas	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)	$23 \cdot 10^{-6}$	$11,7 \cdot 10^{-6}$	$16,5 \cdot 10^{-6}$
Condutibilidade térmica a 25°C (Cal/cm/°C)	0,53	0,12	0,94
Condutibilidade elétrica (%IACS)	61	14,5	100

Fonte: Fundamentos e aplicações do alumínio, ABAL, 2007.

2.2 Ligas de Alumínio

As ligas de alumínio são divididas em duas grandes categorias: as ligas para fundição e as ligas para trabalho e conformação. A Aluminum Association (AA) possui um sistema de identificação de ligas para cada uma dessas categorias, dividindo-as em famílias. Para as ligas trabalháveis e de conformação, é utilizado um sistema de quatro dígitos para produzir a lista de famílias: 1xxx, 2xxx, até 9xxx, onde a primeira representa alumínio com pureza acima de 99,00% e a última é reservada para uso futuro. O primeiro dígito representa o principal elemento de liga, conforme a Tabela 2.2.

Tabela 2.2: Classificação das ligas de alumínio para trabalho e conformação.

2xxx	Cobre
3xxx	Manganês
4xxx	Silício
5xxx	Magnésio
6xxx	Magnésio e Silício
7xxx	Zinco
8xxx	Outros elementos

Fonte: DAVIS, 1993.

As ligas para fundição são descritas por um sistema de três dígitos, seguido de um valor decimal. Segundo a AA, as famílias das ligas de alumínio para fundição seguem o esquema mostrado na Tabela 2.3 (DAVIS, 1993).

Tabela 2.3: Classificação das ligas de alumínio para fundição.

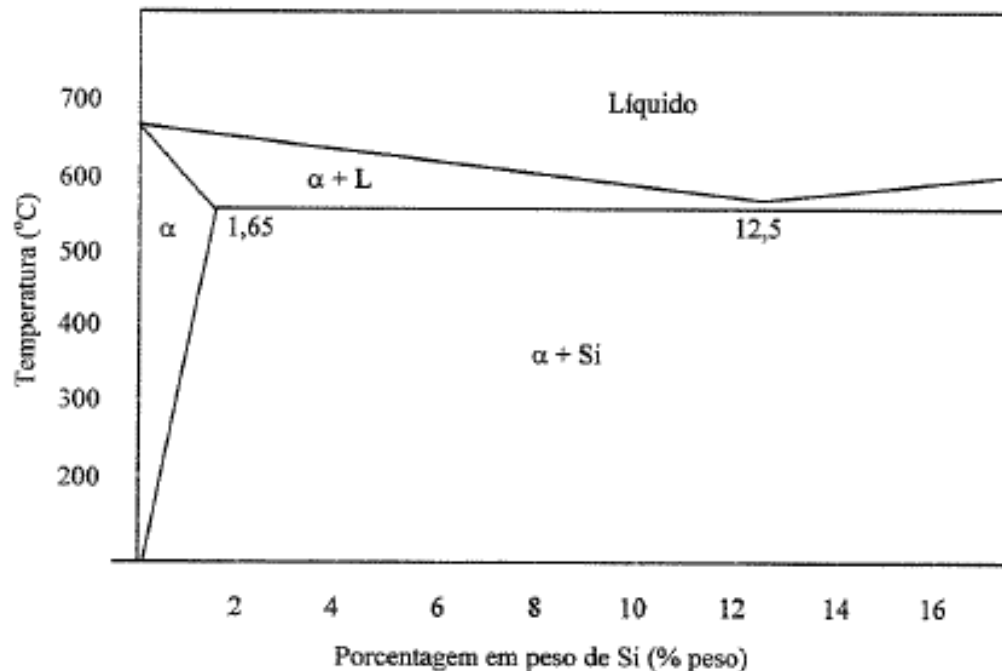
1xx.x	Composições puras, com quantidades maiores que 99,0% de alumínio.
2xx.x	Ligas de alumínio contendo cobre como o principal elemento de liga.
3xx.x	Ligas de alumínio-silício, contendo também magnésio e / ou cobre.
4xx.x	Ligas de alumínio-silício, contendo também magnésio e / ou cobre.
5xx.x	Ligas de alumínio contendo magnésio como o principal elemento de liga.
6xx.x	Atualmente não utilizada.
7xx.x	Ligas de alumínio contendo zinco como o principal elemento de liga, geralmente também contêm adições de cobre, magnésio, cromo, manganês, ou combinações destes elementos.
8xx.x	Ligas de alumínio contendo estanho como o principal elemento de liga.
9xx.x	Atualmente não utilizada.

Fonte: ASM HANDBOOK, 1988.

Ligas do sistema Al-Si são as mais importantes entre as ligas fundidas de alumínio, principalmente em razão da atrativa combinação de boas propriedades físicas com sua ótima fundibilidade, devido a sua alta fluidez, baixa contração, elevada resistência à corrosão, boa soldabilidade, fácil brasagem e seu baixo coeficiente de expansão térmica. As ligas de alumínio com 5-20% de Si (em porcentagem em massa) são as mais comuns e as mais usadas na indústria (KORI et al., 2000; PERES et al., 2005).

Diagramas de equilíbrio são uma ferramenta fundamental para o entendimento dos efeitos da composição química, solidificação, processos no estado semissólido, controle microestrutural, entre outros. Para ligas de alumínio, os diagramas de equilíbrio são usados para determinar os pontos de solidificação e fusão, os caminhos da solidificação, o equilíbrio das fases que formam e suas temperaturas de dissolução. O diagrama binário Al-Si é um eutético simples, em que as fases em equilíbrio são Al e Si, como pode ser visto na Figura 2.3 (TOTTEN, 2003; PAES, 2004):

Figura 2.3: Diagrama de fases Al-Si.



Fonte: PAES, 2004.

Dependendo da quantidade de Si, as ligas podem ser divididas em:

- ligas hipereutéticas, encontram-se na faixa de 13-20% de Si;
- liga eutética com 12,5% de Si em massa a temperatura abaixo de 577°C e é constituída de fase alfa (solução sólida de Al contendo 1,65%Si) e fase beta (cristais puros de Si);

c) ligas hipoeutéticas com teor de Si menor que da liga eutética (menor que 12,5% Si).

As ligas hipoeutéticas são formadas por uma fase primária de alumínio com morfologia dendrítica constituída por ramos secundários, terciários e até de maior ordem. Os vazios entre esses ramos dendríticos são preenchidos por fases intermetálicas e por uma estrutura eutética (PERES, 2005, PAES, 2004, REIS, 2013).

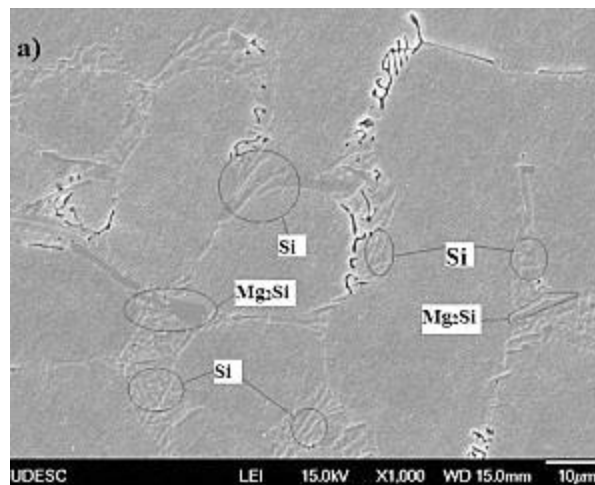
2.2.1 Influência do elemento de liga

A adição de silício no alumínio proporciona uma melhora na fluidez, um aumento na resistência mecânica e na resistência à corrosão, melhora a usinabilidade, diminui a fragilidade a quente, aumenta a soldabilidade e diminui a viscosidade da liga para teores crescentes de Si. Além disso, o silício possui uma densidade de $2,3 \text{ g/cm}^3$, inferior à do alumínio, que é $2,7 \text{ g/cm}^3$, portanto a adição ao alumínio não causa aumento da densidade da liga resultante (REIS, 2013).

