

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

**ROGÉRIO AUGUSTO ANTUNES PEREIRA**

**PROCESSAMENTO DA LIGA DE ALUMÍNIO 295.0 POR COMPRESSÃO  
DE SEMISSÓLIDO**

**TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO**

**PATO BRANCO**

**2016**

ROGÉRIO AUGUSTO ANTUNES PEREIRA

**PROCESSAMENTO DA LIGA DE ALUMÍNIO 295.0 POR  
COMPRESSÃO DE SEMISSÓLIDO**

Trabalho de Conclusão de Curso de graduação, apresentado como Trabalho de Conclusão de Curso, do Curso de Engenharia Mecânica da Coordenação de Engenharia Mecânica – COEME – da Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR, Câmpus Pato Branco, como requisito parcial para obtenção do título de Engenheiro.

Orientador: Prof. Dr. Dalmarino Setti

PATO BRANCO

2016

## FOLHA DE APROVAÇÃO

### PROCESSAMENTO DA LIGA DE ALUMÍNIO 295.0 POR COMPRESSÃO DE SEMISSÓLIDO

Rogério Augusto Antunes Pereira

Trabalho de Conclusão de Curso de Graduação apresentado no dia 01/12/2016 como requisito parcial para a obtenção do Título de Engenheiro Mecânico, do curso de Engenharia Mecânica do Departamento Acadêmico de Mecânica (DAMEC) da Universidade Tecnológica Federal do Paraná - Câmpus Pato Branco (UTFPR-PB). O candidato foi arguido pela Banca Examinadora composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora julgou o trabalho **APROVADO**.

---

Prof. Dr. Bruno Bellini Medeiros  
(UTFPR)

---

Profa. MsC. Silvana Patricia Verona  
(UTFPR)

---

Prof. Dr. Dalmarino Setti  
(UTFPR)  
Orientador

---

Prof. Dr. Bruno Bellini Medeiros  
Responsável pelo TCC do Curso de Eng. Mecânica

\*A Folha de Aprovação assinada encontra-se na Coordenação do Curso de Engenharia Mecânica

## DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus avós, Erotides Aparecida Garcia Antunes e Roque Antunes de Jesus *in memoriam*.

## **AGRADECIMENTOS**

À Universidade Tecnológica Federal do Paraná câmpus Pato Branco, instituição que me acolheu e me fez ver o mundo com um novo olhar. Em particular, ao Departamento de Mecânica, representado por direção, administração e corpo docente, todos estes que trabalham para criar um ambiente capaz de transpor as barreiras do conhecimento.

Ao meu orientador professor Dr. Dalmarino Setti, pela paciente orientação, confiança e dedicação sem as quais esse trabalho não teria sido realizado.

A todo o pessoal do Laboratório de Usinagem da UTFPR câmpus Pato Branco, pelo suporte e paciência imensurável.

À Central de Análises da UTFPR câmpus Pato Branco pela colaboração.

À minha prima Kelly que me aguentou nos meus piores momentos.

Aos meus queridos amigos Marco Villa, Renan Nardino, André Cotrim, Alex Scalizze, Tetsuo Kato, Vinicius Artmann, Ruan Susin, Gil Guilherme, Fábio Zanguettin, Felipe Patron, Gabriel Laureano, Gregori Conterato, Guilherme Favretto, Naysa Riberito e Yasmim Machado pela colaboração e companheirismo de diversas maneiras.

Aos demais colegas.

À minha família.

*“Thou shouldst not have been old before thou hadst  
been wise.”*

*“Não devias ter envelhecido antes de ficares sábio.”*

*William Shakespeare, (1564-1616)*

## RESUMO

PEREIRA, R. A. A. Processamento da liga de alumínio 295.0 por compressão de semissólido. 2016. 46 f. Trabalho de Conclusão de Curso – Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Pato Branco, 2016.

Com objetivo de avaliar o efeito da compactação no estado semissólido da liga 295.0 sobre as propriedades mecânicas, foram processadas amostras com pressões de compactação de 150 e 200 MPa as quais foram submetidas ao tratamento térmico de solubilização e precipitação T6. Para a avaliação dos resultados foram realizadas análise microestrutural e de microdureza. Com base no desenvolvimento do trabalho destacam-se as seguintes conclusões: *(i)* é possível verificar que as partículas  $\alpha$ -Al primárias se transformam com a aplicação da pressão, se tornando mais homogêneas e finas; ocorre uma deformação plástica dos grãos e uma posterior recristalização dinâmica na microestrutura, *(ii)* o aumento da pressão de compactação reduziu a dureza das amostras *(iii)* o tratamento térmico resultou em mudanças microestruturais, principalmente na morfologia e distribuição dos intermetálicos e na forma dos contornos de grão.

**Palavras-chave:** Semissólido. Liga 295.0. Compressão. Microestrutura. Propriedades.

## ABSTRACT

PEREIRA, R. A. A. Processing of 295.0 aluminum alloy by semi-solid compression. 2016. 46 f. Trabalho de Conclusão de Curso – Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Pato Branco, 2016.

To evaluate the effect of the compaction in the semi-solid state of the alloy 295.0 on the mechanical properties, samples with compression pressures of 150 and 200 MPa were processed, which were submitted to the thermal treatment of solubilization and precipitation T6. Microstructural and microhardness analysis were performed to evaluate the results. Based on the development of the work the following conclusions stand out. It is possible to verify that the primary  $\alpha$ -Al particles are transformed with the application of the pressure, becoming more homogeneous and thin. A plastic deformation of the grains occurs and a subsequent dynamic recrystallization in the microstructure. Increased compaction pressure reduced the hardness of the samples. The heat treatment resulted in microstructural changes, mainly in the morphology and distribution of the intermetallic and in the shape of the grain boundary.

**Keywords:** Semi-solid. 295.0 alloy. Compression. Microstructure. Properties.



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – <i>Rheocasting</i> ; (a) mistura das fibras (ou partículas) com o metal, seguido de (b) fundição em molde.....	20
Figura 2 – Diagrama esquemático do processo de squeeze casting direto. (1) pré-aquecimento e lubrificação das ferramentas. (2) vazamento do fundido na cavidade do molde. (3) solidificação do fundido através da pressão. (4) ejeção do fundido. ....	22
Figura 3 – Diagrama esquemático do processo de squeeze casting indireto. ....	22
Figura 4 – Prensa hidráulica Bonevau, modelo P100001. ....	26
Figura 5 – Forno mufla, modelo LF0613. ....	26
Figura 6 – Microdurômetro Vickers, modelo TH710. ....	28
Figura 7 – Resultado das análises DSC e TGA da liga 295.0 utilizada no trabalho. ....	30
Figura 8 - Montagem do dispositivo na prensa.....	31
Figura 9 – Dispositivo para a fabricação dos corpos de prova. ....	32
Figura 10 – Dispositivo utilizado para a fabricação dos corpos de prova. ....	32
Figura 11 – Microscopia óptica do corpo de prova sem prensagem e não tratado: a) Aumento de 50 vezes, b) Aumento de 100 vezes, c) Aumento de 200 vezes.....	34
Figura 12 – Microscopia óptica do corpo de prova com prensagem de 150 MPa e não tratado: a) Aumento de 50 vezes, b) Aumento de 100 vezes, c) Aumento de 200 vezes. ....	35
Figura 13 – Microscopia óptica do corpo de prova com prensagem de 200 MPa e não tratado: a) Aumento de 50 vezes, b) Aumento de 100 vezes, c) Aumento de 200 vezes. ....	36
Figura 14 – Microscopia óptica do corpo de prova tratado e não prensado: a) Aumento de 50 vezes, b) Aumento de 100 vezes, c) Aumento de 200 vezes.....	37
Figura 15 – Microscopia óptica do corpo de prova tratado e prensado com 150 MPa: a) Aumento de 50 vezes, b) Aumento de 100 vezes, c) Aumento de 200 vezes.....	38
Figura 16 – Microscopia óptica do corpo de prova tratado e prensado com 200 MPa: a) Aumento de 50 vezes, b) Aumento de 100 vezes, c) Aumento de 200 vezes.....	39

Figura 17 – Microdurezas Vickers para as amostras sem tratamentos para as pressões de 0, 150 e 200 MPa. ....	40
Figura 18 – Microdurezas Vickers para as amostras com tratamentos para as pressões de 0, 150 e 200 MPa. ....	41

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química da liga 295.0.....	25
--	----

## SUMÁRIO

<b>1.</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>13</b>
1.1	OBJETIVO GERAL.....	15
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	15
1.3	JUSTIFICATIVA.....	15
<b>2.</b>	<b>REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>17</b>
2.1	A LIGA 295.0 .....	17
2.2	EFEITO DA PRESSÃO DE COMPACTAÇÃO NA MICROESTRUTURA .....	17
2.3	PROCESSAMENTO DE METAL SEMISSÓLIDO .....	19
2.4	MÉTODOS DE PROCESSAMENTO DE ALUMÍNIO.....	19
2.4.1	<i>Rheocasting</i> (reofundição).....	19
2.4.2	<i>Thixocasting</i> (tixofundição) .....	20
2.4.3	<i>Squeeze Casting</i> .....	21
2.4.4	Prensagem a Quente.....	23
<b>3.</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>25</b>
3.1	MATERIAIS .....	25
3.2	PROCESSAMENTO DOS CORPOS DE PROVA .....	25
3.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA.....	27
3.3.1	Análise Metalográfica.....	27
3.3.2	Microdureza Vickers (HV) .....	28
<b>4.</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>29</b>
4.1	LIGA 295.0.....	29
4.2	PROCESSAMENTO DOS CORPOS DE PROVA .....	30
4.3	RESULTADOS DA CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA .....	33
4.3.1	Análise Microestrutural .....	33
4.3.2	Microdureza Vickers .....	40
<b>5.</b>	<b>CONCLUSÃO.....</b>	<b>43</b>
	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>45</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Alumínio é o segundo elemento metálico mais abundante na terra, e tornou-se um concorrente econômico em aplicações de engenharia tão recente como no final do século XIX. As primeiras aplicações comerciais de alumínio foram itens como quadros de espelhos, números de casas e bandejas de servir. Utensílios de cozinha, também foram um importante início do mercado. Com o tempo, o alumínio cresceu em diversidade de aplicações, na medida em que virtualmente todos os aspectos da vida moderna seriam direta ou indiretamente afetados pelo seu uso (ROONY, 1990).

O processamento e estudo de materiais tem grande interesse na atual conjuntura mundial, onde há uma preocupação com gastos excessivos e a reciclagem de materiais devido aos problemas ambientais, sendo este último um fator muito benéfico na utilização do alumínio, que possui índice de reciclagem próximo de 100% (THE ALUMINIUM ASSOCIATION, 2016).

