

# ESTUDO DE LIGAS Al-Si FUNDIDAS POR CENTRIFUGAÇÃO PARA APLICAÇÃO COMO CAMISA DE CILINDRO AUTOMOTIVO<sup>1</sup>

Antonio Augusto Couto<sup>2</sup>

Abner Cabral Neto<sup>3</sup>

Jan Vatauvuk<sup>4</sup>

Mário Augusto Nava<sup>5</sup>

Arnaldo Braga Junior<sup>5</sup>

Elvis Guerreiro<sup>5</sup>

Kaísa Bortone Salles Couto Machado<sup>6</sup>

Nelson Batista de Lima<sup>7</sup>

## Resumo

Neste trabalho são utilizadas ligas hipereutéticas (14% a 17% Si) de modo que a centrifugação faria com que ocorresse uma concentração de silício na parede interna da camisa, enquanto que o restante do componente teria teor de silício mais baixo. Nas duas composições estudadas observou-se uma quantidade da fase  $\beta$  (Si) primária próximo à parede externa da camisa numa pequena profundidade ( $\approx 1$  mm), provavelmente decorrente da solidificação da liga quando em contato com a parede da coquilha antes da migração das partículas de silício primário para a parede interna da camisa. Na região central da camisa a microestrutura predominante é a eutética com a fase  $\beta$  com formato de agulhas que foi modificada com a adição do inoculante SrAl 10%. A migração da fase  $\beta$  (Si) primária para a parede interna da camisa devido à força centrífuga ocorreu numa camada de aproximadamente 3 mm.

**Palavras-chave:** Al-Si; Fundição por centrifugação; Componente automotivo.

## STUDY OF THE CENTRIFUGAL CASTING Al-Si ALLOYS FOR APPLICATION AS AUTOMOTIVE CYLINDER LINER

### Abstract

In this paper hypereutectic alloys are used (14 to 17% Si), so that the centrifugation would concentrate silicon in the inner periphery of the cylinder liner, while the rest of the component would have a smaller percentage of silicon. In both of the studied compositions, it was observed an amount of the primary  $\beta$  phase (Si) near from the outer periphery in a small depth ( $\approx 1$  mm), probably resulting from the alloy solidification when it was in contact with the cylindrical mold before the primary silicon particles migration to the liner internal wall. In the liner central area, the predominant microstructure is the eutectic with the  $\beta$  phase in needle-shape, which was modified with the addition of the SrAl 10% inoculant. The primary  $\beta$  phase (Si) migration to the inner periphery due to the centrifugal force happened in a layer of approximately 3 mm.

**Key words:** Al-Si; Centrifugal casting; Automotive component.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 11° Seminário de Metais Não Ferrosos, 1 a 3 de setembro de 2009, São Paulo, SP.

<sup>2</sup> Doutor do IPEN – CNEN/SP e da Universidade Presbiteriana Mackenzie.

<sup>3</sup> Mestre da Universidade Presbiteriana Mackenzie.

<sup>4</sup> Doutor da Universidade Presbiteriana Mackenzie.

<sup>5</sup> Engenheiro da Magneti Marelli Cofap.

<sup>6</sup> Mestre da Associação Brasileira do Alumínio – ABAL.

<sup>7</sup> Doutor do IPEN – CNEN/SP.

## 1 INTRODUÇÃO

Camisas de cilindro automotivo são componentes mecânicos com a função de revestir internamente os cilindros dos motores automotivos. Nas superfícies internas das camisas de um motor deslocam-se os pistões e anéis, promovendo um considerável desgaste entre a camisa de cilindro e anéis do pistão em razão do atrito existente. As camisas automotivas são hoje normalmente produzidas em ferro fundido. Contudo, a cada dia, inovações tecnológicas têm sido feitas no sentido de reduzir o peso dos automóveis. A substituição de partes feitas em aço e ferro fundido por ligas de alumínio tem sido feita com vantagens não só na diminuição de peso como também no consumo de combustível e emissão de poluentes. Além disto, o alumínio pode ser totalmente reciclado sem perda da qualidade.

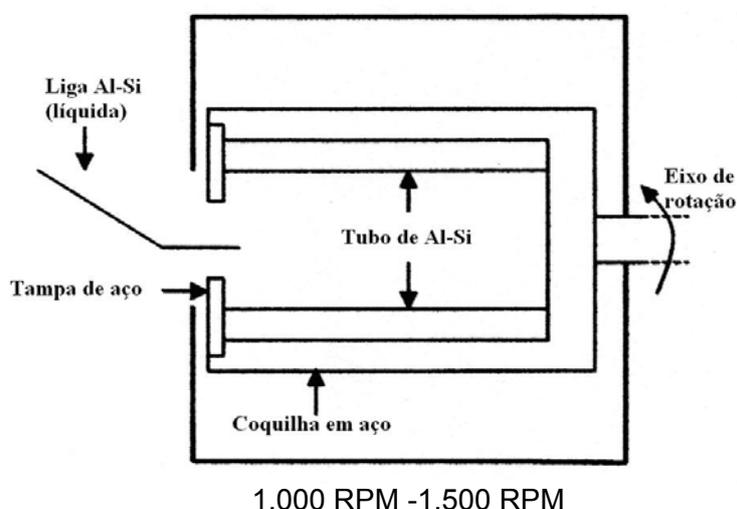
As ligas do sistema Al-Si são as mais importantes entre as ligas fundidas de alumínio, principalmente por sua alta fluidez, baixa contração nos fundidos, elevada resistência à corrosão, boa soldabilidade, fácil brasagem e seu baixo coeficiente de expansão térmica.<sup>(1)</sup> As ligas de alumínio com 5%-20% de Si (em porcentagem em peso) são as mais comuns e as mais usadas na indústria. A microestrutura destas ligas consiste de uma fase primária de alumínio (fase  $\alpha$ ) ou de silício (fase  $\beta$ ) e de uma estrutura eutética exibindo a fase  $\beta$  com morfologia acicular na forma de grandes plaquetas na matriz de alumínio. As ligas de Al-Si hipereutéticas são candidatas à utilização como camisa de cilindro, pois o silício adicionado ao alumínio (acima de 12%) aumenta consideravelmente a resistência ao desgaste da liga. A dureza das partículas de silício promove o aumento da resistência ao desgaste destas ligas. Contudo, ligas com grandes quantidades de silício apresentam uma fragilidade que acaba dificultando a utilização deste material como camisa de cilindro.

