

## DESENVOLVIMENTO DE UMA LIGA DE ALTO DESEMPENHO A PARTIR DO ALUMÍNIO RECICLADO

Carlos Narducci Junior <sup>1,2</sup>

1. Instituto Federal de São Paulo (IFSP), Campus Itaquaquecetuba, SP, Brasil;
2. Instituto Tecnológico da Aeronáutica (ITA), Pós-Graduação em Ciências e Tecnologias Espaciais, São José do Campus, SP, Brasil.

### RESUMO

A pesquisa estudou ligas fundidas de Al-Si com teor de Fe de 1%, simulando ligas de Al provenientes da reciclagem. As ligas de Al recicladas possuem alto teor de Fe, levando à precipitação de partículas intermetálicas de  $\beta$ -Fe em sua microestrutura. As partículas frágeis de  $\beta$ -Fe são compostas de morfologia grosseira com plaquetas altamente facetadas, o que é extremamente prejudicial para o desempenho mecânico das ligas de Al-Si. Nióbio e boro (Nb+B) foram adicionados à liga para investigar o comportamento morfológico das partículas de  $\beta$ -Fe e as propriedades mecânicas do material. As amostras foram moldadas no processo de fundição por gravidade. O estudo foi realizado em duas etapas. Na primeira etapa, as amostras foram fundidas em moldes conforme norma TP1-2012, variando o teor de 0,02 a 1% em peso de Nb. Os teores de 0,05% Nb e 0,0063% B mostraram-se indicados para reduzir o tamanho do grão e modificar a morfologia dos precipitados de  $\beta$ -Fe, refinando-os e tornando-os globulares. Na segunda etapa foram fundidos CDPs em molde metálico conforme norma ASTM B108, com a liga Al10Si1Fe. Além do inoculante Nb+B, foi adicionado o elemento Mg para produzir envelhecimento por precipitação. O efeito combinado da introdução do inoculante (Nb-0,05% e B-0,0063%) do elemento Mg (0,35%), associado ao tratamento de envelhecimento por precipitação na liga fundida, atingiu valores de 4,66% no alongamento, 208 MPa na resistência ao escoamento e 300 MPa na resistência final.

**Palavras-chave:** Al reciclado, fundição, refinamento do grão e propriedades mecânicas.

### ABSTRACT

The research studied Al-Si casting alloys with Fe content of 1%, simulating Al alloys coming from recycling. The recycled Al alloys have high Fe content, leading to the precipitation of  $\beta$ -Fe intermetallic particles in their microstructure. The brittle  $\beta$ -Fe particles are composed of coarse morphology with highly faceted platelets, which is extremely detrimental to Al-Si alloys' mechanical performance. Niobium and boron (Nb+B) were added to the alloy to investigate the morphological behavior of  $\beta$ -Fe particles and the material's mechanical properties. The samples were cast in the gravity die casting process. The study was carried out in two stages. In the first stage, the samples were cast in molds according to TP1-2012 standard, varying the content from 0.02 to 1 Wt.% of Nb. The content of 0.05% Nb and 0.0063% B proved to be indicated to reduce the grain size and modify the  $\beta$ -Fe precipitates' morphology, refining

and making them globular. CDPs were cast in a metal mold according to ASTM B108 standard, with Al10Si1Fe alloy in the second step. In addition to the Nb+B inoculant, the element Mg was added to produce precipitation aging. The combined effect of introducing the inoculant (Nb-0.05% and B-0.063%) of the Mg element (0.35%), associated with the precipitation aging treatment in the cast alloy, reached values of 4.66% in elongation, 208 MPa in yield strength, and 300 MPa in ultimate strength.

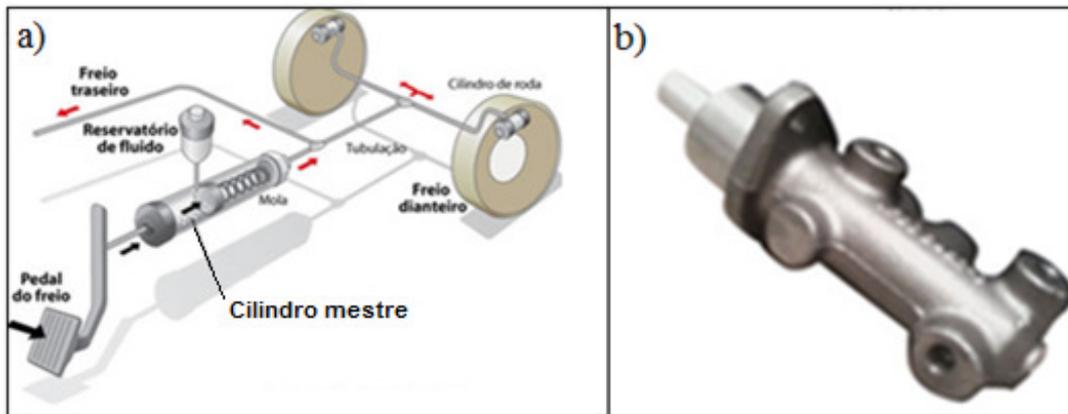
**Keywords:** Recycled Al, casting, grain refinement and mechanical properties.

## 1. INTRODUÇÃO

Peças mecânicas em alumínio produzidas em diversos tipos de ligas e processos de fundição passam por diferentes níveis de qualidade e produtividade. O custo final das peças depende de uma definição correta desses parâmetros. Por consequente, o desenvolvimento do material e do processo de fundição se faz necessário para buscar a melhor relação entre propriedades mecânicas como a elasticidade e resistência do material conseguido em um só produto com um menor custo possível. Na engenharia as propriedades mecânicas dos materiais são condições obrigatórias a serem alcançadas para o bom desempenho dos produtos, em especial quando as peças são usadas em ambiente de extremo stress. A crescente pressão por competitividade que o mercado tem exercido nas empresas, como resultado da globalização mundial e do surgimento de novos concorrentes, fez com que a área de produção na indústria seja a mais pressionada por mudança nos últimos anos. Os aspectos externos induzem outros, que acabam sinalizando às empresas necessidades de busca de novas tecnologias de material e processo (COSTA, 2007). O estudo de caso descrito abaixo traz um exemplo real dessa necessidade.

## 2. ESTUDO DE CASO

O estudo de caso refere-se a uma empresa de origem nacional, fundada em 1964 pelo Sr. Aduino Pontes (em memória), a Metal2. Uma empresa que funde e usina peças em alumínio para o mercado automobilístico. A Metal2 é uma empresa conhecida por ser especializada em processo de fundição por gravidade, que dentro de sua carteira de peças fundidas estava às carcaças do cilindro mestre, a figura 1 mostra a aplicação do cilindro mestre no sistema de freio automobilístico.



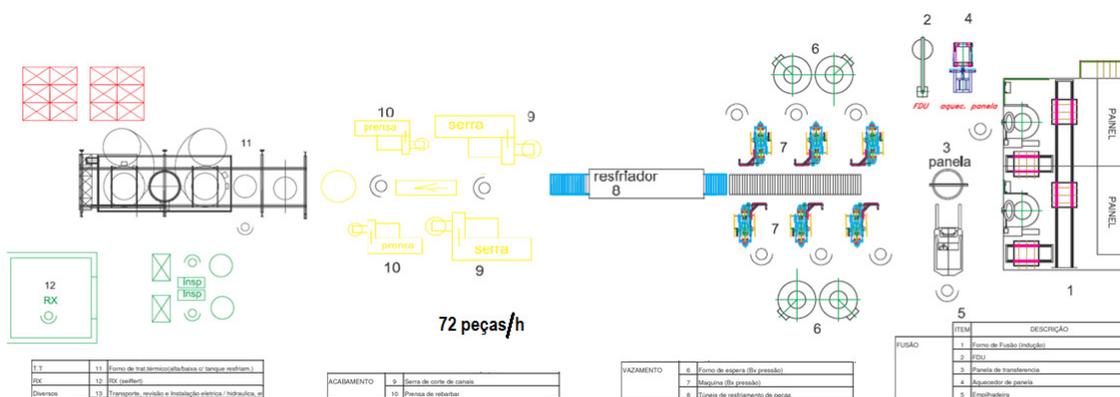
**Figura 1.** Sistema de freio. a) Posicionamento do cilindro mestre no sistema de freio. b) Carcaça do cilindro mestre.

O produto carcaças do cilindro mestre, durante um período de tempo na produção da Metal2, representou um volume expressivo, por volta de 40% de sua carteira, o que correspondia a um faturamento significativo do total de peças produzidas na época.

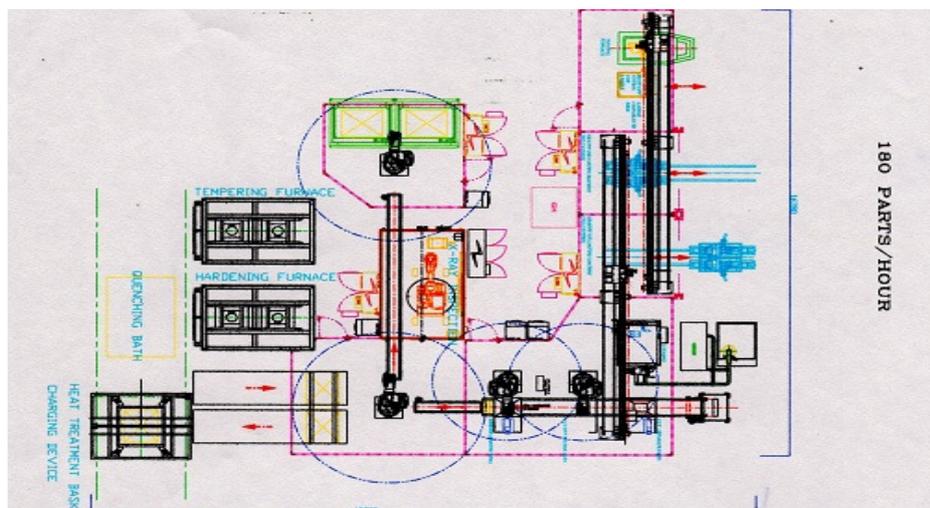
Por volta de 2010 as empresas nacionais se viram ameaçadas com o aumento da importação de peças automotivas. As montadoras de veículos provocaram uma verdadeira "guerra" por preços menores. Na Metal2, não foi diferente, nos três anos subsequentes foram feitos inúmeros trabalhos para a redução de custos no processo de produção das carcaças do cilindro mestre, do tipo KAISEN (JURAN, 1992; NARDUCCI, 1999). Porém, todas as reduções alcançadas não foram suficientes para atingir a meta imposta pelo cliente. Com isso o cliente a TRW, um dos sistemistas que fornece o conjunto de freio para as montadoras do mercado automobilístico, decidiu interromper a compra das carcaças fundidas da Metal2, passando a comprar estas peças importadas.