Para o desenvolvimento deste trabalho de conclusão de curso o material escolhido foi a liga de alumínio 295.0, uma liga com 94,7% em peso de Al, 4,5% em peso de Cu e 0,8% em peso de Si (KEARNEY, 1990).

De acordo com a American Society for Metals, a liga 295.0, assim como todas as da série 200, possui suscetibilidade a formação de poros durante a solidificação. Durante todo o processo de solidificação dos materiais possui-se uma solidificação que resulta em um crescimento dendrítico (HENRY; MINGHETTI; RAPPAZ, 1998).

A conformação de ligas metálicas no estado semissólido, também conhecidas como pastas reofundidas, são construídas por uma suspensão de sólido globular em líquido. Esta constituição faz com que o material tenha um comportamento reológico não-newtoniano mesmo para altas frações sólidas (ROVIRA, 2001).

Em fluidos Newtonianos existe uma relação linear entre a tensão de cisalhamento dos planos adjacentes e o grau de deformação, como é o caso dos líquidos e dos gases em geral. Esta proporcionalidade é definida como viscosidade. Nos não-newtonianos, esta relação não se comporta linearmente, sendo, portanto, não constante a sua viscosidade (ROVIRA, 2001).

O processamento de metais semissólidos combina as vantagens da forja a quente convencional e da fundição, podendo atingir um processo de formação *near-net-shape* com alta qualidade em uma etapa e tem sido considerada uma das tecnologias de produção mais promissoras. A tecnologia de processo de metal semissólido pode ser dividida em *thixocasting* (tixofundição) e *rheocasting* (reofundição) (DAO *et al.*, 2012).

Neste trabalho foi utilizado a compactação como principal variável de processamento. Esta forma de processar encontra-se entre dois métodos de fabricação: *Squeeze Casting* – processo de moldagem metálica que combina fundição com molde permanente e vazamento de fundido onde o metal se solidifica pela aplicação de alta pressão (GROMASHCHI; VIKHROV, 2000), e Prensagem a Quente – neste, a aplicação de pressão é uniaxial, em matriz fechada conformada de acordo com a configuração da peça a ser produzida, simultaneamente com aplicação de calor (CHIAVERINI, 1992).

Além deste capítulo introdutório, o conteúdo deste trabalho está estruturado em outros seis capítulos.

O Capítulo 2 abrange a revisão de literatura quanto a definição e caracterização da liga utilizada e os processos de fabricação, e, de modo sucinto, com informações essenciais para o entendimento fenomenológico e para dar embasamento a discussão dos resultados. Para melhor entendimento ela foi dividida em quatro grandes áreas: (i) liga 295.0; (ii) parâmetros que influenciam na microestrutura; (iii) processos de fabricação; (iv) parâmetros de processo. As atividades desta fase compreendem a pesquisa em base de dados, *handbooks*, leitura e análise das informações e a produção de texto.

O Capítulo 3 refere-se à caracterização dos materiais bem como do desenvolvimento do dispositivo utilizado para os ensaios – expondo as montagens e os equipamentos empregados, e, também os métodos científicos aplicados para a elaboração deste trabalho. A revisão de literatura é a principal ferramenta na obtenção de informações para o progresso desta atividade.

No Capítulo 4 envolve a análise dos resultados experimentais obtidos.

O Capítulo 5 aborda a conferência dos resultados com uma interpretação crítica sobre este trabalho, fazendo uso dos dados encontrados e da metodologia aplicada.

E, por fim, são apresentadas todas as referências bibliográficas consultadas.

### 1.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral deste Trabalho de Conclusão de Curso é processar a liga 295.0 por meio de compactação no estado semissólido e avaliar o efeito sobre suas propriedades mecânicas.

### 1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Este trabalho possui como objetivos específicos: (i) determinar os parâmetros necessários ao processamento da liga 295.0 por compressão de semissólido; (ii) confeccionar dispositivos e ferramentas necessárias ao processamento; (iii) confeccionar os corpos de prova; (iv) realizar tratamento térmico de solubilização e precipitação T6; (v) avaliar a microestrutura obtida com o processamento; (vi) realizar ensaio de microdureza para avaliar o efeito da pressão no processamento de semissólido por compressão.

### 1.3 JUSTIFICATIVA

O alumínio é um material 100% reciclável e sustentável, podendo reduzir em até 90% a energia necessária para produzir um novo alumínio. Segundo a *The Aluminium Association* (2016) quase 75% de todo alumínio já produzido ainda está em uso. Isto mostra que é muito importante o estudo de novas técnicas de processamento do alumínio. A possibilidade de produzir uma liga de alumínio que ofereça um melhor desempenho mecânico sem adição de elementos químicos não só traz grande benefício ao meio ambiente, como também pode vir a baixar o custo das

suas aplicações, que em sua maioria optam por materiais mais caros devido as propriedades mecânicas necessárias.



## 2 REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 A LIGA 295.0

A liga de alumínio 295.0 possui composição nos limites de 4.0-5.0 Cu, 0,03 Mg (máximo), 0.35 Mn (máximo), 0,7-1,5 Si, 1,0 Fe (máximo), 0,35 Zn (máximo), 0,25 Ti (máximo), em uma matriz de alumínio (KEARNEY, 1990).

A liga possui temperatura de líquido de 645°C e temperatura de sólido de 520°C, possuindo 125°C de variação de temperatura até a solidificação. Em questão de propriedades mecânicas, tem módulo de elasticidade a tensão de 70 GPa, e compressão de 25,9 GPa. No caso da dureza, com tratamento térmico T6, mantém uma dureza de 75 HB, além da resistência a fadiga de 52 MPa ( $5 \times 10^8$  ciclos). Seu limite de escoamento tem valor de 165 MPa, com tratamento térmico T6. O alongamento é de 50 mm de 5% (T6). Quanto a característica de massa, possui densidade de 2,823 g/cm<sup>3</sup>. Pode ser obtido através da fundição, com temperatura de fusão dentre 675 e 815°C. Sua temperatura de vazamento fica entre 675 e 790°C (KEARNEY, 1990).

Suas principais aplicações são em caixas de volante, caixas de eixo traseiro, rodas de aeronaves e ônibus, cárteres, acessórios, entre outras aplicações onde se deseja uma combinação de alta propriedades de tensão e boa usinabilidade, sem perder a necessidade de estanqueidade. Além da suscetibilidade a porosidade outro cuidado que também se deve prestar atenção é no excesso de impurezas, que fazem com que as propriedades mecânicas do material diminuam (KEARNEY, 1990).

### 2.2 EFEITO DA PRESSÃO DE COMPACTAÇÃO NA MICROESTRUTURA

De acordo com Yue e Chadwick (1996) e Lü *et al.* (2012), a aplicação da pressão sobre a massa fundida afeta a microestrutura final de duas maneiras diferentes. Por um lado, a temperatura *liquidus* da liga poderia aumentar, o que acarreta num sub-resfriamento em uma liga superaquecida e aumenta a razão de nucleação na massa fundida, resultando em um tamanho de grão mais fino. Por outro

lado, a alta pressão leva ao refinamento do grão devido ao aumento do coeficiente de transferência de calor entre a fusão e a matriz.

Dao *et al.* (2012), acrescenta que a taxa de transferência de calor e de arrefecimento aumenta à medida que a pressão aplicada aumenta e, como resultado, as partículas de  $\alpha$ -Al primárias tornam-se menores e mais próximas de esféricas.

Durante o forjamento da prensa, os grãos sólidos são apertados contra um filme líquido eutético que os envolve. O líquido flui sob a força de cisalhamento e forma o caminho do líquido entre as estruturas de esqueleto sólido. Os grãos sólidos deslizam um ao lado do outro e deformam sob pressão. Eles também giram para acomodar a tensão durante a deformação. Após uma deformação suficiente, eles passam por uma recristalização dinâmica contínua que ajuda a refinar os grãos (PRABHU, 2016).

A pressão como um parâmetro principal na fabricação via *squeeze casting* tem efeitos expressivos no componente através de uma variedade de abordagens que, basicamente, incluem alterações na temperatura de solidificação de ligas e aumento nas taxas de transferência de calor entre a interface fundido/molde. (HU, 1998).

De acordo com Ghomashchi e Vikhrov (2000), a aplicação da pressão durante a solidificação afeta as relações de fase em um sistema de ligas. Isto pode ser deduzido considerando a Equação 01 de Clausius-Clapeyron,

$$\frac{\Delta T_f}{\Delta P} = \frac{T_f(V_l - V_s)}{\Delta H_f} \quad (1)$$

onde  $T_f$  é a temperatura de equilíbrio de congelamento,  $V_l$  e  $V_s$  são os volumes específicos do líquido e do sólido, respectivamente, e  $\Delta H_f$  é o calor latente de fusão. Substituindo a equação termodinâmica apropriada para o volume, o efeito de pressão em um ponto de congelamento pode ser grosseiramente estimado como segue:

$$P = P_o \exp\left(\frac{-\Delta H_f}{RT_f}\right) \quad (2)$$

onde  $P_o$ ,  $\Delta H_f$  e  $R$  são constantes. Portanto,  $T_f$  deve aumentar com o aumento da pressão. Em uma abordagem mecânica, tal alteração da temperatura de

congelamento é esperado devido à redução da distância interatômica com o aumento da pressão e, assim, restringindo o movimento atômico, que é pré-requisito para a fusão/congelamento.

## 2.3 PROCESSAMENTO DE METAL SEMISSÓLIDO

Segundo Guan *et al.* (2016), o processamento com metais semissólidos é preferível para a produção de peças com estruturas complexas para um bom desempenho de enchimento. Consoante Flemings (1991), peças de liga de alumínio fabricadas por processamento semissólido possuem propriedades mecânicas mais elevadas comparando com a fabricação de metal líquido.

O processamento a partir de metal semissólido é um método de processamento híbrido que incorpora elementos de fundição e forjamento. O processo é desenvolvido em etapas para a formação de peças metálicas *near-net-shape* usando uma matéria prima semissólida que incorpora uma microestrutura não dendrítica (KEARNEY; AVERY KEARNY & COMPANY; ROONY, 1990).