Na fundição por centrifugação, um molde permanente é rotacionado sobre seu eixo em altas velocidades (1.000 rpm a 1.500 rpm) enquanto o metal fundido é vazado. O metal fundido é vazado em movimento de rotação na direção da parede do molde, onde é solidificado após o resfriamento. Com a utilização do processo de fundição por centrifugação é possível se pensar em utilizar ligas Al-Si para fabricação de camisas de cilindro. Neste caso, a centrifugação faria com que ocorresse uma concentração de silício (menor densidade) na parede interna da camisa de cilindro, enquanto que o restante do componente teria teor de silício mais baixo. Nestas condições estariam atendidos os requisitos de resistência ao desgaste na superfície interna da camisa devido ao alto teor de silício segregado e ao mesmo tempo o componente não fragilizaria, pois o restante da camisa teria baixo teor de silício. Diante do citado anteriormente, este estudo investigou a microestrutura e a dureza de duas ligas Al-Si hipereutéticas (14,7% e 17% de Si) fabricadas pelo processo de fundição por centrifugação.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Uma representação esquemática da centrífuga horizontal, utilizada neste trabalho, é mostrada na Figura 1. Na Figura 2 é mostrada uma fotografia de uma visão geral da centrífuga. Neste trabalho foram fundidos por centrifugação 6 tubos (camisas), identificadas com os números de 1 a 6, sendo três da liga Al-17 %Si e três da liga Al-14,7 %Si, conforme composições nominais apresentadas na Tabela 1. Na fundição das ligas foi utilizado um forno a indução ao ar e as temperaturas de vazamento variaram entre 720°C e 770°C. Em todas as fusões foram utilizados

escorificante e desgaseificante à base de hexacloretano. Na fundição por centrifugação o molde foi pré-aquecido e a velocidade de rotação foi mantida em 1.500 rpm até a solidificação do tubo.



**Figura 1.** Representação esquemática de uma fundição por centrifugação horizontal com sistema de resfriamento do molde.

**Tabela 2.** Composição química das ligas de alumínio investigadas neste trabalho.

Tubo	Si [%]	Mg [%]	Mn [%]	Cu [%]	Zn [%]	Fe [%]	Ti [%]	Al [%]
1 a 3	17	0,5	---	4,5	---	0,2	0,1	Balanço
4 a 6	14,7	0,24	0,244	1,876	0,519	0,777	---	Balanço

As medidas de dureza Vickers foram executadas com aplicação de carga de 5 kg. A preparação das amostras metalográficas para caracterização por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e difratometria de raios-X foi executada por meio de técnicas convencionais de corte, embutimento, lixamento e polimento. Na determinação da fração em área de silício (fase  $\beta$ ) ao longo da espessura do tubo centrifugado e do tamanho médio das partículas da fase  $\beta$  primária foi utilizado o programa de análise de imagens Image Pro-Plus. As medidas de fração em área de silício e de dureza Vickers foram feitas em intervalos de 1 mm da parede externa até a parede interna do tubo centrifugado. Na análise por MEV foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura marca Philips, modelo XL-30, acoplado com um sistema de análise química, por energia dispersiva de raios-X (EDS). Para determinação das fases presentes nas amostras da liga Al-Si foi utilizado, complementarmente ao MEV, um difratômetro de raios-X da marca Rigaku.

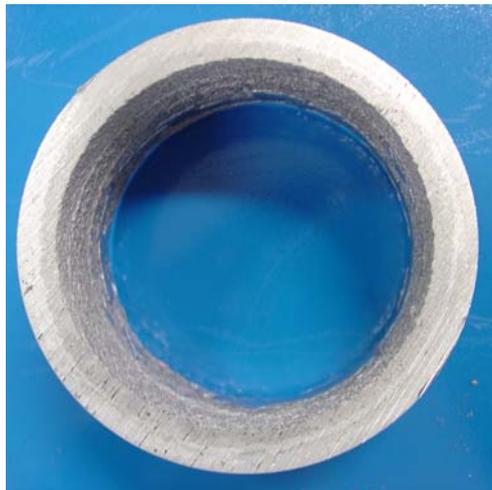
### 3 RESULTADOS

Na Figura 2 é mostrado um dos tubos centrifugados. Na Figura 3 é mostrada a seção cortada a 100 mm de uma das extremidades do tubo. As análises metalográficas foram feitas nas posições próximas às extremidades do tubo, sendo nas regiões de início e final do vazamento. Nas Figuras 4 e 5 são apresentados os perfis metalográficos dos tubos centrifugados a partir da parede externa até a parede interna em intervalos de 1 mm. Como as partículas de silício têm um formato irregular, adotou-se medir estas partículas na sua maior dimensão. Como resultado

obteve-se um tamanho médio de partícula de 25  $\mu\text{m}$ , com variação de tamanho entre 12  $\mu\text{m}$  e 52  $\mu\text{m}$ .