O motivo preponderante pelo qual o silício é empregado na produção das ligas de alumínio é devido a sua expansão térmica, visto que ele compensa a contração da liga durante a solidificação (PAES, 2004).

O magnésio é a base para o desenvolvimento da resistência e da dureza, devido a fase Mg_2Si , em ligas termicamente tratáveis de Al-Si e normalmente é usado em ligas complexas, que contenham também elementos como cromo, níquel e outros. A fase de endurecimento Mg_2Si possui limite de solubilidade de aproximadamente 0,70% de Mg, para além do qual não verifica-se mais reforço ou ocorre amaciamento da matriz. As composições mais comuns na família Al-Si empregam magnésio na ordem de 0,070% a 0,40% (ASM HANDBOOK, 1988). A Figura 2.4 mostra os precipitados obtidos por microscopia eletrônica de varredura no estudo realizado por Segundo (2015).

Figura 2.4: MEV destacando os precipitados de Mg_2Si e partículas de Si.



Fonte: SEGUNDO, 2015.

2.2.2 A liga A356

As ligas Al-Si-Mg, juntamente com as ligas Al-Cu, estão entre as ligas mais estudadas, do ponto de vista de aplicação prática e industrial. Essas ligas fazem parte do grupo chamado de “ligas tratáveis termicamente”, visto que podem formar precipitados que promovem melhorias significativas em suas propriedades. Assim, são amplamente utilizadas em projetos de engenharia que requerem solicitações mecânicas mais severas (ALVES, 2011).

A liga A356 (Al-7%Si-0,3%Mg) é uma liga de alumínio-silício de fundição amplamente utilizada na indústria devido a sua boa resistência mecânica, ductilidade, dureza, resistência à fadiga, resistência à pressão, boa fluidez durante o processo de conformação, e maquinabilidade, resultando em um emprego excepcional em processos metalúrgicos (JIAN, 2005).

Por possuir um intervalo de $40^{\circ}C$, aproximadamente, entre as temperaturas *solidus* e *liquidus*, essa liga permite um eficiente controle dos parâmetros de processo durante a tixofundição. Além disso, no estado semissólido (ESS), apresenta fácil identificação das

fases, facilitando a caracterização metalúrgica da pasta reofundida ou tixofundida. Esses motivos colaboram para essa liga ser amplamente utilizada comercialmente. Alguns exemplos de aplicações dessa liga são estruturas de aeronaves, motores, instalações de energia nuclear e outras aplicações em que alta resistência é requerida, principalmente na indústria automobilística e espacial. (ALVES, 2011; ASM HANDBOOK, 1988). A Tabela 2.4 mostra a composição dessa liga e a Tabela 2.5 exibe suas propriedades mecânicas.

Tabela 2.4: Especificação composição química da liga A356. % em massa.

Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Zn (%)	Ti (%)	Outros (%)
6,5-7,5	0,20	0,20	0,10	0,25-0,45	0,10	0,20	0,15

Fonte: ASM HANDBOOK, 1988.

Tabela 2.5: Propriedades mecânicas da liga A356.

Propriedade	Valor
Densidade	2,685 g/cm ³
Calor específico	963 J/kg.K (a 100°C)
Calor latente de fusão	389 kJ/kg
Temperatura solidus	555°C
Temperatura liquidus	615°C
Temperatura de fusão	675°C a 815°C
Temperatura de vazamento	675°C a 790°C

FONTE: ASM HANDBOOK, 1992.

2.3 Conformação no estado semissólido

Frequentemente a conformação de peças metálicas é realizada no estado totalmente sólido, como forjamento, ou no estado totalmente líquido, como fundição. Apesar de a conformação no estado sólido apresentar alta performance, esse desempenho está associado às várias etapas de processos que envolvem alto custos com máquinas e

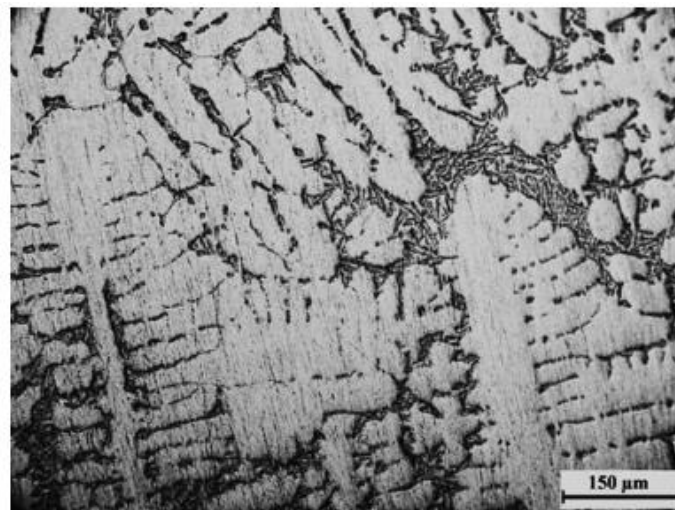
ferramental – a fundição permite a obtenção de formas complexas, mas sem a alta performance mecânica obtida na conformação no estado sólido (PAES, 2004).

Nos últimos anos, a conformação no estado semissólido alcançou considerável interesse na fabricação de produtos de alta precisão, tornando-se um método promissor de processamento de materiais que vem sendo largamente utilizado nas indústrias de automóveis, espacial e aviação. (HASSAS-IRANI et al., 2013; GUPTA, 2014).

Em comparação com os processos convencionais de conformação no estado líquido e no estado sólido, a conformação no ESS apresenta vantagens atrativas, pois permite combinar a formabilidade de metais líquidos com a qualidade de metais processados no estado sólido, além de reduzir o número de etapas no processo desde a matéria-prima até o produto final. Esse processo apresenta benefícios como produção de componentes de alta qualidade, capazes de maximizar suas propriedades através de tratamentos térmicos e reduzir a macrossegregação, bem como a contração de solidificação e a temperatura de conformação (BOLOURI, 2010; PAES, 2004).

Ligas de alumínio produzidas por métodos de fundição convencional possuem microestrutura com morfologia dendrítica, conforme mostra a Figura 2.5.

Figura 2.5: Microestrutura dendrítica da liga A356 na condição bruta de fusão.



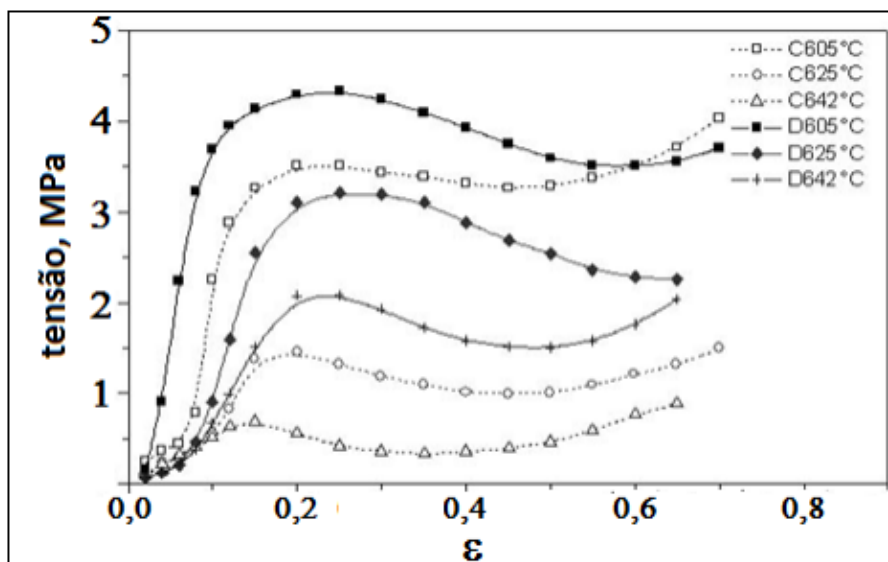
Fonte: HASSAS-IRANI, 2012.