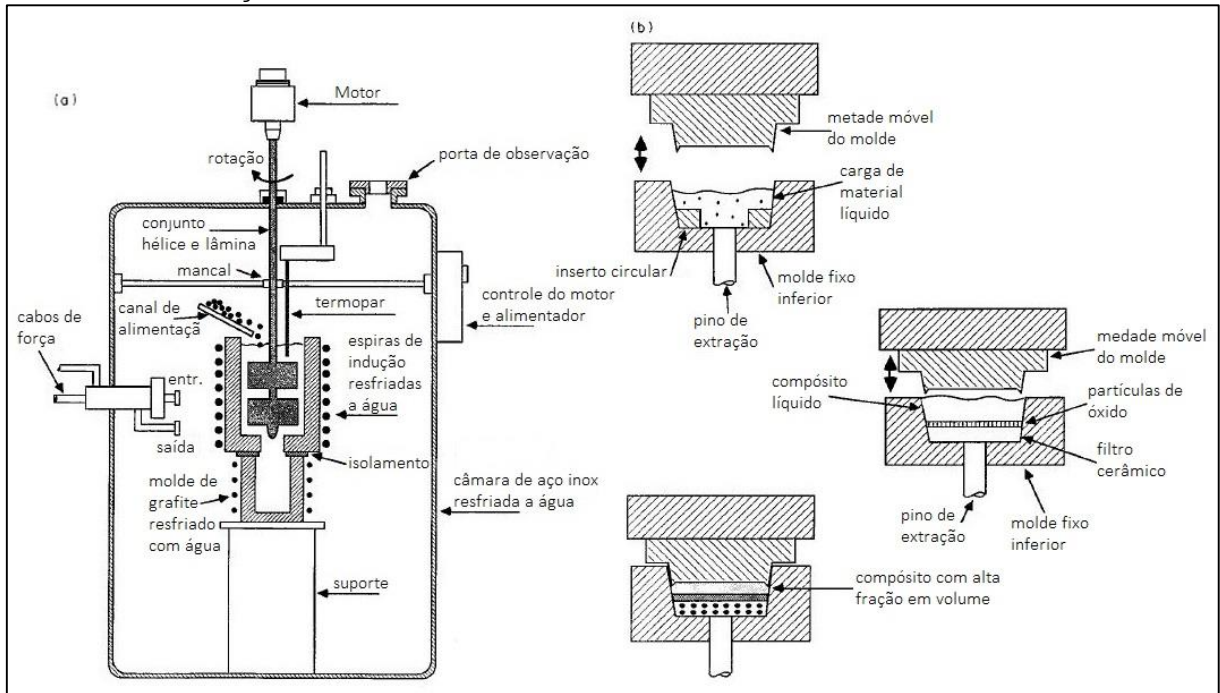
## 2.4 MÉTODOS DE PROCESSAMENTO DE ALUMÍNIO

### 2.4.1 *Rheocasting* (reofundição)

No processo de reofundição o metal é aquecido acima da temperatura *solidus* e vertido em um recipiente para resfria-lo até o estado semissólido. A pasta fluída é misturada e vazada no molde ou matriz (KALPAKJIAN; SCHMID, 2009).

De acordo com Ambrózio Filho *et al.* (1995), a principal vantagem associada a este processo está na capacidade de produção em grandes quantidades a baixo custo, mas, por outro lado, apresenta o inconveniente aparecimento de heterogeneidades microestruturais, principalmente devido ao arraste das partículas pela frente de solidificação. Além disso, pode haver o aparecimento de reações na interface devido ao contato prolongado entre a matriz e o reforço.

**Figura 1 – Rheocasting; (a) mistura das fibras (ou partículas) com o metal, seguido de (b) fundição em molde.**



Fonte: Adaptado de Taya e Arsenault (1986).

#### 2.4.2 Thixocasting (tixofundição)

No processamento de tixofundição a liga é sólida inicialmente e foi tratada de tal forma que quando é aquecida até o estado semissólido terá uma microestrutura não-dendrítica (ATKINSON, 2005).

Este foi o primeiro processo semissólido a ser comercializado; o mesmo consiste em três etapas separadas: a produção de um lingote pré-fundido possuindo microestrutura globular especial, aquecimento destes lingotes para a temperatura de vazamento semissólido e vazamento dos componentes (MIDSON; JACKSON, 2006).

Além de obter estruturas não-dendríticas, pequenas e quase globulares, outra importante propriedade do método é a sua capacidade em minimizar satisfatoriamente defeitos como porosidade, encolhimento e segregação líquida. A fundição sob alta pressão é amplamente utilizada para moldagem em metal semissólido, mas é difícil eliminar completamente a porosidade devido à sua fluidez, o que leva ao encolhimento turbulento da cavidade da matriz e ao encolhimento da solidificação (DAO *et al.*, 2012).

### 2.4.3 Squeeze Casting

No processo de *squeeze casting* o metal fundido é vazado dentro de um molde aberto, e, só depois de fechado, o metal se solidifica através de alta pressão.

De acordo com Vinarcik (2003), a porosidade muitas vezes limita o uso da fundição convencional e o processo de *squeeze casting* confere: eliminar ou reduzir a quantidade de gases aprisionados e o encolhimento de solidificação.

Segundo Dorcic e Verma (1988), a pressão aplicada e o contato imediato do metal fundido com a superfície do molde produzem uma condição de transferência de calor rápida, o que produz uma fundição de grãos finos e livre de poros.

As vantagens atreladas ao processo são: (i) a simplicidade e economia; (ii) o eficiente uso da matéria-prima; (iii) o grande potencial para a operação automatizada em larga escala de produção. O procedimento gera as maiores propriedades mecânicas atingíveis de um produto fundido. O refinamento microestrutural e a integridade dos produtos via SC são características desejáveis em muitas aplicações críticas. (DORCIC; VERMA, 1988).

Yue e Chadwick (1996), ainda acrescentam: (i) são produzidos componentes não contendo porosidades a gás e sem sofrer encolhimento; (ii) não há a necessidade de alimentadores e, portanto, nenhum desperdício de metal ocorre; (iii) eficiente para a produção *near-net-shape* de componentes de engenharia; (iv) como não existem defeitos em componentes perfeitamente produzidos, exames de pós-solidificação por testes não destrutivos não são necessários; (v) a microestrutura pode ser facilmente manipulada pelo controle cuidadoso do processo, tais como a temperatura de vazamento e pressão aplicada, a fim de adquirir as propriedades desejadas.

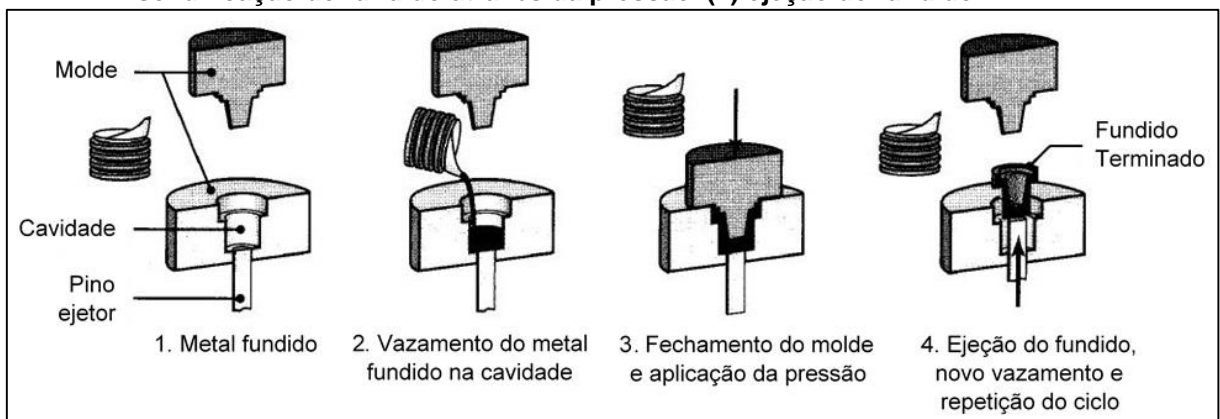
Algumas desvantagens são: alto custo ferramental, dificuldade na fabricação de protótipos e também no controle de parâmetros importantes, como, por exemplo, temperatura do pré-formado. (JESUS, 1998).

As propriedades mecânicas via *squeeze casting* são melhoradas em virtude da redução nos níveis de porosidade e formação de microestruturas não possíveis em processos de fundição convencionais. A possibilidade de tratamento térmico subsequente é devido à redução de ar aprisionado. (VINARCIK, 2003).

Existem duas formas de processamento via *squeeze casting*: direto e indireto. No processo de SC direto, a pressão é aplicada em toda a superfície do metal

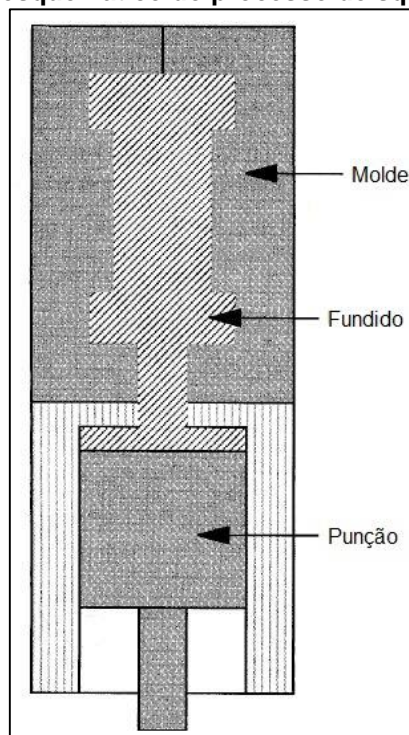
líquido durante a solidificação, como mostrado na Figura 2. Esta técnica produz fundidos com uma rápida transferência de calor e uma densidade completa, o que resulta em finos grãos na estrutura. Como resultado, elevadas propriedades mecânicas são alcançadas. No processo indireto, como mostrado na Figura 3, o metal é injetado na cavidade do molde por um pistão de pequeno diâmetro, através do qual o mecanismo de pressão também é aplicado durante a solidificação. (YUE; CHADWICK, 1996).

**Figura 2 – Diagrama esquemático do processo de squeeze casting direto. (1) pré-aquecimento e lubrificação das ferramentas. (2) vazamento do fundido na cavidade do molde. (3) solidificação do fundido através da pressão. (4) ejeção do fundido.**



Fonte: Adaptado de Kalpakjian e Schmid (2009).

**Figura 3 – Diagrama esquemático do processo de squeeze casting indireto.**



Fonte: Adaptado de Hu (1998).

#### 2.4.4 Prensagem a Quente

De acordo com Kalpakjian e Schmid (2009), na prensagem a quente calor e pressão são aplicados simultaneamente em uma atmosfera de proteção, como resultado tem-se a redução da porosidade e um material mais denso e forte.

O processo tem como parâmetros base temperatura e pressão de elaboração. Todas as variantes do processo utilizam uma pressão entre 1 a 60 MPa e a temperatura podendo situar-se numa gama em que a matriz se encontra semissólida. (DUARTE, 1988).

O aquecimento do material contido na matriz pode ser feito por indução ou por resistência elétrica. Esse aquecimento pode ainda ser feito pela aplicação de calor na própria matriz. Desse modo, o conjunto completo da matriz pode ser aquecido uniformemente e transferido à prensa (CHIAVERINI, 1992).





### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 MATERIAIS

Na Tabela 1 encontra-se a composição química em porcentagem de peso de cada elemento da liga 295.0.

**Tabela 1 – Composição química da liga 295.0.**

Elemento	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti	Outros total	Al
% peso	4-5%	0,03	0,35	0,7-1,5	1,0	0,35	0,25	0,15 total	93,65

Fonte: Kearney (1990).

#### 3.2 PROCESSAMENTO DOS CORPOS DE PROVA

Os parâmetros necessários ao processamento por compressão de semissólido da liga 295.0 mais importantes são a temperatura de aquecimento para atingir o estado semissólido, coexistência de líquido e sólido e a pressão de compactação. A temperatura de processamento foi estimada a partir de Análise Térmica Diferencial (DSC) para determinar as temperaturas de *liquidus* e *sollidus* e por meio do software SOLIDCast para determinar a fração de sólido na temperatura de processamento escolhida que foi 600 °C. Para pressões de compactação foram adotadas as pressões de 150 e 200 MPa (Lü *et al*, 2012).

Para a produção dos corpos de prova utilizou-se uma prensa hidráulica da marca Bovenau, modelo P100001, Figura 4, e o aquecimento foi feito através do forno mufla da marca JUNG, modelo LF0613, conforme mostrado na Figura 5.

**Figura 4 – Prensa hidráulica Bonevau, modelo P100001.**



Fonte: Aatoria própria (2016).

**Figura 5 – Forno mufla, modelo LF0613.**



Fonte: Aatoria própria (2016).

O processamento dos corpos de prova foi feito no laboratório H007 de soldagem da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, *campus* Pato Branco.

Os corpos de prova foram submetidos ao tratamento térmico de solubilização e precipitação T6.

A primeira parte do tratamento consistiu em deixar seis corpos de prova no forno mufla durante 12 horas na temperatura de 515 °C, e em seguida resfria-los rapidamente em água a 75°C. Na segunda parte, os corpos de prova ficaram durante 3 horas no forno mufla na temperatura de 155 °C, e deixados dentro do próprio forno para resfriar.

O tratamento dos corpos de prova foi feito no laboratório H007 de soldagem da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, *campus* Pato Branco.

### 3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA

#### 3.3.1 Análise Metalográfica

Para a análise metalográfica foi necessária uma preparação cuidadosa da superfície dos corpos-de-prova (lixamento e polimento), a fim de assegurar uma maior precisão nos resultados.

Os embutimentos foram feitos em dois grupos de amostras, sem tratamento e com tratamento térmico e, em cada um, amostras com pressões de 0, 150 e 200 MPa. Utilizou-se o equipamento PRE-30S da Arotec.

As amostras embutidas foram lixadas em 05 lixas d'água de granulometria de 120, 220, 400, 600 e 1200, e depois polidas com alumina de 0,3  $\mu\text{m}$  e pasta de diamante. O lixamento e o polimento das amostras foram efetuados em uma politriz lixadeira da marca Fortel, modelo PLF, onde estas rodam sobre o prato de polimento em sentido oposto ao deste.

Após a preparação metalográfica as amostras sem e com tratamento térmico foram atacados durante 30 e 15 segundos, respectivamente, em solução aquosa de 0,5% de ácido fluorídrico (HF).

Toas as amostras foram analisadas com um aumento de 50x, 100x e 200x, em um microscópio metalúrgico da marca MEIJI, modelo ML8000, a fim de ser feita a análise da microestrutura dos corpos de prova.

Toda a preparação das amostras foi feita no laboratório H005 de ensaios mecânicos da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, *campus* Pato Branco.

### 3.3.2 Microdureza Vickers (HV)

Para d o ensaio de microdureza foram utilizadas as mesmas amostras da análise microestrutural. Foram realizadas 07 identifica es com uma carga de 0,9807 N (100 gf) e um tempo de identifica o de 15 segundos.

Os ensaios de dureza foram realizados segundo a norma ASTM E384-11.

O equipamento utilizado   um microdur metro digital, Figura 6, modelo TH710, *Beijing TIME High Technology Ltda*, localizado no laboratório H004 de metalografia da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, *campus* Pato Branco.

**Figura 6 – Microdurômetro Vickers, modelo TH710.**



**Fonte: Autoria própria (2016).**

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

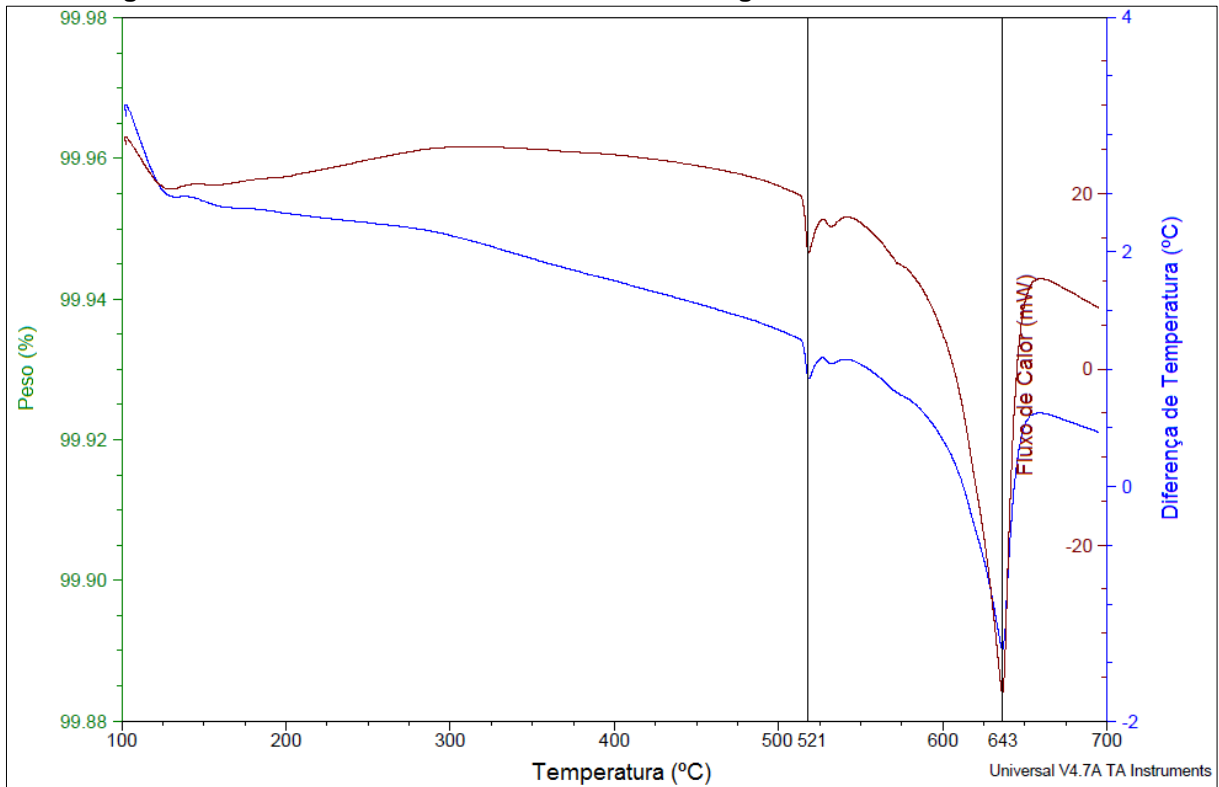
### 4.1 LIGA 295.0

A liga 295.0 apresenta temperatura *solidus* a 520°C e *liquidus* a 645°C (KEARNEY, 1990), portanto, com um grande intervalo de solidificação, o que facilita o seu processamento semissólido. Quando há pequenas variações na temperatura, ligas com pequeno intervalo de solidificação apresentam grande variação nas frações sólida e líquida no estado semissólido, o que ocasiona elevada mudança na viscosidade da pasta e dificulta o seu processamento.

A partir do *software* SOLIDCast verificou-se que as temperaturas *solidus* e *liquidus* para liga 295.0 são 521°C e 643°C, respectivamente, e que a fração líquida de sólido é de 34%, para a temperatura de 600°C.

Na Figura 7 estão presentes as curvas de fluxo de calor e da perda de massa em função da temperatura durante a fundição e estas foram obtidas por meio das Análise Térmica Diferencial (DSC) e Análise Termogravimétrica (TGA) no laboratório de Central de Análises. Estas foram utilizadas para a identificação aproximada das temperaturas *liquidus* e *solidus* da liga 295.0.

**Figura 7 – Resultado das análises DSC e TGA da liga 295.0 utilizada no trabalho.**



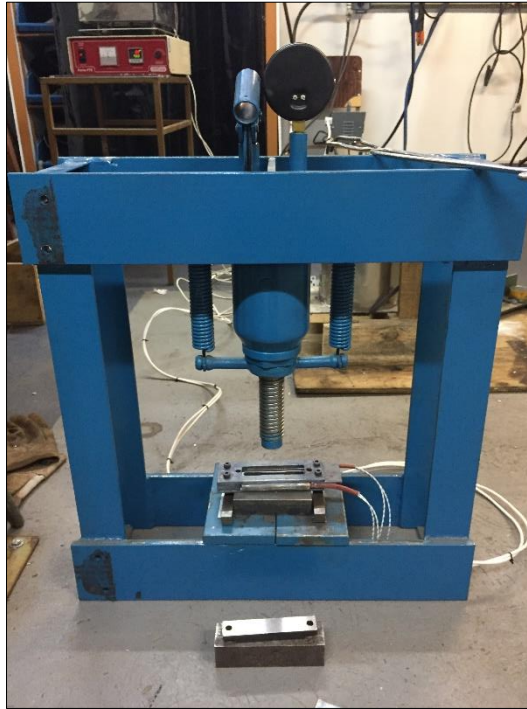
**Fonte: Central de análises químicas.**

Pela análise das curvas verifica-se que o valor das temperaturas *solidus* e *liquidus* da liga é aproximadamente 521°C e 643°C, respectivamente; portanto, a zona pastosa se encontra entre essas temperaturas.

#### 4.2 PROCESSAMENTO DOS CORPOS DE PROVA

A princípio foi desenvolvido um dispositivo onde se iria vazar o metal líquido e aplicar a pressão, conforme mostrado na Figura 8. O dispositivo era aquecido por duas resistências de cartucho e em seu interior havia um molde do corpo de prova, como mostra a Figura 9.

