

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

DOUGLAS RAFAEL COSTA BARDUCO

**ANÁLISE DA EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DE UMA LIGA A380
SOB O EFEITO DO ENSAIO DE GLOBULARIZAÇÃO**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

PONTA GROSSA

2018

DOUGLAS RAFAEL COSTA BARDUÇO

**ANÁLISE DA EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DE UMA LIGA A380
SOB O EFEITO DO ENSAIO DE GLOBULARIZAÇÃO**

Trabalho de conclusão de curso apresentado como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica, Do Departamento Acadêmico de Mecânica (DAMEC), da Universidade Tecnológica federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Luciano Augusto Lourençato

PONTA GROSSA

2018



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



TERMO DE APROVAÇÃO

ANÁLISE DA EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DE UMA LIGA A380 SOB O EFEITO DO ENSAIO DE GLOBULARIZAÇÃO.

por

DOUGLAS RAFAEL COSTA BARDUCO

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi apresentado em 7 de maio 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 Lourençato
Orientador

Profa. Ma. Sandra Mara Kaminski Tramontin
Membro Titular

Profa. Ma. Heliety Rodrigues Borges Barreto
Membro Titular

Prof. Dr. Marcos Eduardo Soares
Responsável pelos TCC

**Prof. Dr. Marcelo Vasconcelos de
Carvalho**
Coordenador do Curso

Trabalho dedicado aos meus pais.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao apoio irrestrito da minha família, representada pelos meus pais e minha irmã, em todos os momentos da minha vida. Agradeço a minha namorada, que conheci neste período de faculdade e que sempre me apoiou em todas as ocasiões. Gostaria de agradecer ao Professor Luciano, pela orientação do trabalho de conclusão e pelo empenho em outras situações. Agradeço também as pessoas que auxiliaram neste trabalho, em destaque João Paulo Gabre e Eriel Sabino, além de outros alunos e professores que ajudaram nesse processo. Agradeço aos amigos que fiz durante esse período que me acompanharam durante essa longa jornada na faculdade.

RESUMO

BARDUCO, Douglas Rafael Costa. **Análise da evolução microestrutural de uma liga A380 sob o efeito do ensaio de globularização**. 2018. 66 f. Trabalho de Conclusão de Curso – Engenharia Mecânica – Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Ponta Grossa, 2018.

A utilização de processos por materiais em estado semi-sólido é restrito na área industrial devido a pouca variedade de materiais empregados no processo (ligas de alumínio A356 e A357) e a pouca utilização de ligas recicladas. A partir disso, este trabalho teve como objetivo realizar estudo sobre o comportamento microestrutural no estado semi-sólido a partir do ensaio de globularização com fração sólida de 60% de uma diferente liga de alumínio (A380) oriunda de reciclagem, com adição de refinador e modificador com 200ppm de Sr. A partir do ensaio de DSC e utilizando a equação de Scheil, foi possível obter a temperatura necessária do material para a fração sólida de 60%, que foi de 565°C. Após este procedimento, foi realizado o ensaio de globularização com três tempos de retenção (300, 600 e 900 segundos). Com o material submetido ao ensaio de globularização, foram realizadas as análises metalográficas por meio de metalografia convencional e por microscopia eletrônica de varredura. Estas análises permitiram obter o tamanho de grão, fator de forma e a morfologia tridimensional do eutético. Estas análises mostraram a eficácia do ensaio de globularização na evolução microestrutural, principalmente para os tempos de retenção de 600 e 900 segundos, onde as estruturas se apresentaram mais globulares, conforme indicado pelos resultados do fator de forma.

Palavras-chave: Globularização. Semi-sólido, Ligas Alumínio-Silício. DSC. Tamanho de Grão. Fator de Forma.

ABSTRACT

BARDUCO, Douglas Rafael Costa. **Analysis of the microstructural evolution of an A380 alloy under the effect of the globularization test.** 2018. 66 p. Final paper – Mechanical Engineering – Federal University of Technology - Parana, Ponta Grossa, 2017.

The processing of materials in semi-solid state is restricted in the industrial area due to the low variety of materials used in the process (aluminum alloys A356 and A357) and the limited use of recycled alloys. Based on that, the aim of this study was to analyze the microstructural behavior in the semi-solid state from globularization test of a different aluminum alloy (A380) obtained by recycling, with addition of refiner and modifier with 200ppm of Sr. From the DSC test and using Scheil equation, it was possible to obtain the required temperature of the material for the 60% solid fraction, which was 565 ° C. After this procedure, the globularization test was performed with three retention times (300, 600 and 900 seconds). After globularization test, samples were analyzes by conventional metallography and Scanning Electron Microscope (SEM). These analyzes allowed to obtain the grain size, shape factor and the three-dimensional morphology of the eutectic. These analyzes showed the effectiveness of the globularization test in the microstructural evolution, mainly for the retention times of 600 and 900 seconds, where the structures presented more globularization, as indicated by the results of the S factor.

Keywords: Globularization. Semi-solid. Aluminium-Silicon Alloys. DSC. Grain Size. Shape Factor.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Ligas comerciais de alumínio-silício para fundição. (a) Diagrama de equilíbrio Al-Si. (b) Microestrutura de uma liga hipoeutética, 150x. (c) Microestrutura de uma liga eutética, 400x. (d) Microestrutura de uma liga hipereutética, 150 x.	18
Figura 2 - Estrutura globular após contínuo cisalhamento a uma fração sólida de 55%.	19
Figura 3 - Sequência fotográfica ilustrando o comportamento tixotrópico de uma liga no estado semi-sólido.	20
Figura 4 - Suporte de suspensão traseira Multi-link feito a partir de material semi-sólido.	21
Figura 5 - Diagrama esquemático do processo <i>thixomolding</i>	22
Figura 6 - Representação esquemática de alguns processos de tixoconformação: (a) tixofundição; (b) tixoforjamento; (c) tixoextrusão lateral.	24
Figura 7 - Instrumentos de agitação mecânica: a) Reator tipo viscosímetro de Couette; b) Reator com rotor; c) Reator com propulsão.	27
Figura 8 - Representação esquemática do processo de agitação passiva.	28
Figura 9 - Sequência do processo de multiplicação cristalina.	31
Figura 10 - Ilustração esquemática da evolução da estrutura durante solidificação sob vigorosa agitação: a) Fragmento dendrítico inicial; b) Crescimento dendrítico; c) e d) Roseta; e) Estrutura globular.	31
Figura 11 - Mecanismos de engrossamento dendrítico Ostwald ripening.	32
Figura 12 - Mecanismos de engrossamento dendrítico por coalescência.	32
Figura 13 - Representação esquemática de uma complexa estrutura dendrítica. a) Vista 3D, b) Secção transversal.	36
Figura 14 - Cálculo da fração líquida representada sob um pico de fusão em um ensaio de DSC.	38
Figura 15 - DSC de compensação de potência.	39
Figura 16 - Fluxograma do procedimento experimental.	40
Figura 17 - a) Forno de indução e cadinho; b) Estufa; c) Lingoteiras de aço.	42
Figura 18 - Equipamento de DSC e balança de precisão.	43
Figura 19 - Amostras confeccionadas para o ensaio de globularização.	45
Figura 20 - Aparatos e equipamentos utilizados no ensaio de globularização.	45
Figura 21 - Corpos de prova globularizados obtidos.	46

Figura 22 - Equipamentos utilizados na preparação dos corpos de prova: a) Cortadeira; b) Embutidora; c) Politriz universal; d) Politriz automática; e) Politriz vibratória.....	47
Figura 23 - Equipamentos utilizados para a microscopia ótica.....	48
Figura 24 - Análise realizada para obtenção do tamanho de grão.	49
Figura 25 - Imagem obtida do software ImageJ para obtenção da área e perímetro para o cálculo do fator de forma.....	50
Figura 26 - Imagem por microscopia ótica com ampliação de 100 vezes da liga no estado fundida (sem passar pelo ensaio de globularização).....	54
Figura 27 - Imagens por microscopia ótica com ampliação de 100 vezes da liga após ensaio de globularização de 300 segundos: a) Topo; b) Meio; c) Base.	54
Figura 28 - Imagens por microscopia ótica com ampliação de 100 vezes da liga após ensaio de globularização de 600 segundos: a) Topo; b) Meio; c) Base.	55
Figura 29 - Imagem por microscopia ótica com ampliação de 100 vezes da liga após ensaio de globularização de 900 segundos: a) Topo; b) Meio; c) Base.	55
Figura 30 - Imagens da liga via MEV com ampliação de 500 vezes: a) como fundida; b) globularizada por 300 segundos; c) globularizada por 600 segundos; d) globularizada por 900 segundos.	56
Figura 31 - Imagem via microscopia ótica com aumento de 50 vezes da liga após ensaio de globularização: a) 300s; b) 600s; c) 900s.	58

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 - Processo de aquecimento e resfriamento no ensaio de DSC.	44
Gráfico 2 - Análise térmica via DSC da liga A380.	52
Gráfico 3 - Variação da fração sólida em relação à temperatura.	53
Gráfico 4 - Resultados obtidos de tamanho de grão.	57
Gráfico 5 - Resultados obtidos do fator de forma.	59

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Balanço de massa do vazamento.	41
Tabela 2 - Composição química da liga dada pelo aparelho de espectrometria após o vazamento do material..	51
Tabela 3 - Composição química da liga utilizada dada pelo fabricante.	52

LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

Abal	Associação Brasileira de Alumínio
Al	Alumínio
AIP	Fosfeto de Alumínio
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (Sociedade Americana para Testes e Materiais)
CETEM	Centro de Transformação de Materiais
CP	Corpo de Prova
Cu	Cobre
CSF	<i>Circularity Shape Factor</i> (Fator de Forma Circular)
DSC	<i>Differential scanning calorimetry</i> (Calorimetria Exploratória Diferencial)
DTA	<i>Differential Thermal Analysis</i> (Análise Térmica Diferencial)
ESS	Estado Semi-sólido
Fe	Ferro
GS	<i>Grain Size</i> (Tamanho de Grão)
LabCMat	Laboratório de Caracterização de Materiais
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MHD	<i>Magnetohydrodynamic Stirring</i>
MIT	<i>Massachusetts Institute of Technology</i> (Instituto de Tecnologia de Massachusetts)
RAP	<i>Recrystallisation and Partial Melting</i>
RQI	<i>Rheo Quality Index</i>
Si	Silício
Senai	Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial
SF	<i>Shape Factor</i> (Fator de Forma)
SIMA	<i>Strain Induced Melt Activated</i>
SSM	<i>Semi-solid Material</i> (Material Semi-sólido)
Sr	Estrôncio
Ti	Titânio
UTFPR	Universidade Tecnológica Federal do Paraná
wt%	<i>weight percent</i> (porcentagem em massa)

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	14
1.1 OBJETIVOS	15
1.1.1 Objetivo Geral	15
1.1.2 Objetivos Específicos	15
2 REFERENCIAL TEÓRICO.....	16
2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	16
2.1.1 Ligas Al-Si	17
2.2 PROCESSOS DE MATERIAIS SEMI-SÓLIDOS (SSM).....	19
2.2.1 Tipos de Processamento de Materiais Semi-sólidos.....	21
2.2.2 Vantagens e Desvantagens do Processamento de Metais em Estado Semi-sólido.....	24
2.3 ROTAS DE OBTENÇÃO DE MATÉRIA-PRIMA GLOBULAR	25
2.3.1 Rotas de Obtenção de Microestrutura Globular a Partir de Metais em Estado Líquido.....	26
2.3.2 Rotas de Obtenção de Microestrutura Globular a Partir de Metais em Estado Sólido.....	29
2.4 MECANISMOS DE ALTERAÇÃO DA MORFOLOGIA DENDRÍTICA	30
2.5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DOS MATERIAIS SEMI-SÓLIDOS	32
2.5.1 Fração Sólida	33
2.5.2 Tamanho de Grão	35
2.5.3 Fator de Forma.....	35
2.6 CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)	37
2.6.1 DSC de Compensação de Potência.....	38
2.6.2 DSC de Fluxo de Calor.....	39
3 MATERIAIS E MÉTODOS	40
3.1 OBTENÇÃO DA LIGA	40
3.2 CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA	42
3.4 ENSAIO DE GLOBULARIZAÇÃO	44
3.5 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	46
3.6 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	47
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	51
4.1 RESULTADOS DA ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA	51
4.2 ENSAIO DSC E CÁLCULO DA FRAÇÃO SÓLIDA	52

4.3 AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DA LIGA	53
4.4 ANÁLISE DO TAMANHO DE GRÃO E FATOR DE FORMA	57
5 CONCLUSÕES	60
6. TRABALHOS FUTUROS.....	61
REFERÊNCIAS.....	62

1 INTRODUÇÃO

A utilização de materiais metálicos no estado semi-sólido iniciou-se a partir de um estudo realizado no MIT publicado por Spencer, Mehrabian e Flemings (1972) que inicialmente tinha como objetivo a análise das trincas de contração em uma liga de chumbo. No estudo, foi constatada a influência da taxa de cisalhamento na formação microestrutural durante a solidificação, transformando de uma microestrutura dendrítica inicial para grãos arredondados. A partir dessa nova microestrutura, foi descoberto pela primeira vez o comportamento tixotrópico em materiais metálicos.

A partir da descoberta dos pesquisadores do MIT, inúmeras pesquisas foram realizadas com o intuito de aprofundar os conhecimentos sobre a tixotropia nos materiais metálicos. Foram desenvolvidas tecnologias para a aplicação destes materiais como a tixoconformação e a reofundição. As ligas de aço foram inicialmente as mais utilizadas nos estudos, mas a partir de uma série de vantagens econômicas, as ligas de alumínio se tornaram as mais utilizadas no ramo industrial (PRONI, 2010).

Uma das principais vantagens na aplicação industrial de peças oriundas do processamento de materiais no estado semi-sólido (SSM) é a obtenção de peças *near net shape* (dimensões próximas ao do produto final), viabilizando peças com geometrias mais complexas. Até o momento, o processamento possui várias aplicações industriais, nas quais se destacam a indústria automobilística, militar e aeroespacial.

Mesmo apresentando vantagens em relação aos métodos tradicionais, os processos utilizando materiais semi-sólidos como a tixoconformação representam uma pequena parte do que é produzido atualmente. O uso limitado de ligas de alumínio (A356 e A357) e falta de aplicação em processos de reciclagem inviabilizam economicamente o desenvolvimento pleno desta tecnologia.

Tendo em vista estas dificuldades, este trabalho utiliza uma liga de alumínio A380 oriunda de reciclagem, no qual possui poucos estudos relacionados ao comportamento deste material no estado semi-sólido. O foco deste trabalho é estudar a evolução microestrutural desta liga a partir do ensaio de globularização em uma determinada fração sólida específica.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo Geral

O trabalho apresentado tem como objetivo geral analisar a evolução morfológica da liga A380 sob o efeito do ensaio de globularização para fração sólida de 60% para tempos de retenção de 300, 600 e 900 segundos.

1.1.2 Objetivos Específicos

- Obter a evolução da fração sólida de acordo com o aumento da temperatura através do ensaio de DSC, equação de Scheil e dados experimentais;
- Realizar o ensaio de globularização em fração sólida de 60% para tempos de retenção de 300, 600 e 900 segundos;
- Analisar os parâmetros de fator de forma e tamanho de grão via metalografia.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O alumínio é o segundo elemento metálico mais abundante do planeta, e sua produção em escala industrial iniciou a partir do fim do século XIX. Este elemento com suas respectivas ligas foram vitais na impulsão de três atividades industriais que se desenvolveriam posteriormente: indústria automotiva, aeronáutica e a eletrificação das cidades. As primeiras aplicações comerciais do alumínio foram itens como molduras de espelho, bandejas e números de residências (ROOY, 1992).

China e Rússia são os maiores produtores de alumínio primário. O Brasil é o décimo maior produtor, com a produção de quase 800 mil toneladas em 2016 (ABAL, 2017). Além da produção do material primário, o alumínio é um material de fácil reciclagem, que por este método, consome cerca de 5% da energia necessária da produção tradicional do alumínio pela bauxita e por consequência, agride menos ao meio ambiente (FREES, 2008; KISSEL et. al, 2004).

Em menos de cem anos, o alumínio é o segundo material metálico mais utilizado, perdendo apenas para o ferro. Existem mais de 300 ligas de alumínio conhecidas além de várias outras derivadas sendo desenvolvidas. As ligas de alumínio mais empregadas são com a adição de silício, cobre e magnésio (ROOY, 1992; SENAI, 1987; KISSEL et. al, 2004).

Podemos citar segundo Rooy, 1992; Gentil, 1996 e Kissel et. al, 2004, que entre os atributos que fazem o alumínio ser viável economicamente para uma grande variedade de aplicações estão:

- A ótima relação entre densidade e resistência mecânica. O material possui densidade de apenas $2,7\text{g/cm}^3$, aproximadamente um terço menor se comparada ao do aço ($7,83\text{ g/cm}^3$). Já a resistência das ligas de alumínio rivaliza com algumas ligas de aço carbono;
- É um dos materiais mais fáceis para ser trabalhados em um processo de fabricação. Destaca-se em operações de conformação mecânica (devido a sua ductilidade), fundição e usinagem;
- Pode ser altamente refletivo, pois energia radiante, luz visível, calor radiante e ondas eletromagnéticas são eficientemente refletidas pelo material;

- Apresenta alta resistência a corrosão atmosférica devido à formação de uma camada de óxido que reveste o material a partir do momento em que é exposto ao ambiente;
- É um material antimagnético e dessa forma, pode ser utilizado como proteção em equipamentos eletrônicos, além de não produzir faíscas, sendo importante na aplicação envolvendo materiais inflamáveis ou explosivos;
- Em geral, o alumínio apresenta excelente condutividade elétrica e térmica, onde se for comparado ao cobre, apresenta duas vezes mais condutividade elétrica e aproximadamente 50 a 60% da condutividade térmica;
- É um material que apresenta grande versatilidade. A inserção de elementos de liga ao alumínio promove uma melhoria significativa nas características de fundição e propriedades mecânicas.