O recurso chave que permite a conformação de ligas no estado semissólido é a ausência de características dendríticas na morfologia da fase sólida. Dessa forma, o principal objetivo do processamento no ESS é a obtenção de uma morfologia não-dendrítica, ou globular, a fim de trazer melhorias no que diz respeito aos esforços necessários para a fabricação de peças (GUPTA, 2014; ALVES, 2011).

Controlar a microestrutura no estado semissólido é de fundamental importância e pode ser definido como a etapa responsável pela globularização das partículas. Não é aconselhável submeter as ligas diretamente ao ESS e conformar as peças sem um tratamento prévio, chamado de condicionamento microestrutural (ALVES, 2011).

O estado dendrítico da liga pode comprometer as condições de fluxo e ocasionar a segregação de líquido devido ao emaranhamento dos ramos e braços dendríticos, ou elevar os esforços de conformação, conforme pode ser visto na Figura 2.6, em que há a comparação do comportamento mecânico para promover deformação de pastas no ESS de uma liga Al4%Cu com estrutura dendrítica (D) com outra devidamente condicionada (C) (REIS, 2013).

Figura 2.6: Curvas tensão versus deformação obtidas sob compressão entre placas paralelas em amostras da liga Al4%Cu no ESS: bruta de fusão (D) e previamente condicionada (C).

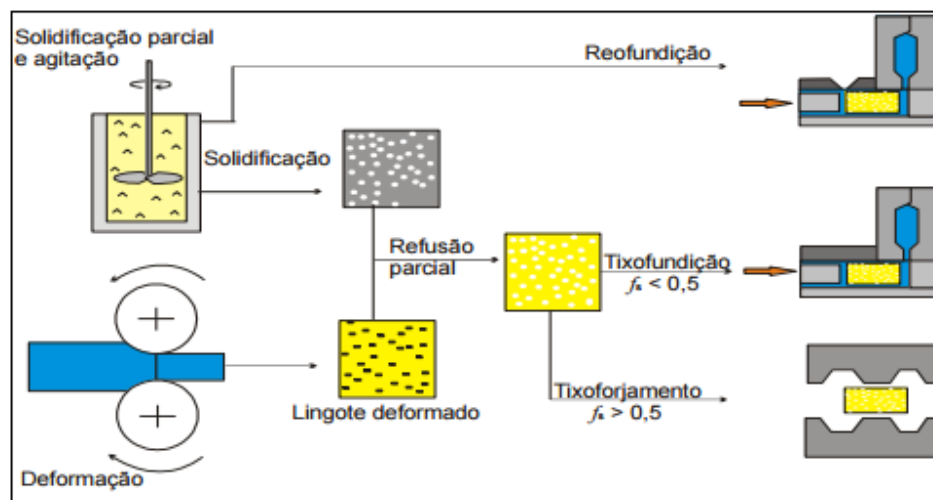


Fonte: REIS, 2013.

Pode-se observar que as forças de conformação são razoavelmente inferiores para a amostra condicionada, comprovando que o tratamento de condicionamento favorece a formação da microestrutura com partículas esféricas ou globulares, melhorando as condições de fluxo e também, conseqüentemente, as propriedades mecânicas (ALVES, 2011).

A conformação de ligas no ESS pode ser abordada através de terminologias que são aplicadas em função do tipo de processamento da liga no ESS. Existem, atualmente, várias técnicas de processamento do semissólido. A Figura 2.7 apresenta algumas possíveis rotas para a obtenção da estrutura globular.

Figura 2.7: Rotas para o processamento no ESS.



Fonte: REIS, 2013.

Segundo Bolouri (2010):

- i) Reofundição: refere-se ao processo em que a liga é resfriada até o estado semissólido e é injetada na matriz sem um processo intermediário de solidificação;

- ii) Tixo: geralmente refere-se a processos em que uma etapa intermediária de solidificação ocorre;
- iii) Tixofundição: tende a ter relativamente altas frações de líquido ($f_s < 0,5$), nas quais se parte de um material sólido previamente condicionado e parcialmente refundido que é injetado no molde;
- iv) Tixoforjamento: processo idêntico ao da tixofundição, porém tende a acontecer com frações de líquido mais baixas ($f_s > 0,5$).
- v) Tixoconformação: engloba os processos de tixofundição e tixoforjamento.

Diferentes técnicas de produção têm sido sugeridas para fornecer microestruturas adequadas para o processo de conformação no ESS usando alumínio, magnésio, cobre e ligas de ferro. Entre as técnicas de produção, o método SIMA (strain induced melt activated) é um processo apropriado com vantagens comerciais pela sua simplicidade e pelo baixo custo de equipamentos em relação aos demais processos (EMAMY, 2013).

2.4 Método SIMA

Com a exceção da agitação mecânica e magneto-hidro-dinâmica, o processo SIMA é a tecnologia mais promissora para a preparação de pastas semissólidas, além de resultar em uma microestrutura equiaxial mais fina e homogênea. Esse processo envolve deformação plástica seguida de tratamento térmico no ESS (HASSAS-IRANI et al., 2013; BOLOURI, 2010).

O método SIMA compreende deformação a quente ou a frio de uma liga até um determinado grau de deformação e um posterior tratamento térmico na faixa de temperatura na qual a liga se encontra no estado semissólido, ou pastoso. O tratamento térmico é o aspecto mais importante no controle da microestrutura no processo SIMA. Durante o

tratamento térmico, ocorre recristalização e refusão parcial. Parâmetros tais como o tempo de aquecimento, a temperatura e o grau de deformação são fatores críticos para o controle das microestruturas semissólidas no processo SIMA (EMAMY, 2013).

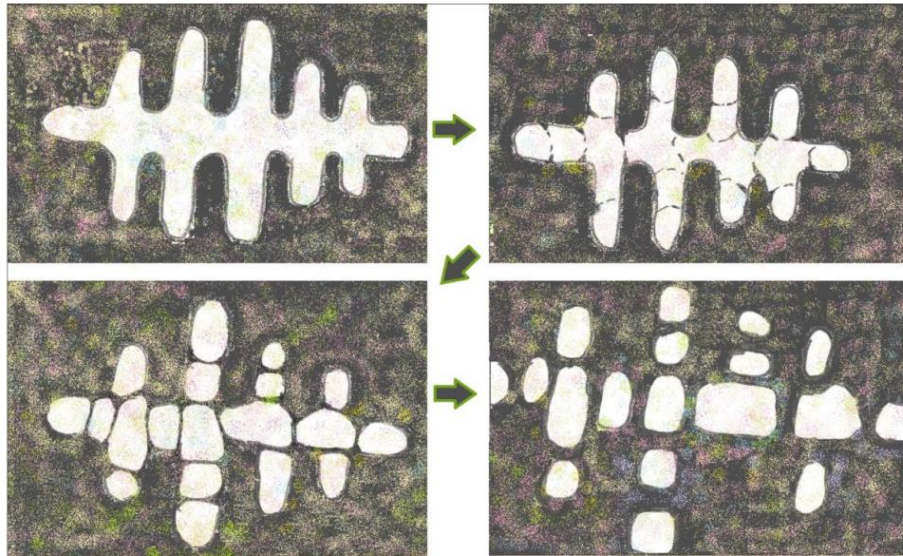
A deformação objetiva introduzir no material uma quantidade crítica de energia sob forma de discordâncias, para que ocorra recristalização durante o aquecimento, obtendo-se grãos pequenos e equiaxiais. Uma vez atingida a temperatura *solidus* se inicia a formação do líquido, que penetra nos contornos de grão formando então a microestrutura desejada (ALVES, 2011).