**Figura 8 - Montagem do dispositivo na prensa**

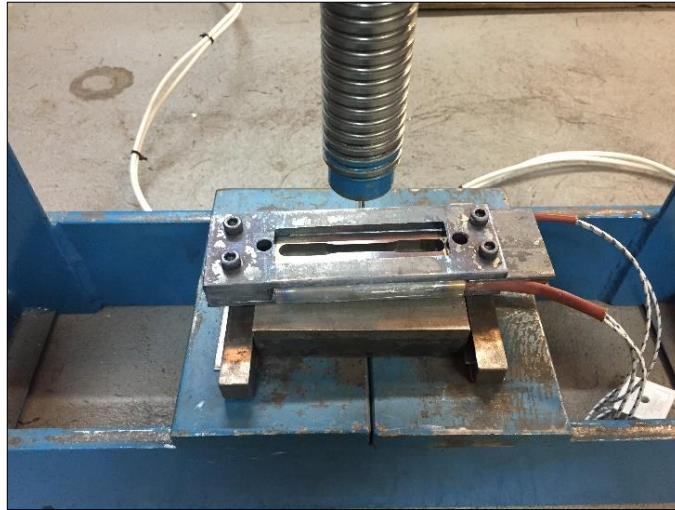


**Fonte: Autoria própria (2016).**

O metal era aquecido até o estado líquido e então vazado no dispositivo. Um primeiro problema encontrado foi a quantidade e o vazamento do fundido no molde, visto que o mesmo era muito pequeno e o metal não poderia transbordar; um segundo problema foi a temperatura no interior do molde - embora houvesse duas resistências, elas não foram suficientes para manter a parte interna do molde numa temperatura capaz de conservar o metal no estado líquido até a aplicação da pressão, isso ocorreu devido a pequena quantidade de metal na matriz de compactação.

Numa primeira tentativa de fabricação o fundido se encontrava na temperatura de 720°C e o interior do molde a 240°C; logo após o vazamento do metal no dispositivo, o mesmo se solidificou rapidamente não havendo tempo para aplicar a pressão.

**Figura 9 – Dispositivo para a fabricação dos corpos de prova.**



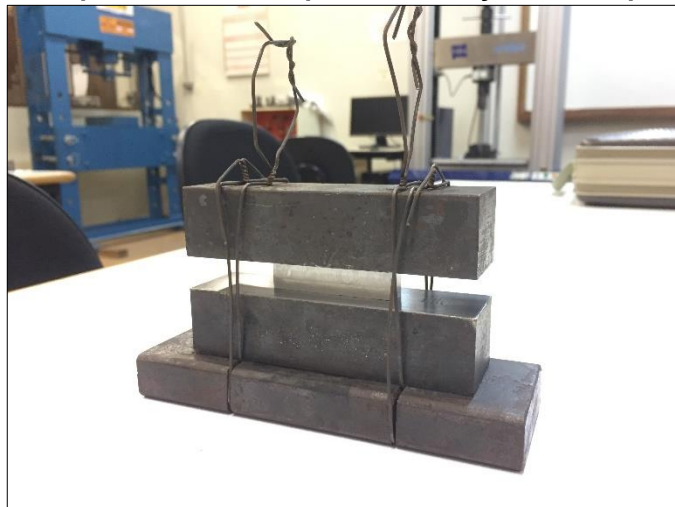
**Fonte: Autoria própria (2016).**

Visto que a primeira tentativa se mostrou ineficaz, decidiu-se então, ao invés de trabalhar com metal líquido, trabalhar com metal no estado semissólido.

Da liga 295.0 foram confeccionados 06 pequenos lingotes de 7x50x13mm e estes foram separados de modo que quatro fossem aquecidos e prensados.

O processo de prensagem consistia em aquecer o novo dispositivo, Figura 10, no forno, mantendo-o durante 7,5 minutos na temperatura de 600°C, em seguida, o mesmo era posicionado na prensa de modo que fosse aplicada a pressão. O processo de prensagem foi realizado em patamar de 1 minuto e 30 segundos, sob as cargas de 150 e 200 MPa.

**Figura 10 – Dispositivo utilizado para a fabricação dos corpos de prova.**



**Fonte: Autoria própria (2016).**



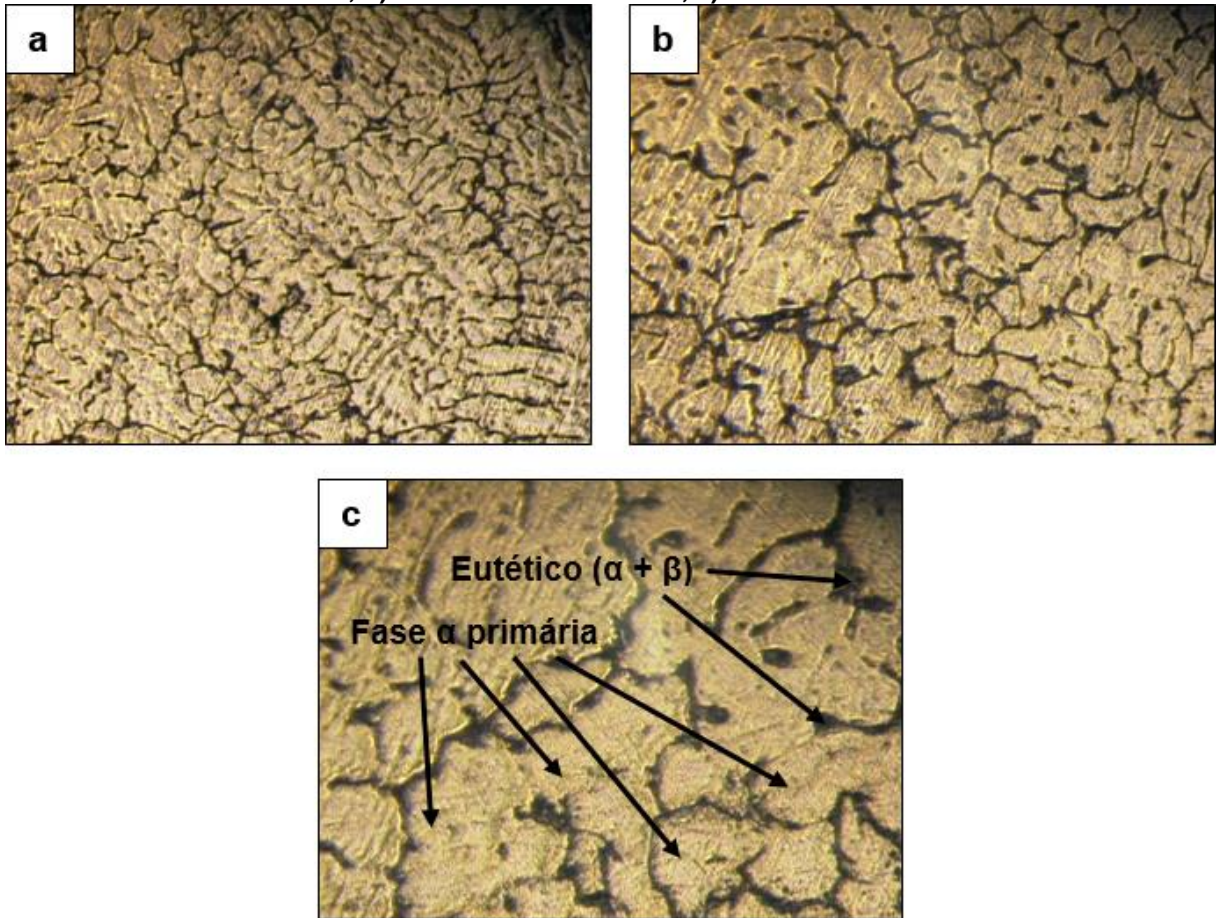
Após a prensagem dos lingotes, os mesmos e os anteriores – os quais não tinham sido prensados, foram serrados ao meio e ao final havia ao todo 12 corpos de prova. Todos estes seriam usinados e então submetidos ao ensaio de tração, porém, não foi possível a confecção dos corpos de prova a partir da norma. Os corpos de prova prensados eram extremamente pequenos, e, quando começavam a serem usinados, fraturavam. E por fim, os corpos de prova não foram usinados.

### 4.3 RESULTADOS DA CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA

#### 4.3.1 Análise Microestrutural

Nas Figuras 11 a 13 estão presentes as micrografias das seções transversais dos corpos de prova não tratados da liga 295.0 em diferentes escalas para diferentes pressões. A Figura 11 apresenta a microestrutura para o corpo de prova sem prensagem, a Figura 12 com pressão de 150 MPa e a Figura 13 com 200 MPa, e uma temperatura de processamento de 600°C.

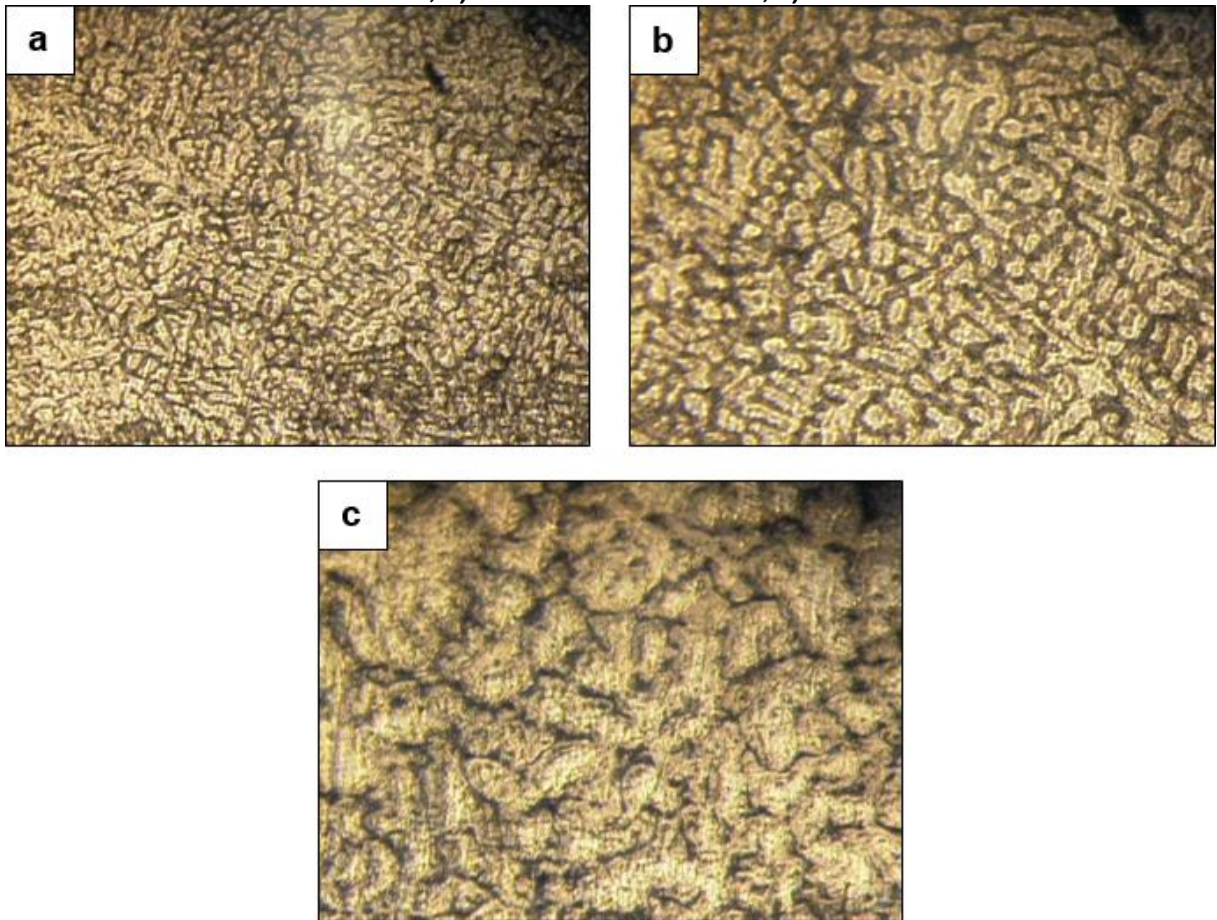
Figura 11 – Microscopia óptica do corpo de prova sem prensagem e não tratado: a) Aumento de 50 vezes, b) Aumento de 100 vezes, c) Aumento de 200 vezes.