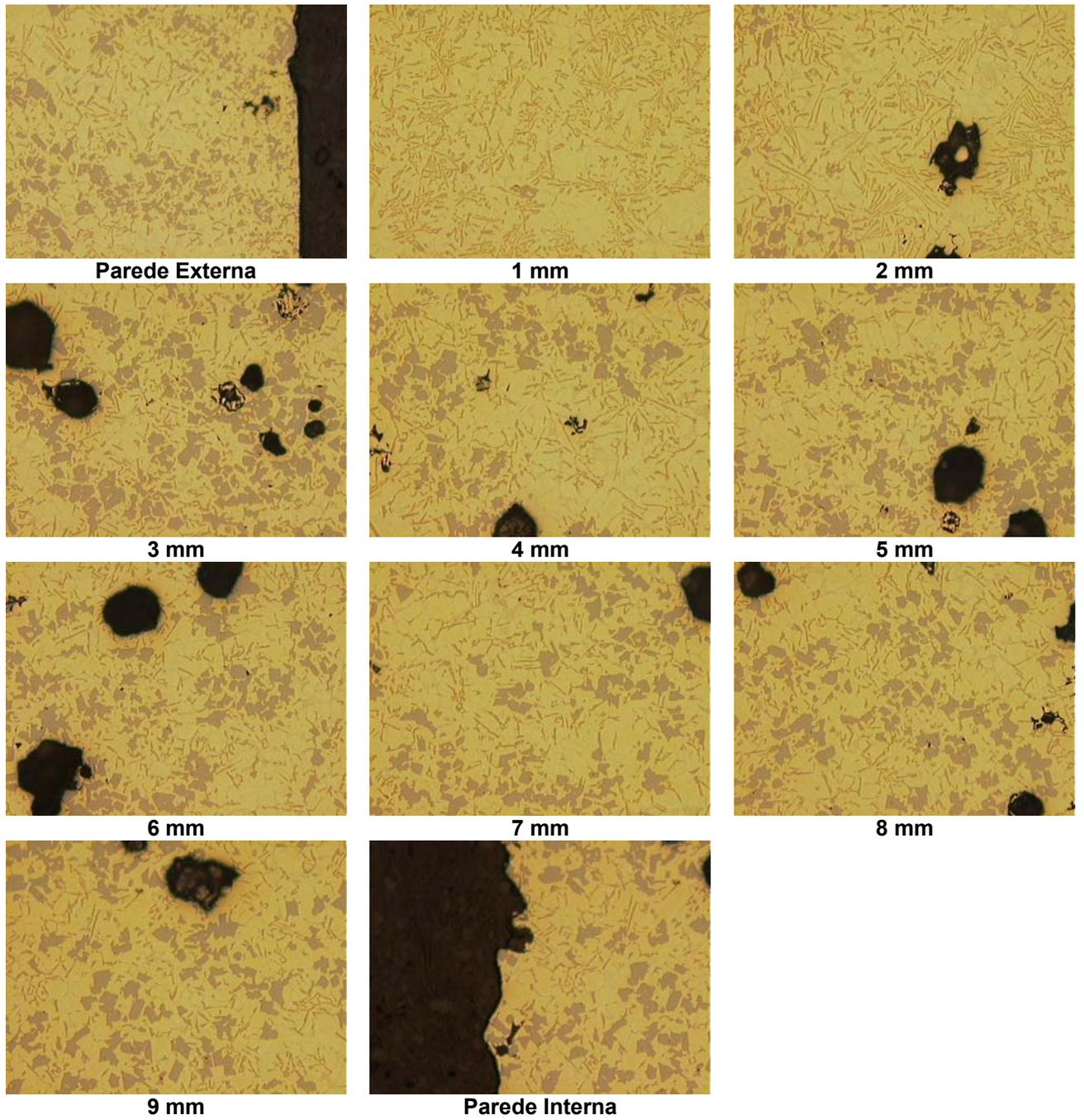


**Figura 2.** Tubo centrifugado da corrida 5.

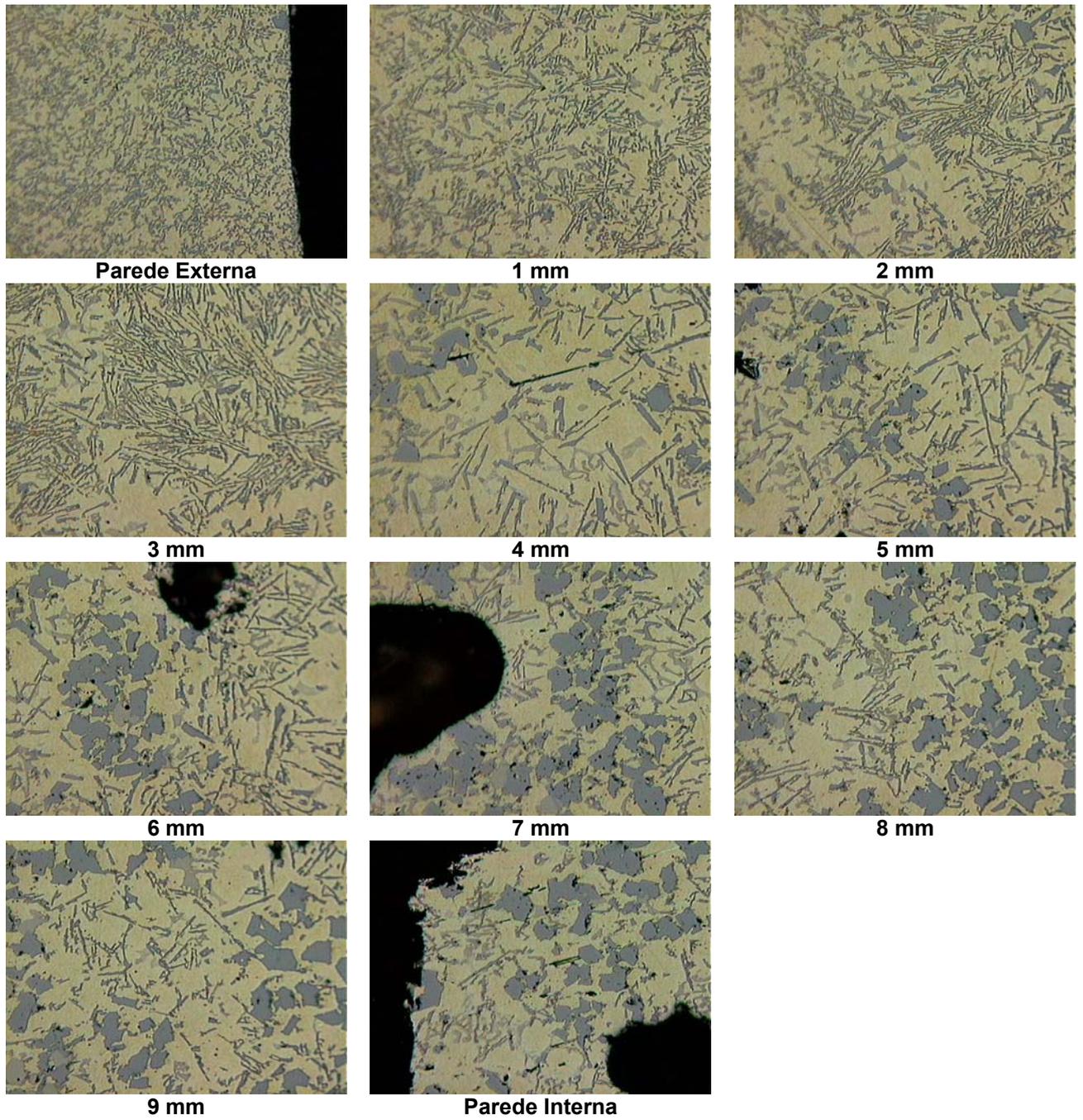


**Figura 3.** Seção cortada na extremidade oposta à posição de vazamento do tubo 5.

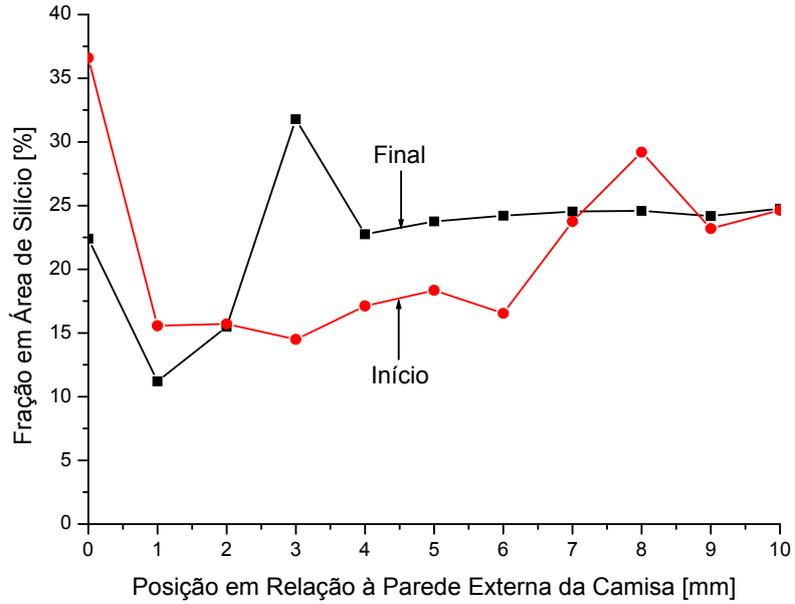
Nas Figuras 6 e 7 é apresentada a evolução da fração de silício total (primário + eutético) em função da posição em relação à parede externa do tubo em direção à parede interna em intervalos de 1 mm para um tubo fabricado com a liga Al-17%Si (tubo 3) e um tubo fabricado com a liga Al-14,7%Si (tubo 6). As observações metalográficas desse tubo foram feitas na posição final de vazamento. Estes tubos são representativos do que ocorre com os outros de mesma composição.