O método compreende as seguintes etapas (BOLOURI, 2010):

- i) A liga é fundida em tamanho conveniente e é obtida a estrutura dendrítica;
- ii) Deformação a frio ou a quente a fim de introduzir tensão suficiente;
- iii) A liga pré-deformada é parcialmente refundida por meio de um aquecimento a uma temperatura entre a temperatura *solidus* e *liquidus*, e em seguida, mantido isotermicamente durante um determinado período de tempo. Assim, é gerada uma microestrutura não-dendrítica, esférica, uniforme e extremamente fina; Durante essa etapa, devido aos efeitos da tensão superficial e da curvatura da interface, as bordas das dendritas quebradas começam a fundir, diminuindo a área interfacial e levando a uma microestrutura de menor energia livre.
- iv) A pasta semissólida com grãos equiaxiais é tixofundida ou tixoforjada. Como durante todo o processo apenas uma parte do material é fundida, a atmosfera de proteção adotada em processos convencionais de fundição pode ser desconsiderada.

A evolução da microestrutura durante a etapa de deformação no processo SIMA é realizada conforme é ilustrado na Figura 2.8.

Figura 2.8: Ilustração esquemática da evolução microestrutural durante etapa de deformação do método SIMA: (a) braço dendrítico; (b) braço dendrítico após pequena deformação; (c) fragmentação e quebra do braço dendrítico; (d) formação de novos grãos.



Fonte: REIS, 2013.

O primeiro passo é a deformação plástica do material abaixo da sua temperatura solidus. Nas fases iniciais de deformação, os novos contornos de grão aparecem nos braços dendríticos (Fig. 2.8b). À medida que a deformação plástica prossegue, os grãos começam a tomar uma forma mais semelhante à circular, quebrando-se em grãos menores (HASSAS-IRANI et al., 2013).

Conforme mencionado anteriormente, após a etapa de deformação a frio ou a quente é realizado o tratamento térmico da liga para o seu estado semissólido. A evolução microestrutural da liga pré-deformada durante o tratamento térmico consiste de quatro fases:

- 1) As dendritas se orientam da mesma maneira devido à pré-deformação aplicada;
- 2) Os eutéticos fundem e os grãos dendríticos primários coalescem para dentro de grãos não dendríticos interligados e a recristalização ocorre nos grãos não dendríticos;

- 3) Os eutéticos fundem ao longo da fase primária Al- α e contornos de grão recristalizados, e os novos grãos recristalizados combinam-se e crescem;
- 4) Por fim, os grãos separam-se uns dos outros e ocorre esferoidização no intervalo de temperatura de semissólido.

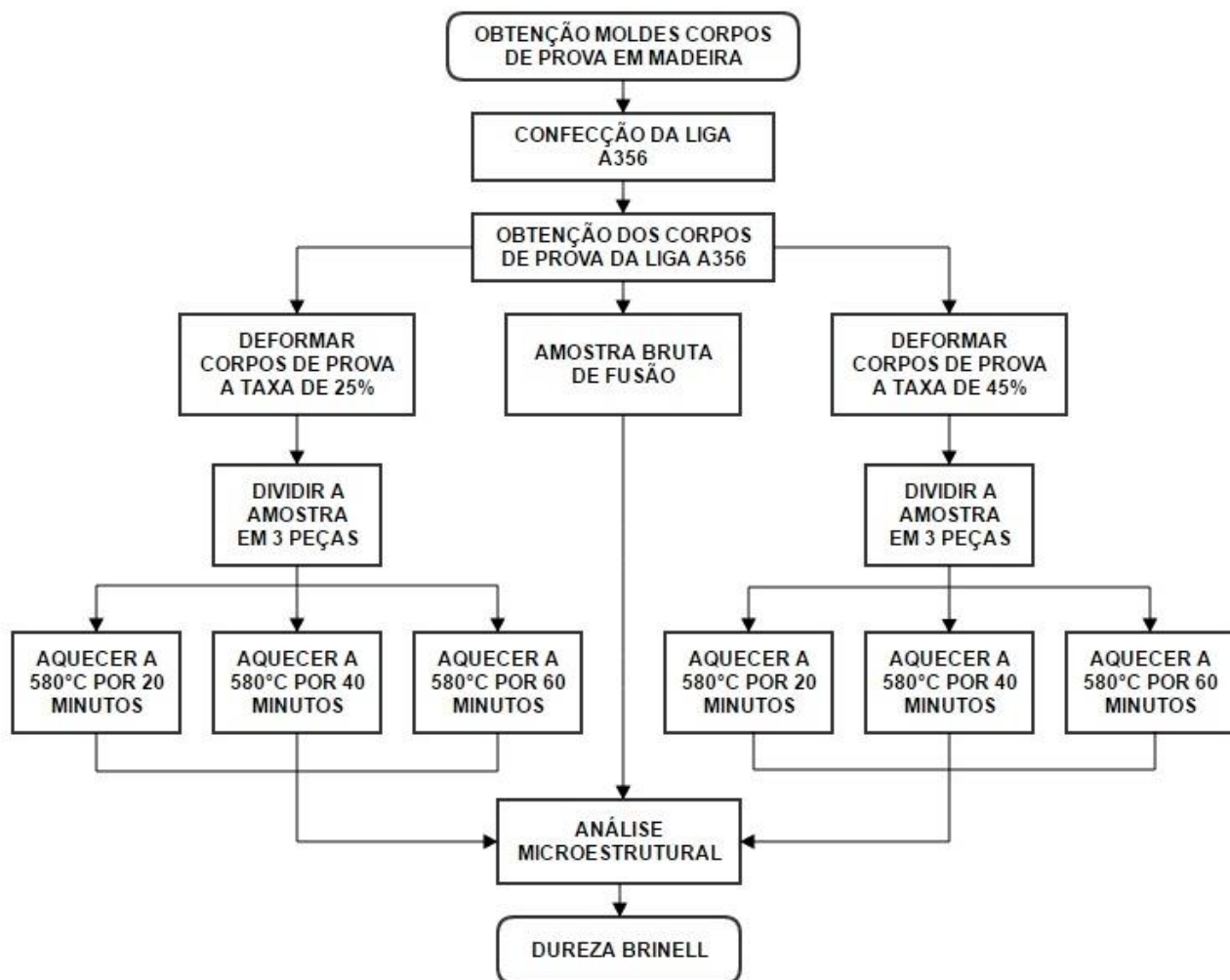
O entendimento do desenvolvimento da microestrutura esferoidal no ESS permitirá a otimização do processo para aplicações práticas e a consequente melhoria nas propriedades mecânicas dos materiais (BOLOURI, 2010).

3.0 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo será descrito com detalhes os materiais e os procedimentos realizados para caracterizar metalúrgica e mecanicamente os corpos de prova da liga de alumínio A356. Inicialmente são abordados os materiais utilizados e posteriormente é feita uma descrição detalhada de todas as etapas do trabalho.

A Figura 3.1 apresenta um fluxograma com a programação dos experimentos realizados neste trabalho.

Figura 3.1: Fluxograma das atividades desenvolvidas.



A Figura 3.1 mostra que primeiro foi obtido os moldes dos corpos de prova em madeira e, após a confecção da liga A356 foi possível obter os corpos de prova dessa liga. Dois destes corpos de prova foram deformados e um foi mantido bruto de fusão. As amostras deformadas foram seccionadas em 3 peças e foi realizado o tratamento térmico por 20, 40 e 60 minutos. Após isso, foi feita a análise microestrutural com o auxílio de metalografia e feito o ensaio de dureza Brinell em todas as amostras.

3.1 Materiais

Primeiramente, foi utilizada madeira para a confecção dos modelos dos corpos de prova. Em seguida, o LAFUN – Laboratório de Fundição da Universidade Federal do Rio Grande do Sul cedeu alumínio, silício e magnésio para a confecção da liga A356, bem como areia verde para a confecção do molde.

Para a análise metalográfica foram utilizadas lixas de granulometrias 80 a 1200, pasta de diamante de 1 μm para polimento e reagente Keller para ataque químico, cuja composição encontra-se na Tabela 3.1.

Tabela 3.1: Composição química do reagente Keller.