Fonte: Autoria própria (2016).

A Figura 11 mostra a estrutura do corpo de prova sem prensagem e não tratado para diferentes aumentos. Pode-se observar uma fase  $\alpha$  primária com morfologia dendrítica (partes claras) ricas em alumínio e a estrutura eutética ( $\alpha + \beta$ ), sendo a fase  $\beta$  rica em cobre. É possível observar que as estruturas dendríticas e os espaçamentos celulares estão bem uniformes e distribuídos no eutético.

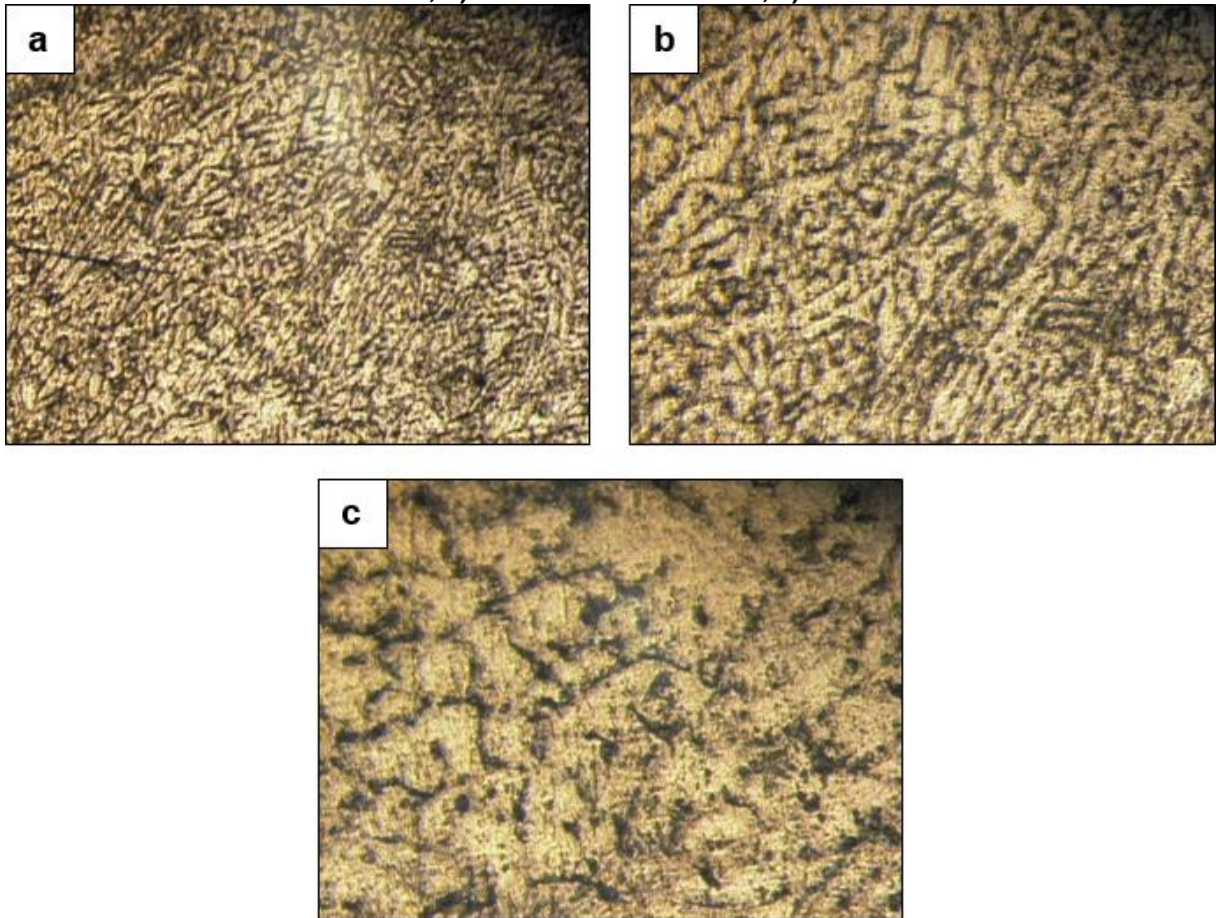
Figura 12 – Microscopia óptica do corpo de prova com prensagem de 150 MPa e não tratado: a) Aumento de 50 vezes, b) Aumento de 100 vezes, c) Aumento de 200 vezes.



Fonte: Autoria própria (2016).

Nota-se uma mudança na microestrutura entre os métodos de confecção. Comparando as formas de processamentos – sem e com pressão de 100 MPa, as formas do tamanho e a variação do grão são óbvias, além disso, a segregação da fase eutética se tornou menos uniforme, o que revela que o processamento por fusão por pressão de semissólido pode obviamente aperfeiçoar o tamanho de grão e eliminar a segregação da fase eutética.

Figura 13 – Microscopia óptica do corpo de prova com prensagem de 200 MPa e não tratado: a) Aumento de 50 vezes, b) Aumento de 100 vezes, c) Aumento de 200 vezes.



Fonte: Autoria própria (2016).

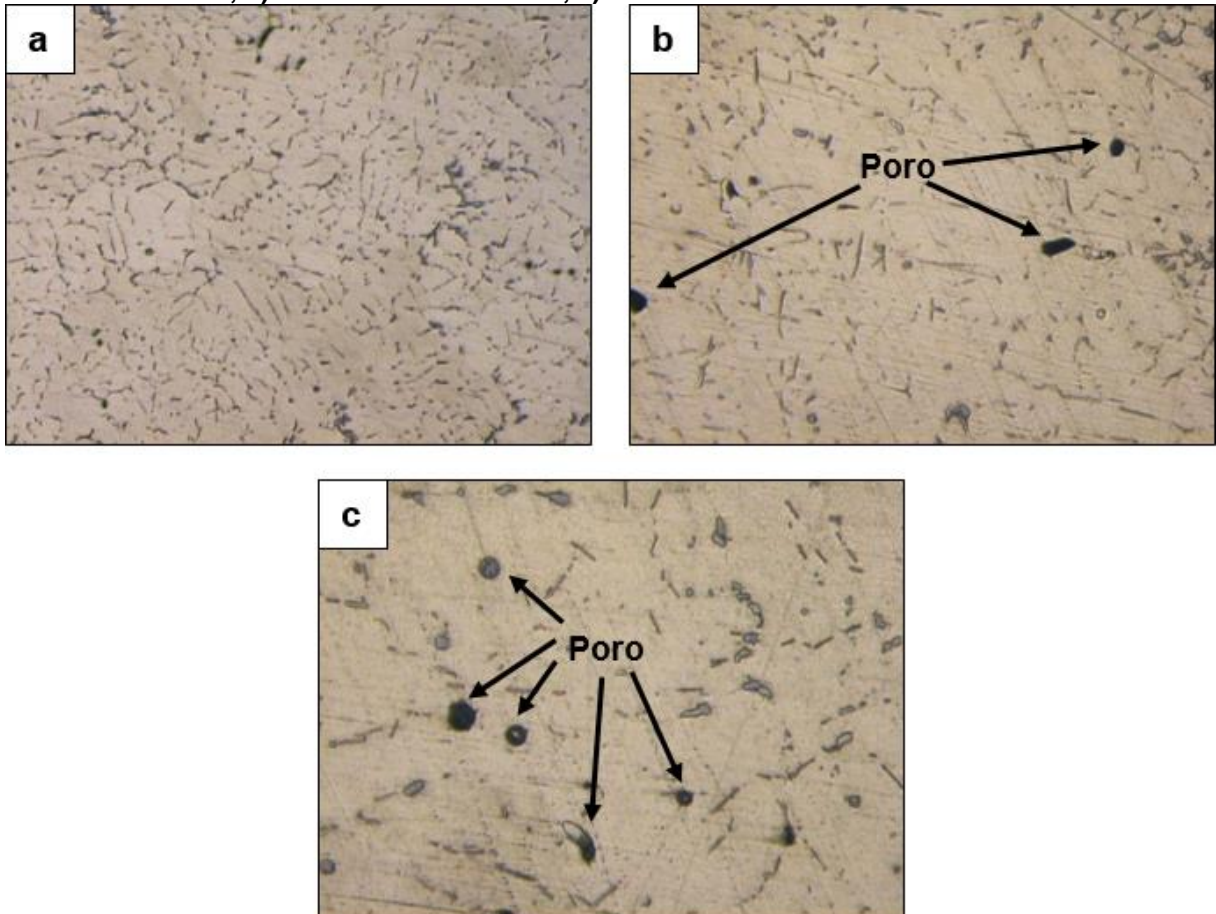
As microestruturas de parte da liga 295.0 produzidas por *squeeze casting* de semissólido se apresentam muito mais fina, composta de grãos que existem na forma de aglomerados ou se aproximando de rosetas. Houve um refino dendrítico na microestrutura e um menor nível de poros por área. As microestruturas em ambas as formas de processamento – aplicando uma pressão de 150 e 200 MPa, quase não têm diferença.

De modo geral, é possível verificar que a microestrutura resultante é fortemente influenciada pela taxa de compressão que foi aplicada em cada um dos métodos das amostras. Assim, maiores taxas de pressão proporcionam uma microestrutura com dendritas mais finas e menos porosa.