Atualmente, o alumínio está presente em várias aplicações como em bens de consumo de cozinha e escritório, ramo automotivo, setor aeronáutico, construção civil, embalagens de alimentos e produtos químicos, indústria elétrica, indústria química, equipamentos médicos e máquinas e equipamentos industriais em geral (ABAL, 2017).

As ligas de alumínio podem ser divididas em duas grandes categorias: ligas fundidas, que são designadas a produção de peças por meio da fundição e ligas trabalhadas, que são destinadas, que podem passar por processos como extrusão, forjamento, laminação, estiramento, entre outros (ROOY, 1992; TORRES, 2009).

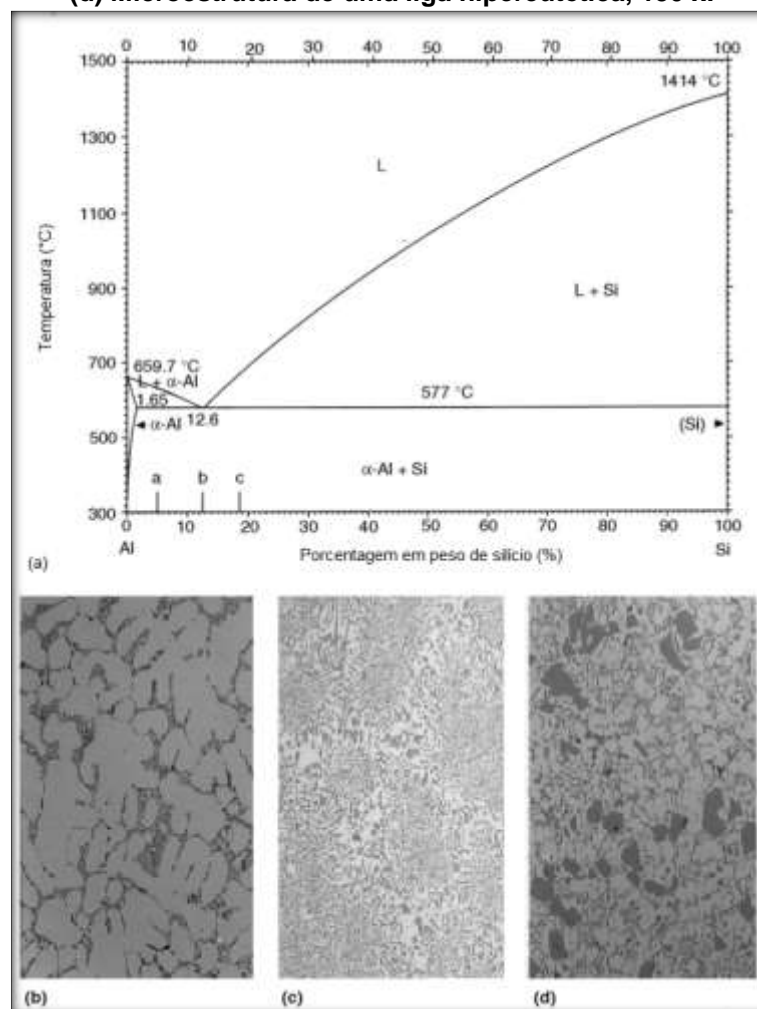
2.1.1 Ligas Al-Si

O Silício, originado da sílica ou silicatos na bauxita é o segundo componente mais abundante do alumínio. É um dos mais comuns elementos de liga do alumínio, representando cerca de 50% do total de ligas de alumínio que podem ser empregadas nos processos de fundição. Entretanto, a participação das ligas de alumínio-silício na fabricação de peças para fundição ultrapassa os 90% (MONDOLFO, 1976; STEFANESCU, 2002).

A associação de diferentes características mecânicas e físicas faz com que as ligas de alumínio-silício sejam amplamente utilizadas. Entre as características, destacam-se a ótima fluidez no metal líquido, promovendo a melhor alimentação no molde, eficiente resistência à corrosão e boa relação resistência/peso específico, entre outras (GARCIA, 2001; LOURENÇATO, 2008).

A parcela de silício encontrada nas ligas de alumínio-silício comerciais para fundição está entre 5 á 23% do material. Como mostra o diagrama de equilíbrio de fases na Figura 1, a estrutura das ligas pode ser hipoeutética, hipereutética ou eutética. Os predicados de uma liga são atribuídos as características individuais dos componentes nas suas respectivas fases e à fração de volume e morfologia destes componentes (WARMUZEK, 2004).

Figura 1 - Ligas comerciais de alumínio-silício para fundição. (a) Diagrama de equilíbrio Al-Si. (b) Microestrutura de uma liga hipoeutética, 150x. (c) Microestrutura de uma liga eutética, 400x. (d) Microestrutura de uma liga hipereutética, 150 x.



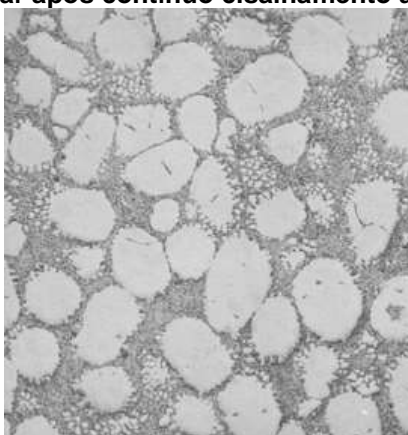
Fonte: Warmuzek, 2004.

As ligas Al-Si podem apresentar estrutura hipoeutética, onde há concentração de silício de 1,65 a 12,6%. Ligas eutéticas de Al-Si possuem em sua composição 12,6% de silício. Já as ligas hipereutéticas possuem concentração de silício acima de 12,6% (WARMUZEK, 2004).

2.2 PROCESSOS DE MATERIAIS SEMI-SÓLIDOS (SSM)

O comportamento dos metais em estado semi-sólido (SSM) foi descrito inicialmente por Spencer et al. (1972) no M.I.T. nos Estados Unidos, onde em um estudo sobre trincas de contração em uma liga de Sn-15wt%Pb foi constatado a influência da taxa de cisalhamento na formação geométrica das partículas durante a solidificação. Com a maior aplicação da tensão de cisalhamento, por meio de agitação, a formação dendrítica natural se transformava em pequenos grãos arredondados, assumindo geralmente a geometria globular, como mostra a Figura 2.

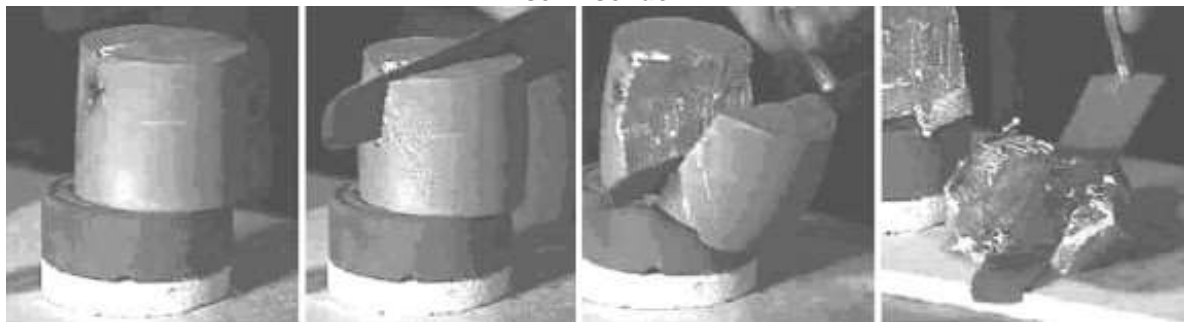
Figura 2 - Estrutura globular após contínuo cisalhamento a uma fração sólida de 55%.



Fonte: Joly, Mehrabian, 1976.

Na pesquisa foi descoberto o comportamento tixotrópico em materiais metálicos, fenômeno já conhecido em materiais cerâmicos e poliméricos, a partir do material em estado semi-sólido (KIRKWOOD et. al, 2010). Com o cisalhamento do material, a estrutura dendrítica era quebrada e a viscosidade diminuía. Assim, no estado semi-sólido, entre 30% e 50% líquido, a liga conseguia suportar seu próprio peso e se comportar como um sólido, possuindo uma viscosidade semelhante á de um óleo de uma máquina pesada (SPENCER et. al, 1972; ATKINSON, 2005). Este comportamento marcante é representado pela Figura 3, onde a liga em estado semi-sólido é cortada por uma faca e se espalha como uma manteiga.

Figura 3 - Sequência fotográfica ilustrando o comportamento tixotrópico de uma liga no estado semi-sólido.



Fonte: Atkinson, 2005.

O estudo de Spencer et. al 1972 mostrou resultados promissores para o desenvolvimento de novas tecnologias para o uso de metais no estado semi-sólido como a tixoconformação e a reofundição. Com uma rápida aceitação, diversas pesquisas iniciaram por diversos institutos de pesquisa nos Estados Unidos e em vários países da Europa (PRONI, 2010).

No início, as ligas de aço, que possuem altas temperaturas de fusão, foram as mais empregadas no desenvolvimento desta tecnologia. Entretanto, por questões ambientais e econômicas devido à crise do petróleo dos anos de 1970, as ligas com menor temperatura de fusão se desenvolveram para serem trabalhadas no estado semi-sólido e se tornaram mais viáveis. As ligas de alumínio e magnésio ganharam destaque, principalmente devido à indústria automobilística, pois essas ligas proporcionavam peças mais leves, que diminuía os custos de produção por consumir menos energia e ajudavam a diminuir o consumo de combustível dos automóveis fabricados (PRONI, 2010). Dentre as ligas de alumínio utilizadas no processamento de materiais semi-sólidos, destacam-se as ligas de alumínio-silício A356 e A357 que juntas representam cerca de 95% do total produzido para tixoconformação (PAES, 2004).

A atuação da indústria para a fabricação de componentes oriundos do processamento de semi-sólidos tem crescido nos últimos anos. O interesse da indústria é dado pelo já citado menor uso de energia, obtenção de peças *near net shape* (dimensões próximas ao do produto final, diminuindo o número de etapas de fabricação) devido ao melhor preenchimento da matriz, possibilitando a produção de geometrias mais complexas (LOURENÇATO, 2008; PRONI, 2010; KAPRANOS et. al, 2001).

Conseqüentemente, várias aplicações surgiram como nas indústrias militar, aeroespacial, e principalmente na indústria automobilística, como componentes de

suspensão, motores e freios, como ilustra a Figura 4. Além disso, há produção de peças para bicicletas, snowmobiles, componentes elétricos residenciais e carcaças de equipamentos eletrônicos. Os Estados Unidos, Itália, Alemanha França, Holanda, Reino Unido e Ásia são os principais produtores de peças a partir de materiais semi-sólidos (ATKINSON, 2005; KAPRANOS et. al, 2001).

Figura 4 - Suporte de suspensão traseira Multi-link feito a partir de material semi-sólido.



Fonte: Atkinson, 2005.

Segundo Young e Kapranos (2010), a produção anual de peças fundidas em alumínio na América do Norte, Europa e Japão somados é de aproximadamente 2.500.000 toneladas, sendo que a tixoconformação representa apenas 1% deste total. Para aumentar a participação, os processos de materiais semi-sólidos devem superar restrições em três frentes:

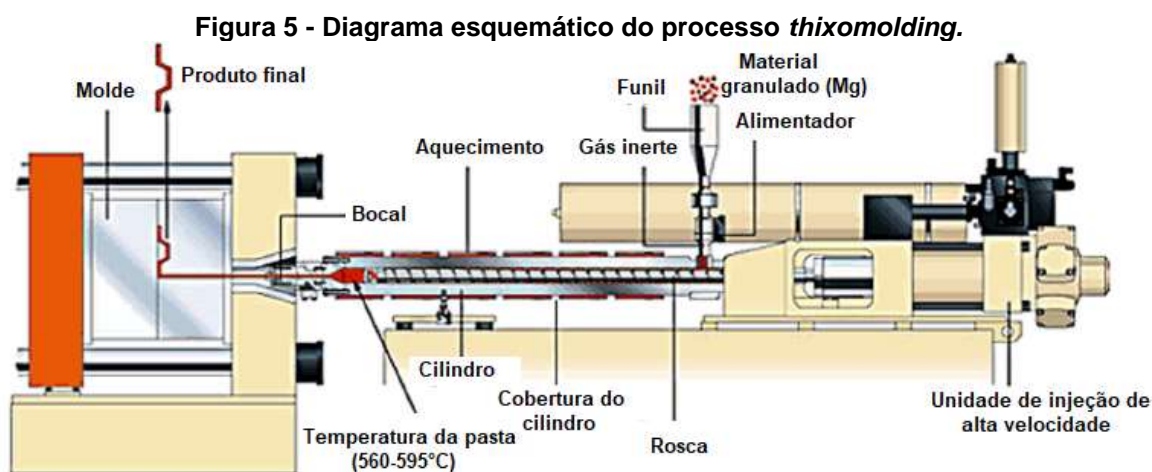
- Aplicação em componentes de capacidade de carga;
- Desenvolvimento e uso de novas ligas, expandindo o portfólio;
- Aplicação em processos de reciclagem.

2.2.1 Tipos de Processamento de Materiais Semi-sólidos

Existem diversos processos para obtenção de manufatura a partir do material no estado semi-sólido (ESS). A maioria dos processos podem ser divididos em dois grupos: refundição e tixoconformação. A refundição se caracteriza por ser um processo de única etapa, pois o método inicia-se com o resfriamento da liga, inicialmente em estado líquido, que é injetada em uma matriz para a produção do

produto final. Enquanto que os processos tixoconformação se caracterizam por ter dois estágios (reaquecimento e fundição) e por possuir uma etapa anterior ao processo de solidificação. Em geral, em exceção ao processo *thixomolding*, um lingote preparado especificamente para o uso é comprado, reaquecido até a desejada fração sólida para ser fundido. Dentre os processos de tixoconformação se destacam a tixofundição, tixoforjamento, tixoextrusão lateral, além do *thixomolding* (ATKINSON, 2005; KAPRANOS et al., 2001; ROSSO, 2012).

O processo *thixomolding* é um processo patenteado pela empresa Thixomat. É utilizado principalmente por empresas norte-americanas e japonesas para a produção de componentes oriundos de ligas de magnésio, sendo similar a injeção de polímeros. Seu funcionamento, ilustrado pela Figura 5, ocorre pelo cisalhamento imposto ao material (granulado) por uma rosca transportadora e do aquecimento do material até o estado semi-sólido. Estas ações fazem com que as desejadas microestruturas esféricas se formem para então o material ser depositado em um molde ao final do processo. O processo é empregado nas indústrias de eletrônicos, como celulares, câmera e computadores. O alto custo associado aos granulados de magnésio e a falta de máquinas de maiores dimensões impossibilitam o uso extensivo em outras atividades industriais (ATKINSON, 2005; LOURENÇATO, 2008; LUO, 2013).



Fonte: Luo, 2013.

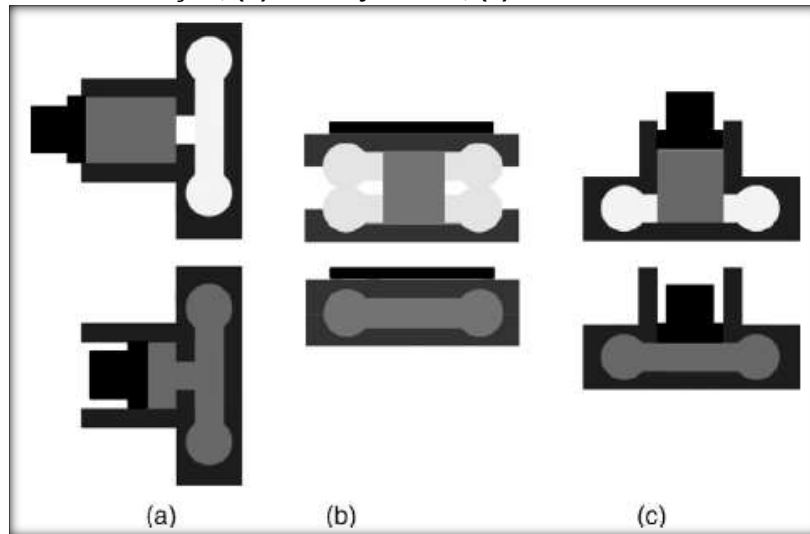
A tixofundição é um processo onde um lingote com fração sólida entre 40 e 60% é pressionado por um pistão diretamente para uma matriz fechada como mostra a Figura 6 a). O processo de preenchimento da matriz é significativamente

mais rápido se comparado ao processo de tixoforjamento e mais lento que um processo convencional de fundição. Foi o processo pioneiro no desenvolvimento da manufatura de metais semi-sólidos e é a técnica mais utilizada entre os processos de tixoconformação, devido a possibilidade de fabricação de peças de geometria complexa. Possui diversas aplicações na indústria automobilística, como por exemplo, na produção de sistemas de injeção de combustível da Magnetti Marelli. As vantagens principais deste método são o escoamento laminar do material, o que garante melhor preenchimento do molde e a reduzida inclusão de superfícies óxidas danosas no lingote reaquecido (HIRT et. al, 2009; LOURENÇATO, 2008; ATKINSON, 2005).