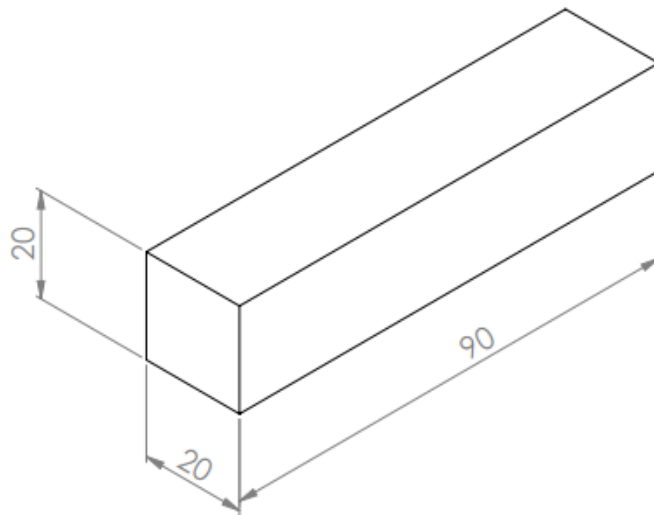
HF	HCl	HNO ₃	H ₂ O
1 ml	1,5 ml	2,5 ml	95 ml

3.2 Métodos

3.2.1 Confecção dos modelos dos corpos de prova

Foi confeccionado um corpo de prova para cada grau de deformação e um corpo de prova extra, totalizando três corpos de prova em madeira, conforme o desenho técnico mostrado na Figura 3.2, no qual as medidas estão em mm.

Figura 3.2: Desenho técnico dos modelos dos corpos de prova, em mm.



3.2.2 Confecção da liga A356

Para a confecção da liga com os teores de alumínio, silício e magnésio dentro da faixa especificada, é realizado o cálculo de carga. No processo de fundição, a elaboração do metal é extremamente importante não só pela qualidade desejada, mas também pelos custos envolvidos. A execução de um cálculo de carga preciso permite a obtenção de alto rendimento na fusão e redução com custos de retrabalho no ajuste da composição, de mão-de-obra, de energia elétrica, dentre outros.

Conforme mostra a Figura 3.2, a peça possui altura e largura de 20mm e comprimento de 90mm, resultando em um volume $V = 36000 \text{ mm}^3$. Sabe-se que, segundo a literatura (RAKHIT, 2013) a densidade desta liga é de $2,7 \text{ g/cm}^3$. A partir disso, foi calculada a massa da peça, conforme a equação (1), obtendo o resultado de 97,2 g por peça.

$$\rho = \frac{m}{V} \quad (1)$$

Visto que foram usados três corpos de prova, o cálculo de carga foi feito para um total de 300g de material, conforme mostra a Tabela 3.2, desconsiderando perdas do forno e sabendo que as purezas das matérias-primas são de valores superiores a 99%.

Tabela 3.2: Quantidades utilizadas de matérias-primas para confecção da liga A356.

	Al	Si	Mg	Total
%	92,7	7	0,3	100
Gramas	278,1	21	0,9	300

3.2.3 Obtenção dos corpos de prova em alumínio

Utilizando areia verde, uma caixa de moldagem metálica e os modelos dos corpos de prova em madeira, foi produzido o molde no qual, em seguida, foi realizado o vazamento do metal fundido. Para a fusão, fios de alumínio, pedras de silício e magnésio, mostrados na Figura 3.3, foram pesados de acordo com as quantidades calculadas no cálculo de carga, segundo a Tabela 3.2.

Figura 3.3: Alumínio, silício e magnésio, respectivamente, utilizados para confecção da liga.



Durante a fusão, esses elementos foram sendo adicionados com pequenos intervalos no forno resistivo do LAFUN, e a temperatura controlada, até a obtenção do banho líquido constituído de toda a matéria-prima, ilustrado na Figura 3.4. Posteriormente, foi retirada uma pequena amostra para a análise da composição química no espectrômetro de emissão óptica com fonte de centelha da marca *Bruker* modelo Q2 ION. O

espectrômetro foi previamente calibrado e após foram realizadas três queimas e feita a média das composições. O resultado pode ser visto na Tabela 3.3

Figura 3.4: Banho líquido da liga A356.



Tabela 3.3: Composição química da liga A356, em % mássica.

	Al	Si	Mg	Outros
%	92,27	6,89	0,33	<0,3

Após o vazamento do metal fundido no molde e seu resfriamento, os corpos de prova foram desmoldados e posteriormente usinados, a fim de se obter um melhor acabamento superficial. O resultado após essas etapas são apresentados na Figura 3.5.

Figura 3.5: Corpos de prova após fusão e usinagem.



3.2.4 Deformação em 25% e 45%

Para realizar a deformação nos corpos de prova, a fim de promover quebra na estrutura dendrítica das amostras brutas de fusão, foi sucedida uma laminação a quente no LdTM – Laboratório de Transformações Mecânicas da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, visto que a liga A356 não pode ser laminada a frio devido a quantidade de silício relativamente alta, que diminui a ductilidade a temperatura ambiente.

O laminador DEMAG, que pode ser visto na Figura 3.6, possui cilindros lisos de aço com diâmetro de 178,8 mm, possuindo uma rotação de 27 rpm.

Figura 3.6: Laminador DEMAG utilizado na deformação.



O tempo de encharque, ou tempo de imersão, é uma medida do tempo necessário para garantir que, em todas as seções da peça, a temperatura seja homogênea. Esse tempo pode variar de 10 minutos a 12 horas, dependendo da espessura da peça. Como regra geral, tem-se na literatura o tempo de 1 hora de encharque para cada polegada de espessura transversal (RAKHIT, 2013).

Assim, como os corpos de prova possuíam 2 centímetros, o equivalente a 0,78 polegada, de seção transversal, os corpos de prova foram previamente aquecidos a temperatura de 380°C por 47 minutos. O resultado da laminação pode ser visto na Figura 3.7.

Figura 3.7: Corpos de prova após laminação a quente.



A altura final dos corpos de prova foram de 11mm e 14,8mm, resultando em graus de deformação de aproximadamente 45% e 25% , respectivamente.

3.2.5 Tratamento térmico

O tratamento térmico deve ser realizado a uma temperatura em que o material se encontre no estado pastoso (entre a temperatura *solidus* e *liquidus*). Conforme pode ser visto na Tabela 2.5, a região pastosa situa-se entre as temperaturas 555 e 615°C. Durante o aquecimento, ocorre a recristalização e uma vez alcançada a temperatura desejada, alguns minutos são necessários para promover a formação do líquido e a penetração desse nos contornos de grão. Esse tempo de espera deve ser o menor possível para evitar excessivo crescimento das partículas, mas não tão curto que impeça sua esferoidização (SAHOO et al, 2009).

Posto que os tratamentos foram realizados em três diferentes tempos, 20, 40 e 60 minutos, as amostras da Figura 3.7 foram seccionadas em três partes cada e colocadas no forno resistivo do tipo mufla do LAFUN, pré-aquecido na temperatura de 580°C.

Como mencionado previamente, o tempo de encharque é de 1 hora por polegada de espessura. Assim, para as espessuras de 11mm o tempo de encharque utilizado foi de 25 minutos; para as espessuras de 14,8mm, o tempo foi de 35 minutos.

Após esse tempo para homogeneização da temperatura na peça, foram cronometrados os tempos de 20, 40 e 60 minutos para a retirada das amostras do forno. Para preservar o conteúdo e a morfologia dos grãos, as amostras foram, em seguida, resfriadas rapidamente em água na temperatura ambiente.

3.2.6 Dureza

O teste de dureza Brinell consiste em uma impressão na superfície da amostra de metal por uma esfera de WC. A superfície da amostra na qual a impressão será feita deve ser plana e livre de óxidos e sujeiras. Após a carga ser retirada, é medido o diâmetro da endentação da amostra e o valor da dureza HB é calculado através de fórmula ou consultado com o auxílio de tabelas (DIETER, 1986).

Para garantir a superfície plana e sem óxidos, as amostras foram preparadas com lixa de granulometria 80 antes da realização do ensaio. Para sua execução, foi utilizado um durômetro da marca Wolpert modelo Dia Testor 2Rc, com esfera de WC possuindo 2,5mm de diâmetro e carga utilizada de 61,5 kgf.