Nas Figuras 14 a 16 estão presentes as micrografias das seções transversais dos corpos de prova tratados da liga 295.0 em diferentes escalas para diferentes pressões. A Figura 14 apresenta a microestrutura para o corpo de prova

sem prensagem, a Figura 15 com pressão de 150 MPa e a Figura 16 com 200 MPa, e uma temperatura de processamento de 600°C.

**Figura 14 – Microscopia óptica do corpo de prova tratado e não prensado: a) Aumento de 50 vezes, b) Aumento de 100 vezes, c) Aumento de 200 vezes.**

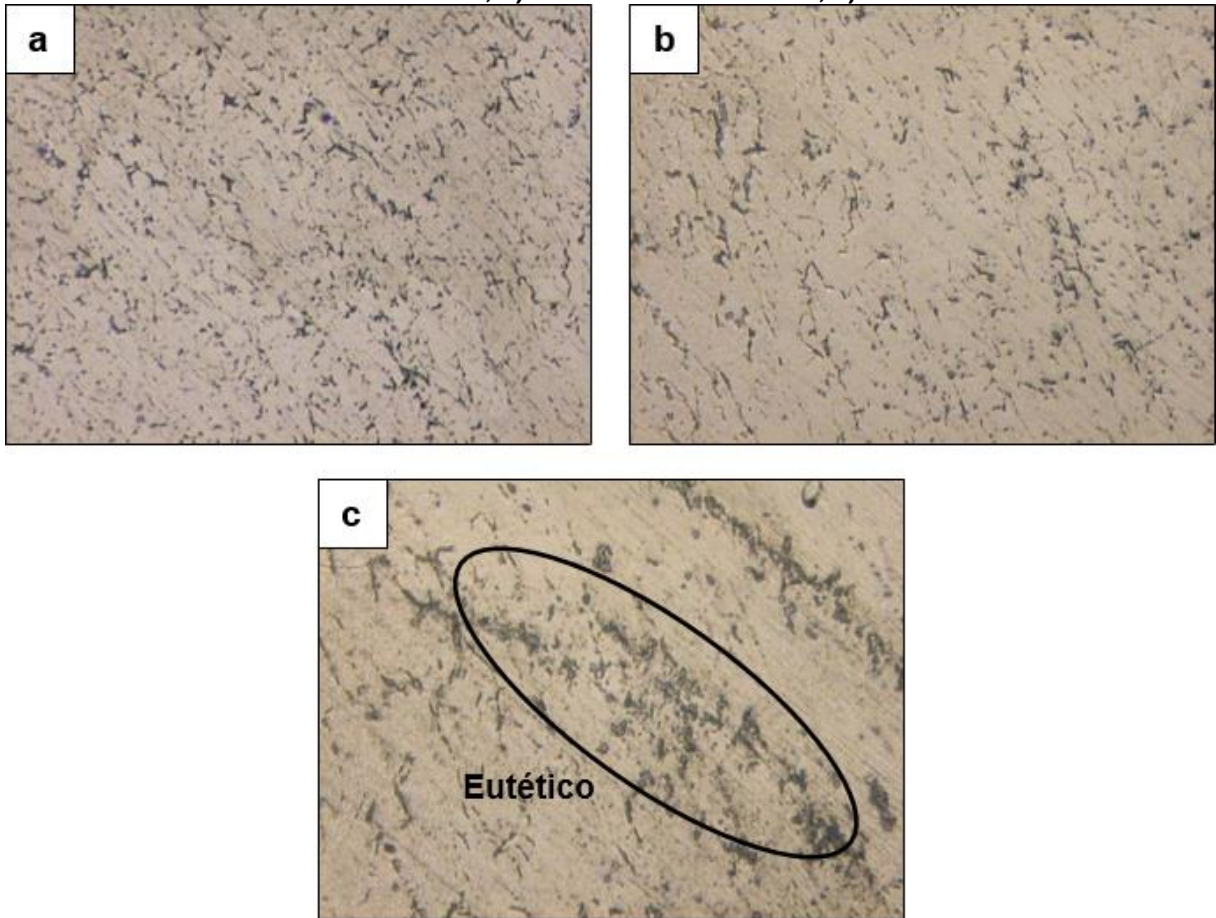


Fonte: Autoria própria (2016).

A Figura 14 mostra a estrutura do corpo de prova não tratado e sem prensagem para diferentes aumentos. Assim como nas micrografias para a amostra sem prensagem e não tratada, observa-se uma fase  $\alpha$  primária com morfologia segregada interdendriticamente e com uma orientação preferencial e uma estrutura eutética. É possível também observar a presença de poros.

O efeito do tratamento térmico de solubilização fez com que os contornos dendríticos não se apresentassem tão bem definidos e as partículas de intermetálicos, como silício e cobre, ficassem mais distribuídos na matriz, resultando numa estrutura mais fina e homogênea.

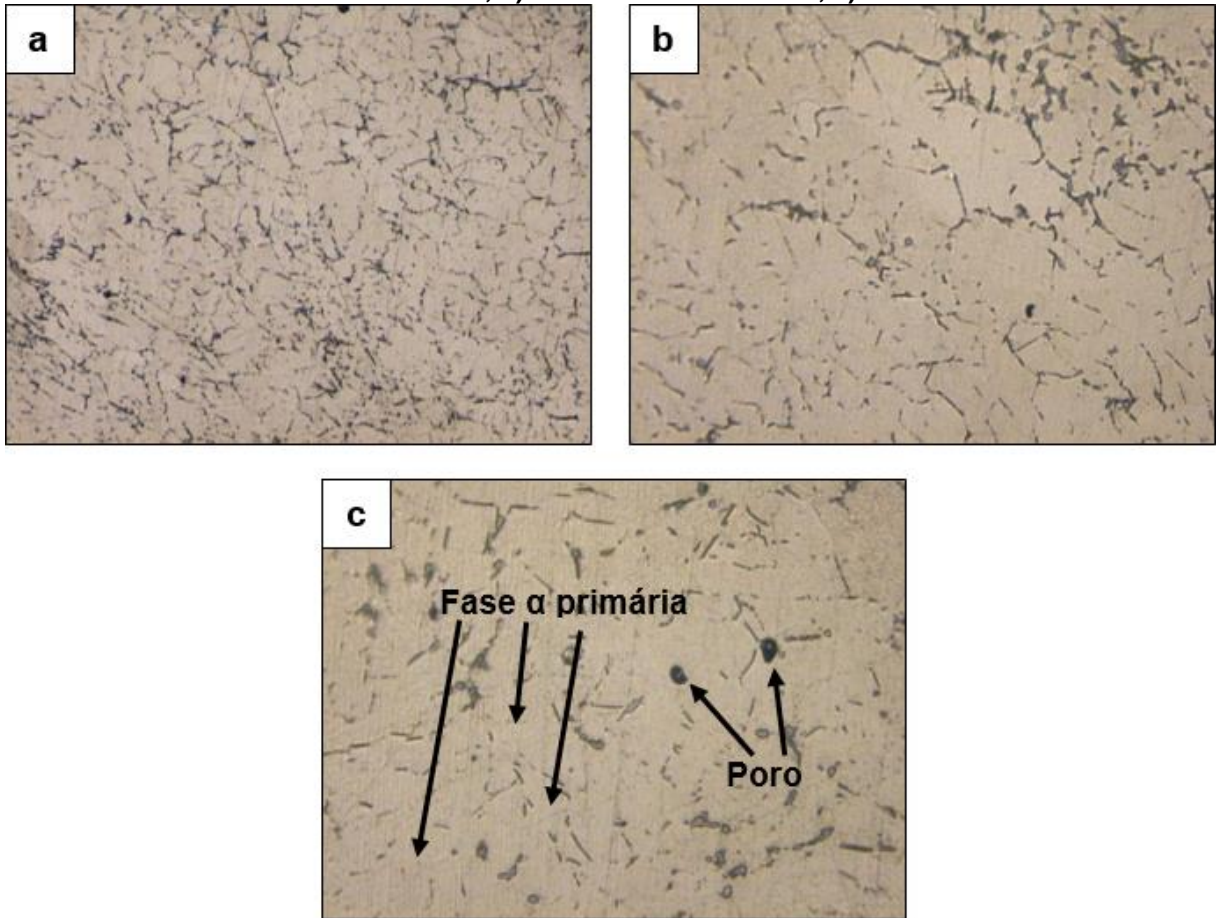
Figura 15 – Microscopia óptica do corpo de prova tratado e prensado com 150 MPa: a) Aumento de 50 vezes, b) Aumento de 100 vezes, c) Aumento de 200 vezes.



Fonte: Autoria própria (2016).

Na Figura 15 verifica-se que a microestrutura apresenta grãos de  $\alpha$ -Al equiaxiais e sem qualquer morfologia apreciavelmente alongada ou estruturas dendríticas solidificadas. Estes grãos são rodeados por uma fase líquida solidificada.

Figura 16 – Microscopia óptica do corpo de prova tratado e prensado com 200 MPa: a) Aumento de 50 vezes, b) Aumento de 100 vezes, c) Aumento de 200 vezes.



Fonte: Autoria própria (2016).

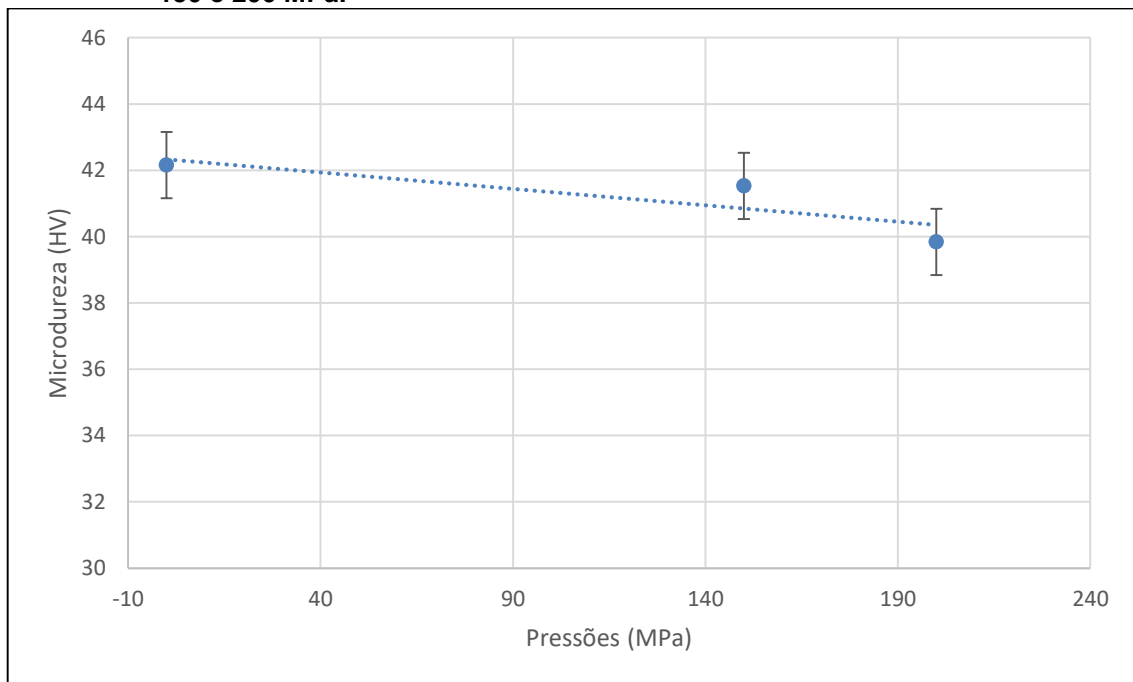
A falta de grãos interligados confirma que a força de cisalhamento do processo fragmenta os grãos alongados. Comparando o tamanho de grão entre as ligas sólidas e processadas, estas últimas apresentam um refinamento de grão significativo sobre as primeiras, como visto nas Figuras 12, 13, 15 e 16. Particularmente, as amostras processadas mostram uma estrutura de grão muito fina. Além disso, nota-se que os defeitos de formação tais como porosidade residual e fissuras quentes quase não são observados nas ligas processadas.