Conseqüentemente, com a perda do fornecimento das carcaças do cilindro mestre, houve uma queda significativa no faturamento da Metal2, que comprometeu sua existência no mercado. Isso, na época provocou uma investigação profunda no material e processo de fabricação dessas peças, essa investigação contou com a colaboração dos clientes: TRW, Bosch, Mando e Continental. Foi investigado o custo das carcaças do cilindro mestre no mercado global, onde o estudo mostrou as diferenças de preços entre as carcaças produzidas no Brasil (Metal2) e as produzidas nos concorrentes fora do Brasil (a fundição "di Billie", da França). O preço da peça nacional era em média 23,5% maior do que o da peça importada (FOB). O estudo também revelou que quando comparado os processos de fabricação usados na produção das peças, verificou-se ser a mesmo, fundição por gravidade, contudo com diferenças significativas em fatores relevantes. Entre as diferenças o volume

de produção, dez vezes maior das peças produzidas no concorrente do que o volume de produção das peças produzidas na Metal2, e ainda uma grande diferença no nível de automação e robotização da produção das peças fundidas do concorrente. Demonstrando a falta de atualização tecnológica das fundições brasileiras em termos de produtividade. A figura 2 mostra o Lay Out da produção da carcaça do cilindro mestre produzido na Metal2, uma célula de produção com capacidade instalada para produzir de até 400.000 peças/ ano, para esse volume de produção são necessários vinte e oito (28) operadores de máquinas, em dois turnos de trabalho e mais sete (7) operadores no terceiro turno, perfazendo um total de trinta e cinco (35) operadores; A figura 3 mostra o Lay Out da produção das carcaças de cilindros mestres produzidos na di Billie (França), fundição com tecnologia de manufatura mais desenvolvida/ robotizada, uma célula de produção com capacidade instalada para produção de até 1.000.000 peças/ ano. Para esse volume de produção será necessário à quantidade de apenas seis (6) operadores em três turnos de trabalho.



**Figura 2.** Layout da célula de produção de carcaça do cilindro mestre no Brasil.



**Figura 3.** Layout da célula de produção de carcaça do cilindro mestre na Europa  
Fonte (CINEMATIC 2011).

O volume de produção mais o nível de Automação/ Robotização das empresas fora do Brasil refletem diretamente no custo de produção das peças e por isso a diferença no preço de venda a favor das peças importadas, que nem com todas as tarifas e taxas e importação acabam por viabilizar a produção local.

Na tentativa de continuidade do fornecimento a Metal2 fez estudos para modernização da produção das Carcaças do Cilindro Mestre no Brasil, mas o volume baixo de produção local e o montante de investimento necessário na época (estimado em US\$ 12 milhões) estava muito aquém das condições da empresa local, inviabilizando assim a continuidade de produção das Carcaças do Cilindro Mestre na Metal2.

A evidente necessidade da busca de uma solução sem grandes investimentos para o setor levou a estudos de alternativas para se baixar o custo de produção, algumas dessas alternativas foram: usar a matéria prima vinda da sucata com menor custo de aquisição, porém na época tecnicamente inviável; a possibilidade de mudança de processo de fundição por gravidade (Gravity Die Cast - GDC) para fundição por alta pressão (High Pressure Die Cast - HPDC), isso, devido em média o custo das peças produzidas no processo HPDC serem 48,4% menor do que o custo das peças produzidas no processo GDC (dados divulgados pela ABIFA, média de 2015).

- Fundidos Sob Pressão: US \$ 5,295/ Kg,
- Fundidos por Gravidade: US \$ 10,930/ Kg,

Essa notável diferença de preço dos fundidos injetados acontece devido ao menor custo da matéria prima que sai do material reciclado (GREEN, 2007), somado a produtividade dos processos HPDC (CONCER, 2016).

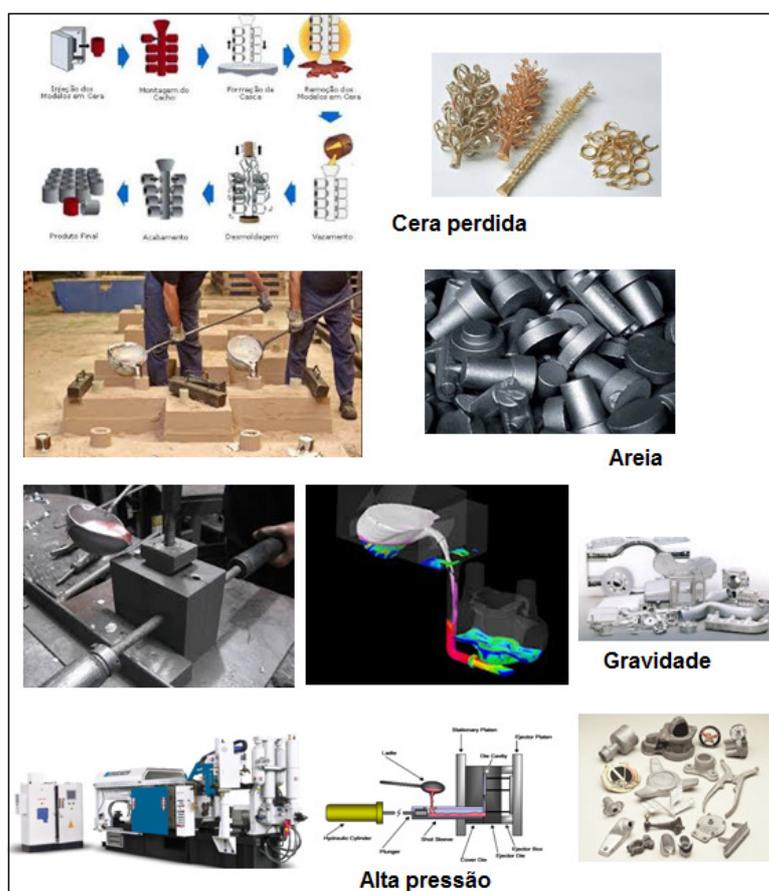
A partir daí abriu-se o caminho para a linha de pesquisa apresentada. Desafios esses que motivou este estudo.

## 2.1. FUNDIÇÃO

Na metalurgia, a fundição é o processo de vaziar metal líquido em um molde, que contém cavidades com a forma desejada, e depois permitir que esfrie e solidifique. A parte solidificada é conhecida como peça fundida, que é tirada do molde ou tem o molde quebrado para completar o processo.

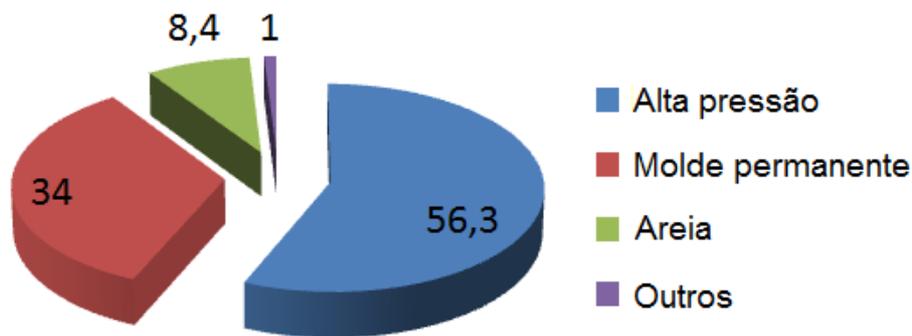
## 2.2. PROCESSOS DE FUNDIÇÃO

As técnicas mais tradicionais de fundição incluem a fundição por cera perdida, fundição em molde permanente e fundição em areia. A figura 4 mostra os processos de fundição divididos pelo material do molde, tais como cera, areia ou metal, e ainda o método de vazamento, tais como por gravidade, alta pressão ou a baixa pressão.



**Figura 4.** processo de fundição.

A figura 5 mostra a participação dos processos de fundição Sob Pressão, sendo o processo por alta pressão, também conhecido comercialmente como “high-pressure die casting” (HPDC), atualmente responsável por mais de 56% de todas as peças produzidas no mercado (FUOCO R, 5° ENFOCAL/ABIFA 2008).

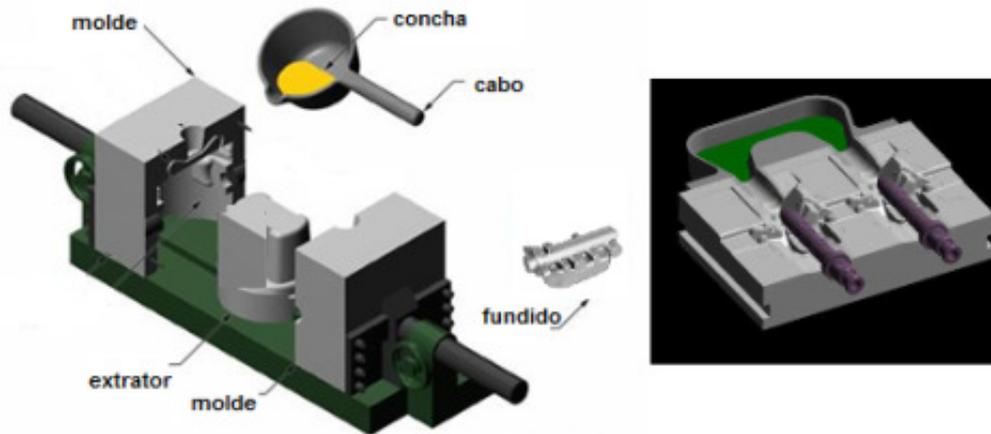


**Figura 5.** Processo de fundição.

### 2.3. PROCESSOS DE FUNDIÇÃO POR GRAVIDADE

O material descrito a seguir traz exemplos do processo de fundição e fabricação do cilindro mestre (estudo de caso) e se aprofunda na pesquisa e desenvolvimento de um material que possa atender tecnicamente e economicamente as necessidades de engenharia, exigências de segurança em peças como a do exemplo.