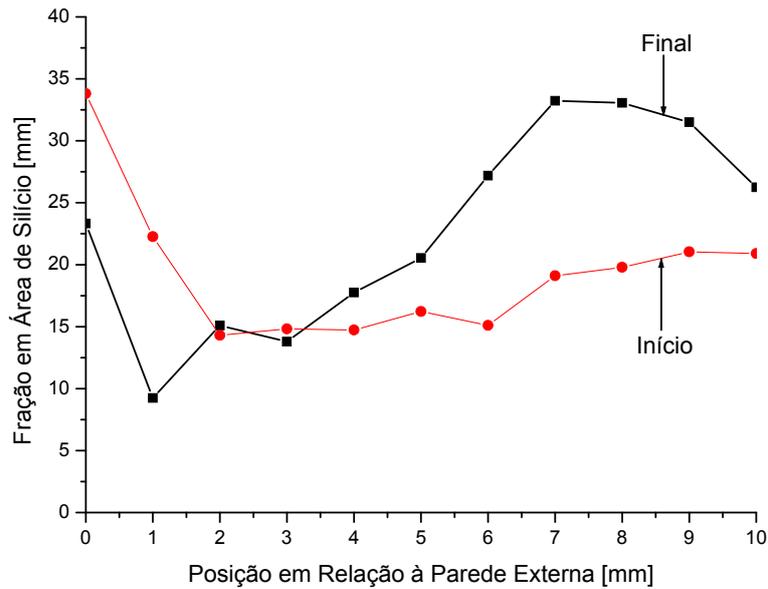
**Figura 4.** Perfil metalográfico do tubo 3 na posição final do vazamento a partir da parede externa até a parede interna em intervalos de 1 mm, na região final de vazamento.



**Figura 5.** Perfil metalográfico do tubo 6 na posição final do vazamento a partir da parede externa até a parede interna em intervalos de 1 mm, na região final de vazamento.

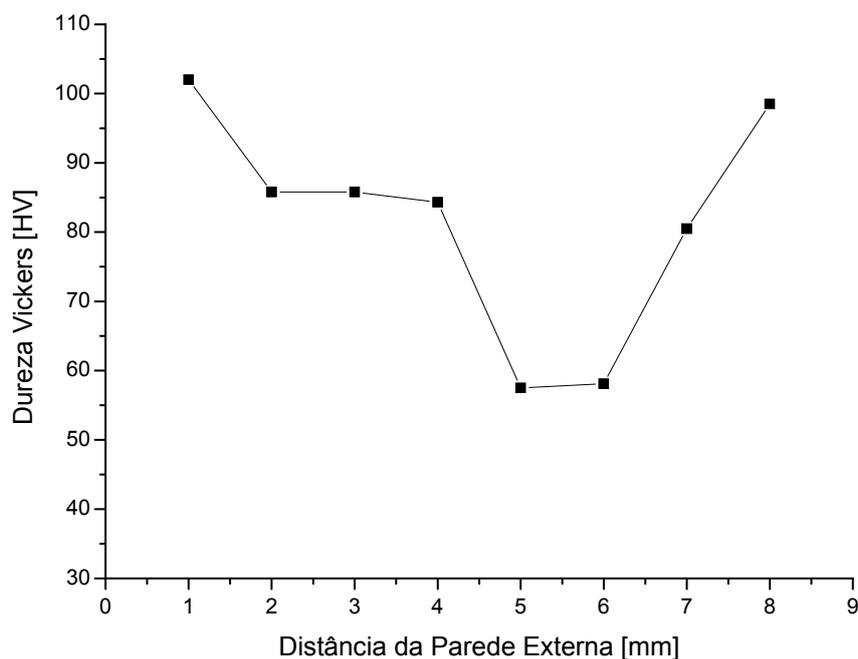


**Figura 6.** Fração de silício total (primário + eutético) em função da posição em relação à parede externa do tubo (camisa) em direção à parede interna em intervalos de 1 mm para um tubo fabricado com a liga Al-17%Si (tubo 3). Medidas feitas na região de início e final de vazamento.

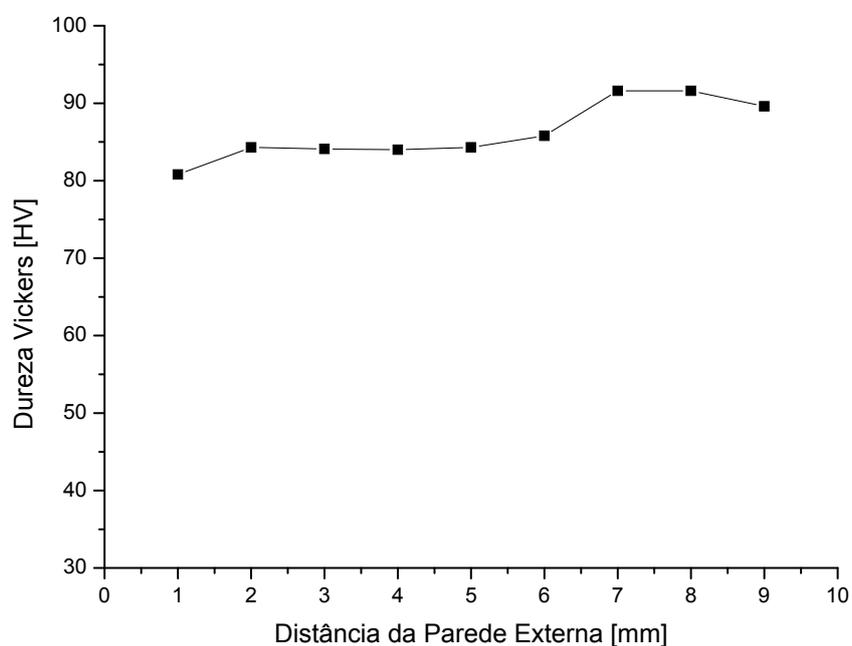


**Figura 7.** Fração de silício total (primário + eutético) em função da posição em relação à parede externa do tubo (camisa) em direção à parede interna em intervalos de 1 mm para um tubo fabricado com a liga Al-14,7%Si (tubo 6). Medidas feitas na região de início e final de vazamento.