O tixoforjamento é o segundo processo mais aprofundado de conformação de metais em estado semi-sólido (LOURENÇATO, 2008). É feito a partir da inserção de um lingote de baixa fração líquida (30-40%) entre duas metades de uma matriz. Assim, basta que uma ou as duas metades da matriz se aproximem para originar a peça desejada, conforme mostra a Figura 6 b). A técnica apresenta algumas desvantagens que impedem a propagação no meio industrial como a limitação da capacidade geométrica além do risco de inclusão de agentes danosos à superfície durante o forjamento (HIRT et. al, 2009).

O processo alternativo de tixoextrusão lateral é dado pela prensagem do material semi-sólido, com o auxílio de prensas servo-hidráulicas, diretamente em uma matriz fechada, semelhante ao mostrado na Figura 6 c). Em relação ao tixoforjamento, apresenta velocidade de fundição similar e maior versatilidade geométrica (HIRT et. al, 2009). Além dos processos apresentados, existem alguns estudos sobre os processos de tixolaminação e tixoestampagem.

Figura 6 - Representação esquemática de alguns processos de tixoconformação: (a) tixofundição; (b) tixoforjamento; (c) tixoextrusão lateral.



Fonte: Hirt et. al, 2009.

2.1.2 Vantagens e Desvantagens do Processamento de Metais em Estado Semi-sólido

Segundo Atkinson (2005), as principais vantagens do processamento de metais em estado semi-sólido em relação ao processo de fundição convencional são:

- Eficiência energética, pois o metal não necessita se manter por um longo período no estado líquido e, por consequência, diminui o consumo de energia.
- As taxas de produtividade são similares e até melhores do que por fundição por pressão.
- Preenchimento adequado com baixa porosidade, permitindo a fabricação de peças de boa qualidade.
- As baixas temperaturas do processo que permitem aumentar a vida útil da matriz devido à redução do choque térmico.
- A prototipagem das matrizes é acelerada devido à diminuição do impacto.
- As propriedades mecânicas são melhoradas por meio das microestruturas finas e uniformes.
- As etapas de usinagem são encurtadas e a qualidade superficial é potencializada, diminuindo custos com material e perdas.

Já as desvantagens do processo de acordo com Atkinson (2005) são:

- O alto custo que a matéria-prima pode ter por não haver fornecedores em grande escala.
- O conhecimento sobre este processo ainda está em evolução, o que encarece os custos.
- Em relação aos processos tradicionais, a tixoconformação carece de profissionais especializados.
- Controle de temperatura – A fração sólida e a viscosidade são rigorosamente dependentes da temperatura no estado semi-sólido. Como as ligas possuem estreitas faixas de temperaturas na região semi-sólida é necessário um preciso controle de temperatura.

2.3 ROTAS DE OBTENÇÃO DE MATÉRIA-PRIMA GLOBULAR

Nos processos de tixoconformação em geral, os materiais acabam sendo trabalhados com temperaturas abaixo do ponto de fusão, apresentando solidificação parcial, e com alto grau de deformação para a obtenção de materiais em estado semi-sólido, apresentando características tixotrópicas e microestrutura globular. Existem diversas rotas para a obtenção do material no estado semi-sólido, sendo que podem ser divididos em dois grupos: processamento a partir de metais em estado líquido (solidificação parcial) e a partir do estado sólido (fusão parcial controlada) (LOURENÇATO, 2008).

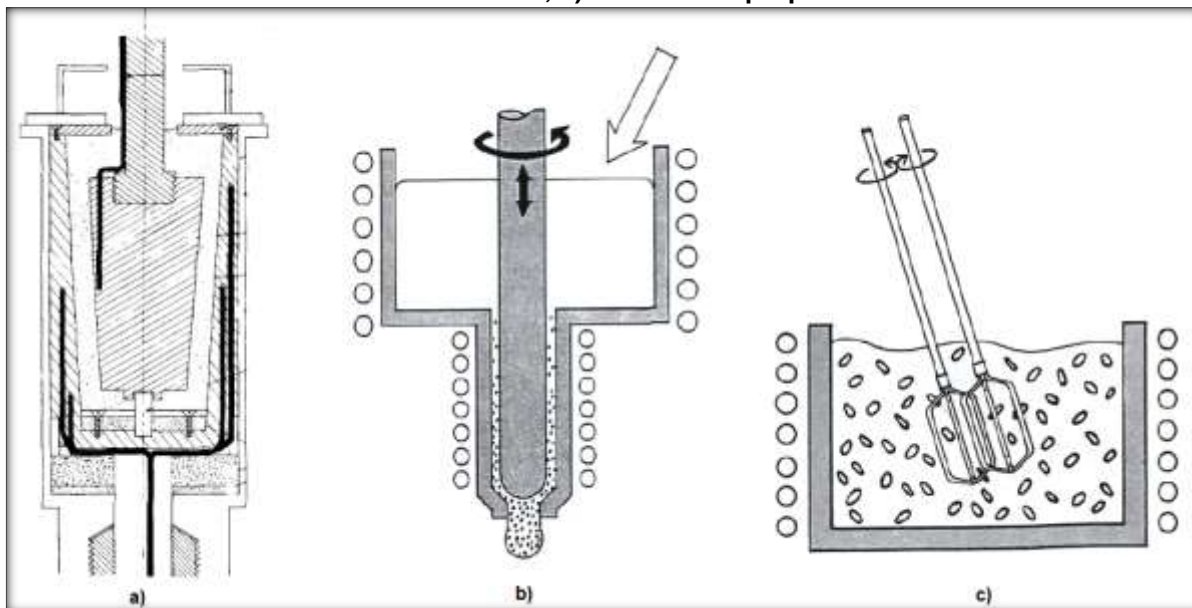
O processamento de materiais por solidificação parcial é obtido pelo resfriamento do material até uma temperatura média ao intervalo *solidus-liquidus*. O material é mantido nesta condição por um determinado espaço de tempo para atingir a globularização do material. Na fusão controlada, com o metal em estado sólido, é feito o aquecimento do material até o intervalo *solidus-liquidus* desejado como no processo de solidificação parcial. Após o procedimento, o material pode ser utilizado para a fabricação do produto final. Ambos os processos tem como objetivo a formação de microestrutura não dendrítica (globular) (LOURENÇATO, 2008).

2.3.1 Rotas de Obtenção de Microestrutura Globular a Partir de Metais em Estado Líquido

As rotas a partir do metal em estado líquido são geralmente relacionadas a processos que envolvem agitação do material líquido. Dentre esses métodos de agitação, processo mecânico foi o método utilizado no início dos estudos com materiais semi-sólidos por Spencer et. al (1972) Flemings et. al (1976), envolvendo agitação durante a solidificação do material, atingindo a globularização do material. Existem diversos instrumentos para a realização deste procedimento nos quais, podemos destacar segundo Lourençato (2008):

- Reator tipo viscosímetro de Couette, utilizado por Spencer et. al (1972). O instrumento, como mostra a Figura 7 a) é constituído de um cadinho refrigerado que contém um eixo cilíndrico concêntrico em seu interior. O líquido flui através de uma fresta, que existe entre o cadinho e o cilindro, e é vazado próximo da temperatura *liquidus*, onde é iniciado o movimento de rotação do cadinho enquanto que o cilindro concêntrico permanece parado.
- Reator com rotor é uma variação do viscosímetro de Couette, como mostra a Figura 7 b). Tem como característica a utilização do cadinho fixo mais um eixo central rotativo, que pode ser retirado para a retirada do material. Este instrumento é conhecido como sistemas de câmaras duplas, pois na câmara superior se localiza o reservatório do material que é transferido para à câmara abaixo para ser processado. Tem como mérito ter sido o primeiro equipamento a produzir matéria-prima reofundida em quantidade relevante.
- Reator com propulsor, que são instrumentos simples e podem oferecer bons resultados. O equipamento foi desenvolvido inicialmente para a fabricação de compósitos metal-cerâmicos, devido ao impedimento da adição de particulados ou fibrados mecânicos à pasta reofundida. Pás simples ou sistemas mais complexos de pás são utilizados como propulsores. A Figura 7 c) apresenta um equipamento de reator com propulsor.

Figura 7 - Instrumentos de agitação mecânica: a) Reator tipo viscosímetro de Couette; b) Reator com rotor; c) Reator com propulsão.

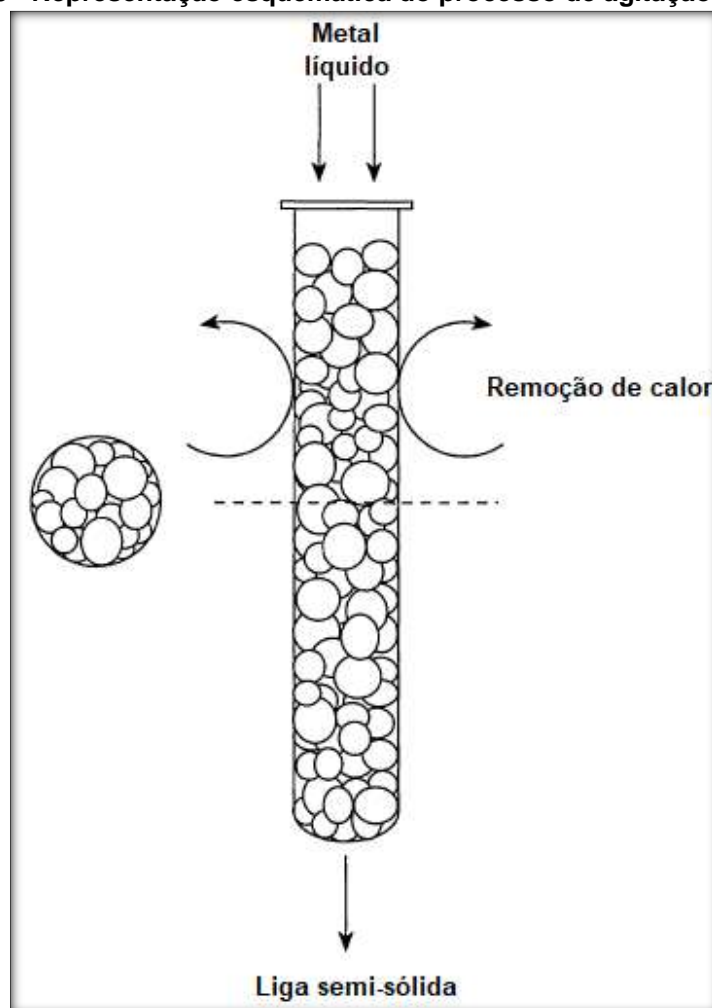


Fontes: Spencer et. al (1972); Flemings (1991).

A agitação mecânica possui desvantagens consideráveis como a erosão que o misturador apresenta com o uso, a entrada de meios contaminantes na pasta, baixa produtividade e a dificuldade em controlar o processo. Por essas razões, este método não é empregado na produção industrial (KIRKWOOD, 1994).

Outro processo que envolve agitação direta é a técnica de agitação passiva. Nela, o metal líquido entra de maneira forçada em um misturador estático, que possui geometria que garante o cisalhamento do material ao mesmo tempo em que ocorre a solidificação do fluido, por meio de um spray de água atomizado no exterior do misturador. A liga é forçada através do misturador sob pressão de um gás ou por uma bomba eletromagnética. O líquido percorre por uma trilha helicoidal que proporciona alto cisalhamento do material e escoamento laminar. Este processo possui aplicação industrial, que podem produzir tarugos de cem milímetros de diâmetro e uma taxa de produção de mil quilos de alumínio por dia. A Figura 8 apresenta uma versão esquemática do processo (KIRKWOOD, 1994).

Figura 8 - Representação esquemática do processo de agitação passiva.



Fonte: Kirkwood, 1994.

A agitação eletromagnética é outra forma de obter material com microestrutura globular. A ação de campos eletromagnéticos gera correntes convectivas no material, por meio de bobinas enroladas em volta do molde. Essa ação promove intensa agitação, que por consequência quebra a estrutura dendrítica, promovendo a globularização do material. O processo tem como vantagem a possibilidade de processo contínuo, entretanto é limitado pelo alto custo do aparato e a produção é baixa (LOURENÇATO, 2008; PRONI, 2010).

O processo de agitação MHD (*Magnetohydrodynamic stirring*) é o processo de agitação mais importante para a indústria atualmente, sendo responsável pela maior parte do material tixoconformado nos últimos vinte anos. É um processo que se destaca por não possuir os problemas que a agitação mecânica possui como a entrada de contaminantes e a erosão do sistema de agitação. No método, o cisalhamento do material pela rotação linear ou helicoidal por campos magnéticos dentro de um molde de vazamento contínuo onde são produzidos os tarugos com

estrutura não dendrítica. A maior desvantagem deste procedimento é a falta de uniformidade das estruturas esféricas, sendo que em alguns casos, algumas estruturas acabam possuindo traços de rosetas, o que influi diretamente no preenchimento do material (ATKINSON, 2010; KIRKWOOD, 1994).

Há também os processos que não envolvem agitação para os metais no estado líquido. Um destes processos é o *Sprayforming*, que é um procedimento que envolve a atomização da liga em uma câmara de gás inerte e a corrente do material líquido é recolhida em um molde rotativo. O resfriamento do material ocorre rapidamente pelo gás inerte, de forma com que o material produza uma estrutura esférica de alta qualidade. O processo possui aplicação industrial, mas possui desvantagens de custo em relação ao processo de agitação MHD (WARD et. al, 1996; ATKINSON, 2005).

Um processo que se destaca pela facilidade e rapidez é a técnica de adição de refinadores de grão. Geralmente são adicionados compostos de titânio e boro para obter microestruturas equiaxiais. Pode ser uma rota atrativa para a produção de componentes a partir de materiais brutos baratos. As desvantagens se encontram na dificuldade de conseguir grão uniformemente esféricos, a efetividade limitada dos refinadores de grão para certas ligas e a contaminação da liga por inclusões não metálicas oriundas dos aditivos, que podem afetar diretamente as características do material semi-sólido como por exemplo o preenchimento do molde. É geralmente empregado junto a outros processamentos de materiais semi-sólidos como o MHD (KIRKWOOD, 1994; FAN, 2002; ATKINSON, 2005).

O tratamento por ultrassom envolve a aplicação de vibração ultrassônica de alta potência diretamente em um molde que contém uma liga em processo de solidificação. Este procedimento consegue obter bons resultados microestruturais como o refinamento do grão, extinção da estrutura colunar, aumento da homogeneidade e reduzida segregação (FAN, 2002).

2.3.2 Rotas de Obtenção de Microestrutura Globular a Partir de Metais em Estado Sólido

As principais rotas para os materiais em estado sólido são os processos SIMA (*Strain Induced Melt Activated*) e o RAP (*Recrystallization and Partial Melting*), que são procedimentos similares e ambos usados comercialmente. As rotas iniciam

com a deformação plástica do material (processo de extrusão, por exemplo) e são reaquecidos até atingir a desejada fração semi-sólida, ocorrendo assim a recristalização do material e resultando na formação de grãos esféricos. A diferença dos dois processos é que o SIMA envolve trabalho a quente e o RAP trabalha em uma temperatura mais morna. Por trabalhar com temperaturas mais altas, o SIMA necessita de um posterior trabalho a frio, já o RAP possui limitações no tamanho do tarugo, pois é mais difícil ocorrer a deformação de maneira uniforme na seção. As vantagens dos dois processos estão na variedade de ligas que podem ser trabalhadas além das estruturas esféricas formadas são mais arredondadas do que no processo MHD, por exemplo. A grande desvantagem está no custo de produção, sendo de 3 a 5 vezes mais alto do que no processo MHD (ATKINSON, 2005; FAN, 2002).

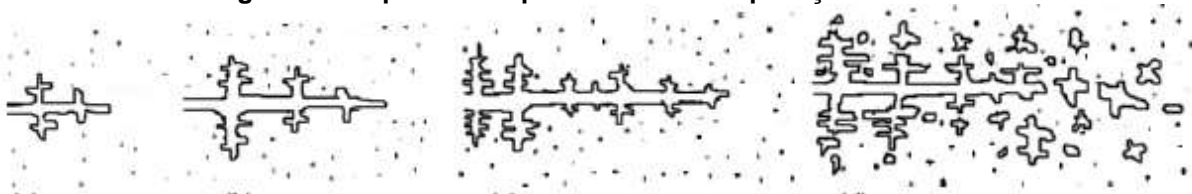
Outra técnica proveniente de metais em estado sólido foi proposta por Young e Clyne (1986) a partir de duas ligas distintas na forma de pó compactadas. Para atingir a produção da microestrutura globular, a mistura é aquecida até chegar à temperatura em que apenas uma liga entre em fusão, mantendo o outro componente em estado semi-sólido. É uma operação custosa que possui limitada gama de produção (KIRKWOOD, 1994).