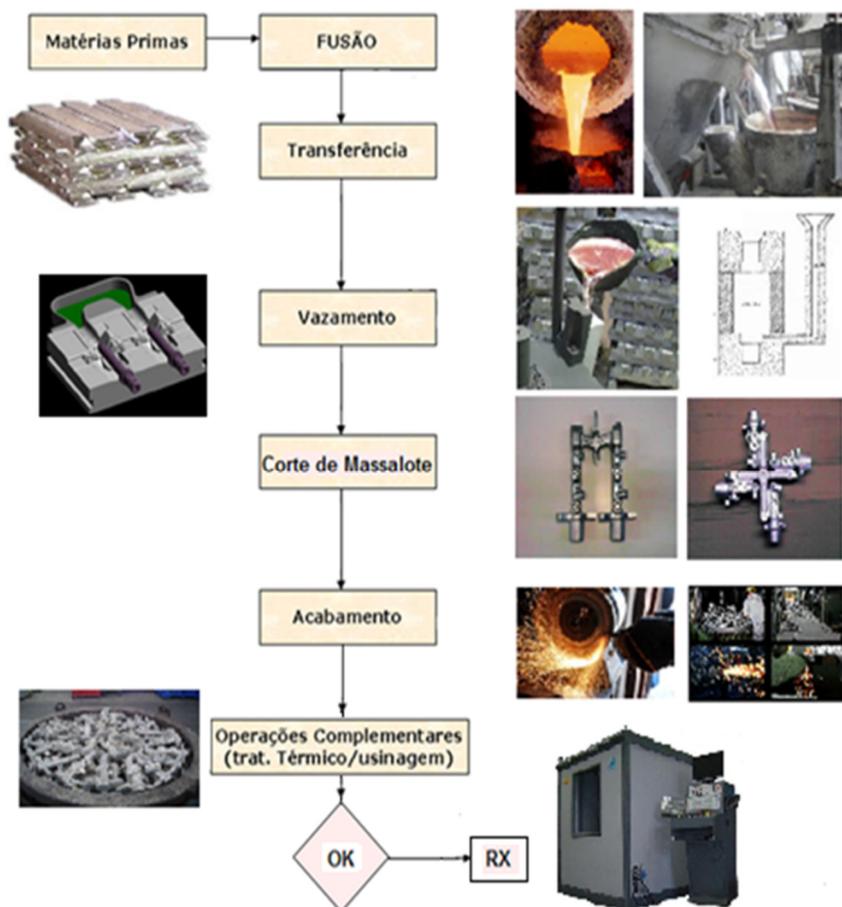
Na indústria de fundição, tudo começa com o recebimento da matéria prima básica e insumos em geral, no caso os lingotes de liga de Alumínio-Silício, conforme especificação técnica do material, estes lingotes normalmente são fornecidos em fardos de 500 Kg. Depois de recebidos, o material é analisado quimicamente por um equipamento denominado “Spectrometro”. Uma vez aprovado, os lingotes seguem para o setor de fusão onde o material é fundido “derretido”, em forno a chama “gás” ou a resistência elétrica, a uma temperatura por volta de 780°C. A liga de alumínio no estado líquida é então vazada em panelas transportadoras e levado à estação de tratamento para as operações de limpeza e degaseificação “degaseificação por rotor - FDU” (BONOLLO et al., 2005; FILLETI, 2015). Após a limpeza e a degaseificação, o metal é transferido para forno de espera, para conservação da sua temperatura até o seu vazamento nos moldes. Nesta etapa a temperatura está em torno de 740°C. A figura 6 mostra a máquina de fundir, também chamada de coquilhadeira, onde recebe um molde que contém cavidades. O vazamento do metal nos moldes pode ser feito de forma manual ou automática. O vazamento se dá pelo processo de gravidade, isso é, o metal líquido vai penetrando no molde por ação da gravidade, sem nenhuma força externa (pressão de enchimento), até o metal líquido tomar todas as cavidades internas, modelando a peça que se deseja produzir.



**Figura 6.** Máquina de coquilhar e molde usada no processo de fundição por gravidade.

Em seguida ao processo de preenchimento, é acionado o sistema de refrigeração do ferramental, com a função de promover um resfriamento direcionado à peça durante a solidificação do metal líquido. Após alguns minutos o molde é aberto e a peça sólida, mais ainda em alta temperatura, é retirada para dar sequência ao processo. O processo apresenta um ciclo típico de produção de cerca de 4 a 5 minutos (o que é considerado elevado quando comparado ao processo de fundição por alta pressão), limitando a produtividade do processo e impactando no custo final do produto. Após o resfriamento da peça, inicia-se o processo de limpeza com o corte dos canais de enchimento e dos alimentadores (massalotes), seguindo-se a limpeza das rebarbas (rebarbação) da linha de fechamento das peças que envolve todo o contorno da peça. As peças são inspecionadas visualmente, antes de seguirem para o processo de Tratamento Térmico “T6”, (KAUFMAN; ROOY, 2004) . O tratamento térmico é constituído essencialmente de duas etapas: tratamento de solubilização e tratamento de precipitação (envelhecimento artificial), os parâmetros utilizados no tratamento térmico são: temperatura de  $525 \pm 10^\circ\text{C}$ , tempo de  $3\text{h} \pm 15'$  (solubilização), transferidos imediatamente para um tanque d'água com temperatura ambiente ( $25^\circ\text{C}$ ) por 30 minutos (têmpera), na sequência as peças são aquecidas à temperatura de  $170 \pm 10^\circ\text{C}$ , tempo de  $4 \text{ a } 6\text{h} \pm 15'$  (precipitação ou envelhecimento artificial), com posterior resfriamento ao ar livre. Após tratamento térmico, 100% das peças seguem para um processo de controle por fluoroscopia e finalmente são controladas dimensionalmente. As peças aprovadas são liberadas para expedição da fábrica, onde são acondicionadas em caixas tipo KTL e transportadas para os clientes. A figura 7 mostra o fluxo do processo da produção dos cilindros mestres. A escolha do processo de fundição por gravidade para a fabricação das

carcaças do cilindro mestre ocorre essencialmente devido as necessidades de correlação entre propriedades mecânicas como a elasticidade, resistência total e dureza do material conseguidas em um só produto. Porém trata-se de um processo de baixa produtividade quando comparado ao processo de fundição por alta pressão.



**Figura 7.** Fluxo do processo de Fundição para carcaças do cilindro mestre.

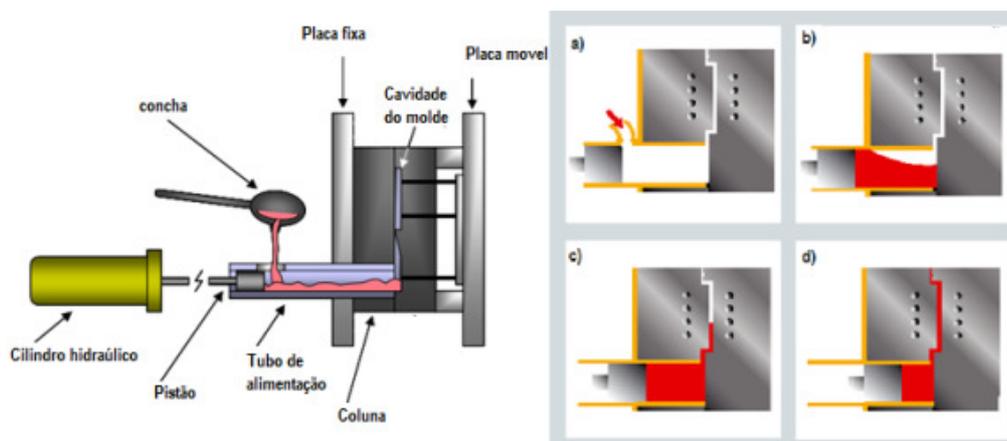
#### 2.4. PROCESSO DE FUNDIÇÃO POR ALTA PRESSÃO

Ao apresentarmos o conceito do processo de fundição por alta pressão, conhecido comercialmente como “high-pressure die casting” (HPDC), seria uma ótima alternativa para o processo de fundição por gravidade, com diferenças significativas para a produtividade das peças. Porém, com causas técnicas que limitam sua utilização para produção de peças estruturais e de segurança, que são tratadas mais a diante.

As etapas iniciais de controle das matérias primas, fusão dos lingotes, tratamento do metal líquido e transferência para fornos de espera são semelhantes ao já descrito no

processo de fundição por gravidade. A partir daí no processo HPDC o metal líquido é vazado no tubo de alimentação de uma máquina injetora, de onde é empurrado com alta velocidade e pressão através de um pistão para um molde metálico, conforme demonstrado na figura 09, logo após injeção o molde é resfriado com água ou com óleo. O equipamento é uma máquina injetora complexa e equipada com sensores capaz de controlar a velocidade de avanço do cilindro injetor bem como a pressão de trabalho, conforme a necessidade da peça e etapas da operação (SOARES, 2000; ZHU et al., 2004; CALVO, 2014). As etapas da operação são :

- Vazar o metal líquido na câmara de alimentação da máquina (Figura 8a).
- Um cilindro hidráulico é responsável por alimentar suavemente o material até fechar totalmente a boca de entrada da câmara de alimentação do canal da ferramenta - primeira fase da injeção (Figura 8b).
- Após fechamento da entrada de alimentação, o cilindro é disparado com elevada velocidade para proporcionar o preenchimento das cavidades do molde no menor tempo possível - segunda fase da injeção (Figura 8c).
- É aplicada uma pressão de recalque no material a fim de diminuir o tamanho das bolhas de ar preso acumuladas durante a segunda fase de injeção e para alimentar as contrações do metal líquido - terceira fase de injeção (Figura 8d).



**Figura 8.** Processo de Fundição Sob Pressão e as fases do processo; a) vazamento do metal líquido; b) fechamento da câmara de injeção; c) preenchimento do molde com metal líquido; d) recalque do material.

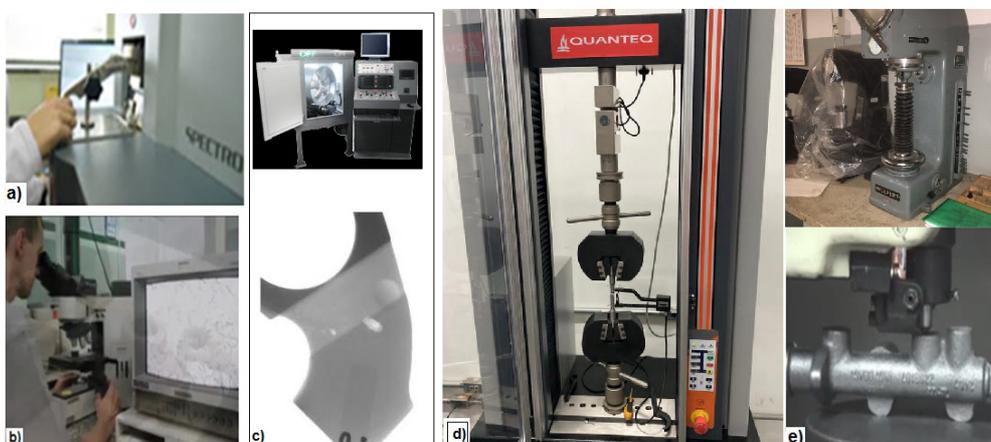
Quando a fase de injeção é finalizada, a ferramenta é resfriada e a solidificação da peça se completa. Segue-se então a abertura da ferramenta para a extração da peça ejetada

mecanicamente por meio de pinos extratores. O processo é rápido, com um ciclo total de cerca de menos que 1 minuto, o que traz benefícios de produtividade, baixo custo de produção, excelente acabamento, alta precisão dimensional e proporciona elevada resistência mecânica à peça fundida. Já as limitações são baixa sanidade interna, baixa elasticidade e limitações dependendo do formato da peça a ser fundida. Contudo, a fundição Sob Pressão traz vantagens quando comparado a outros processos de fundição, tanto econômicas como técnicas. (WANG et al., 2015; CONGER, 2016; NEFF, 2017).

## 2.5. CONTROLE DE QUALIDADE EM PEÇAS FUNDIDAS

As peças fundidas uma vez produzidas passam por um rigoroso controle de Qualidade [02], a fim de verificar o atingimento das propriedades exigidas na norma e desenho, esse controle consiste dos seguintes ensaios:

- Análise química da composição do material, através do equipamento de Espectrômetro de emissão óptica (Figura 9a).
- Análise de defeitos, porosidades e vazios internos, através do equipamento de Fluoroscopia – “RX” (Figura 9b).
- Análise da estrutura cristalina do material, através do equipamento de Ensaios Metalográficos, Microscopia (Figura 9c).
- Ensaios de Resistência à tração, limite de escoamento e alongamento, através do equipamento Máquina Universal para tração (Figura 9d).
- A dureza do material, através do equipamento Durometro (Figura 9e).