Ressalta-se que nas imagens com maiores aumentos ópticos os pequenos pontos pretos observados não correspondem a poros devido ao aprisionamento de gases dissolvidos ou provenientes da concentração de metal semissólido, e sim em consequência do ataque químico realizado para revelação da microestrutura.

#### 4.3.2 Microdureza Vickers

A Figura 17 apresenta um intervalo dos valores (mínimo, médio e máximo) obtidos para a dureza das amostras embutidas sem tratamento dos corpos de prova, para as pressões de 0, 150 e 200 MPa, respectivamente.

**Figura 17 – Microdurezas Vickers para as amostras sem tratamentos para as pressões de 0, 150 e 200 MPa.**



**Fonte: Autoria própria (2016).**

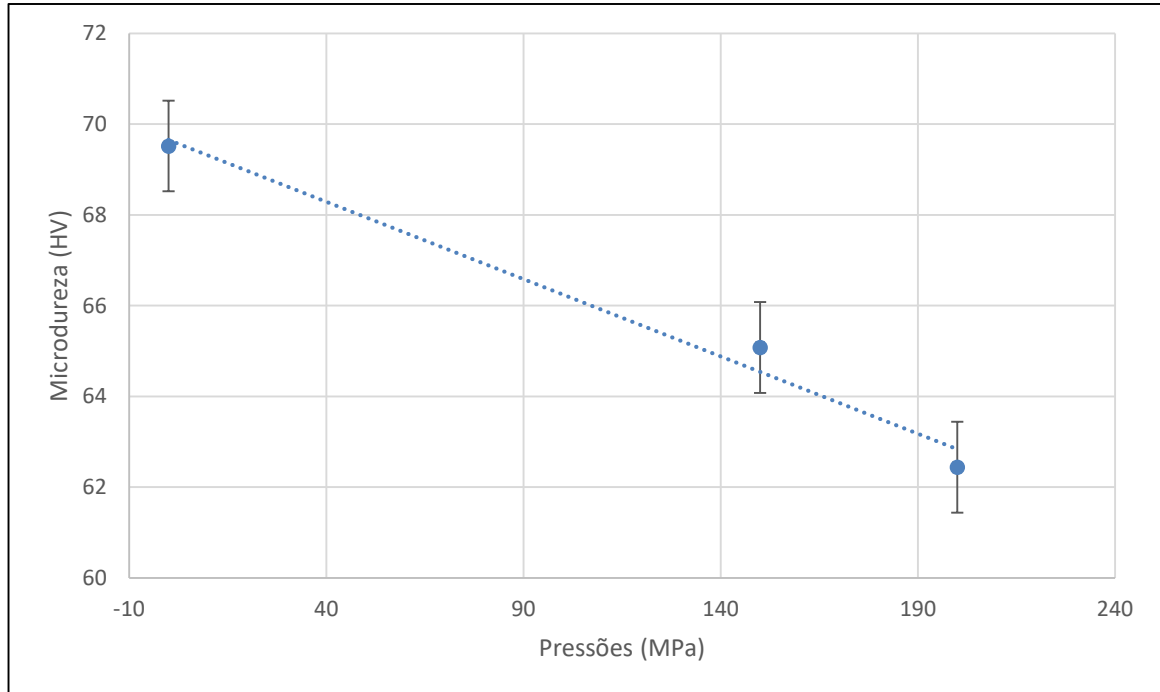
A amostra sem tratamento e sem pressão apresentou microdureza entre 39 e 44 HV; a amostra com pressão de 100 MPa apresentou microdureza entre 40 e 47 HV, e a amostra com pressão de 200 MPa apresentou microdureza entre 38 e 43 HV.

Comparando as três formas de processamento dos corpos de prova, é possível observar que com o efeito do refinamento do grão há um decréscimo na dureza. Em contraste, a dureza das amostras não processadas é ligeiramente superior às processadas, apesar de possuírem a estrutura de grão relativamente mais grosseira. Isso pode estar relacionado com o tamanho das fases intermetálicas presentes, como  $AlCu_2$ , as quais são as principais pela microdureza desta liga.



A Figura 18 apresenta um intervalo dos valores (mínimo, médio e máximo) obtidos para a dureza das amostras embutidas com tratamento dos corpos de prova, para as pressões de 0, 150 e 200 MPa, respectivamente.

**Figura 18 – Microdurezas Vickers para as amostras com tratamentos para as pressões de 0, 150 e 200 MPa.**



**Fonte: Autoria própria (2016).**

A amostra com tratamento e sem pressão apresentou microdureza entre 73 e 64 HV; a amostra com pressão de 100 MPa apresentou microdureza entre 68 e 64 HV, e a amostra com pressão de 200 MPa apresentou microdureza entre 65 e 60 HV.

Observa-se que para as mesmas condições de fabricação as amostras tratadas apresentaram valores maiores para a microdureza. Os maiores valores para a dureza das amostras tratadas foram devido a presença de intermetálicos como cobre e silício no eutético.



## 5 CONCLUSÃO

A partir dos resultados experimentais obtidos, as seguintes conclusões podem ser tomadas para o presente trabalho:

A microestrutura resultante é fortemente influenciada pelas pressões de compactação aplicadas, deste modo, é possível verificar que as partículas  $\alpha$ -Al primárias se transformam com a aplicação da pressão, se tornando mais homogêneas e finas; ocorre uma deformação plástica dos grãos e uma posterior recristalização dinâmica na microestrutura. As pressões de compactação aplicadas no processamento afetaram a microdureza das amostras. O aumento da pressão de compactação reduziu a dureza das amostras, provavelmente em função do refinamento dos intermetálicos presentes na liga.

O tratamento térmico resultou em modificações na microestrutura, especialmente na distribuição dos intermetálicos e na forma dos contornos de grãos. A microdureza foi maior nas amostras tratadas termicamente devido aos intermetálicos presentes no eutético.



## REFERÊNCIAS

ASTM E384-16, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016.

ATKINSON, H. V. **Modelling the semisolid processing of metallic alloys**. Progress in Materials Science, v. 50, p.341-412, 2005.

CHIAVERINI, V. **Metalurgia do pó: Técnica e produtos**. São Paulo, ed. 3, 1992.

DAO, V.; ZHAO, S.; LIN, W.; ZHANG, C. **Effect of process parameters on microstructure and mechanical properties in AlSi<sub>9</sub>Mg connecting-rod fabricated by semi-solid squeeze casting**. Materials Science & Engineering A, p.95-102, 2012.

DIAS, A. M. S. **Análise Numérica do Processo de Fratura no Ensaio de Indentação Vickers em uma liga de Carboneto de Tungstênio com Cobalto**. 2004. 200f. Tese (Doutorado em Metalurgia de Transformação) – Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2004.

DORCIC, J. L.; VERMA, S. K. **Squeeze Casting**. In: ASM. Metals Handbook, v. 15 – Casting. Metals Park: ASM International, p.710-719, 1988.

FLEMINGS, M. C. **Behavior of Metal Alloys in the Semisolid State**. A Metallurgical Transactions, v. 22A, p.957-981, 1991.

GHOMASHCHI, M.R.; VIKHROV, A. **Squeeze Casting: an Overview**. Journal of Materials Technology, v. 101, p.1-9, 2000.

HENRY, S., MINGHETTI T., RAPPAZ, M., **Dendrite Growth Morphologies in Aluminium Alloys**. Acta Materialia, vol 46, p. 6431-6443, 1998.

HU, H. **Squeeze Casting of magnesium alloys and their composites**. Journal of Materials Science, v. 33, p.1579-1589, 1998.

KALPAKJIAN, Serope; SCHMID, Steven R. **Manufacturing Engineering and Technology**. Pearson, ed. 6, 2009.

KEARNEY, A. L.; Avery Kearney and Company. **Properties of Cast Aluminum Alloys**. In: ASM. Metals Handbook – Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, v. 2 – p.590, 1991.

JESUS, E. R. B. **Obtenção, usinagem e desgaste de materiais compósitos de matriz metálica processados via metalurgia do pó.** 1998. 84f. Tese (Mestrado em Tecnologia Nuclear - Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1998.

MIDSON, Stephen P., JACKSON, Andrew. **A comparison of thixocasting and rheocasting.** World Foundry Congress: Casting the future. p.1-22, Jun. 2006.

PRABHU, T. R. **Microstructure and mechanical properties of a thixoforged (semi solid state forged) Al–Cu–Mg alloy.** Archives of civil and mechanical engineering, v. 16, p.335-343, 2016.

SRIVATSAN, T. S.; IBHAHIM, I. A.; MOHAMED, F. A.; LAVERNIA, E. J. **Processing techniques for particulate-reinforced metal aluminum matrix composites.** Journal of Materials Science, v. 26, p.5965-5978, 1991.

ROOY, E. L. **Introduction to Aluminium and Aluminium Alloys.** In: ASM. Metals Handbook – Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, v. 2 – p.17, 1991.

ROVIRA, M. M. M. **Forjamento da liga AA 2011 no estado semi-sólido: Estudo do processo e do produto.** 2001. 194f. Tese (Doutorado em Materiais e Processos de Fabricação) – Universidade de Campinas, Campinas, 2001.

VINARCIK, E. J. **High Integrity Die Casting Processes.** New York: John Wiley & Sons, 2003.

YUE, T. M.; CHADWICK, G. A. **Squeeze casting of light alloys and their composites.** Journal of Materials Processing Technology, v. 58, p.302-307, 1996.