Nas Figuras 8 e 9 são apresentadas as medidas de dureza Vickers em função da posição em relação à parede externa do tubo/camisã. O perfil de dureza foi feito na região de início de vazamento.



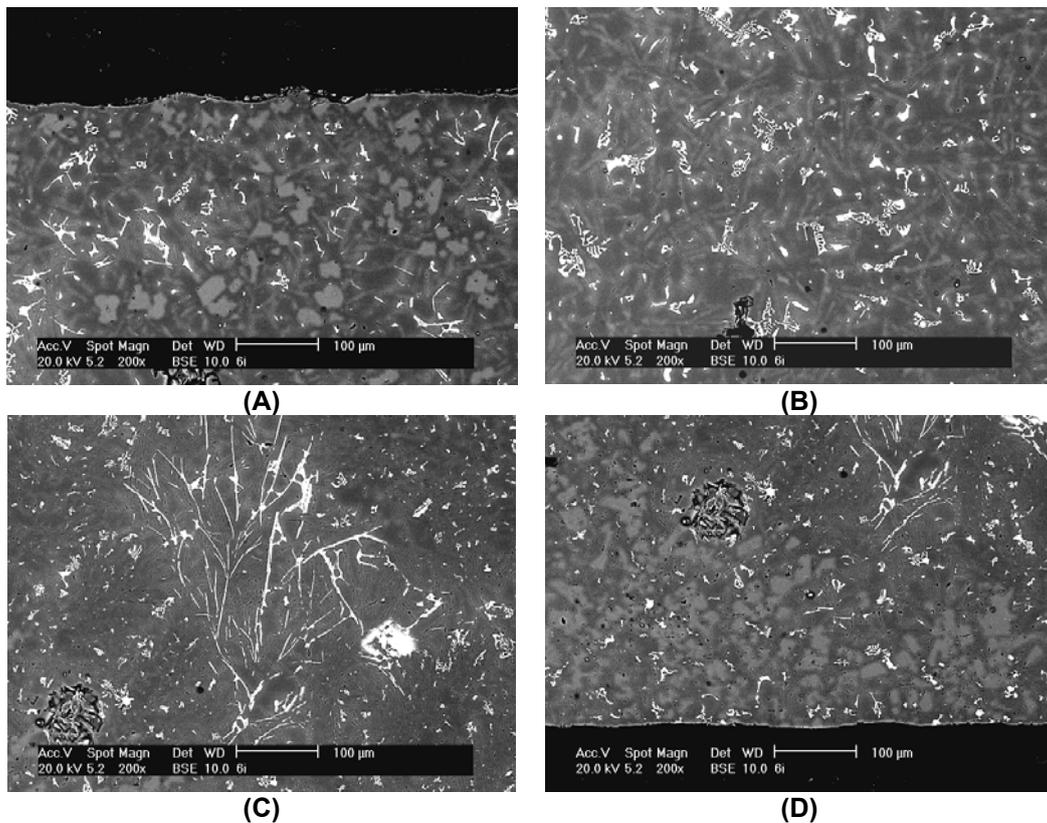
**Figura 8.** Dureza Vickers (HV) do tubo/camisã 3 (17%Si), medidas em intervalos de 1 mm, iniciando-se na parede externa da camisã, na região de início de vazamento.



**Figura 9.** Dureza Vickers (HV) do tubo/camisã 6 (14,7%Si), medidas em intervalos de 1 mm, iniciando-se na parede externa da camisã, na região de início de vazamento.

Na Figura 10 são apresentadas as micrografias, observadas por microscopia eletrônica de varredura utilizando elétrons retroespalhados, da seção do tubo 6 na posição de início de vazamento. As micrografias são representativas das várias regiões da seção do tubo: próxima à parede externa (Figura 10A), na região central

(Figura 10B) e próxima à parede interna (Figuras 10C e 10D). Na Figura 10 pode-se observar uma matriz em cinza escuro com regiões em cinza mais claro e regiões brancas. A fase matriz em cinza escuro na Figura 10(A) é o alumínio  $\alpha$ , a fase cinza mais claro é o silício primário e as regiões brancas são intermetálicos. A análise química por energia dispersiva de raios-X (EDS) da região cinza claro mostra quase que exclusivamente o pico do silício. Na análise química por EDS do intermetálico da Figura 10(A) indicou a presença de cobre. A análise química por EDS dos intermetálicos alongados da figura 10(B) apresentou além do alumínio e do silício, picos do ferro e do manganês. A análise por difração de raios-X de uma amostra do tubo 6 é apresentada na Figura 11, onde foi varrido o espectro de  $10^\circ$  a  $90^\circ$ . Nesta figura foram indexados além dos picos indicados referentes às reflexões do alumínio  $\alpha$  e do silício  $\beta$ , foram identificados picos de algumas fases intermetálicas ( $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{AlFeSi}$ -delta,  $\text{AlCrMn}$ ).



**Figura 10.** Micrografias, observadas por microscopia eletrônica de varredura utilizando elétrons retroespalhados, da seção do tubo 6 na posição de início de vazamento. As micrografias são representativas das várias regiões da seção do tubo: próxima à parede externa (Figura 10A), na região central (Figura 10B) e próxima à parede interna (Figuras 10C e 10 D).