**Figura 9.** Equipamentos para controle da carcaça do Cilindro Mestre durante o processo de fabricação. a) Espectrometria; b) Microscopia; c) Fluoroscopia d) Tração; e) Dureza.

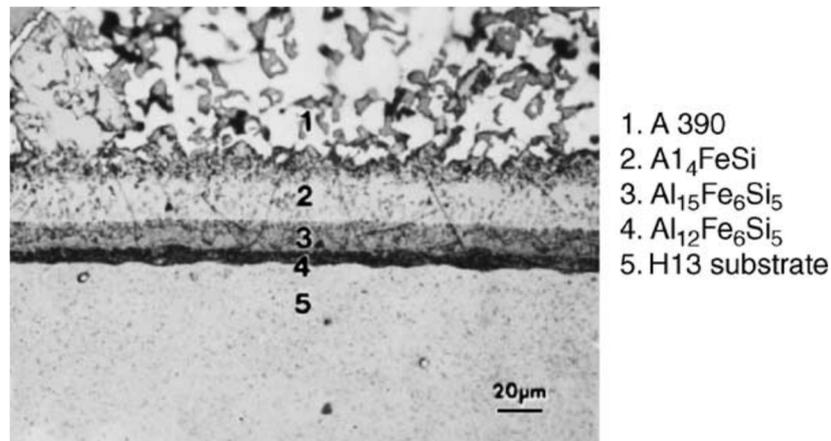
## 2.6. FERRAMENTAS DE FUNDIÇÃO

A ferramenta usado na fundição por alta pressão tem um custo de cerca de 20% do custo total da produção de suas peças, por isso a vida da ferramenta exige muita preocupação dentro do processo de fundição por alta pressão. Assim, quanto maior o número de peças a ser produzida com o mesmo ferramental, mais econômico se torna o processo (ZHU et al., 2004). Um bom número para vida útil do ferramental é em torno de 100.000 ciclos, esse é o referencial usado no mercado hoje (BARANEK, 2014). Apesar do elevado custo do ferramental no processo de HPDC, seu baixo tempo de fabricação e elevada produtividade acabam por reduzir o custo final de produção em 48,4% em média em relação ao processo de fundição por gravidade. Além disto, as peças produzidas por fundição por alta pressão apresentam vantagens na continuidade do processo, como nas operações de usinagem, onde restara muito pouco ou nenhum material a ser retirado, dependendo do grau de acabamento exigido para cada produto. A questão a ser respondida então é: Por que não se usa o material especificado pela engenharia, baixo teor de Fe ( $< 0,2\%$ ), para produção dos cilindros mestres no processo HPDC? A problemática nesse material esta na quantidade do elemento de ferro (Fe) contido na liga. Devido a sua dualidade de função, para os processos HPDC o Fe na liga de Al é considerado baixo quando ( $Fe < 1\%$ ), por que diminui muito a vida útil da ferramenta de fundição, porem, para a produção de peças de segurança o Fe é considerado alto ( $Fe > 0,2\%$ ), por que afeta diretamente a elasticidade do material. Porem, nos dois casos prejudiciais aos requisitos técnicos ou econômicos, a seguir a explicação técnica da dualidade.

## 2.7. CONSEQUÊNCIAS DO TEOR DE Fe BAIXO NA LIGA DE Al

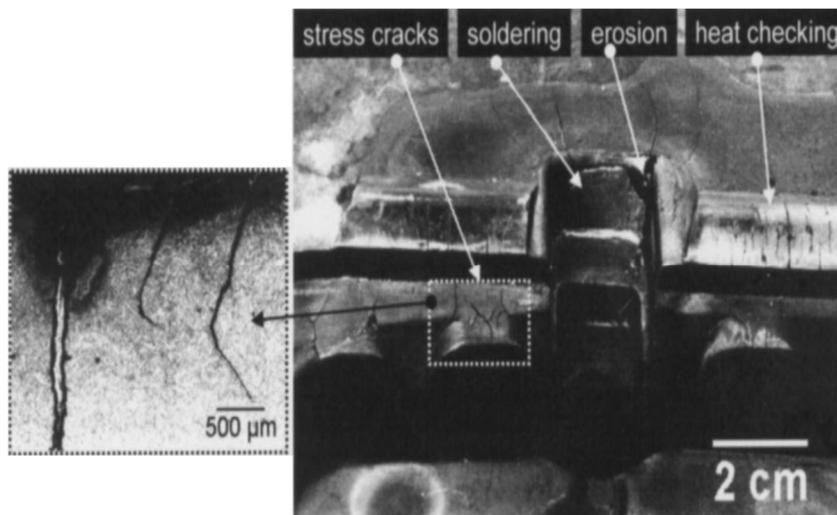
A consequência do baixo teor de Fe nas ligas de Al usadas nos processos HPDC é devido a forte ligação atômica entre os átomos do alumínio da peça nos átomos de ferro da superfície da ferramenta que acaba por fundir na parede da ferramenta o que é conhecido como solda ou adesão. Um melhor entendimento de como acontece essa ligação metálica foi desenvolvido pelo estudo da termodinâmica (JOSHIA et al., 2001; ZHUA et al., 2002; ZHU et al., 2004; JOSHIA et al., 2004; TENTARDINI et al., 2008; DOMKINA et al., 2009). A figura 10 mostra a reação do alumínio líquido com o ferro da superfície da ferramenta, causando uma formação intermetálica e a dissolução da superfície do aço dentro do alumínio, à peça

injetada ao ser extraída da ferramenta trazer consigo o material soldado da face da ferramenta.



**Figura 10.** Foto das fases intermetálicas na solda.

A figura 11 mostra um molde com fissuras ou trincas que diminui significativamente a vida útil da ferramenta.

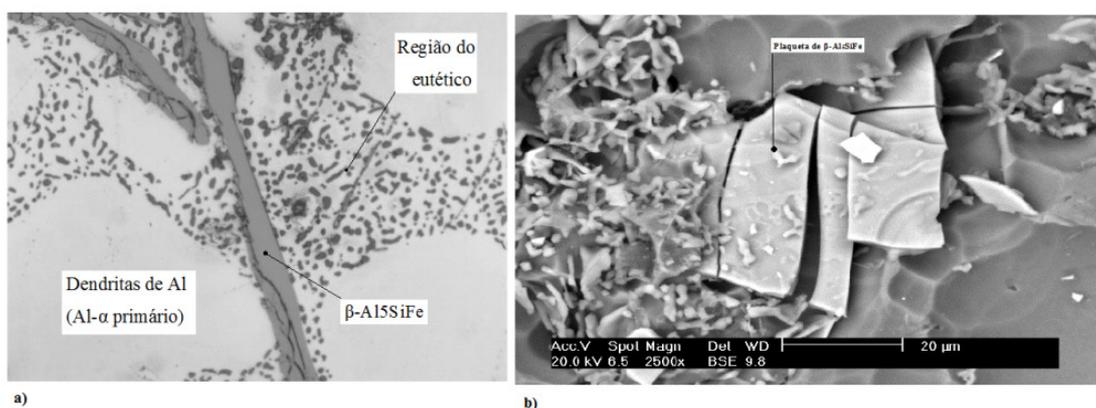


**Figura 11.** Fissuras, solda, erosão, oxidação e corrosão na superfície da ferramenta.

Como a ferramenta é um dos fatores mais relevante no custo da peça, vários estudos têm sido feitos no sentido de minimizar essa ocorrência. Sendo o mais utilizado usar ligas de Al com alto teor de Fe. Porém, esse é um fator que reduz a elasticidade do material, prejudicando muito as propriedades mecânicas do produto.

## 2.8. CONSEQUÊNCIAS DO TEOR DE Fe ALTO NA LIGA DE Al

Por outro lado, a presença de Fe, mesmo em pequenas quantidades, degrada as propriedades mecânicas das ligas de alumínio, como resistência à tração, à fadiga, tenacidade à fratura e especialmente a elasticidade do material. A figura 12 mostra a formação da fase intermetálica  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ( $\beta$ -Fe), com uma morfologia em forma de placa ou agulha grosseira, que se tornam pontos rígidos na estrutura macia do material e acabam por iniciarem pequenas fissuras quando submetidos a esforços externos. Por isso, o uso do Al reciclado, que é contaminado com o Fe nas usinas de reciclagem durante seu processo de produção, não é recomendado para aplicações onde se exige maior resistência e elasticidade em um mesmo produto (MAHTA et al., 2007; TAYLOR, 2012; MALAVAZI, 2013).



**Figura 12.** Microestrutura de uma liga de Al-7%Si -0,2% de Fe modificada com Sr evidenciando a fase intermetálica  $\beta$ -Al<sub>5</sub>SiFe. (Aumento de 1000x). b) Plaqueta de fase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>SiFe observada em MEV em uma amostra com 1,0% de Fe e 7,0% de Si.

Para minimizar os efeitos dos precipitados intermetálicos oriundos do Fe nas ligas de Al, foram sugeridos alguns mecanismos de modificações, como o de se adicionar elementos químicos na liga, sendo o Mn o mais usado atualmente (TAYLOR, 2012). Porém, com esse mecanismo pode surgir um novo problema, devido à formação de lodo, que acabam por deteriorar as propriedades mecânicas do material (EBHOTA; JEN, 2018). Outra abordagem para combater o nível de impureza de ferro no Al é a de diluir o alumínio reciclado no alumínio primário, porém isso acaba por encarecer o material. Basak et al. (2016), propuseram a teoria da fragmentação como o principal mecanismo para o refinamento da fase  $\beta$ , com base em provas experimentais. Onde a mudança morfológica da fase  $\beta$  pode ser possível por tratamento térmico adequado. Contudo, recomendado apenas em liga fundida de Al-Si

reciclável com baixo teor de Si e alto teor de Fe, que não é o caso para as peças fundidas por processo de fundição por gravidade, pelo fato do Si ser um elemento essencial para a fluidez do material no molde. Basak et al. (2016), propuseram também a abordagem da segregação gravitacional, mas isto não é um processo economicamente produtivo.

Com isso, há uma necessidade real da busca por uma alternativa viável para lidar com o elevado teor de ferro nas ligas de alumínio recicladas. Neste sentido, este trabalho estudou o uso simultâneo de duas técnicas como mecanismo de fortalecimento da resistência do material, que são:

- O fenômeno do refinamento do grão pela nucleação heterogênea e
- O endurecimento por precipitação.