Foram realizadas cinco endentações em cada amostra e feita a média dos valores obtidos, que será usada para comparação entre os diferentes tempos de tratamento e graus de deformação.

3.2.7 Análise Metalográfica

As amostras foram seccionadas em pedaços menores e foi feito o embutimento a quente com resina fenólica para embutimento metalográfico da marca M-LAB. Com as amostras devidamente embutidas, foi realizado o lixamento em lixas d'água de granulometria 80 a 1200, rotacionando a amostra em 90° a cada troca de lixa. Posteriormente, as amostras foram polidas em disco de feltro com pasta de diamante de

granulometria de 1 μm em uma politriz metalográfica da marca Teclago, modelo PL02 E. As imagens foram captadas com um microscópio óptico da marca Olympus modelo BX 51M.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Esta seção tem o objetivo de expor e comentar os resultados obtidos nesse estudo, referentes à influência do grau de deformação e o tempo de tratamento na globularização das partículas e dureza.

4.1 Amostra Bruta de Fusão

Como mencionado anteriormente, a microestrutura da liga bruta de fusão, ou seja, sem tratamento térmico, é dendrítica, e pode ser vista na Figura 4.1.

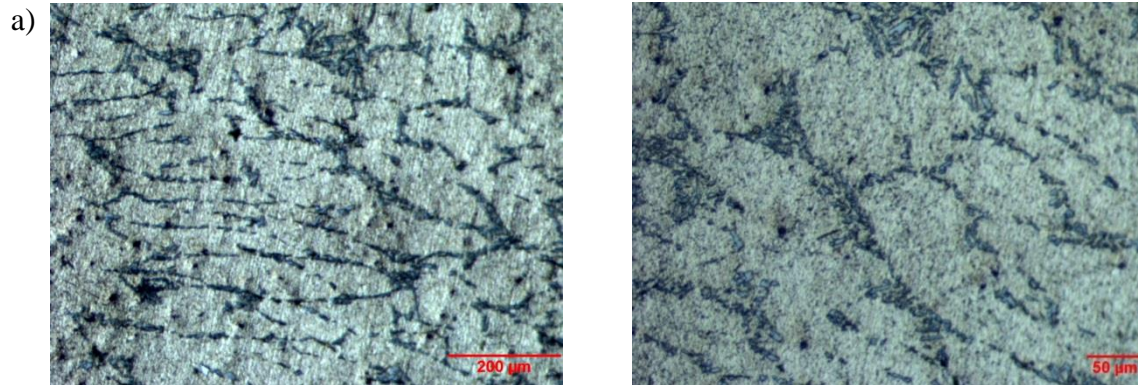
Figura 4.1: Metalografia da liga A356 bruta de fusão.



4.2 Deformação de 25%

A metalografia obtida para a amostra previamente deformada em 25% e submetida a 20 minutos de tratamento térmico encontra-se na Figura 4.2.

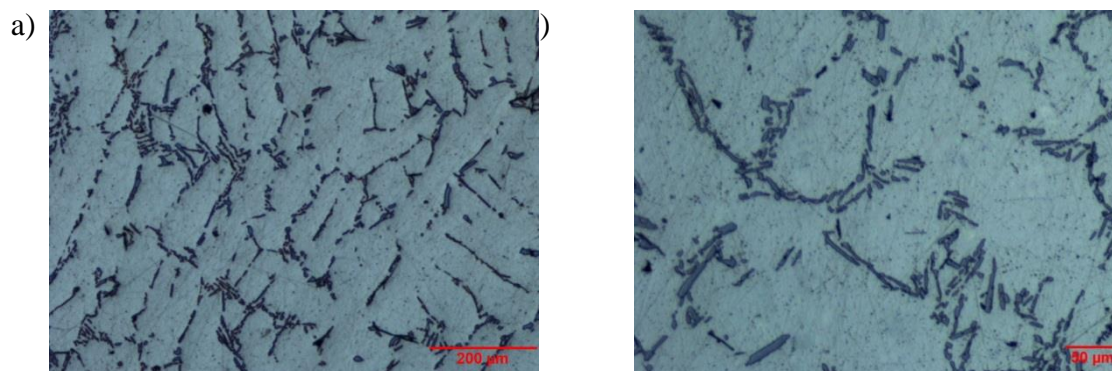
Figura 4.2: Metalografia da liga A356 deformada 25% e tratada por 20 minutos. A imagem a) apresenta aumento de 50x e a imagem b) aumento de 100x.



Pode-se observar que a estrutura dendrítica vista na Figura 4.1 transformou-se e a estrutura globular começa a ser formada, devido à ação dos fenômenos de redução de energia superficial.

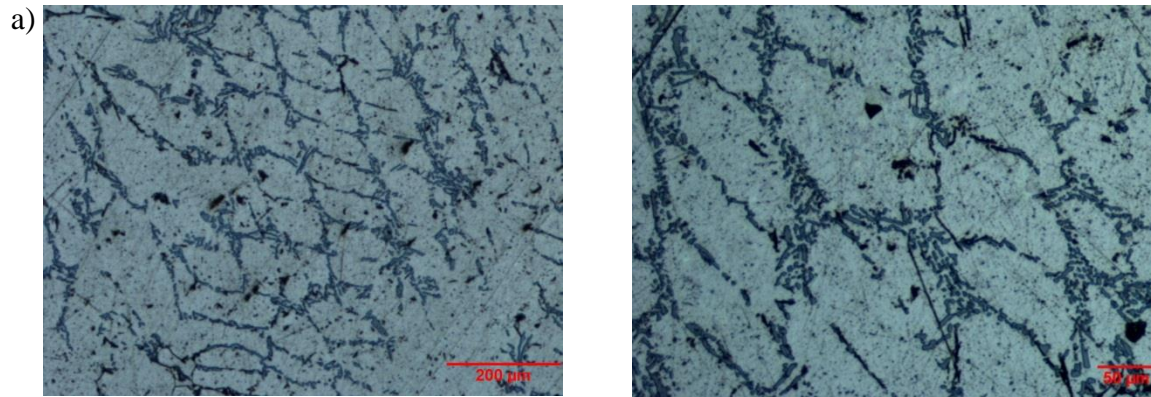
A Figura 4.3 apresenta a metalografia obtida para o tempo de tratamento térmico de 40 minutos e grau de deformação de 25%. Nota-se que, quando comparada com as amostras tratadas pela metade do tempo, e com igual grau de deformação, a microestrutura foi levemente modificada e há presença de grãos irregulares em formato de roseta devido, provavelmente, à não total quebra da estrutura dendrítica, visto que essa possui uma estrutura tridimensional enquanto que a laminação realizada promove deformação em apenas uma direção (SMITH, 2013).

Figura 4.3: Metalografia da liga A356 deformada 25% e tratada por 40 minutos. A imagem a) apresenta aumento de 50x e a imagem b) aumento de 100x.



Com 60 minutos de tratamento térmico já pode ser visto um número maior de glóbulos. O resultado alcançado é mostrado na Figura 4.4.

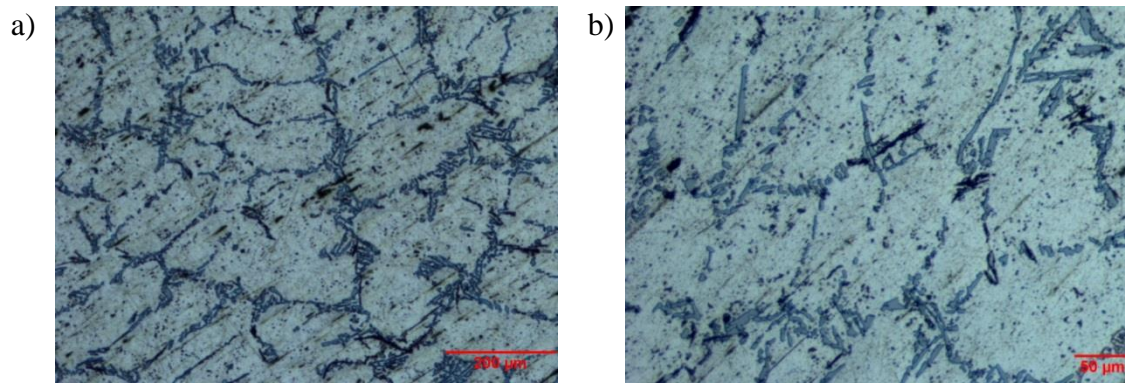
Figura 4.4: Metalografia da liga A356 deformada 25% e tratada por 60 minutos. A imagem a) apresenta aumento de 50x e a imagem b) aumento de 100x.