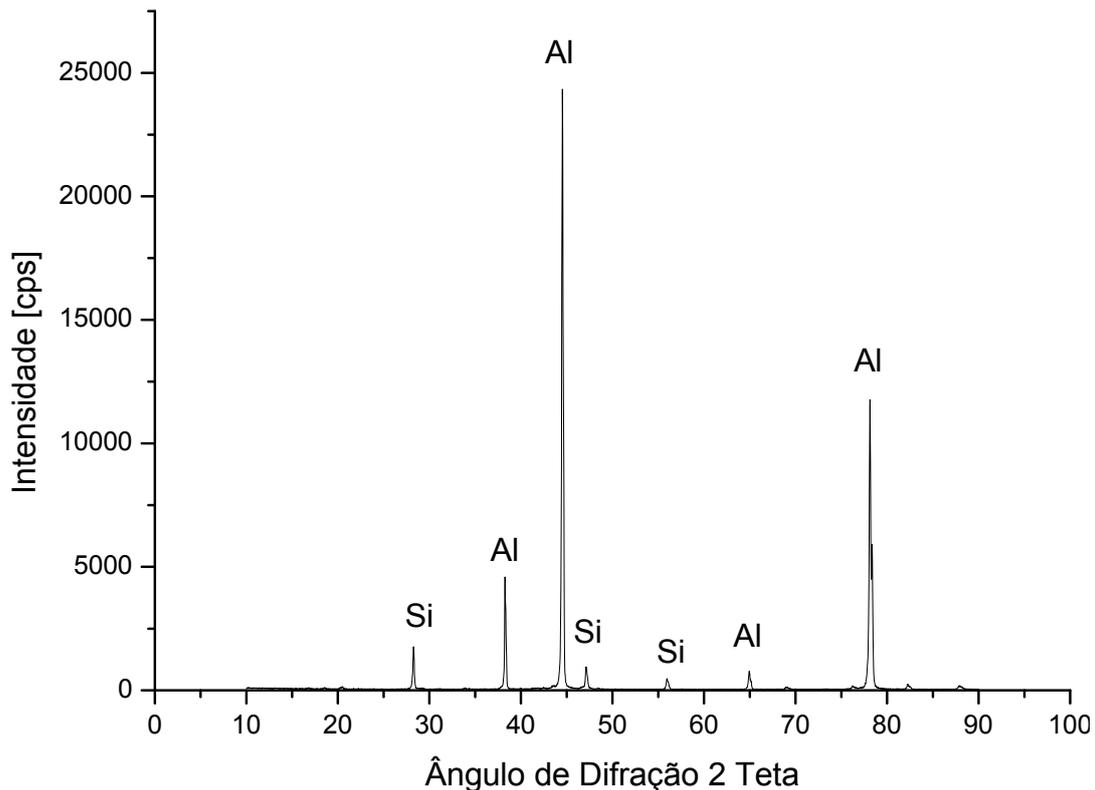


Figura 11. Difratoograma de raios-X de uma amostra do tubo 5 da liga Al-14,7%Si.

#### 4 DISCUSSÃO

Como já é amplamente conhecida, a dureza do silício é muito superior à do alumínio. Em função deste aspecto é que se deseja na superfície interna da camisa uma quantidade elevada de partículas de silício, visando aumentar a resistência ao desgaste nesta superfície devido ao atrito dos anéis do pistão. Uma outra variável importante é o tamanho das partículas de silício  $\beta$  primário. Ligas Al-Si hipereutéticas produzidas por fundição em areia apresentam tamanho de partícula pelo menos o dobro do obtido nas ligas fundidas por centrifugação. Partículas de silício muito grandes como as obtidas no processo de fundição em areia não são desejáveis, pois sofrem arrancamento mais facilmente quando submetidas a esforços mecânicos. Como a partícula deve estar mais concentrada na parede interna da camisa, o atrito gerado nesta superfície pelos os anéis dos pistões quando na operação do motor, arrancarão estas partículas, provocando o surgimento de crateras e conseqüentemente reduzindo a vida do componente. O tamanho de partícula de silício obtido neste trabalho no processo de fundição por centrifugação está dentro do esperado para a aplicação como camisa de cilindro.

Com relação aos tubos obtidos por fundição por centrifugação, nota-se que o aspecto macroscópico da seção é aparentemente bom. A espessura do tubo é uniforme. Contudo, nota-se uma faixa mais escura no anel interno do tubo (Figura 3), provavelmente a região do tubo solidificada por último. Esta faixa mais escura parece estar relacionada com uma quantidade maior de silício como é desejado, mas também parece haver porosidade provocada por hidrogênio decorrente de uma desgaseificação incompleta. Em função disto foi aumentado o teor de desgaseificante na fundição do tubo 6, mas mesmo assim não foi suficiente para eliminar esta porosidade excessiva.

Em praticamente todos os perfis metalográficos observa-se que numa fina camada próxima à parede externa do tubo há uma quantidade elevada da fase  $\beta$  (silício) primária. Esta fase forma-se imediatamente quando o metal líquido entra em contacto com a parede da coquilha. A solidificação quase imediata desta camada não permite que o silício primário possa deslocar-se em direção da parede interna da camisa devido à força centrífuga. As observações feitas a partir da parede externa em direção à parede interna do tubo mostram algumas diferenças quando se analisa os tubos centrifugados com a liga Al-17%Si (1 a 3) em relação às ligas Al-14,7%Si (4 a 6). Em geral, nota-se uma região central da seção da parede com praticamente somente uma microestrutura, com uma matriz de alumínio  $\alpha$  e plaquetas de silício  $\beta$  eutético. A extensão desta região com microestrutura eutética depende da composição da liga e das condições de fundição. À medida que se desloca em direção à parede interna da camisa, o silício primário volta a aparecer. A posição na seção da parede do tubo onde o silício primário volta a aparecer também depende da liga e das condições de fundição, mas em geral aparece em regiões mais próximas da parede interna. Com relação ao silício eutético, nota-se em todas as micrografias observadas que as plaquetas estão mais finamente distribuídas na parede externa do tubo (camisa) em relação ao interior da mesma. Isto ocorre devido às mais altas taxas de resfriamento na parede externa do tubo devido ao contato com o molde (coquilha).