## 2.9. REFINAMENTO DO GRÃO

A nucleação de uma partícula pode ser dada de maneira homogênea ou heterogênea, havendo a formação de núcleos que podem formar um embrião e eventualmente ser capazes de crescer, dependendo da temperatura ou variação da energia livre do sistema (SHEWMON, 1969; PORTER et al., 1981; REED-HILL, 1982). Um entendimento da nucleação homogênea irá nos ajudar a compreender melhor a nucleação heterogênea. Na nucleação homogênea não existe interface no sistema e ocorre quando há agrupamento dos átomos de soluto na matriz de forma que o raio do embrião de partícula exceda determinado valor de raio, conhecido como raio crítico ( $r^*$ ), para a formação do núcleo estável, dada certa flutuação de temperatura. Surgindo núcleos sólidos a partir do líquido. O embrião se torna um núcleo estável a partir do processo de nucleação o qual é ativado energeticamente quando a partícula ultrapassa o raio crítico que representa o pico de energia livre ( $\Delta G$ ). Para nucleação heterogênea é necessário que haja uma interface (partículas de elementos, impurezas e etc.), que diminui a variação da energia livre para formação de um embrião. Portanto a nucleação será considerada heterogênea quando ela tem lugar na superfície do molde ou das partículas presentes no sistema. A teoria foi desenvolvida por (TURNBULL; FISHER, 1948). Com isso, entre os elementos disponíveis na tabela periódica o Nb foi escolhido como inoculador do grão. Bolzoni et al. (2015 e 2016), relataram que os compostos a base de nióbio são altamente eficazes no refino dos grãos dendríticos  $\alpha$ -Al das ligas fundidas de Al-Si com teor de silício maior que 6% em peso de Si, demonstrando através do mecanismo subjacente da nucleação heterogênea os aglomerados de substratos de  $AlB_2$

e  $Al_3Nb$  encontrados no núcleo dos grãos  $\alpha$ -Al, iniciando vários pontos de nucleação ao mesmo tempo, limitando o tamanho das dendritas do grão  $\alpha$ -Al (NOWAK et al., 2014; XU et al., 2019; XU et al., 2020; XU et al. 2021). Esse fenômeno, além de causar o refinamento do grão, também cria um mecanismo que acaba por modificar a morfologia dos precipitados intermetálicos (KAUFMAN, 2004; WARMUZEK, 2004). Teoricamente, os valores de resistência ao escoamento são correlacionados ao tamanho do grão  $\alpha$ -Al. Conforme a equação de Hall-Petch, quanto menor o tamanho médio do grão, maior a densidade de limites de grãos e com isso maior obstrução no movimento das discordâncias. Será então necessário uma carga maior para estimular o movimento das discordância aumentando, por conseguinte, a resistência ao escoamento (SHEWMON, 1969; SHAKELFORD, 2008).

## 2.10. ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

O endurecimento por precipitação é uma técnica usada em ligas fundidas de Al-Si, geralmente com um teor de Fe dentro dos limites recomendados (ex.: liga ASTM A357), para fortalecimento das propriedades mecânicas do material. O processo consiste em adicionar um elemento de liga (Mg ou Cu) no material, com posterior tratamento térmico de solubilização e precipitação (T6). Neste tratamento térmico o material é aquecido dentro da região monofásica por um tempo suficiente para solubilização dos átomos de soluto, seguido de uma refrigeração rápida para obter uma solução sólida supersaturada, posteriormente, a liga é reaquecida a uma temperatura abaixo da região monofásica para permitir a precipitação de partículas finamente dispersas, a partir da solução sólida supersaturada. A formação de uma dispersão de precipitados finos dificulta o movimento das discordâncias (APELIAN, 2009; MCQUEEN et al., 2011; VERRAN et al., 2015).

## 3. MATERIAIS E MÉTODO

O trabalho foi dividido em duas etapas. Os materiais utilizados foram: Al primário (fornecido pela HYDRO), Si (Fornecido pela LIASA), Fe (fornecido pela MEXTRAMETAL) e liga máster  $Al_4Nb_{0,05}B$  (fornecido pela Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração - CBMM).

### 3.1. FUNDIÇÃO DAS AMOSTRAS

Para a primeira etapa foram fundidas amostras das ligas Al (7, 9, 12)% em peso de Si e 1% em peso de Fe, simulando as ligas vindas da reciclagem do Al. com o objetivo de analisar a morfologia dos precipitados de  $\beta$ -Fe, antes e após a adição do inoculante Nb+B. A tabela 1 mostra o conteúdo de Nb+B adicionado a cada uma das ligas estudadas.

**Tabela 1.** Faixa de conteúdo de Nb+B adicionada às ligas Al-Si-Fe.

Combinação	I	II	III	IV	V	VI	VIII
Nb (wt.%)	0	0,02	0,05	0,1	0,2	0,5	1
B (wt.%)	0	0.0025	0,00625	0,0125	0,025	0,0625	0,125

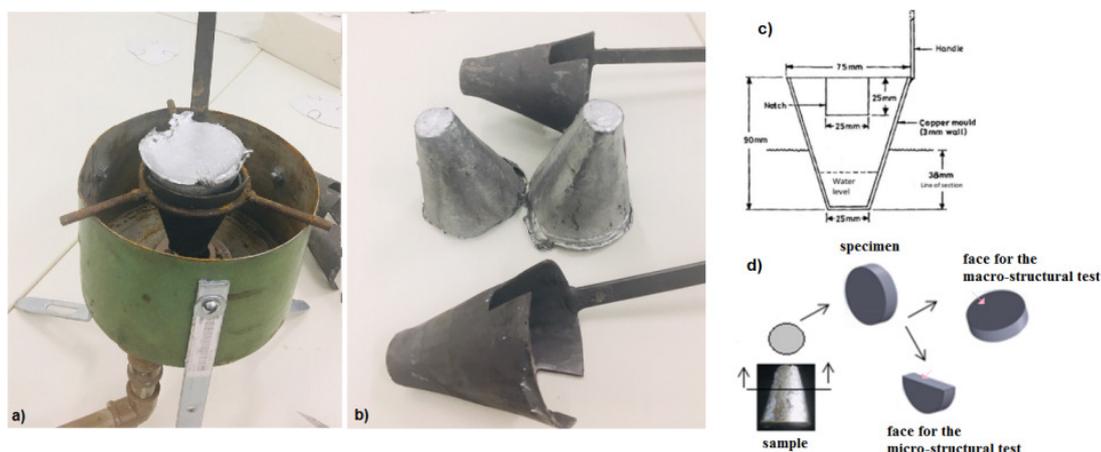
As ligas foram fundidas em um forno resistivo aberto com cacinho de cerâmica basculante com capacidade de fusão de 3 kg Al. O Al primário, foi aquecido e estabilizado a 800 ° C (a temperatura foi controlada por um pirômetro de imersão). Em seguida, os elementos de liga Si e Fe, foram adicionados ao metal fundido. Após a adição de cada elemento, uma retenção de 1 hora foi aplicada para garantir a dissolução completa. Em seguida, o banho foi homogeneizado por agitação mecânica (manual) por 30 s. A figura 13 mostra a desgaseificação do metal líquido pela adição de comprimidos de hexacloroetano (fornecido pela ALFA TREND) ao banho na proporção de 0,1% em peso, seguida pela remoção manual de escória.



**Figura 13.** Tratamento do material com pastilha. (a) Pastilha de Hexacloroetano. (b) Mergulhada com um sino no banho. (c) Agitação do banho. (d) Remoção das escórias.

Após as ligas bases com Al-Si-Fe, serem preparadas, quantidades progressivas de Nb foi adicionado ao banho, na forma da liga mestre Al-4Nb-0,5B. Para cada teor de Nb adicionado, a homogeneização foi obtida por 30 s de agitação manual e uma nova estabilização a 720 °C, seguida de uma segunda homogeneização e coleta de amostra.

Sete amostras foram obtidas de cada lote. A figura 14 mostra a extração das amostras realizada de acordo com o padrão de teste TP1-2012 (Aluminium Association).



**Figura 14.** Teste TP1-2012. a) Conjunto montado para resfriamento. b) Painela do molde e amostras. c) Dimensões do molde. d) Corte da amostra.

Estes foram cortados na seção transversal a 38 mm acima da base do lingote, a fim de evitar transições microestruturais de efeitos colaterais devido à transferência de calor heterogênea (perto da base do lingote, o calor é transferido não apenas no sentido radial, mas também no sentido longitudinal). A taxa de resfriamento nesta posição corresponde a 3,5 °C/s com base em experimentos. Para a análise do tamanho de grão, as superfícies da seção transversal das amostras foram preparadas com lixas de 2400 mesh, sem polimento, conforme figura 15, na sequência as amostras foram atacadas por 15 segundos, com solução ácida de Poulton (60% HCL a 37%; 30% HNO<sub>3</sub> a 65%; 5% HF a 50% e 5% de H<sub>2</sub>O), em seguida lavadas em água por 20 segundos. Foram clareadas com (67% HNO<sub>3</sub> a 65%; 5% HF a 50% e 13% de H<sub>2</sub>O) e tempo de 15 segundos. Para a análise dos constituintes microestruturais as superfícies da seção transversal após preparadas com lixas de 2400 mesh, foram polidas com suspensão de alumina de 1 μm e depois atacadas quimicamente com o reagente Keller (95,0 ml de água destilada, 2,5 ml de HNO<sub>3</sub>, 1,5 ml de HCl e 1,0 ml de HF).



**Figura 15.** Embutimento, lixamento e polimento.

As macroestruturas e microestruturas foram examinadas em um microscópio óptico com luz polarizada, placa com filtro e contraste diferencial de interferência (DIC), para revelar grãos primários de  $\alpha$ -Al com a finalidade de revelar limites de grãos. A medida do tamanho médio do grão (G) foi conduzida através de método do intercepto linear segundo a norma ASTM E112-10, 1996. O precipitado intermetálico  $\beta$ -Fe foi analisado por Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios-X (EDS), com o auxílio de um microscópio eletrônico de varredura Tescan da Oxford Instruments, para obter os espectros espaciais Al, Si e Fe.

### 3.2. FUNDIÇÃO DOS CORPOS DE PROVAS

Na segunda etapa do desenvolvimento foram produzidos quatro tipos de corpos de provas (CDPs), a partir da liga Al10Si1Fe: sem e com a adição do inoculante NbB, para permitir a avaliação da influência do refinamento do grão na morfologia dos precipitados  $\beta$ -Fe; e, sem e com a adição do elemento Mg, para possibilitar a avaliação do potencial de envelhecimento por precipitação da liga com a introdução deste elemento.

A tabela 2 apresenta a composição química de cada lote produzido na segunda etapa.

**Tabela 2.** Composição química dos CDP's.

Batch	Elements (Wt. %)					
	Al	Si	Fe	Nb	B	Mg
1º	balance	10	1	0	0	0
2º	balance	10	1	0,05	0,00625	0
3º	balance	10	1	0,05	0,00625	0,35
4º	balance	10	1	0	0	0,35

Os CDPs foram produzidos na Fundição (Sunny em Itaquaquecetuba). A fusão do metal foi em um forno elétrico de cadinho, com capacidade para 60 kg de material. Após a adição de cada elemento, a temperatura foi estabilizada a  $850 \pm 10^\circ\text{C}$ , uma retenção de 1 hora foi aplicada para garantir a dissolução completa. A desgaseificação foi então realizada pela adição de pastilhas de hexafluoroetano (fornecido pela ALFA TREND). A cada coleta de amostra a homogeneização foi alcançada por 30 s de agitação manual e uma nova estabilização na temperatura a  $720 \pm 10^\circ\text{C}$ , seguida por uma segunda homogeneização a mesma temperatura, com 30 s de agitação e coleta de amostras. A tabela 3 apresenta a verificação da liga base através de espectrometria por absorção atômica.