2.4 MECANISMOS DE ALTERAÇÃO DA MORFOLOGIA DENDRÍTICA

Dentre os recursos de alteração da morfologia dendrítica e sua posterior globularização destacam-se os métodos de multiplicação cristalina, globularização e engrossamento (*Ostwald Ripening* e coalescência).

A multiplicação cristalina ocorre por meio da quebra dos ramos secundários da dendrita devido à retenção de soluto na base destes ramos, como se houvesse uma corrosão dos mesmos. À medida que o processo avança, os ramos secundários acabam-se desprendendo, tornando-se novos grãos, como é visto na Figura 9. Com isso, o ramo principal pode globularizar no meio líquido a fim de reduzir as tensões superficiais (PAES, 2004).

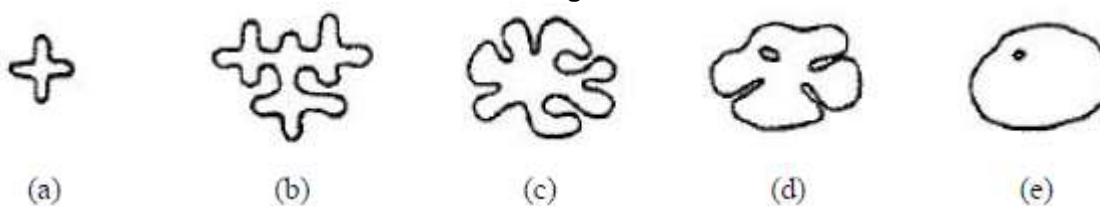
Figura 9 - Sequência do processo de multiplicação cristalina.



Fonte: Proni, 2010.

A globularização ocorre pelo engrossamento das dendritas em meio líquido. O engrossamento se dá à partir de mecanismos de transferência de massa em dendritas equiaxiais que estão em fase de crescimento em meio líquido, que são decorrentes de ramos desprendidos ou até mesmo de dendritas originais (TORRES, 2009; PAES, 2004). A Figura 10 apresenta a evolução estrutural durante a solidificação sob vigorosa agitação.

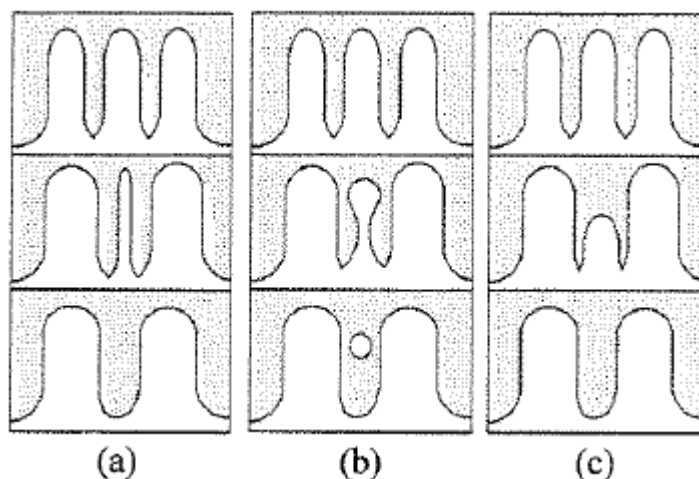
Figura 10 - Ilustração esquemática da evolução da estrutura durante solidificação sob vigorosa agitação: a) Fragmento dendrítico inicial; b) Crescimento dendrítico; c) e d) Roseta; e) Estrutura globular.



Fonte: Flemings, 1991.

Os mecanismos de engrossamento (*Ostwald Ripening* e coalescência) ocorrem quando o material é reaquecido até o estado semi-sólido, antes de passar pelo processo de fabricação necessário. Os dois processos levam a globularização do material por meio da dissolução dos ramos dendríticos secundários e engrossamento dos primários. O mecanismo de engrossamento por *Ostwald ripening* consiste nos seguintes modelos mostrados pelas Figuras 11 a), b) e c): diluição dos ramos menores, difusão de soluto no líquido e a inserção de soluto nos ramos mais grosseiros, que tem como consequência a diminuição de ramos e aumento da distância entre eles (PAES, 2004; TORRES, 2009).

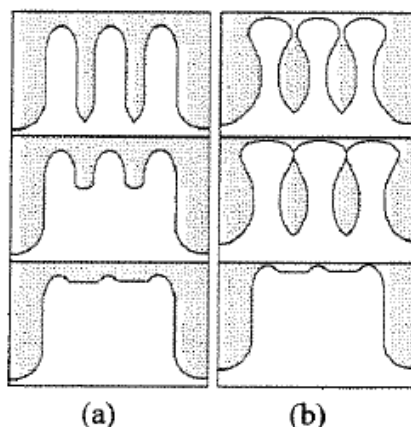
Figura 11 - Mecanismos de engrossamento dendrítico Ostwald ripening.



Fontes: a) e b) Kattamis et. al, 1967; c) Kahlweit, 1968.

Na coalescência ocorre o agrupamento dos ramos dendríticos secundários em razão da deposição de soluto que ocorre preferencialmente nas áreas que possuem raio de curvatura negativo ou devido à proximidade física das superfícies e seu contato. Essas duas alternativas acabam resultando na união de dois ou mais ramos dendríticos formando um só, com maior dimensão, como são mostrados nas Figuras 12 a) e b) (NALDI, 2011; PAES, 2004).

Figura 12 - Mecanismos de engrossamento dendrítico por coalescência.



Fontes: a) Kirkwood e Young, 1992; b) Genda, 1987.

2.5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DOS MATERIAIS SEMI-SÓLIDOS

Todos os componentes estruturais podem ser caracterizados por sua composição química, geometria e estrutura. Diversas técnicas de análise podem ser feitas para o estudo da composição química dos materiais metálicos. A caracterização da estrutura também pode ser realizada por meio de diversos

procedimentos que dependem da escala da estrutura em que se pretende caracterizar. Dentre essas técnicas de caracterização estrutural destaca a metalografia (micrografia e macrografia), que se aplicam em escala micro e macroscópica, respectivamente (BLECK et. al, 2009; COLPAERT, 2008). Para obter as melhores informações a fim de saber se um material é adequado ou não para ser usado em processamentos de materiais semi-sólidos destacam-se os seguintes parâmetros de caracterização: fração sólida, tamanho de grão e fator de forma.

2.5.1 Fração Sólida

Em materiais semi-sólidos, o mais importante parâmetro são as frações de líquido e sólido, pois esses fatores influenciam diretamente na viscosidade e assim no fluxo e preenchimento do material. Geralmente, o volume da fração sólida atinge entre 30 e 80% para a tixoconformação (BLECK, W. et al., 2009)

Por um lado, a fração sólida não deve ser muito baixa para evitar preenchimento turbulento do material na matriz, evitando distorções de forma na peça. Assim como deve se evitar frações sólidas altas para garantir o preenchimento completo da liga (BIROL, 2009; BLECK, W. et al., 2009).

A fração sólida pode ser função de diversos parâmetros dentro do processo de fundição. Mesmo assim, em uma série de casos é possível assumir a fração sólida como função somente da temperatura, dentro intervalo de tempo da solidificação como mostra a equação 1 (BOEIRA, 2002; SPIM, 1996).

$$(df_s)/dt=(dT/dt)*(df_s/dT) \quad (1)$$

Onde:

f_s : fração sólida.

T : temperatura.

t : tempo.

Alguns modelos descrevem o comportamento da evolução da fração sólida, nos quais se destacam:

- Solução de Brody e Flemings;
- Equação de Scheil;
- Regra da Alavanca;
- Modelo de Onaka;

- Modelo de Clyne e Cruz;
- Modelo de Kobayashi.

A escolha do método a ser utilizado depende unicamente do tipo de constituinte da liga. Os modelos mais aplicados para ligas de Al-Si são a regra da alavanca e a equação de Scheil (BOEIRA, 2002).

Considerando que a solidificação ocorre em equilíbrio, no qual a composição química se mantém de maneira uniforme no interior de cada fase e que há a completa difusão do soluto nas fases sólida e líquida, o comportamento do sistema pode ser avaliado pela regra da alavanca, mostrada na equação 2 (SPIM, 1996).

$$f_s = (1/(1-k)) * [T_l - T / T_f - T] \quad (2)$$

Onde:

f_s : fração solidificada.

k : coeficiente de partição.

T_l : temperatura *liquidus*.

T_f : temperatura de fusão.

Em termos de composição, pela equação 3 (STEFANESCU, 2002):

$$C_s = kC_o / (1 - (1-k)f_s) \quad (3)$$

Sendo:

C_s : composição do sólido formado.

C_o : composição nominal da liga.

Para a representação do comportamento da solidificação em situações onde há a mistura completa do líquido, por meio da ação da convecção, e pela ausência de difusão no sólido utiliza-se o modelo de Scheil, equação 4, formulada em 1942 (GARCIA, 2001; STEFANESCU, 2002).

$$f_s = 1 - (T_f - T / T_f - T_{liq})^{1/(k-1)} \quad (4)$$

Em termos de composição, pela equação 5:

$$C_s = kC_o(1-f_s)^{k-1} \quad (5)$$

O modelo de Scheil proporciona resultados equivalentes a situações práticas que conduzem a solidificação dendrítica, na condição de segregação máxima. Por assumir a inexistência de difusão do sólido, o método é melhor empregado em casos de solução sólida substitucional. Ligas de Cobre e Alumínio são bem representados pela Equação de Scheil (SPIM, 1996).

2.5.2 Tamanho de Grão

O tamanho de grão influencia nas propriedades reológicas de um material semi-sólido e deve atender aos seguintes requisitos: ser grande o suficiente para formar uma rígida carcaça de fase sólida e ser pequeno o bastante para que o material sólido possa fluir através de áreas mais finas. O tamanho de grão na macroestrutura é geralmente fácil de reconhecer, ao contrário na microestrutura, especialmente nas condições com tamanho de grão maior. É importante salientar que o tamanho de grão é o tamanho médio da fase primária observada na microestrutura (BLECK et. al, 2009; TORRES, 2009).

2.5.3 Fator de Forma

O fator de forma (*shape factor* - *SF*) é um importante parâmetro para os materiais semi-sólidos pois influencia fortemente a fluidez e a viscosidade do material. De maneira geral, para obter grãos arredondados é necessário manter o material semi-sólido em maiores temperaturas e maiores taxas de cisalhamento em um longo espaço de tempo. O fator de forma é geralmente definido pela equação 6 (BLECK et. al, 2009).

$$SF = (4\pi A_0/P_0^2) \quad (6)$$

Onde:

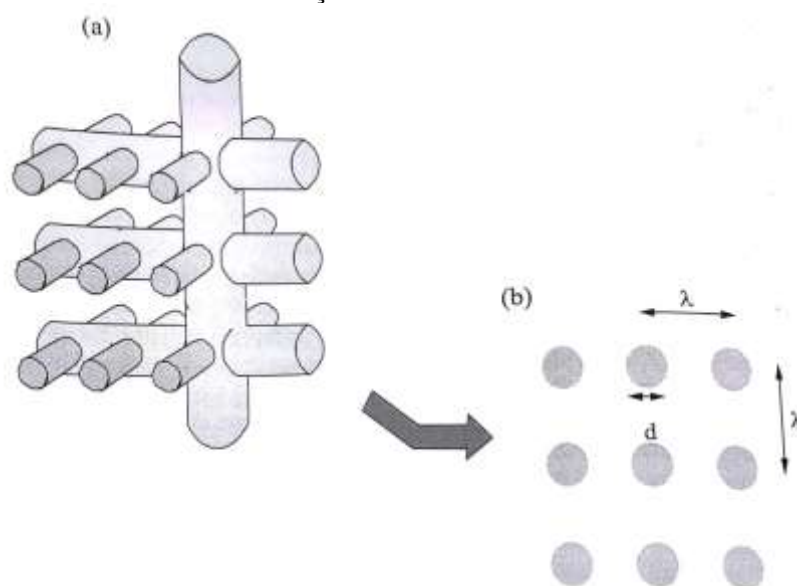
SF: fator de forma, que varia de 0 para 1, que é o valor desejado, pois significa que a estrutura é a mais globular possível.

A_0 : área da entidade avaliada.

P_0 : perímetro da entidade avaliada.

No entanto, essa equação pode mostrar resultados com erros grosseiros, pois esta análise não consegue avaliar grãos complexos, no qual uma seção bidimensional ou tridimensional pode mostrar imagens aparentemente isoladas quando analisadas em uma dimensão apenas, como mostram as Figura 13 a) e b) (LOUÉ e SUERY, 1995; BLECK et. al, 2009).

Figura 13 - Representação esquemática de uma complexa estrutura dendrítica. a) Vista 3D, b) Seção transversal.



Fonte: Kirkwood, 2010.

A partir dessa desvantagem, Loué e Suery (1995) introduziram uma diferente abordagem para a análise do fator de forma, sem que as diferentes dimensões sejam uma barreira, como mostra a equação 7 (KIRKWOOD, 2010).

$$F_g = (1/6\pi f_s) * (S_V^2 / N_A) \quad (7)$$

Onde:

F_g : fator de forma.

S_V : área da superfície curva da fase primária pelo volume total da fase primária.

N_A : número de grãos por unidade de área.

f_s : fração sólida.

Existem vários outros fatores de forma, no qual podemos citar também o fator de forma para circularidade (CSF), que está representado pela equação 8.

$$CSF = P_0^2/A_0 \quad (8)$$

Onde:

CSF: fator de forma para circularidade.

P_0 : somatório do perímetro da fase primária.

A_0 : área total referente à fase primária.

Com o objetivo de correlacionar parâmetros morfológicos com parâmetros macro e microestruturais da estrutura reofundida, Zoqui (2001) formulou o RQI (*Rheocast Quality Index*), que é expresso pela equação 9. Essa ferramenta permite analisar com eficiência o método de obtenção da matéria-prima em busca da estrutura globular.

$$RQI = (GLS/GS*SF) \quad (9)$$

Onde:

GLS: tamanho do glóbulo primário.

GS: tamanho do grão.

SF: fator de forma.

Com essa equação, deseja-se que o valor encontrado seja o mais próximo possível de 1, pois esse valor significa que o tamanho de grão seria igual ao tamanho do glóbulo, o que significaria em uma estrutura menos complexa e globular (TORRES, 2009).

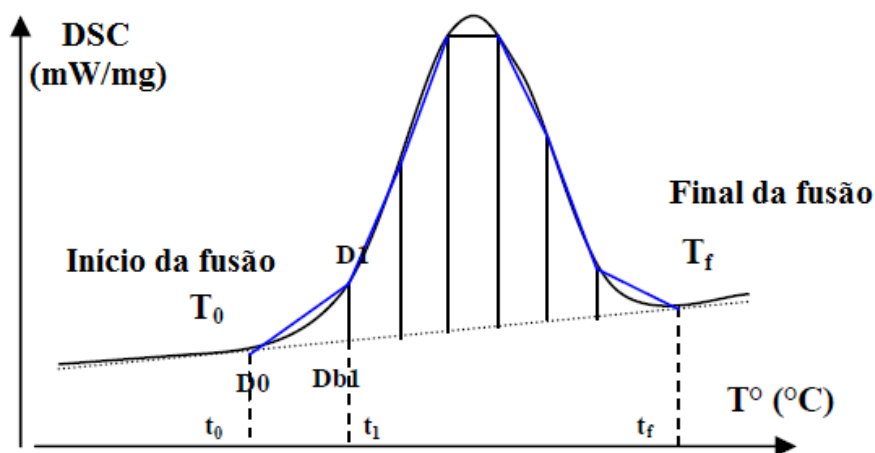
2.6 CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)

A Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) pertence ao grupo de instrumentos de caracterização térmica de um material semi-sólido. Além deste modelo, existem também: MTDATA, Análise Térmica Diferencial (DTA) e Simulação

Thermo-Calc. O DSC tem como finalidade a análise de diversos parâmetros térmicos e estruturais de um material (PRONI, 2009).

As curvas obtidas pelo ensaio DSC apresentam saltos, pico e variações de inclinação que podem indicar diferentes eventos térmicos como reações químicas, transformações de fases entre outros. O intervalo da transformação é dado pela diferença entre T_f e T_0 . Além disso, a área de pico é a variação de entalpia na transformação e pode ser utilizada para a determinação da fração líquida, como pode ser observado na Figura 14, que representa um pico de fusão (LECOMTE-BECKERS et al., 2004).

Figura 14 - Cálculo da fração líquida representada sob um pico de fusão em um ensaio de DSC.



Adaptado de LECOMTE-BECKERS et al., 2004.