4.3 Deformação de 45%

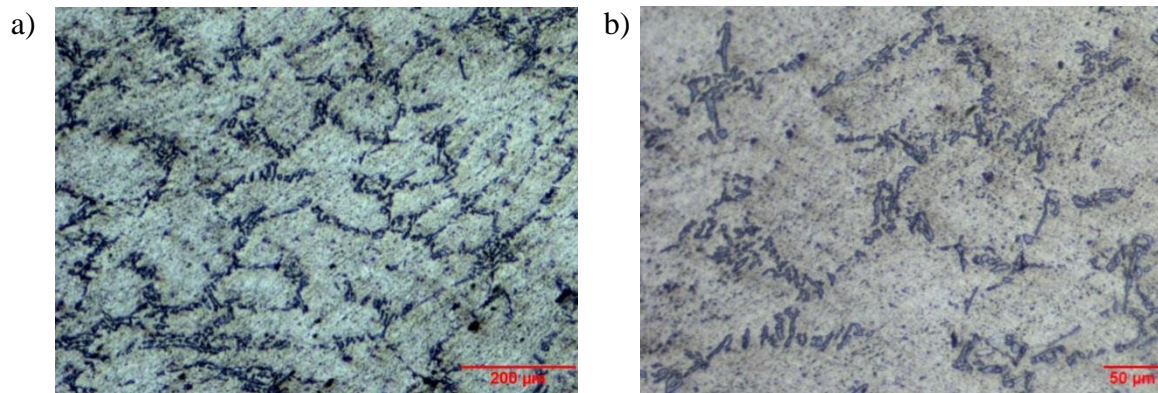
As amostras deformadas em 45% e também tratadas termicamente por 20 minutos apresentam uma microestrutura mais globular e uniforme, e rosetas já não são encontradas com frequência, conforme pode ser visto na Figura 4.5.

Figura 4.5: Metalografia da liga A356 deformada 45% e tratada por 20 minutos. A imagem a) apresenta aumento de 50x e a imagem b) aumento de 100x.



Para os parâmetros de 45% de deformação e tempo de tratamento de 40 minutos, a metalografia obtida é mostrada na Figura 4.6, na qual é possível se perceber uma microestrutura com grãos mais equiaxiais e menos alongados quando comparada com a microestrutura da Figura 4.5.

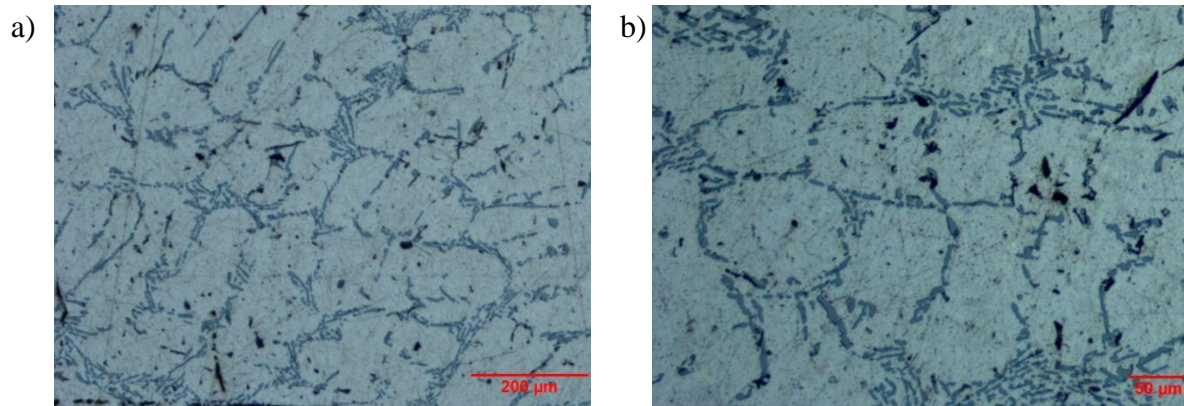
Figura 4.6: Metalografia da liga A356 deformada 45% e tratada por 40 minutos. A imagem a) apresenta aumento de 50x e a imagem b) aumento de 100x.



A amostra com maior grau de deformação e maior tempo de tratamento resultou nas micrografias exibidas na Figura 4.7, onde se constata um alto grau de globularização das partículas e uma microestrutura mais homogênea, por efeito de maior quebra das

dendritas em razão do maior grau de deformação. Esta amostra obteve o resultado mais perto do desejado entre todas as amostras analisadas.

Figura 4.7: Metalografia da liga A356 deformada 45% e tratada por 60 minutos. A imagem a) apresenta aumento de 50x e a imagem b) aumento de 100x.



4.4 Dureza Brinell

A dureza é uma propriedade que permite avaliar a resistência que um material apresenta à deformação permanente, fornecendo dados sobre as condições de fabricação e tratamento das ligas metálicas. Assim, a Tabela 4.1 exibe os resultados das médias dos cinco valores de dureza obtidos para cada amostra.

Tabela 4.1: Resultados de dureza Brinell obtidos para cada amostra.

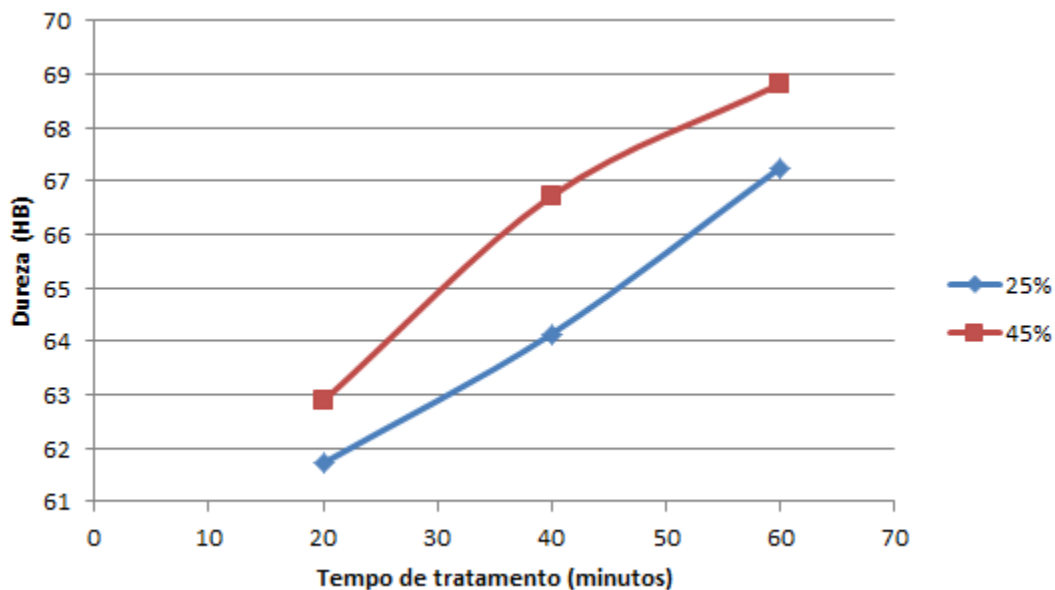
Grau de deformação	Tempo de Tratamento	HBW
25%	20 min	61,72 ± 2,2
	40 min	64,14 ± 2,1
	60 min	67,25 ± 2,4
45%	20 min	62,88 ± 1,6
	40 min	66,72 ± 2,3
	60 min	68,82 ± 1,1

Amostra bruta de fusão

57,04 ± 1,4

O gráfico da Figura 4.8 evidencia a comparação dos resultados obtidos no ensaio de dureza para as deformações de 25% e 45%. É visível que o grau de maior deformação apresentou valores mais satisfatórios no que diz respeito ao aumento da dureza, o que é compatível com o resultado obtido por GUPTA et al., 2014.