**Tabela 3.** Relatório de espectrometria (analisado pela LATASA).

No Amostra: AMOSTRA 02 Cod Identifica:		Liga: Operator: EW										
Nr.	Si %	Fe %	Mg %	Cu %	Mn %	Cr %	Ni %	Zn %	Ti %	Be %	Bi %	Ca %
1	10.1334	1.0464	0.3625	0.0176	<0.0010	<0.0001	0.0279	0.0199	0.0156	<0.00005	0.0009	0.0005
2	10.6270	1.0833	0.3910	0.0204	<0.0010	<0.0001	0.0329	0.0227	0.0151	<0.00005	0.0012	0.0005
Nr.	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	In %	Li %	Na %	P %	Pb %	Sb %	Sn %	Sr %
1	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.0095	<0.0003	0.000323	<0.0001	0.00206	0.0022	0.0037	0.0015	<0.0003
2	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.0099	<0.0003	0.000322	<0.0001	0.00132	0.0031	0.0059	0.0024	<0.0003
Nr.	V %	Zr %	Al %	Bg %	Fe %	Fe/Mn %	Mn/Fe %	Cu+Co %	Al+Mg %	Fe/Si %	Ca+Na+Sr %	
1	0.0114	0.0053	89.1	89.1	0.282	10.46	0.009	0.019	89.4	0.024	0.0005	
2	0.0111	0.0055	88.6	88.6	0.324	10.63	0.006	0.026	90.1	0.027	0.0005	

Método: Al-20-M  
Comentário: Ligas de Al/Si Original 125F \_J08  
Média (n=2)

Elementos: Concentrações

A figura 16 mostra o vazamento, através do processo de fundição por gravidade, usando um molde metálico de aço 1020, fabricado conforme norma ASTM B108 (fornecidas pela Alpha Trend). A construção do molde seguiu o padrão internacional possibilitando assim a comparações com outros estudos e resultados de pesquisas. O molde foi construído em duas metades e com duas cavidades, produzindo dois CDPs por vazamento. O sistema de alimentação do molde foi feito com um canal central de enchimento que distribui o metal em dois canais laterais auxiliares de alimentação, fazendo com que o metal líquido alimente o produto de baixo para cima e por meio de dois canais de entrada em cada peça, esse sistema minimiza a turbulência do material durante o enchimento da peça. Antes do vazamento do metal líquido o molde foi pintado com tinta de Grafite à base de água e aquecido com maçarico à temperatura de  $250^\circ\text{C}$ .



Figura 16. Vazamento dos CDP's. a) Transporte manual com concha. b) Molde fechado aguardando o resfriamento do material. c) Molde aberto com os CPD's. d) CPD sem canais e massalotes.

O tratamento térmico (T6) foi realizado em um forno tipo Mufla, marca OTTO WOLPERT – WERKE, localizado no laboratório de metalurgia do ITA. Os parâmetros do tratamento térmico utilizados foram: temperatura de  $535 \pm 5^\circ\text{C}$ , tempo de  $4\text{h} \pm 15'$  (solubilização), transferidos imediatamente para um tanque d'água com temperatura ambiente ( $25^\circ\text{C}$ ) por 15 minutos (têmpera). Na sequência, os CDPs foram aquecidos à temperatura de  $175 \pm 5^\circ\text{C}$ , tempo de  $7\text{h} \pm 15'$  (precipitação ou envelhecimento artificial), com posterior resfriamento ao ar livre.

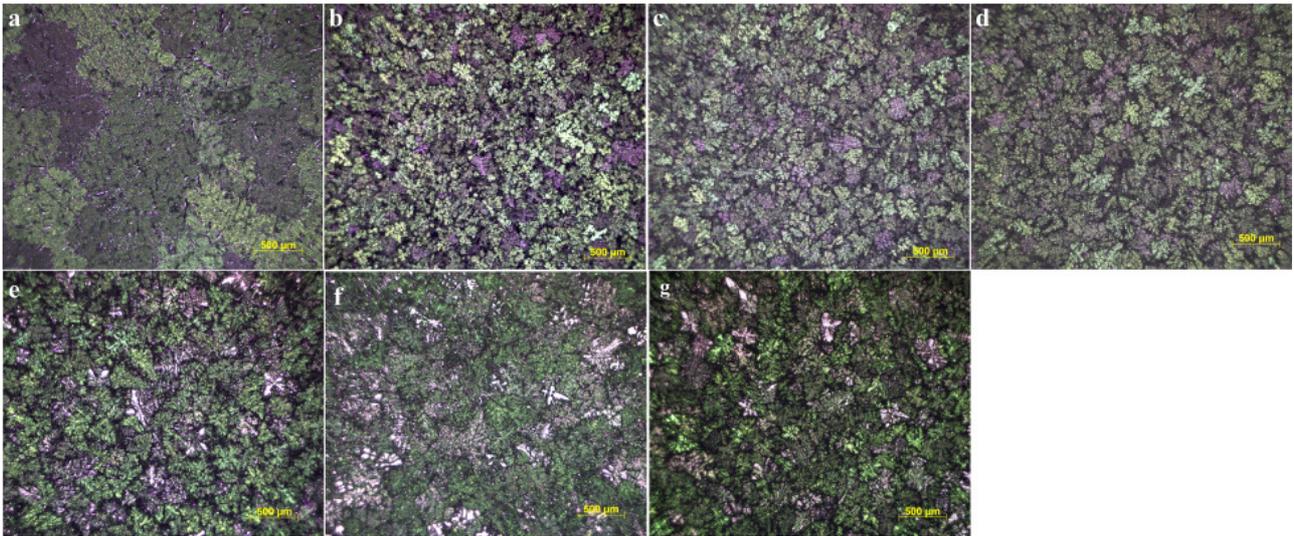
O ensaio de tração foi em na máquina universal Quanteq, modelo Emic Trd28. Equipada com software TestScript304 para métodos de ensaio, localizada no laboratório de metalurgia do Instituto Federal de São Paulo (IFSP) – Campus Itaquaquecetuba. Nos ensaios foram obtidos dados de tensão de escoamento, tensão máxima e deformação específica do material. Foram ensaiados cinco CDPs para cada lote de material conforme tabela II, sem e com T6.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1. O REFINAMENTO DO GRÃO E MORFOLOGIA DOS PRECIPITADOS $\beta$ -Fe

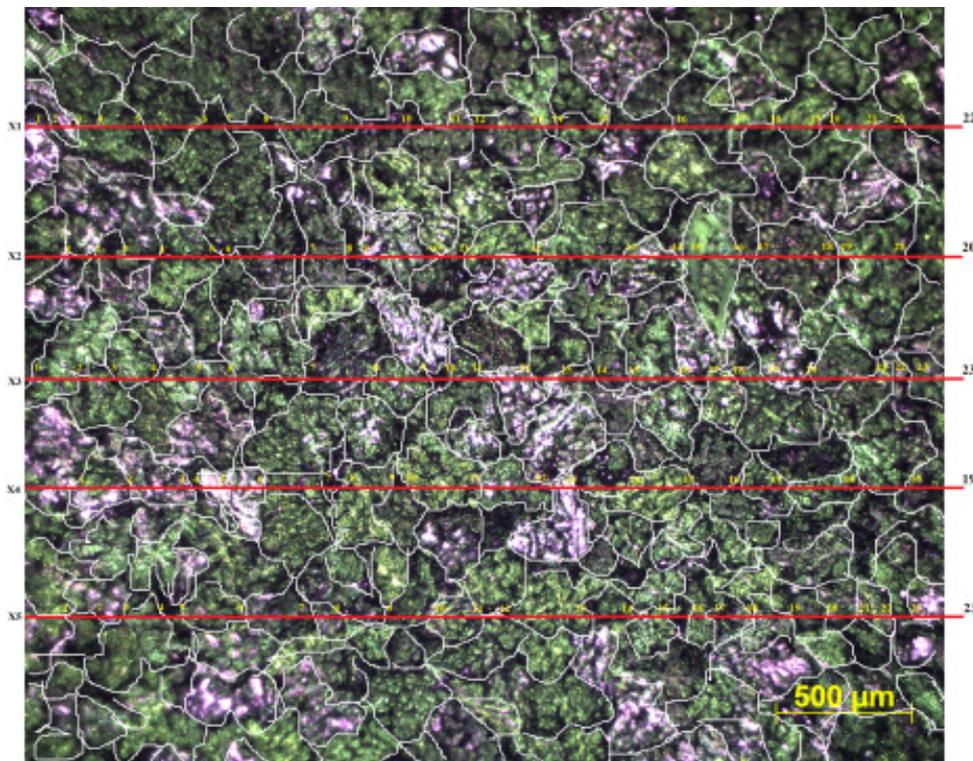
As análises microestruturais e macroestruturais do material revelaram o tamanho dos grãos  $\alpha$ -Al. A figura 17 mostra um exemplo do refinamento do grão na estrutura da liga Al9Si1Fe, com adição crescente de Nb+B.

A medida do tamanho médio do grão (G) foi conduzida através de método do intercepto reto, mediante a contagem do numero de grãos que interceptam uma linha de tamanho conhecido.



**Figura 17.** Liga  $\text{Al}_9\text{Si}_1\text{Fe}^x\text{NbB}$ , onde: a)  $x = 0\%$ . b)  $x = 0,02\%$ . c)  $x = 0,05\%$ . d)  $x = 0,1\%$ . e)  $x = 0,2\%$ . f)  $x = 0,5\%$ . g)  $x = 1\%$ .

Os grãos foram numerados em ordem crescente da esquerda para direita. A figura 18 mostra as linhas traçadas e a contagem da quantidade grão que intercepta cada linha (mostrado no final de mesma).



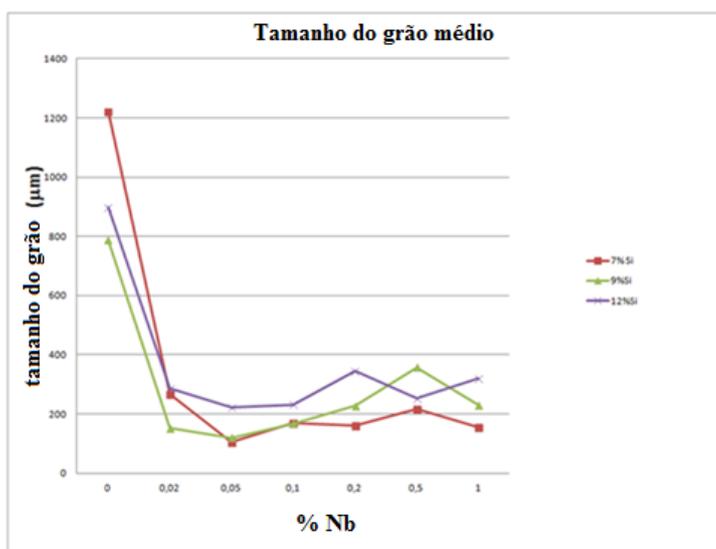
**Figura 18.** Exemplo de contagem dos interceptos para determinação do tamanho do Grão na liga  $\text{Al}_7\text{Si}_1\text{NbB}$ .