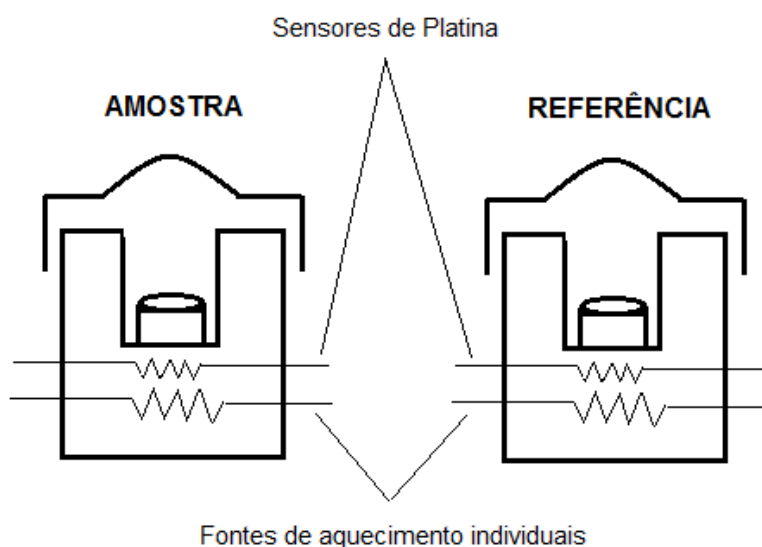
Diversos equipamentos de análise térmica utilizam o termo de calorimetria exploratória diferencial. E de acordo com o procedimento de análise utilizado, podem ser separados em dois grandes grupos: DSC de compensação de potência e DSC de fluxo de calor. A faixa da temperatura de trabalho dos equipamentos se encontra entre -180 a 725°C (MACHADO, L. D. B. et al., 2003; PEREIRA, 2013).

2.6.1 DSC de Compensação de Potência

O DSC de compensação de potência, semelhante ao do esquema representativo mostrado na Figura 15, é um calorímetro que mede a energia envolvida nos eventos térmicos. No equipamento, a substância em estudo e um material de referência são resfriados e aquecidos em fornos separados iguais. A

premissa do equipamento supõe que a amostra e a referência estejam em condições isotérmicas. Dessa forma, se a amostra indicar alguma mudança de temperatura, os termopares detectam a variação de temperatura entre ela e a referência. Para isso, o instrumento altera a potência de um dos fornos para igualar rapidamente a temperatura de ambos (MACHADO, L. D. B. et al., 2003).

Figura 15 - DSC de compensação de potência.



Adaptado de LUCAS et al., 2001.

2.6.2 DSC de Fluxo de Calor

Neste equipamento de DSC, a amostra e o material de referência são dispostos em cápsula idênticas, colocados sobre um disco termoelétrico e aquecidos pela mesma fonte de calor. O disco transmite o calor diretamente para as cápsulas, sendo que o fluxo de calor é monitorado por meio de termopares, que são conectados ao disco. A variação de temperatura, em um dado momento, é proporcional à diferença de entalpia, à capacidade calorífica e à resistência térmica total ao fluxo calórico (MACHADO, L. D. B. et al., 2003).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo será apresentado todo o procedimento experimental realizado deste trabalho. O trabalho foi dividido em seis etapas, como mostra o fluxograma da Figura 16, abrangendo desde a obtenção da liga até as análises metalográficas utilizadas para obter os resultados necessários.

Figura 16 - Fluxograma do procedimento experimental.



Fonte: Autoria própria.

3.1 OBTENÇÃO DA LIGA

A liga utilizada neste trabalho foi a ASTM A380 oriunda de reciclagem, que foi obtida comercialmente por meio de lingotes. Estes lingotes foram cortados em

pedaços menores para otimizar o processamento nas seguintes etapas. A liga foi preparada com a adição de 0,2% de Ti, com o objetivo de refinar a fase α do alumínio. Esse refinador foi incorporado através da liga Al-5Ti-1B (94wt%Al-5wt%Ti-1wt%B), adquirida comercialmente no formato de varetas e, cortadas em porções menores para auxiliar a dissolução na fusão com a liga A380.

Além do refinador de grão, foi adicionada na fusão uma liga modificadora contendo estrôncio (200ppm), que possui a composição química 90wt%Al-10wt%Sr, com o objetivo de modificar a fase eutética do Al-Si. Essa liga foi obtida por meio de varetas e também foi seccionada em menores porções. O refinador de grão e o modificador foram inseridos na fusão da liga A380 por cinco minutos antes do vazamento para que houvesse a completa dissolução destes elementos.

Antes do vazamento, foram feitos os cálculos de balanço de massas necessários para atingir a proporção desejada de cada componente adicionado. Os dados das quantidades de cada elemento estão descritos na Tabela 1.

Tabela 1 - Balanço de massa do vazamento.

Liga A380 (g)	Refinador de grão (g)	Modificador de fase (g)
2203	92	4,6

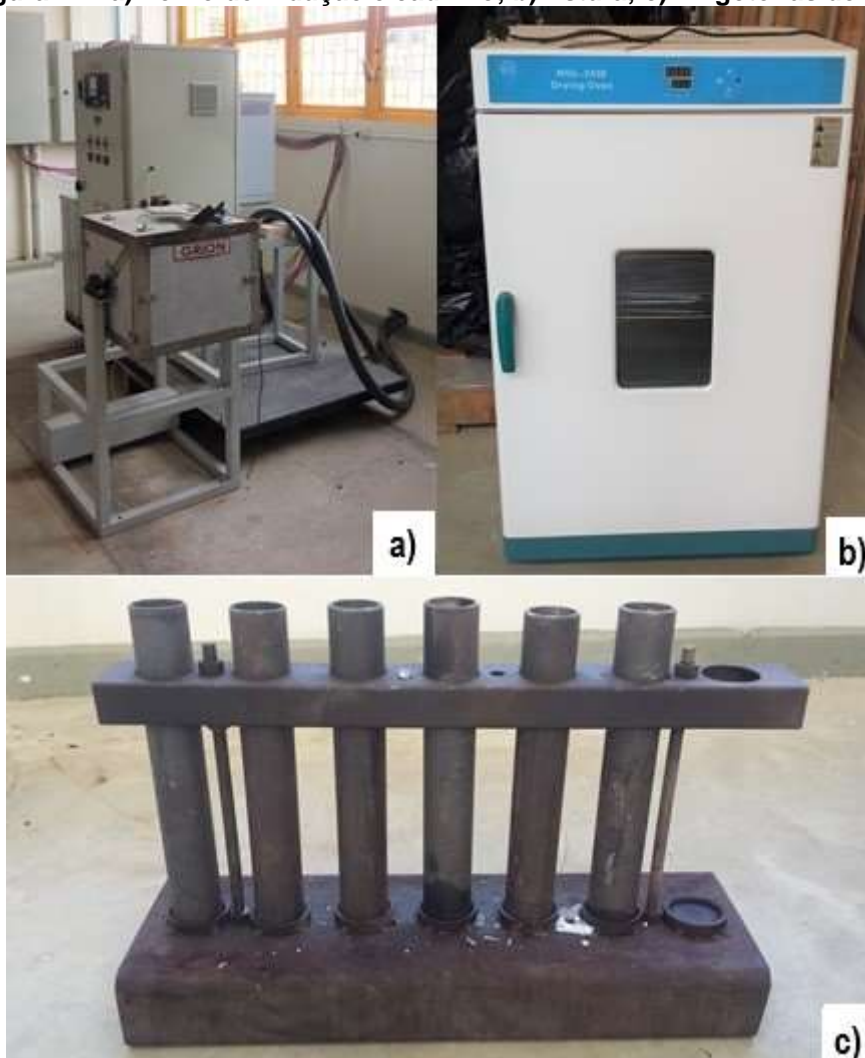
Fonte: Autoria própria.

A fusão do material foi efetuado no Laboratório de Conformação da UTFPR-PG em um forno de indução Grion com 35 KW de potência e um cadinho Grion com capacidade de armazenamento de 2,3 kg de alumínio à 750°C. O controle da temperatura foi feito com o auxílio de um termopar tipo K (*Cromel Alumel*).

O vazamento foi realizado em lingoteiras cilíndricas de aço e em um molde cilíndrico específico de aço para retirar uma amostra para a análise química. As lingoteiras possuíam altura de 250 mm, diâmetro externo de 36 mm e diâmetro interno cônico, variando entre 30 e 32 mm, de forma a facilitar a retirada do material. O molde específico possuía diâmetro de 100 mm e altura de 30 mm. Antes do vazamento, todos os moldes metálicos eram revestidos com alumina com o objetivo impedir a adesão do material fundido junto aos mesmos. Após o revestimento, os recipientes eram levados a uma estufa TYFSF WGL-230B, onde foram mantidos a aproximadamente 120°C para retirar toda a umidade dos recipientes. Os

equipamentos e aparatos utilizados no vazamento estão ilustrados nas Figuras 17 a), b) e c).

Figura 17 - a) Forno de indução e cadinho; b) Estufa; c) Lingoteiras de aço.



Fonte: Autoria própria.

3.2 CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA

O processo de obtenção da composição química do material vazado foi realizado por espectrometria de emissão ótica pelo espectrômetro Shimadzu PDA 7000 que está instalado no Laboratório CETEM da UTFPR-PG. A amostra responsável por passar pela caracterização foi lixada antes do processo. A caracterização foi feita em três pontos da amostra, e o resultado final foi obtido por meio da média aritmética entre as análises.

3.3 ANÁLISE TÉRMICA POR DSC

A caracterização térmica por ensaio de DSC foi realizado no Laboratório CETEM da UTFPR-PG com o objetivo de obter a evolução da fração sólida em relação a temperatura. Foi utilizada uma amostra contendo aproximadamente 30 mg e dimensões próximas a 1,5 x 1,5 x 5 mm. Para obter esta amostra, foi necessário inicialmente cortar uma pequena parte dos lingotes que foram vazados. A partir disso, o material foi levado para uma máquina de corte de precisão Buehler IsoMet 4000 situado no Laboratório de Materiais da UTFPR-PG. A amostra resultante foi pesada na balança de precisão Shimadzu AUX220.

O equipamento de DSC utilizado foi o Setaram LabSys Evo. A captação de dados foi feita pelo software Calisto Data Acquisition e foram analisados pelo software Calisto Processing. Argônio ultrapuro foi utilizado como o gás de proteção durante o ensaio com vazão de 10 ml/min. A Figura 18 apresenta o equipamento de DSC e a balança de precisão utilizados durante o processo.

Figura 18 - Equipamento de DSC e balança de precisão.

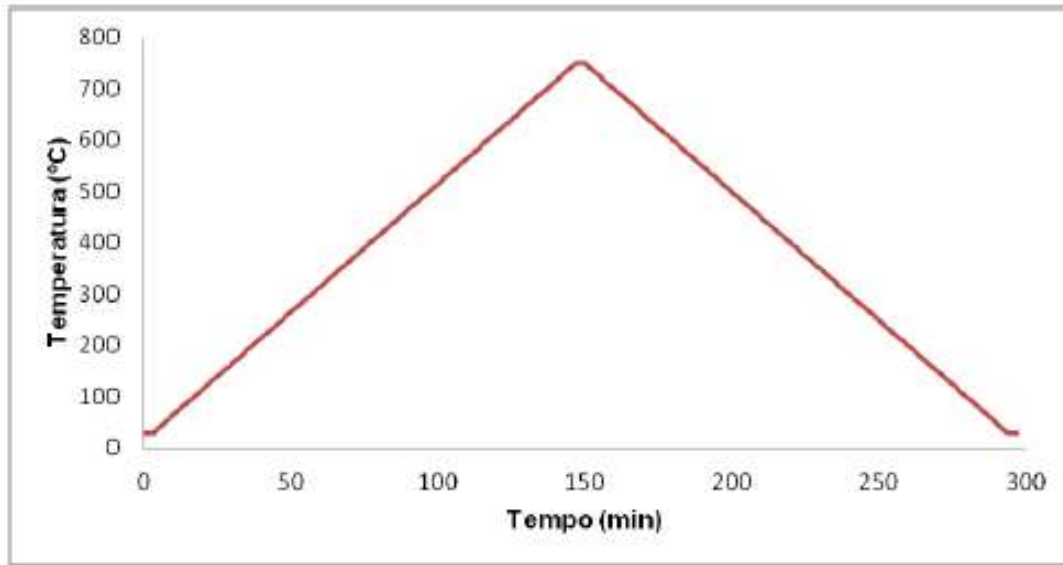


Fonte: Autoria própria.

O procedimento realizado na programação ensaio DSC começou com uma isoterma a 30°C por 3 minutos com o objetivo equilibrar a temperatura do equipamento. A partir disso, com uma taxa de aquecimento de 5°C por minuto, a

temperatura foi elevada até 750°C. Outra isoterma durou 3 minutos para equilibrar a temperatura de 750°C e logo após houve o resfriamento realizado com uma taxa de 5°C por minuto até atingir a temperatura de 30°C. O processo foi finalizado com uma isoterma de 30°C durante 3 minutos. Todo o procedimento realizado é mostrado no Gráfico 1.

Gráfico 1 - Processo de aquecimento e resfriamento no ensaio de DSC.

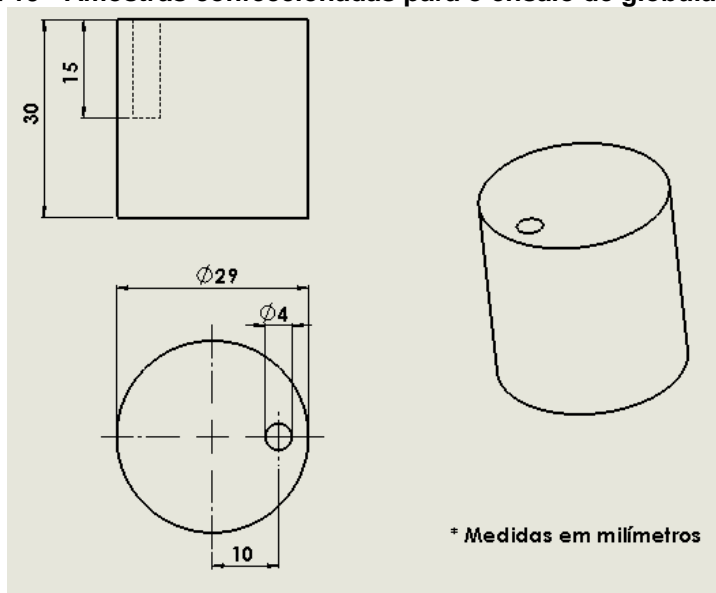


Fonte: Ferreira, 2017.

3.4 ENSAIO DE GLOBULARIZAÇÃO

O ensaio tem como objetivo efetuar a globularização parcial ou total da liga, possibilitando qualificar a evolução microestrutural do material. A partir dos lingotes obtidos após o vazamento, foram descartadas as suas duas extremidades com as finalidades de eliminar o rechupe e as regiões onde a solidificação ocorre mais rapidamente e, há segregação de soluto. Com o restantes dos lingotes foram confeccionadas três amostras com altura de 30 mm e diâmetro de 29 mm. Um furo de 4 mm de diâmetro com 15 mm de profundidade foi usinado para a inserção de um termopar tipo K (*Cromel Alumel*) durante o tratamento para a captação da temperatura. A Figura 19 apresenta uma ilustração esquemática das amostras que foram elaboradas.

Figura 19 - Amostras confeccionadas para o ensaio de globularização.



Fonte: Autoria própria.

O ensaio foi executado no Laboratório de Conformação da UTFPR-PG, utilizando o forno de indução Grion de 35KW e uma bobina de indução, que está ilustrada na Figura 20. As amostras eram inseridas no furo circular localizado na extremidade da bobina. As amostras foram aquecidas até a temperatura de 565°C, relativa à fração sólida de 60% e mantidas nesta temperatura durante 300, 600 e 900 segundos. Logo após eram rapidamente resfriadas em água.

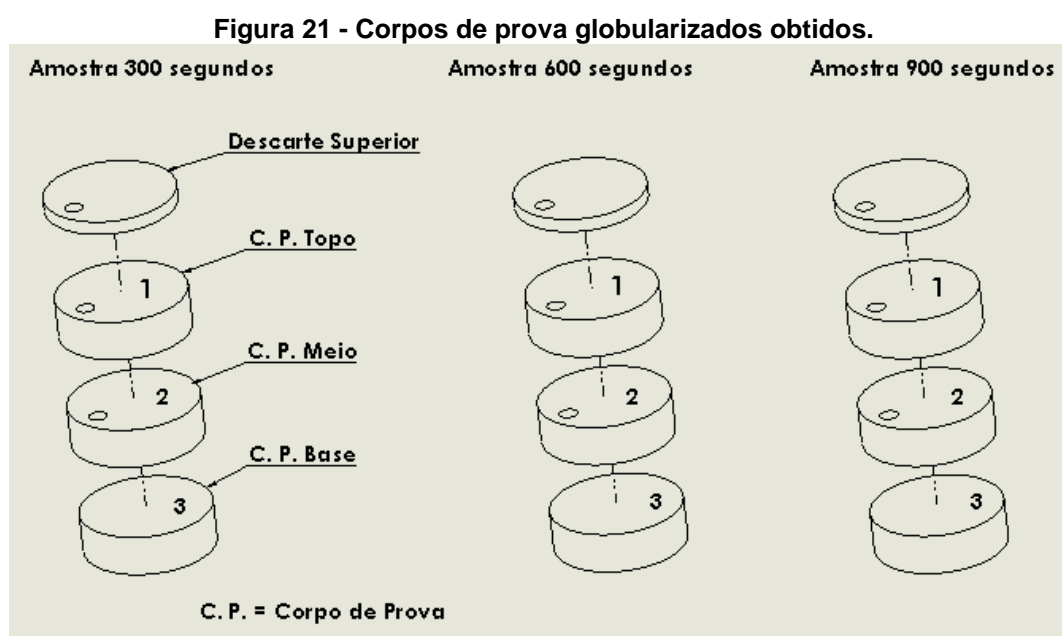
Figura 20 - Aparatos e equipamentos utilizados no ensaio de globularização.