Figura 4.8: Gráfico de comparação de dureza para graus de deformação de 25 e 45%.



A liga A356 possui diversos elementos que mediante tratamentos térmicos formam precipitados endurecedores como, por exemplo, o Mg_2Si , além das partículas de Si eutéticas. É possível que esse aumento na dureza seja também devido à formação desses precipitados durante o tratamento térmico, sendo necessárias técnicas de microscopia eletrônica de transmissão (MET) para a identificação precisa desses precipitados, em função de suas dimensões nanométricas (SEGUNDO, 2015).

5.0 CONCLUSÕES

Tendo em vista os resultados obtidos no ensaio de dureza e na análise metalográfica, pode-se concluir o seguinte:

- O grau de deformação tem relação direta com a globularização das partículas: as amostras com 45% de deformação apresentaram, para o mesmo tempo de tratamento térmico, estruturas mais equiaxiais que as amostras deformadas em 25%;
- O tempo em que as amostras foram mantidas no estado semissólido obedece à mesma relação direta: as amostras tratadas por 20 minutos apresentaram grau de globularização bem inferior às amostras tratadas por 60 minutos.
- Os valores de dureza Brinell são aumentados para maiores graus de deformação e maiores tempos de tratamento;
- A morfologia das amostras brutas de fusão e tratadas termicamente condizem com o esperado pela literatura e outros estudos realizados;
- A amostra submetida a 60 minutos de tratamento e 45% de deformação apresentou melhor resultado no quesito globularização e dureza Brinell, dentre os parâmetros avaliados.

6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão, pode-se aprofundar e complementar o presente estudo com a realização dos seguintes trabalhos futuros, que poderão colaborar com a área de estudo e interesse desse trabalho:

- Avaliar a influência do grau de deformação e tempo de tratamento na resistência à tração do material;
- Análise da influência de temperaturas e tempos mais elevados de tratamento térmico nos valores de dureza Brinell;
- Analisar os resultados de grau de globularização e dureza Brinell para amostras fundidas em molde metálico;
- Realização de ensaios mecânicos para determinação da resistência e deformação.
- Investigar a presença de precipitados de fases intermetálicas nas amostras após tratamento térmico.

7.0 REFERÊNCIAS

ABAL – Associação Brasileira do Alumínio. Fundamentos e aplicações do alumínio, São Paulo, 2007. Disponível em: <<http://abal.org.br/biblioteca/publicacoes/fundamentos-e-aplicacoes-do-aluminio/>>. Acesso em: 28 jul. 2016.

ABAL - Associação Brasileira do Alumínio. Alumínio para uma vida melhor, São Paulo, 2009. Disponível em <<http://abal.org.br/biblioteca/publicacoes/aluminio-para-uma-vida-melhor/>>. Acesso em: 28 jul. 2016.

ABAL - Associação Brasileira do Alumínio. Relatório de sustentabilidade 2012, São Paulo, 2012. Disponível em <http://www.abal.org.br/downloads/Rel_Sust_ABAL_web.pdf >. Acesso em: 28 jul. 2016.

ALVANI, S. M. J. et al. Semisolid joining of aluminum a356 alloy by partial remelting and mechanical stirring . Transactions of nonferrous metals society of china, v. 20, p. 1792-1798, jun. 2010.

ALVES, G. F. Desenvolvimento de novas ligas para processos de conformação no estado semi-sólido a partir de alumínio reciclado. Dissertação de mestrado. IFES, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Vitória, ES, 2011.

ASM HANDBOOK: Casting. ASM International. v. 15. 1988.

ASM HANDBOOK: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. ASM International. v. 2. 1992.

BOLOURI, A.; SHAHMIRI, M.; CHESHMEH, E. N. H.. Microstructural evolution during semisolid state strain induced melt activation process of aluminum 7075 alloy . Transactions of nonferrous metals society of china, v. 20, p. 1663-1671, jun. 2010.

DAVIS, Joseph R.. Aluminum and aluminum alloys. ASM International, 1993. 784 p.

DIETER, George Ellwood; BACON, David J. Mechanical metallurgy. New York: McGraw-Hill, 1986. 751 p.

EMAMY, M.; RAZAGHIAN, A.; KARSHENAS, M. The effect of strain induced melt activation process on the microstructure and mechanical properties of Ti-refined A6070 Al alloy. Materials and Design, v. 46, p. 824-831, nov. 2012.

GUPTA, Robin; SHARMA, Ashok; KUMAR, Subodh. Characterization study of al alloy cast through strain induced melt activated (sima) process . International conference on multidisciplinary research & practice, v. I Issue VII, p. 21-24, nov. 2014.

GUTHY, H.V., Evolution of the Eutectic Microstructure in Chemically Modified and Unmodified Aluminum Silicon Alloys. Dissertação de mestrado. Worcester Polytechnic Institute Materials Science and Engineering, Worcester Massachusetts, abr. 2002.

HASSAS-IRANI, S. et al. Microstructure evolution and semi-solid deformation behavior of an a356 aluminum alloy processed by strain induced melt activated method. *Materials and design*, v. 46, p. 579-587, nov. 2012.

HYDRO. Como a alumina é extraída da bauxita. Disponível em: <<http://www.hydro.com/pt/a-hydro-no-brasil/sobre-o-aluminio/ciclo-de-vida-do-aluminio/refino-da-alumina/>>. Acesso em: 28 jul. 2016.

JIAN, X; MEEK, T.t.; HAN, Q.. Refinement of eutectic silicon phase of aluminum a356 alloy using high-intensity ultrasonic vibration. *Scripta materialia*, v. 54, p. 893-896, nov. 2016.

KORI, S.A.; MURTY, B.S.; CHAKRABORTY, M.. Development of an efficient grain refiner for al-7si alloy and its modification with strontium. *Materials science and engineering*, v. A283, p. 94-104, mai. 2000.

PAES, M. Obtenção e caracterização de novas ligas Al-Si-Mg para tixoconformação. 2004. Tese de Doutorado. Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, São Paulo, 2004.

PERES, M. M. et al. Caracterização da liga de alumínio a356 solidificada rapidamente por centrifugação e fundida em areia . *Projeções*, v. 23, p. 55-62, dez. 2005.

RAKHIT, A. K.. The essentials of material science and technology for engineers. Xlibris Corporation, 2013. 728 p.

REIS, A. A. Parâmetros de processamento para tixoconformação de uma liga Al-3,8Si reciclada a partir de latas de alumínio. Dissertação de mestrado. IFES, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Vitória, ES, 2013.

SAHOO, K. et al. Strain induced melt activation – an effective route to produce high performance alloy plates and sheets. *Transactions of The Indian Institute of Metals*, v. 62, p. 275-278, out. 2009.

SEGUNDO, Elisa Hellen; VERRAN, Guilherme Ourique; BATISTA, Girrese De Matos. Análise dos efeitos dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial sobre a microestrutura da liga de alumínio a356. *Revista matéria*, v. 20, n. 4, p. 936-345, 2015.

SMITH, William F.; HASHEMI, Javad. Fundamentos da engenharia e ciências dos materiais. 5 ed., AMGH Editora, 2013. 734 p.

TOTTEN, George E.; MACKENZIE, D. Scott. Handbook of aluminum: Physical Metallurgy and Processes. 1 ed. CRC Press, 2003. 1310 p.

VIEIRA, Maria do Carmo B. Caracterização da viscosidade aparente no estado semi-sólido e das propriedades mecânicas da liga AA 7075. Tese de doutorado – UFRGS PPGEM, 2003.