Os valores do tamanho médio do grão obtidos pelo método manual normatizado aplicado foram calculados e os dados estatísticos apresentados na tabela 4.

**Tabela 4.** Valores estáticos calculados para o tamanho médio do grão.

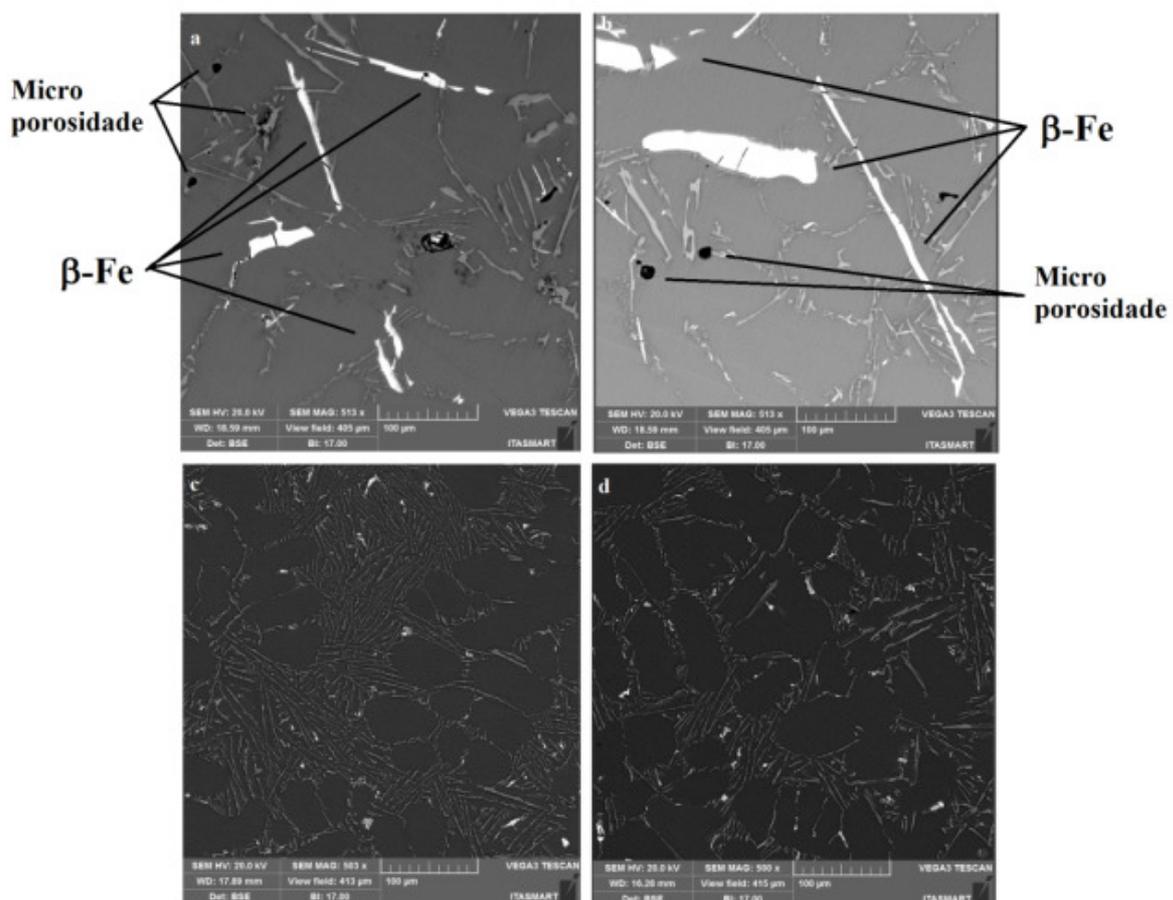
Parâmetros estáticos calculados para o tamanho médio do grão Metodologia ASTM E112						
LIGA	% Nb	%B	N. de campos avaliados	Média amostral (µm)	Desvio padrão	Limite de confiança 95% (+/-)
Al7Si1Fe	0	0	80	1221	157,3	0,39
	0,02	0,0025	20	268	18,4	0,26
	0,05	0,00625	20	104	2,5	0,04
	0,1	0,0125	20	170	11,5	0,16
	0,2	0,025	20	160	8,6	0,12
	0,5	0,0625	30	218	25,3	0,29
Al9Si1Fe	0	0	80	787	68,4	0,34
	0,02	0,0025	20	151	10,0	0,14
	0,05	0,00625	20	120	6,4	0,09
	0,1	0,0125	20	167	17,3	0,24
	0,2	0,025	20	227	12,2	0,17
	0,5	0,0625	60	357	35,2	0,35
Al12Si1Fe	0	0	80	897	112,3	0,39
	0,02	0,0025	20	286	10,5	0,15
	0,05	0,00625	20	222	5,8	0,08
	0,1	0,0125	20	232	19,5	0,27
	0,2	0,025	40	345	26,2	0,26
	0,5	0,0625	60	254	43,7	0,31
	1	0,125	60	321	19,5	0,32

A figura 19 mostra o valor médio de cada amostra, comparando entre as ligas de Al-Si produzidas para cada variação do elemento Nb+B.



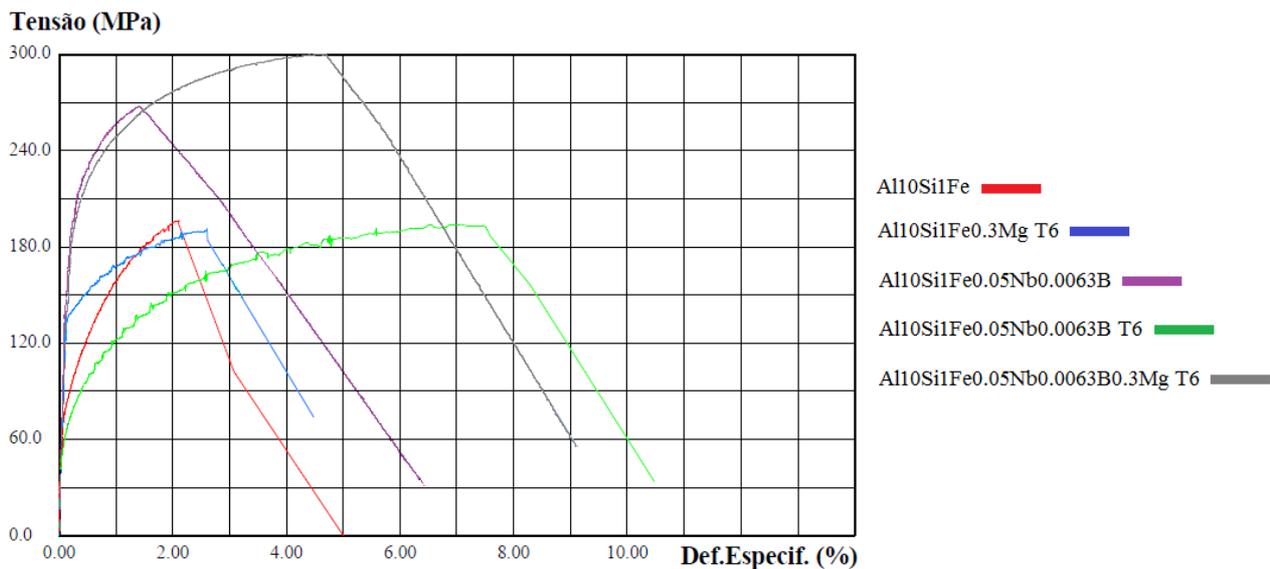
**Figura 19.** Tamanho médio do Grão em função da % Nb em peso.

De um modo geral a redução do tamanho médio do grão foi de 438% quando comparado com as ligas base, sem adição do inoculante (de 968  $\mu\text{m}$  para 221  $\mu\text{m}$ ). A melhor redução do tamanho médio do grão foi com a adição de 0,05% de Nb em peso, na liga com 7% de Si, chegando a um grão médio de 104  $\mu\text{m}$ . No gráfico da figura 42 pode ser visto que o ponto de mínimo no tamanho de grão corresponde ao percentual de 0,05 % Nb (0,00625 %B). Essa transformação foi devido ao mecanismo subjacente da nucleação heterogênea dos aglomerados de substratos de  $\text{AlB}_2$  e  $\text{Al}_3\text{Nb}$  no núcleo dos grãos  $\alpha\text{-Al}$ . A inoculação por meio de Nb+B, além de refinar significativamente o tamanho dos grãos  $\alpha\text{-Al}$ , também obteve uma distribuição muito mais fina e homogênea da fase eutética na liga fundida de Al-Si e precipitados intermetálicos. Para destacar esse fenômeno, a figura 20 mostra por imagens SEM dos espectros de  $\beta\text{-Fe}$  destacados pela cor cinza claro, sendo nas amostras sem adição do inoculante de forma alongada, figura 20 (a, b) e com adição do inoculante Nb+B de tamanho reduzido e forma esferoidizadas, figura 20 (c, d).



**Figura 20.** Imagem mostrando a morfologia dos espectros -Fe (cinza claro) antes da adição de Nb+B (a, b) e depois da adição de Nb+B (c, d).





**Figura 21.** A resistência à tração em função do alongamento para os lotes fundidos. Material base (curva vermelha); Com adição do elemento Mg e T6 (curva azul); Com adição de Nb+B (curva lilás); Com adição de Nb+B e T6 (curva verde); Com adição de Nb+B, o elemento Mg e T6 (curva cinza).

Os resultados dos testes de tração permitem identificar os efeitos da introdução do inoculante Nb+B e do elemento Mg com o posterior tratamento de envelhecimento (T6). A tabela 6 sintetiza as alterações ocorridas nas propriedades mecânicas de tração, devido às modificações químicas na liga Al10Si1Fe. É interessante observar que apenas a introdução do elemento Mg e a aplicação do tratamento de envelhecimento por precipitação (T6) aumentam o limite de escoamento, mas não é eficiente para elevar o limite de resistência ou a ductilidade da liga. A introdução apenas do Nb+B como inoculante aumenta significativamente o limite de escoamento, eleva o limite de resistência, mas há uma perda de 14% no alongamento. Ao aplicar nesta liga, que recebeu apenas o inoculante Nb+B, o tratamento de envelhecimento aumenta significativamente o alongamento (357%), porém com perda no limite de escoamento. A melhor combinação das propriedades foi observada quando, além do inoculante Nb+B, foi incorporado à liga o elemento Mg e realizado o tratamento de envelhecimento (T6), neste caso, houve aumento no limite de escoamento (217,5%) no limite de resistência (53%) e na ductilidade, medida pelo alongamento (90%).