Fonte: Autoria própria.

3.5 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Após o ensaio de globularização, as três amostras foram encaminhadas para a cortadeira de precisão Buehler IsoMet 4000, onde foram realizados quatro cortes em cada uma das amostras. Os objetivos destas secções eram eliminar a parte superior das amostras, pois estavam deformadas devido ao tratamento térmico, e obter três corpos de prova de cada amostra, com altura aproximada de 8mm, que seriam utilizados para fazer as análises metalográficas, obtendo os respectivos resultados. A Figura 21 ilustra o procedimento realizado para obter o total de nove corpos de prova.



Fonte: Autoria própria.

É importante ressaltar que além das nove amostras globularizadas, foi cortada uma pequena porção do lingote fundido para servir como parâmetro da evolução microestrutural da globularização. Assim, cada um dos dez corpos de prova foi seccionado através da em aproximadamente um terço de sua circunferência através da cortadeira metalográfica Metalotest Maxicut.

Após os cortes, todos eles foram embutidos a quente em uma embutidora Metalotest Maxipress em molde de baquelite preta Skill-Tec a uma pressão aproximada de 100 kgf/cm².

As amostras embutidas foram lixadas com lixas de granulometria 120, 400, 600 e 1200 *mesh* na lixadeira/politriz universal Arotec. Em sequência foram polidas

em uma politriz automática Buehler Vector na seguinte ordem: suspensão em diamante de 3 e 1 μm , e sílica coloidal de 0,04 μm . A preparação dos corpos de prova foi concluída com o polimento vibratório com duração de 3h em sílica coloidal 0,04 μm com ph neutro em uma politriz vibratória Buehler VibroMet 2. Após o polimento, as amostras eram enxaguadas em água corrente e secadas em seguida. As Figuras 22 a), b), c), d) e e) apresentam alguns dos equipamentos utilizados para a preparação das amostras. Os equipamentos citados acima pertencem ao Laboratório de Caracterização de Materiais (LabCMat) e ao Laboratório de Materias, ambos da UTFPR-PG.

Figura 22 - Equipamentos utilizados na preparação dos corpos de prova: a) Cortadeira; b) Embutidora; c) Politriz universal; d) Politriz automática; e) Politriz vibratória.



Fonte: Autoria própria.

3.6 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Antes de iniciar a captação de imagens via microscopia ótica, as amostras foram atacadas quimicamente com a solução composta de água (H_2O) e 2% de

ácido fluorídrico (HF). As amostras foram submersas na solução por aproximadamente 5 segundos e logo em seguida foram enxaguadas em água corrente por 30 segundos. Após isso, foram lavadas e enxaguadas com acetona e imediatamente foram secadas com ar quente. O ataque foi para a melhor visualização dos grãos e seus contornos.

As imagens por microscopia ótica foram geradas pelo microscópio ótico Zeiss Axio Imager.A2m com o auxílio do programa AxioVision versão 4.9.1 SP1 na captura de imagens para o computador. A Figura 23 ilustra os equipamentos utilizados no Laboratório de Materiais da UTFPR-PG. Foram feitas em cada amostra globularizada imagens utilizando lente de aumento de 50 e 100 vezes

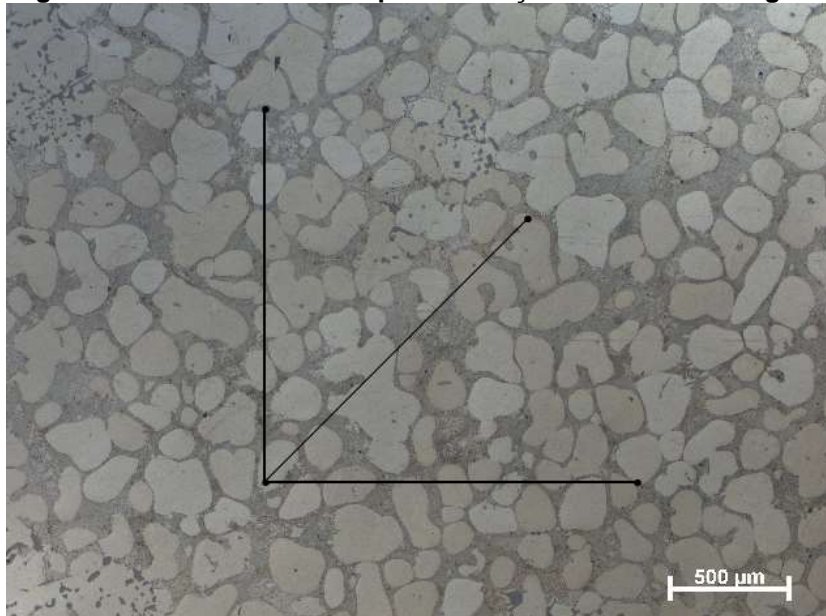
Figura 23 - Equipamentos utilizados para a microscopia ótica.



Fonte: Autoria própria.

Após a captação das imagens, foram realizadas as análises de tamanho de grão (GS) e fator de forma (SF). Para obter o tamanho de grão de cada amostra, foi utilizada a técnica dos interceptos de Heyn, regido pela norma ASTM E112. Foram escolhidas 5 imagens de cada amostra feitas com a lente de aumento de 100 vezes, e nessas imagens foram colocadas 3 retas (1 na horizontal, 1 na vertical e outra entre as duas a 45° de cada uma) com 3 vezes o comprimento da escala das imagens. Com essas 3 retas dispostas, foram feitas 5 medições em cada amostra globularizada, gerando o total 45 medições realizadas. A Figura 24 mostra um exemplo de uma análise realizada em uma imagem das amostras.

Figura 24 - Análise realizada para obtenção do tamanho de grão.

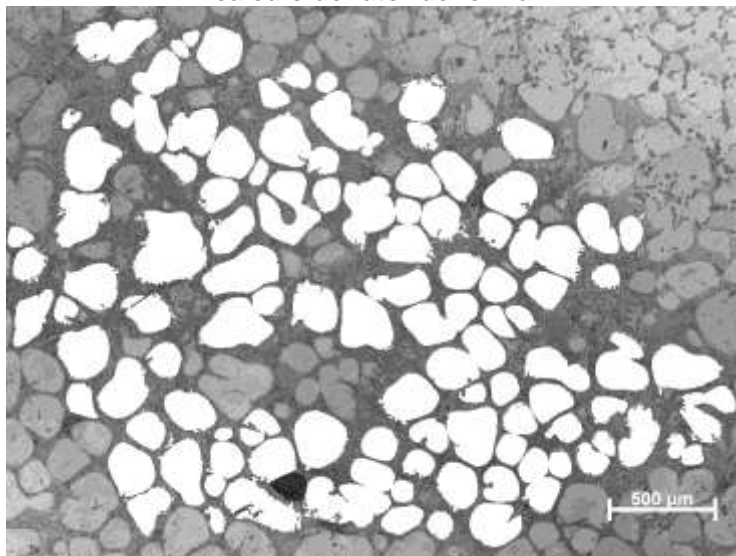


Fonte: Autoria própria.

Em cada uma das medições foi contada a quantidade de grãos interceptados por cada reta disposta. Ao final das contagens, cada amostra teve suas médias computadas e o tamanho de grão foi obtido dividindo o valor da escala multiplicado por 3 pelo valor médio da quantidade de grãos interceptados pelas retas.

A aquisição dos dados de fator de forma (SF) foi realizada através do software livre ImageJ utilizando as fotografias feitas pelo microscópio ótico. No programa foram realizados tratamentos nas imagens e foi possível obter os valores de área e perímetro de cada grão analisado. Em cada amostra, foram obtidas médias aritméticas da área e do perímetro, sendo possível fazer o cálculo do fator de forma (SF) pela equação (6) apresentada no item 2.5.3. A Figura 25 apresenta uma imagem obtida de uma das amostras no software de tratamento de imagens.

Figura 25 - Imagem obtida do software ImageJ para obtenção da área e perímetro para o cálculo do fator de forma.



Fonte: Autoria própria.

Com o objetivo de obter imagens tridimensionais da morfologia da liga A380 fundida e com os três ensaios de globularização realizados (300, 600 e 900 segundos), foram captadas imagens por meio do microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo Tescan Vega 3 operando a 20KV. Antes de realizar a captura das imagens, foi necessário realizar o ataque químico com a solução de aproximadamente 20% de ácido clorídrico (HCl) em etanol. Esse ataque faz com que as fases do alumínio corroam a fim de obter a microestrutura do Si eutético.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados os resultados e suas respectivas discussões de acordo com os objetivos propostos. Este capítulo está dividido nos seguintes tópicos.

- Resultados da análise da composição química por meio da identificação dos microconstituintes da liga A380 utilizada com adição de refinador de grão e modificador de Sr;
- Análise e cálculo da fração sólida utilizada no ensaio de globularização;
- Avaliação microestrutural da liga e a influência do tratamento de globularização em comparação à amostra fundida sem passar pelo ensaio;
- Cálculo e análise da atuação dos tempos de retenção no ensaio de globularização sob o tamanho de grão e fator de forma.

4.1 RESULTADOS DA ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A partir do processo de obtenção dos componentes químicos feito pelo equipamento de espectrometria de emissão ótica citado no item 3.2 deste trabalho, foram obtidos os resultados desta análise que estão descritos na Tabela 2, no qual cada elemento químico está quantificado em percentual sobre o peso total da liga analisada.

Tabela 2 - Composição química da liga dada pelo aparelho de espectrometria após o vazamento do material..

Elemento	Si	Cu	Fe	Zn	Ti	Sr	P	Al
Teor (%)	8,57	3,27	0,777	2,831	0,2353	0,0142	0,0014	Bal.

Fonte: Autoria própria.

A Tabela 3 apresenta a composição química da liga original, conforme o fabricante.

Tabela 3 - Composição química da liga utilizada dada pelo fabricante.

Elemento	Si	Cu	Fe	Zn	Ti	Sr	P	Al
Teor (%)	8,159	3,281	0,786	2,961	0,082	0,001	0,000	Bal.

Fonte: Recimax Indústria e Comércio de Metais.

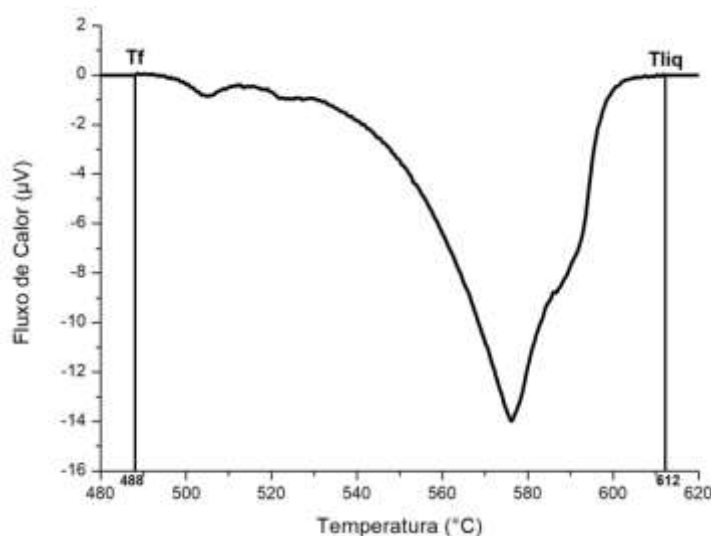
É importante notar o percentual apresentado pelo Sr, que não foi agregado totalmente no material fundido. A diferença entre o material adicionado e o que foi fundido é de 57ppm. A análise por espectrometria mostrou a presença de P na liga, o que não ocorreu no relatório feito pelo fabricante. Sua presença é comum em ligas oriundas de reciclagem (FERREIRA, 2017). Esse teor de fósforo favorece a cristalização do silício, devido a formação de fosfeto de alumínio (AIP) (SENAI, 1987).

4.2 ENSAIO DSC E CÁLCULO DA FRAÇÃO SÓLIDA

A análise térmica por DSC realizada nesta seção tem como o objetivo a aquisição dos dados da temperatura *solidus* e *liquidus*. Com estas temperaturas e o coeficiente de partição, é possível calcular a fração sólida em relação à temperatura por meio da equação de Scheil.

Os resultados apresentados pelo Gráfico 2 representam o fluxo de calor obtido em função da temperatura da amostra em aquecimento.

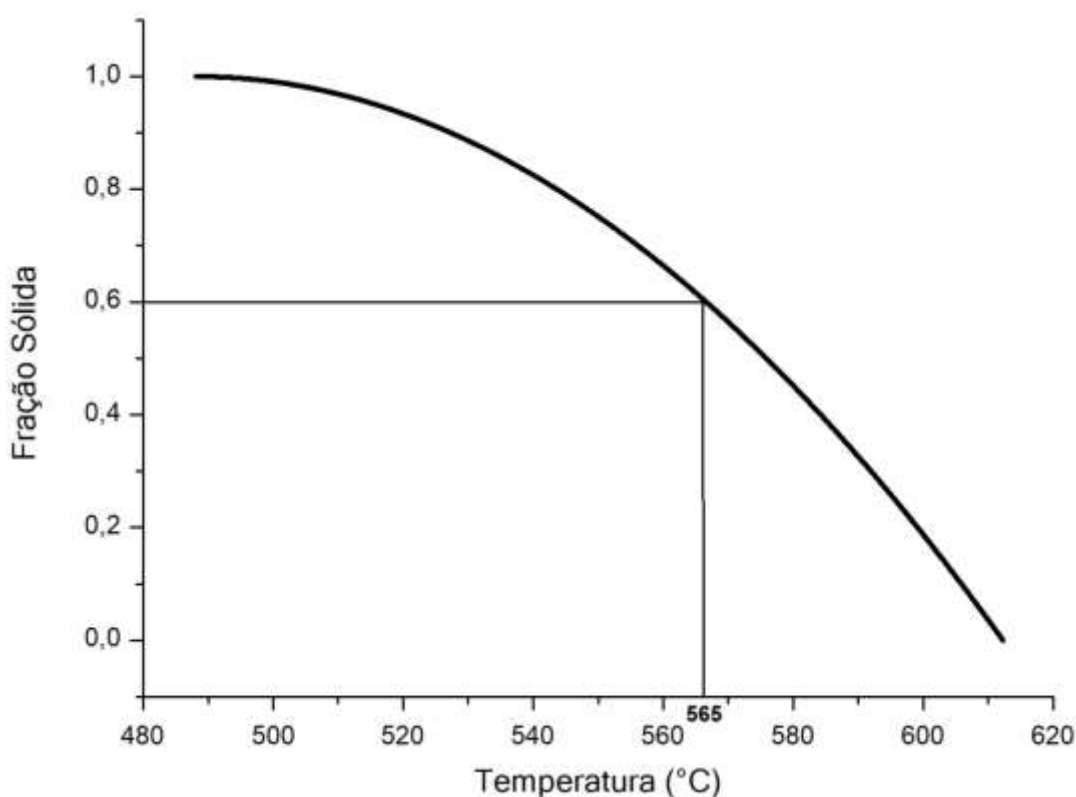
Gráfico 2 - Análise térmica via DSC da liga A380.



Fonte: Autoria própria.

Com a análise térmica realizada, foram obtidas as temperaturas *solidus* (T_f) e *liquidus* (T_l), que foram de 488,087°C e 612,272°C respectivamente. Com o coeficiente de partição (k) sendo 1,5, valor adotado para liga, foi possível calcular a temperatura referente à fração sólida de 60% pela Equação de Scheil, que está apresentada pela Equação (4) no item 2.5.1. Com isso, foi encontrada a temperatura de 565°C, que foi utilizada para os ensaios de globularização. O Gráfico 3 mostra os resultados obtidos pela metodologia utilizada.

Gráfico 3 - Variação da fração sólida em relação à temperatura.

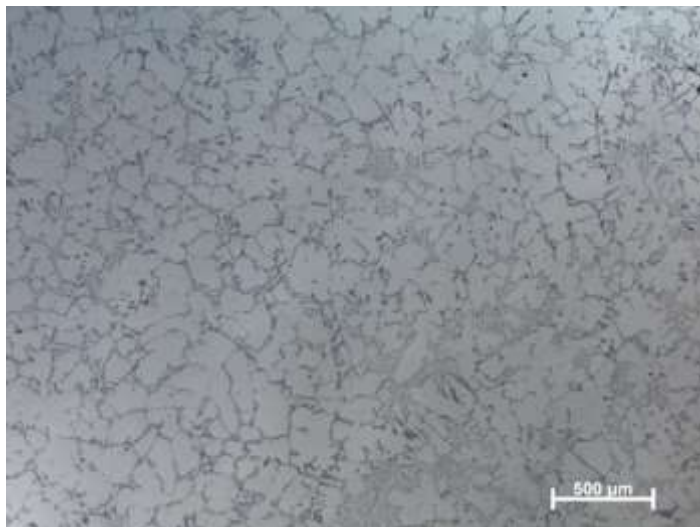


Fonte: Autoria própria.

4.3 AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DA LIGA

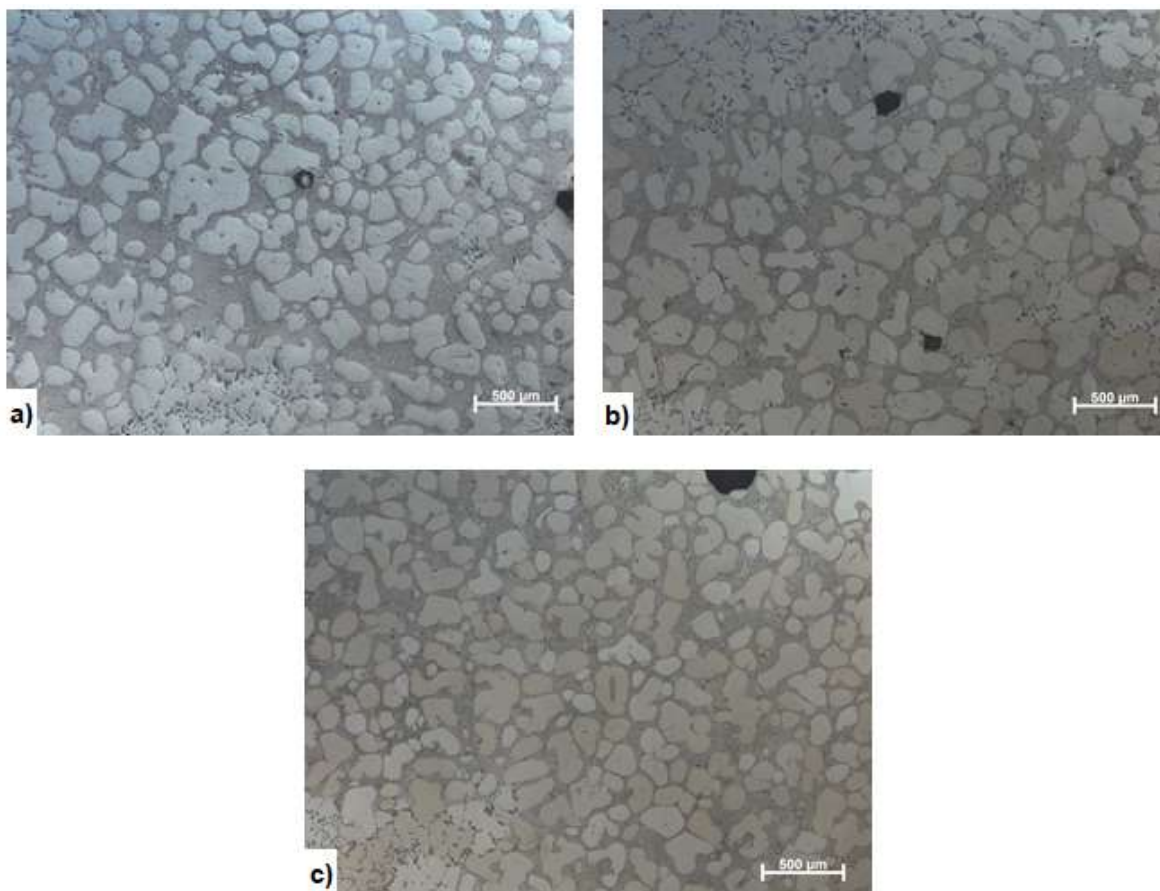
Com a finalidade de analisar a influência da globularização na liga A380 com adição de refinador de grão e Sr, as Figuras de 26 a 29 ilustram as diferentes condições das amostras: amostra fundida sem passar pela globularização e amostras os tempos de ensaio de 300, 600 e 900 segundos, sendo que em cada tempo de globularização estão presentes as imagens de cada secção da amostra globularizada (topo, meio e base).

Figura 26 - Imagem por microscopia ótica com ampliação de 100 vezes da liga no estado fundida (sem passar pelo ensaio de globularização).



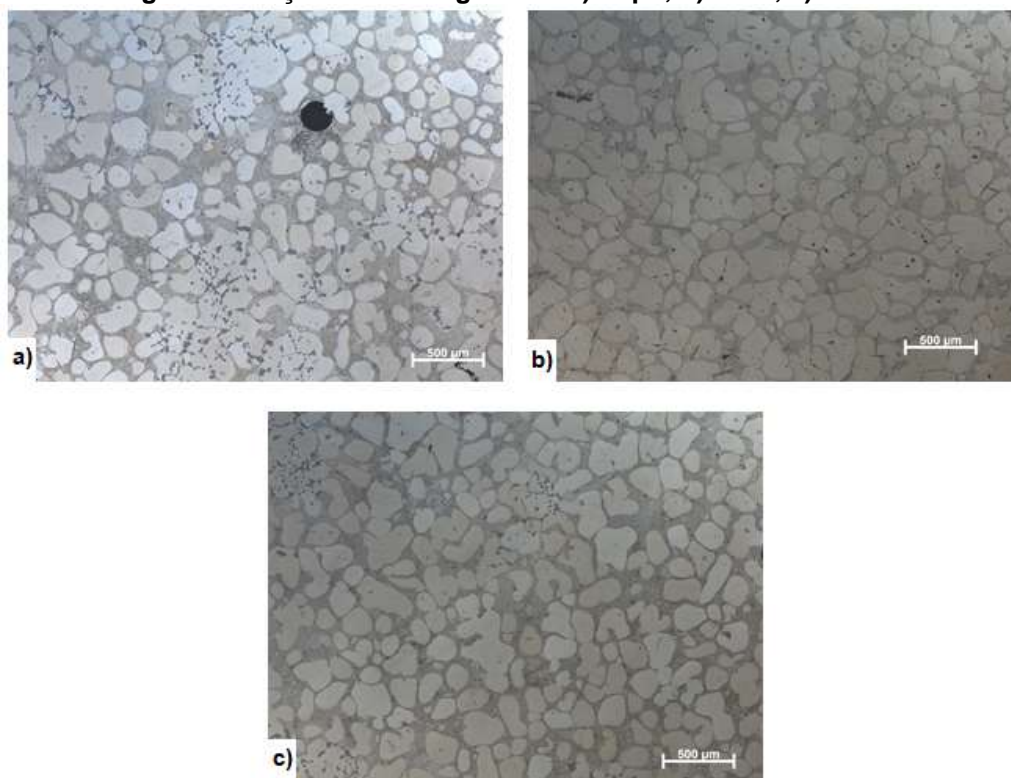
Fonte: Autoria própria.

Figura 27 - Imagens por microscopia ótica com ampliação de 100 vezes da liga após ensaio de globularização de 300 segundos: a) Topo; b) Meio; c) Base.



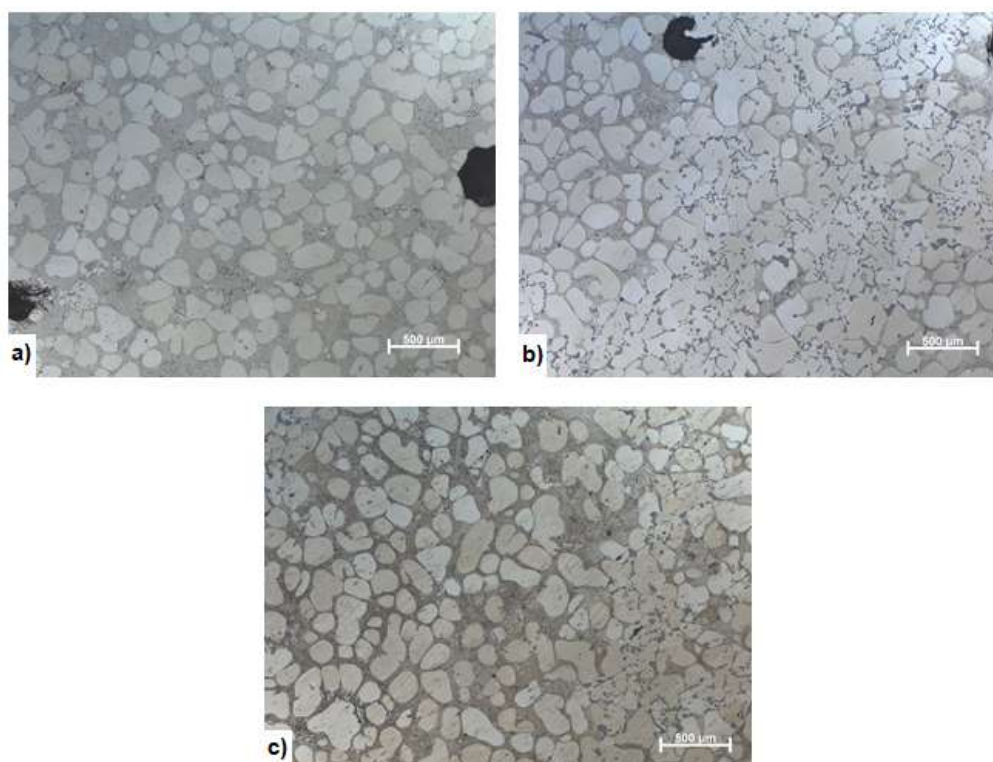
Fonte: Autoria própria.

Figura 28 - Imagens por microscopia ótica com ampliação de 100 vezes da liga após ensaio de globularização de 600 segundos: a) Topo; b) Meio; c) Base.



Fonte: Autoria própria.

Figura 29 - Imagem por microscopia ótica com ampliação de 100 vezes da liga após ensaio de globularização de 900 segundos: a) Topo; b) Meio; c) Base.

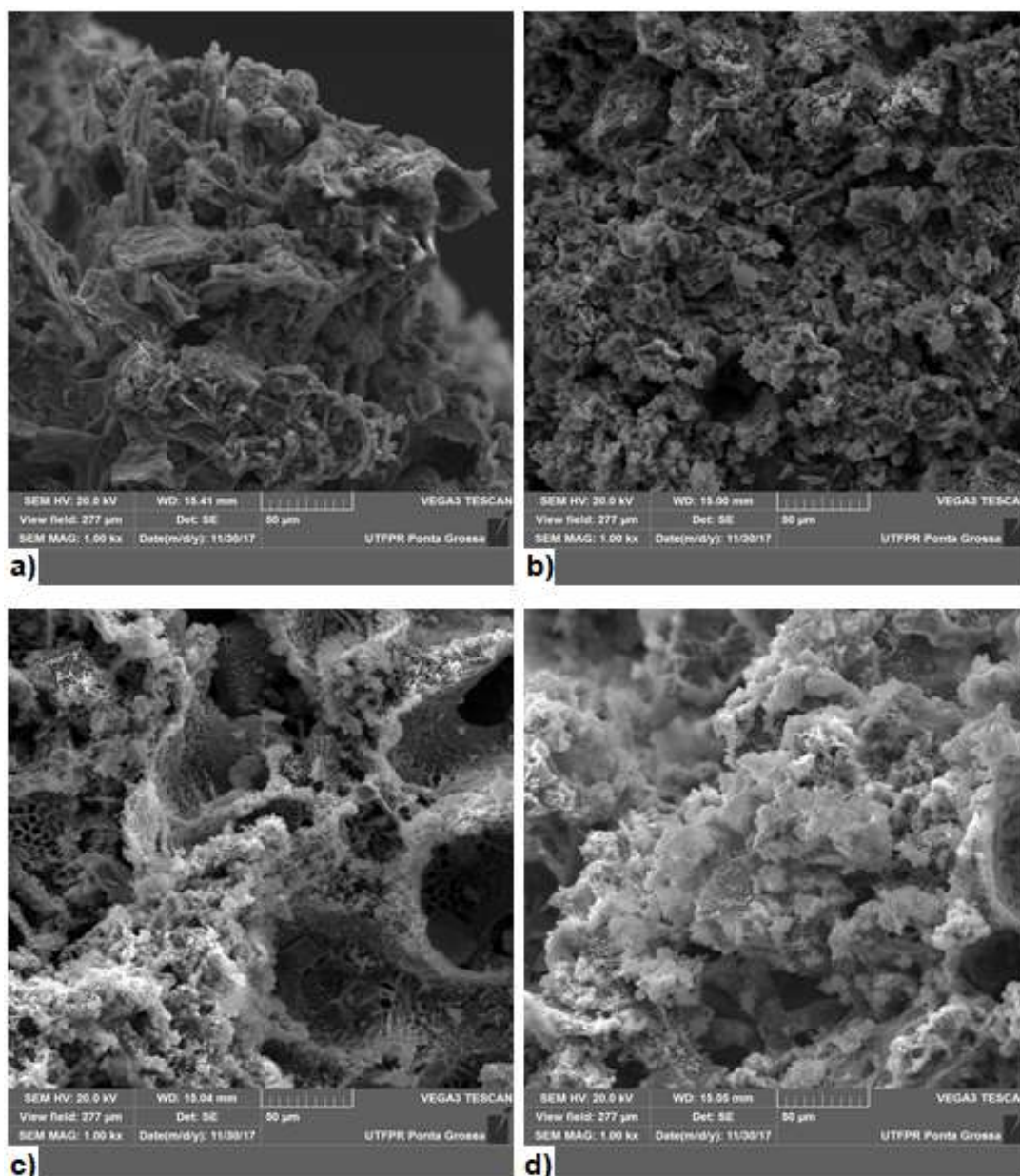


Fonte: Autoria própria.

A Figura 26, que representa a liga sem ter passado pelo tratamento, mostra a predominância de estruturas semelhantes à de rosetas. A partir das imagens das Figuras 27, 28 e 29 é possível observar a evolução da microestrutura da liga com os ensaios de globularização aplicados, no qual os ensaios com tempo de retenção de 600 e 900 segundos possuem resultados visivelmente mais positivos.

A Figura 30 apresenta as imagens por microscopia eletrônica de varredura após o ataque químico com solução de HCl.

Figura 30 - Imagens da liga via MEV com ampliação de 500 vezes: a) como fundida; b) globularizada por 300 segundos; c) globularizada por 600 segundos; d) globularizada por 900 segundos.



Fonte: Autoria própria.

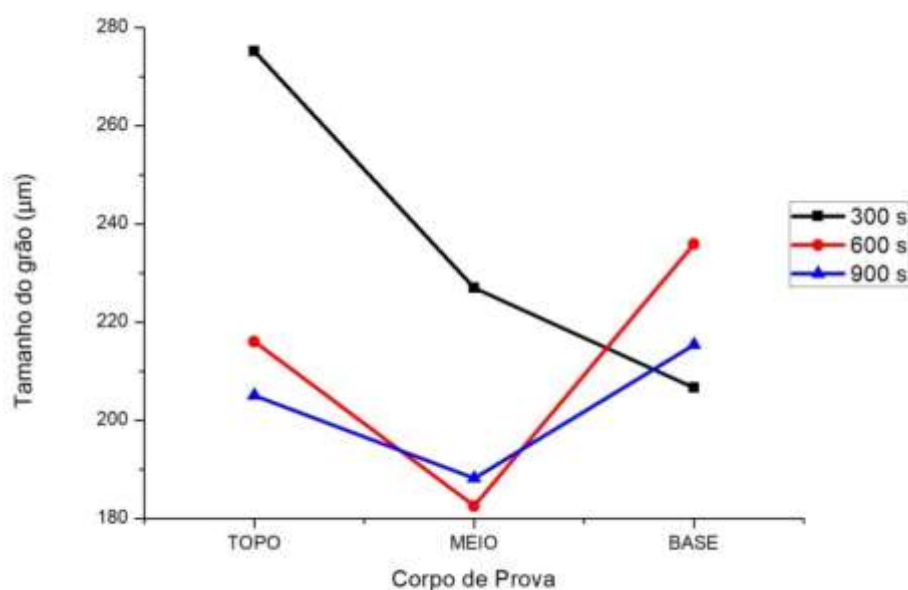
É possível notar pelas imagens da Figura 30 a evolução da microestrutura do eutético comparando desde a amostra fundida até as amostras globularizadas com maiores tempos de retenção. Na Figura 30 (a), que representa a amostra fundida, a microestrutura apresenta formações iniciais fibrosas, mas ainda possui de maneira geral a formação em placas.

A partir da globularização feita com 300 segundos de retenção, ilustrada na Figura 30 (b), a estrutura fibrosa se desenvolve de maneira vigorosa e atinge o ápice nos tempos de retenção de 600 e 900 segundos, representado pelas Figuras 30 (c) e (d) respectivamente. A atuação do estrôncio é marcante para o desenvolvimento desta estrutura como mostram as pesquisas realizadas com ligas de Al-Si feitas por Farahany et. al (2016) e Ferreira (2017).

4.4 ANÁLISE DO TAMANHO DE GRÃO E FATOR DE FORMA

A partir das imagens obtidas por microscopia ótica foi possível realizar as análises de tamanho de grão para os diferentes tempos de retenção na globularização e localização dos corpos de prova (topo, meio e base). Os resultados de cada análise realizada estão apresentados no Gráfico 4.