**Tabela 6.** Alteração nas propriedades mecânicas de tração devido às alterações químicas (inoculante Nb+B ou Mg) e o tratamento de envelhecimento T6.

Lotes	Alteração na composição química e tratamento térmico			Variações produzidas nas Propriedades de Tração		
	0,05%Nb + 0,0063%B	0,3% Mg	Envelhecimento (T6)	Limite de Escoamento	Limite de Resistência	Alongamento
Material base (MB)	-	-	-	Referência (95,5 MPa)	Referência (196,6 MPa)	Refer. (2,1%)
MB + NbB	Sim	-	-	+ 224%	+ 36%	- 14%
MB + NbB + T6	Sim	-	Sim	- 18,9%	- 1%	+ 357%
MB + Mg + T6	-	Sim	Sim	+ 50%	- 2,6 %	- 14%
MB + NbB + Mg + T6	Sim	Sim	Sim	217,5%	+ 53%	+ 90%

Os expressivos resultados de ganho nos limites de escoamento e de resistência do material e no alongamento, sem perda da ductibilidade e as respostas obtidas nos ensaios anteriores, permitem afirmar que: O refinamento promovido pela a adição do inoculante Nb+B não alterou o mecanismo de endurecimento por precipitação do  $Mg_2Al_3$ . Da mesma forma, a reconstituição do tamanho do grão  $\alpha$ -Al promovida durante a solubilização do material, não alterou a morfologia dos precipitados  $\beta$ -Fe reduzidos e esferoidizados, mostrados nas figuras 03 (c, d) e 04 (com adição do Nb+B). Com isso, as ações benéficas das duas técnicas usadas para o fortalecimento das propriedades mecânicas do material se somaram, proporcionando resistência e ductilidade ao material, conforme mostrado na figura 21 (curva cinza), propriedades estas buscadas nas aplicações de engenharia.

A comparação dos valores de resistência e alongamento entre a liga estudada e a liga A357 (liga comercial usada em aplicações de engenharia, com baixo teor de Fe, inferior a 0,2% em peso), esta mostrada na tabela 7.

Tabela 7 – Comparação entre a liga estudada e a liga A 357 (liga comercial).

MATERIAL	STRENGTH (MPa)		Elongation (%)
	ultimate	yield	
Al10Si1Fe0.3Mg - with NbB e T6	300.35	207.71	4.66
Alloy A 357 *	285	215	3.0

\* Standard Specification for Aluminum-Alloy, ASTM B108 /B108M – Table 1 (no location designated) e Table 3

A comparação da liga estudada Al10Si1Fe0,35Mg com inoculador via Nb+B apresentou resultados ligeiramente melhores que a liga comercial A357, que possui baixo teor de Fe e também é tratada termicamente.

## 5. CONCLUSÃO

A adição do inoculante Nb+B é uma poderosa ferramenta para o refinamento do grão primário  $\alpha$ -Al nas ligas de Al com (7, 9 e 12) % em peso de Si.

O refinamento do grão primário  $\alpha$ -Al provocou alteração significativa na morfologia e no tamanho dos precipitados de  $\beta$ -Fe, tornando-os reduzidos e esferoidizados.

O desenvolvimento da liga Al-Si com Fe-crítico (1%) com adição do inoculante via liga máster Al4Nb0.05B, mostrou-se eficiente para eliminar os efeitos deterioradores dos precipitados  $\beta$ -Fe. Que somado a precipitação  $Mg_2Si$ , reforçou a estrutura do material adquirindo excelentes propriedades mecânicas, a ponto de se comparar com as ligas comerciais usadas em aplicações que exigem alto desempenho.

## 6. REFERÊNCIAS

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase transformations metals and alloys**, New York: Van Nostrand Reinhold Co., 1981.

APELIAN, D. **Aluminum Cast Alloys: Enabling Tools for Improved Performance**. USA: North American Die Casting Association, 2009.

BARANEK, S. **The Realities of Aluminum Tooling**, 2008. Disponível em: < <https://www.moldmakingtechnology.com/articles/the-realities-of-aluminum-tooling> >. Acesso em 25/05/2021.

BASAK, C. B.; BABU, N. H. Morphological changes and segregation of  $\beta$ -Al<sub>9</sub>Fe<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> phase: A perspective from better recyclability of cast Al-Si alloys. **ELSEVIER Materials and Design**, v. 108, p. 277-288, 2016.

BOLZONI, L.; NOWAK, M.; HARI BABU, N. Grain refinement of Al-Si alloys by Nb-B inoculation. Part II: Application to commercial alloys. **ELSEVIER Materials and Design**, v. 66, p. 376-383, 2015.

BOLZONIA, L.; BABU, N. H. Engineering the heterogeneous nuclei in Al-Si alloys for solidification control. Applied. **ELSEVIER Materials Today**, v. 5, p. 255-259, 2016.

- BONOLLO, F. et al; Gravity and low pressure die casting of aluminium alloys: a technical and economical benchmark. **La Metallurgia Italiana**, v. 6, p. 23-32, 2005.
- CALVO, A. F. Manufacturing of structural parts by HPDC Technology. **7º World Foundry Congress**. Bilbao, 2014.
- CONCER, D. **Estudo do comportamento da porosidade via simulação numérica para produtos injetados em alumínio sob pressão**. (Tese) Engenharia de Produção - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2016.
- COSTA, E. A. **Gestão estratégica: da empresa que temos para a empresa que queremos**. 2ª ed. São José dos Campos: Editora Saraiva, 2007.
- DOMKINA, K.; HATTEL J. H.; THORBORG, J;. Modeling of high temperature- and diffusion-controlled die soldering in aluminum high pressure die casting. **ELSEVIER, Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 4051–4061, 2009.
- EBHOTA W. S.; JEN T-C. **Intermetallic Formation and Their Effect on Mechanical Properties of Al-Si-X Alloys**. In ALIOFKHAZRAEI, M. Intermetallic Compounds: Formation and Applications, London: IntechOpen Limited, 2018.
- FILLETI, A. Tratamento de Metal Líquido. **Palestra ABAL – Associação Brasileira do Alumínio**. São Paulo, 2015.
- GREEN, J. A. S. Aluminum Recycling and Processing for Energy Conservation and Sustainability. **ASM International Materials Park**, Ohio 44073-0002; US, 2007.
- JOSHIA, V.; SRIVASTAVA, A.; SHIVPURI, R. Intermetallic formation and its relation to interface mass loss and tribology in die casting dies. **ELSEVIER, SIENCE DIRECT**, v. 256, p. 1232–1235, 2004.
- JOSHIA, V. et al. Dissolution and soldering behavior of nitrided hot working steel with multilayer LAFAD PVD coatings. **ELSEVIER, Surface and Coatings Technology**, v. 146 – 147, p. 338–343, 2001.
- JURAN, J. M. **Juran’s Quality Handbook**. São Paulo: Mackron Books, 1992.
- KAUFMAN, J. G.; ROOY, E. L. **Aluminum Alloy Castings, Properties, Processes, and Applications**. USA: ASM International, 2004.
- MAHTA, M.; EMAMY, M. CAO, X.; CAMPBELL, J. **Overview of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi Phase in Al-Si Alloys; Materials Science Research Trends**. In: OLIVANTE, L. V. Materials Science Research Trends. Canada: Nova Science Publishers, Inc, 2007.
- MALAVAZI, J. **Caracterização microestrutural dos compostos intermetálicos e seu efeito no comportamento mecânico nas ligas de Al-9%Si com adições de Fe e Mn**. (Dissertação) Área de Tecnologia Nuclear – Materiais, IPEN, São Paulo, 2013.
- MCQUEEN, J. H.; SPIGARELLI, S.; KASSNER, M. E.; EVANGELISTA E. **Hot Deformation and Processing of Aluminum Alloys**. USA – NW: CRC Press, 2011.
- NARDUCI, C. J. **Estruturação e Implantação do Sistema de Qualidade em uma Fundição**. (Dissertação) Mestrado em Qualidade - UNICAMP, Campinas, 1999.
- NEFF, D. **Aluminum Casting Technology**. 3º ed. USA: American Foundrymens Society inc. ASM, 2017.

- NOWAK, M.; BOLZONI, L.; BABU, N. H.; Grain refinement of Al-Si alloys by Nb-B inoculation. Part I. **ELSEVIER Materials & Design**, v. 66, p. 366-375, 2014.
- REED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**; 2ª Edição. Rio de Janeiro: Editora Guanabara, 1982.
- SHAKELFORD, J. F. **Introdução a ciências dos materiais para engenheiros**. 6ª ed., USA: Pearson, 2008.
- SHEWMON, P.G.; **Transformations in metals**, New York: McGrawHill, 1969.
- SOARES, G. A. **Fundição: Mercado, Processos e Metalurgia**. Parana: SCRIBD–UEM, 2000.
- TAYLOR, J. A. Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting Alloys. **ELSEVIER, Procedia Materials Science**, v. 1, p. 19-33, 2012.
- TENTARDINI, E. K.; et al. Soldering mechanisms in materials and coatings for aluminum die casting. **ELSEVIER, Surface & Coatings Technology**, v. 202, p. 3764–3771, 2008.
- TURNBULL D.; FISHER J. C. Rate of Nucleation in Condensed Systems. **Journal of Chemical Physic**, v. 17, p. 71-73, 1949.
- VERRAN, E. H.; BATISTA, G. M. Análise dos efeitos dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial sobre a microestrutura da liga de alumínio; **Journal SciELO Analytics**, v. 20, n. 4, p. 936-945, 2015.
- WANG, L.; TURNLEY, P.; SAVAGE, G. Gas content in high pressure die castings. **ELSERVIE, Journal of Materials Processing Technology**, v. 211, p. 1510-1515, 2015.
- WARMUZEK, M. **Aluminum-Silicon Casting Alloys** - Atlas of Microfractographs. USA: ASM International, 2004.
- XU, J.; LI, R.; LI, Q. Effect of Agglomeration on Nucleation Potency of Inoculant Particles in the Al-Nb-B Master Alloy: Modeling and Experiments[J]. **Journal Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 52, p. 1077–1094, 2021.
- XU, J.; LI, Y.; HU, B.; et al. Development of Al–Nb–B master alloy with high Nb/B ratio for grain refinement of hypoeutectic Al–Si cast alloys[J]. **Journal of Materials Science**, v. 54, n. 23, p. 14561-14576, 2019.
- XU, J.; LI, Y.; MA, K.; et al. In-situ observation of grain refinement dynamics of hypoeutectic Al-Si alloy inoculated by Al-Ti-Nb-B alloy[J]. **Journal Scripta Materialia**, v. 187, p. 142-147, 2020.
- ZHU, Y.; SCHWAM, D.; WALLACE, J. F.; BIRCEANU, B. Evaluation of soldering, washout and thermal fatigue resistance of advanced metal materials for aluminum die-casting dies. **ELSERVIE, Materials Science and Engineering A**, v. 379, p. 420–431, 2004.
- ZHUA, H.; GUOB, J.; JIAB, J. Experimental study and theoretical analysis on die soldering in aluminum die casting. **ELSEVIER, Journal of Materials Processing Technology**, v. 123, p. 229–235, 2002.