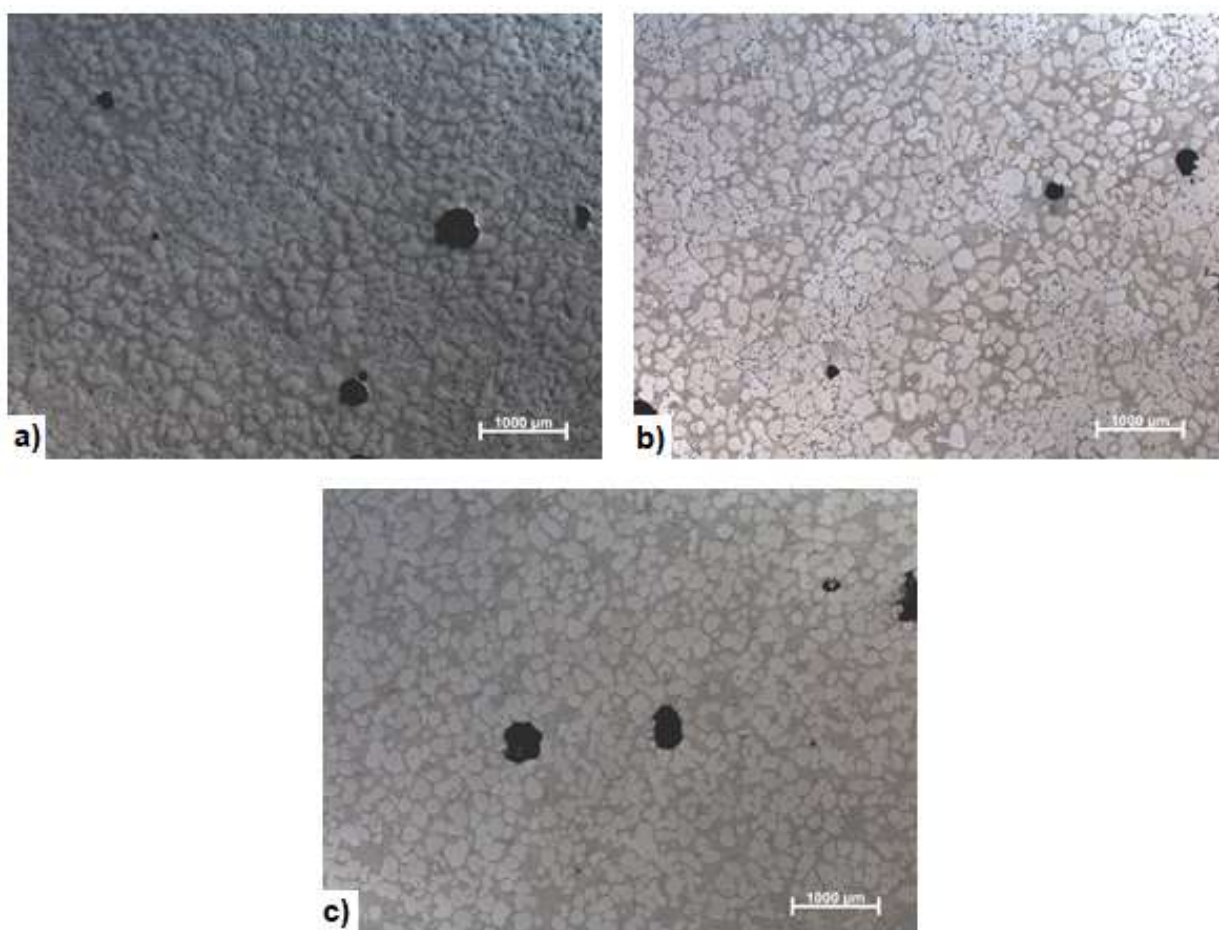
Gráfico 4 - Resultados obtidos de tamanho de grão.



Fonte: Autoria própria.

Os dados apresentados indicam que houve um decréscimo no tamanho de grão com o aumento do tempo de retenção no ensaio de globularização. Em estudos como o de Ferreira (2017) o aumento do tempo de retenção fazia com que o tamanho dos grãos aumentasse, mas nessas análises os tempos de retenção (0,30 e 90 segundos) foram menores do que deste trabalho. A Figura 31 apresenta imagens por microscopia ótica com aumento de 50 vezes das amostras de 300, 600 e 900 segundos da secção topo. A partir dessas imagens é possível entender o resultado obtido.

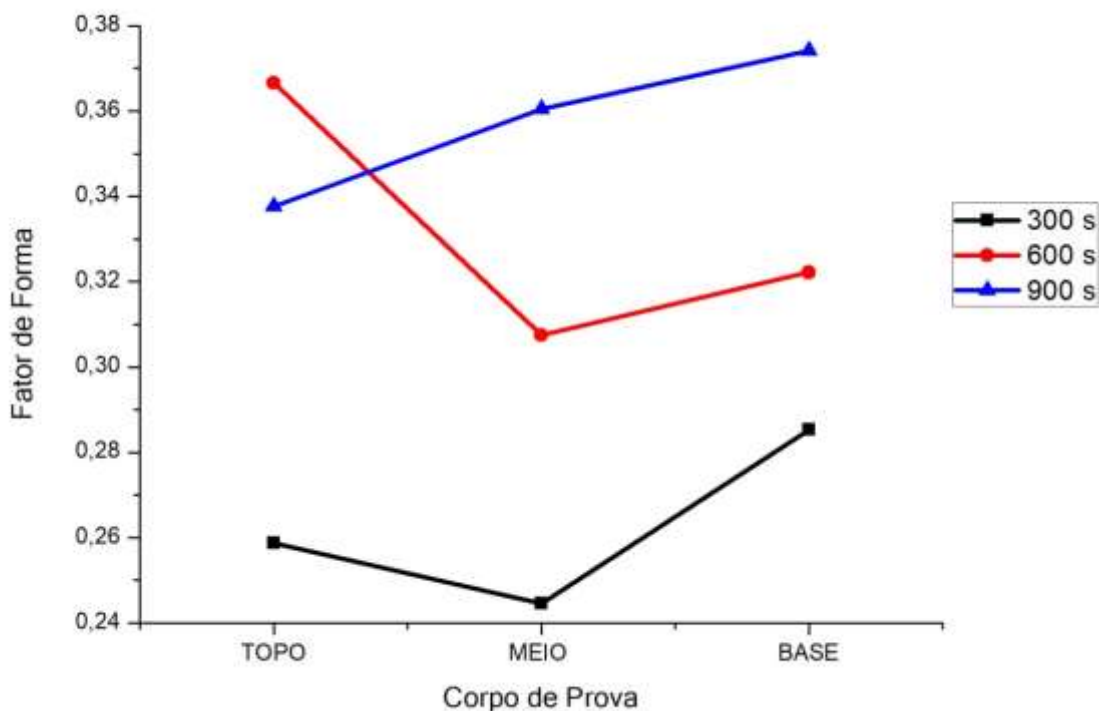
Figura 31 - Imagem via microscopia ótica com aumento de 50 vezes da liga após ensaio de globularização: a) 300s; b) 600s; c) 900s.



Fonte: Autoria própria.

A análise de fator de forma foi realizada conforme a metodologia mostrada no item 3.6 e os resultados estão apresentados no Gráfico 5.

Gráfico 5 - Resultados obtidos do fator de forma.



Fonte: Autoria própria.

A partir dos dados apresentados pelo gráfico acima, é possível observar uma sensível diferença entre os valores de fator de forma dos tempos de retenção de 600 e 900 segundos com o menor tempo, 300 segundos. O valor médio das amostras 900 segundos foi aproximadamente 8% superior às amostras de 600 segundos e 35% acima das amostras com tempo de retenção de 300 segundos.

5 CONCLUSÕES

A partir dos objetivos propostos e dos resultados obtidos foi possível tirar as seguintes conclusões:

- A análise térmica por DSC somada à equação de Scheil se mostraram importantes para a obtenção da temperatura para a fração sólida desejada no ensaio de globularização, pois essas análises devem ser precisas devido à importância que os resultados necessitavam;
- O ensaio de globularização com os três diferentes tempos de retenção provou-se eficaz na transformação morfológica da liga A380, em relação ao material apenas fundido;
- As análises metalográficas foram importantes para a obtenção dos resultados de fator de forma e tamanho de grão. A utilização apenas de metalografia convencional, tornou o trabalho de obtenção de resultados mais difícil e menos confiável.
- As amostras globularizadas com tempos de retenção de 600 e 900 segundos apresentaram resultados parecidos e superiores, de forma geral, ao que foi apresentado pelo tempo de retenção de 300 segundos.

6. TRABALHOS FUTUROS

Como proposta de trabalhos futuros, sugere-se experimentos com ensaios de globularização com tempos de retenção na faixa dos 150 a 240 segundos. Além disso, avaliar a partir dos tempos de retenção já efetuados, a mesma liga sem os elementos de modificação e refinamento.

Utilizar metalografia com luz polarizada, que revelam com mais clareza os grãos na microestrutura, gerando resultados mais confiáveis.

REFERÊNCIAS

- ABAL. Associação Brasileira do Alumínio. Disponível em <www.abal.org.br>. Acesso em: 10 de agosto 2017.
- ATKINSON, H.V. Modelling the Semisolid Processing of Metallic Alloys. **Progress in Materials Science**, v.50, p.341-412, 2005.
- BIROL, Y. Solid fraction analysis with DSC in semi-solid metal processing. **Journal of Alloys and Compounds**, v.486, 173–177, 2009.
- BLECK, W.; DZIALLACH, S.; MEUSER, H.; PUTTGEN, W.; UGGOWITZER, P. J. **Material Aspects of Steel Thixoforming**. Thixoforming: Semi-solid Material Processing. Wiley-VCH, p. 43–104, 2009.
- BOEIRA, A. B. **Análise Numérica e Experimental da Solidificação das Ligas Al 3,5%Cu e AA356**. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2002, 85p. Tese (Mestrado).
- COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos siderúrgicos Comuns**. São Paulo, Blucher, 4^a ed. 2008.
- FAN, Z. Semisolid Metal Processing. **International Materials Reviews**, v. 47, nº 2, p. 37, 2002.
- FARAHANY, S.; DAHLE, A. K.; OURDJINI, A.; HEKMAT-ARDAKAN. A. Flake-fibrous transition of silicon in near-eutectic Al-11.7Si-1.8Cu-0.8Zn-0.6Fe-0.3Mg alloy treated with combined effect of bismuth and strontium. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 656, 944-956, 2016.
- FERREIRA, J. P. G. **Estudo microestrutural e reológico da liga reciclada de alumínio A380 modificada pela adição de estrôncio**. Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2017. 104 p. Tese (Mestrado).
- FLEMINGS, M. C.; RIEK, R. G.; YOUNG, K. P. Rheocasting. **Materials Science and Engineering**, v.25, p. 103-117, 1976.

FLEMINGS, M. C. Behavior of Metal Alloys in the Semi-solid State. **Metallurgical Transactions B**, v. 22B, p.269-293, junho de 1991.

FREES, N. Crediting Aluminium Recycling in LCA by Demand or by Disposal. **The International Journal of Life Cycle Assessment**, v.13, nº 3, p. 212–218, 2008.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. Campinas, SP, Editora da Unicamp, 399p. 2001.

GENDA , G.; YUYON, C.; GEING, A. Mechanism of Coarsening of Dendrite em: **Solidification, Proceedings of Solidification processing Conference**, Sheffield, Inglaterra, Setembro, pp.629-636, 1987.

GENTIL, V.. **Corrosão**. 3. ed. Rio de Janeiro: LTC, c1996. 345 p.

HIRT, G.; KHIZHNYAKOVA, L.; BAADJOU, R.; KNAUF, F.; KOPP, R. Semi-solid Forming of Aluminium and Steel – Introduction and Overview. **Thixoforming: Semi-solid Material Processing**. Wiley-VCH, p. 1-27, 2009.

KAHLWEIT, M., On the Ageing of Dendrites, **Scripta Metallurgica**, v. 2, p.251-254, 1968.

JOLY, P. A.; MEHRABIAN, R. The rheology of a partially solid alloy. **Journal of Materials Science**, v. 11, p. 1393-1418, 1976

KAPRANOS, P.; WARD, P. J.; ATKINSON, H. V.; KIRKWOOD, D. H. Thixoforming – A Near Net Shaping Process. **Materials and Technology (Slovenia)**, v. 35, p. 27-30, 2001.

KAPRANOS, P.; KIRKWOOD, D. H. et al. Thixoforming of an automotive part in A390 hypereutectic Al-Si alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v.135, p.271–277, 2003.

KATTAMIS, T. Z.; COUGHIN, J. L.; FLEMINGS, M. C, Influence of Coarsening on Dendritic Arm Spacing of Al-Cu Alloys , **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v. 239, p.1504-1511, 1967.

KIRKWOOD, D. H.; YOUNG, K. P. **Nature and Properties of Semisolid Materials**, Ed. J. A. Sekhar e J. A. Dantzig, TMS, p. 245-266, 1992.

KIRKWOOD, D. H. Semisolid Metal processing. **International Materials Reviews**, v. 39, nº 5, p. 173-189, 1994.

KIRKWOOD, D. H.; SUÉRY, M.; KAPRANOS, P.; ATKINSON, H. V.; YOUNG, K. P. **Semi-solid Processing of Alloys**. Springer Series in Materials Science. Springer, p. 172, 2010.

KIRKWOOD, D. H. Evolution and Design of Microstructure in Semisolid Alloys. **Semi-solid Processing of Alloys**. Springer Series in Materials Science. Springer, p. 3-39, 2010.

KISSEL, J. R.; PANTELAKIS, S. G.; HAIDEMENOPOULOS, G. N. Aluminium and Aluminium Alloys. **Handbook of Advanced Materials** p. 321-463, 2004.

LECOMTE-BECKERS, J.; RASSILI, A.; CARTON, M.; ROBELET, M. Characterisation of Thermophysical Properties of Semi-Solid Steels for Thixoforming em: **Proceedings of the 8th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites**, Limassol. Chipre, 2004.

LOUÉ, W. R.; SUERY, M. Microstructural evolution during partial remelting of Al-Si7Mg alloys. **Journal of Materials Science Engineering A**, v. 203A, p. 1-13, 1995.

LOURENÇATO, L. A. **Avaliação da Tixoformabilidade e Tixoforjamento de Ligas Al-Xwt%Si-0,5wt%Mg em Prensa Excêntrica com Matriz Aberta**. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2008, 177p. Tese (Doutorado).

LUCAS, E. F.; SOARES, B. G. **Caracterização de Polímeros**. Rio de Janeiro: E-papers, 366p. 2001.

LUO, A. A. Magnesium Casting Technology for Structural Applications. **Journal of Magnesium and Alloys** 1, p. 2-22, 2013.

MACHADO, L. D. B.; MATOS, J. R. **Análise térmica diferencial e a calorimetria exploratória diferencial.** In **Técnicas de caracterização de polímeros.** São Paulo, Artliber Editora, p. 229–261, 2003.

MONDOLFO, L. F. **Aluminium Alloys: Structure and Properties,** The Whitefriars Press Ltd, p. 972, 1976.

NALDI, M. A. **Análise da viabilidade do uso da liga AA332 para processos de tixoconformação.** Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2011. Tese (Mestrado).

PEREIRA, T. M. M. **Caracterização Térmica (TG/DTG, DTA, DSC, DSC-fotovisual) de hormônios biodênticos (estriol e estradiol).** Universidade Federal do Rio Grande do Norte, 2013, 104p. Tese (Mestrado).

PRONI, C. T. W. **Avaliação da Tixoconformabilidade das Ligas AA 2011 e AA 2014.** Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2010. Tese (Mestrado).

ROOY, E. L. Aluminum and Aluminum Alloys. **ASM Handbook: Casting. v.15,** ASM International, pp.1622-1696, 1992.

ROSSO, M. Thixocasting and Rheocasting Technologies, Improvements Going on. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering,** v. 54, nº 1, setembro de 2012.

SENAI - DEPARTAMENTO REGIONAL DE MINAS GERAIS. **Metalurgia das ligas de alumínio.** 2ªed. Belo Horizonte: SENAI/MG, v. 2 (Publicação técnica), 84 p., 1987.

SPENCER, D. B.; MEHRABIAN, R.; FLEMINGS, M. C. Rheological Behavior of Sn-15 Pct Pb in the Crystallization Range. **Metallurgical Transactions,** v.3, p.1925–1932, jul. de 1972.

SPIIM, J. A. **Aplicação da Modelagem Matemática na Definição Integral da Solidificação Para Projeto ou Reprogramação de Sistemas de Fundição.** Universidade Estadual de Campinas, 1996, 241p. Tese (Doutorado).

STEFANESCU, D. M. **Science and Engineering of Casting Solidification**. New York, KA/PP. 342p., 2002.

TORRES, L.V. **Avaliação da Tixoconformabilidade das ligas AA7075 e AA7004**. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009, 102p. Tese (Mestrado).

WARD, P. J.; ATKINSON, H. V.; ANDERSON, P. R. G.; ELIAS, L. G.; GARCIA, B.; KAHLEN, I.; RODRIGUEZ-IBABE, J-M. Semi-solid Processing of Novel MMC's Based on Hypereutectic Aluminium-Silicon Alloys. **Acta Materialia**, v. 44, nº 5, p. 1717-1727, 1996.

WARMUZEK, M. **Aluminium-Silicon Casting Alloys: Atlas of Microfractographs**. ASM Handbook, ASM International, p. 124, 2004.

YOUNG, K.; KAPRANOS, P. Practical Applications in Use Today. **Semi-solid Processing of Alloys. Springer Series in Materials Science**. Springer, p. 141-149, 2010.

YOUNG, R. M. K.; CLYNE, T. W. A Powder Mixing and Preheating Route to Slurry Production for Semisolid Diecasting. **Powder Metallurgy**, v. 29, nº 3, p. 195-199, 1986.

ZOQUI, E.J.; **Obtenção e Caracterização de Ligas Al-Si Reofundidas**. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2001, 192p. Tese (Livre Docência).