Como já havia sido observado nas micrografias, nota-se nos gráficos das Figuras 6 e 7 que junto à parede externa ocorre uma fração maior da fase  $\beta$  (silício). Nos gráficos observa-se também que esta quantidade da fase  $\beta$  na parede externa do tubo é maior na região de início de vazamento com relação à quantidade no final de vazamento, para ambas as composições investigadas. Este fato parece confirmar a suposição já discutida anteriormente que o silício primário não tem tempo de migrar em direção à parede interna da camisa devido à solidificação imediata com o metal líquido entra em contato com a parede mais fria da coquilha. O fato da quantidade de silício na parede interna do tubo ser maior na região de início de vazamento em relação à região de final de vazamento também confirma esta idéia, pois na região de final de vazamento o silício teria um pouco mais de tempo para migrar antes da solidificação.

A partir de 1 mm da parede externa a quantidade de silício cai bruscamente, voltando a aumentar a partir do meio da seção da parede em direção à parede interna. Esta quantidade de silício do meio para a parede interna do tubo é maior na região final de vazamento em relação ao início de vazamento. Isto ocorreu devido ao maior tempo que o silício primário da região de final de vazamento teve para migrar em direção da parede interna do tubo. Este fato parece indicar que existem duas frentes de solidificação: uma da parede externa para a interna do tubo e outra da região de início para o final de vazamento.

Os perfis de dureza estão coerentes com a distribuição de silício ao longo da espessura da camisa. As regiões com maior concentração da fase  $\beta$  (Si) apresentam valores de dureza mais elevados. A comparação das curvas das Figuras 6 e 7 com as curvas das Figuras 8 e 9 para a região de início de vazamento são relativamente bem similares, com a fração da fase  $\beta$  apresentando o mesmo comportamento da dureza para ambas as ligas investigadas.

Nota-se das indexações que foi confirmada a presença da fase intermetálica  $\text{CuAl}_2$ , como já havia sido sugerido na análise por microscopia eletrônica de varredura e a morfologia destes intermetálicos também correspondem ao  $\text{CuAl}_2$ . Foi também identificada a fase AlFeSi-delta, que deve ser o intermetálico alongado

observado tanto por microscopia óptica como eletrônica de varredura. A identificação deste intermetálico pelo EDS fica complicada pelo seu formato alongado, não sendo possível direcionar o feixe de elétrons somente nesta fase. Um outro pico de baixo ângulo foi identificado como sendo de uma fase AlCrMn. Como só foi possível identificar este pico referente a esta fase não é possível afirmar categoricamente sobre a presença desta fase. Os intermetálicos não alongados, compostos basicamente pelo  $\text{CuAl}_2$ , estão mais próximos da parede externa do tubo, seguindo-se pelos alongados (AlFeSi-delta) mais para a região central da seção do tubo. Isto se deve provavelmente à maior densidade do  $\text{CuAl}_2$ , que com a ação da força centrífuga se posiciona mais próximo da parede externa do tubo.

A extensão com presença de silício primário é maior na região de final de vazamento do que na região de início de vazamento, conforme foi mostrado nas Figuras 6 e 7. Apesar de não ter sido determinado, a quantidade de intermetálicos na região de início de vazamento parece ser superior do que na final de vazamento. As análises por microscopia óptica, eletrônica de varredura e quantificação do silício parecem indicar que a solidificação termina na região final de vazamento e na parede interna do tubo. O resultado deste processo de solidificação indica que o perfil microestrutural não está ainda uniforme ao longo de todo o tubo, necessitando de ajustes nos parâmetros de fabricação para tentar uma melhor distribuição tanto do silício primário como dos intermetálicos. Vale ressaltar que uma camada composta de silício primário e intermetálicos próximos à parede interna da camisa serão a responsável pela resistência ao desgaste do componente. Com relação à distribuição de silício primário (fase  $\beta$ ), este tubo 6 parece que teve um comportamento um pouco mais uniforme dentro do desejado.

## 5 CONCLUSÕES

O estudo de ligas Al-Si fundidas por centrifugação para aplicação como camisa de cilindro automotivo permitiu concluir que:

- O intuito de segregar o silício primário, responsável pela melhoria da resistência à abrasão, para a parede interna da camisa por meio da centrifugação se mostrou eficaz. Contudo, uma fina camada de silício primário também se forma na parede externa da camisa. O aumento da quantidade de silício primário numa fina camada da parede externa da camisa e nas regiões próximas à parede interna induziu a um aumento da dureza do material.
- As plaquetas de silício eutético estão mais finamente distribuídas na parede externa do tubo (camisa) em relação ao interior da mesma.
- A quantidade de silício do meio para a parede interna da camisa (tubo) é maior na região final de vazamento em relação ao início de vazamento. Isto ocorreu devido ao maior tempo que o silício primário da região de final de vazamento teve para migrar em direção da parede interna do tubo.
- Nos tubos da liga Al-14,7%Si foram identificados intermetálicos no formato de blocos, intermetálicos alongados e intermetálicos no formato de “escrita chinesa”. Dentre os intermetálicos presentes na liga foram identificados o  $\text{CuAl}_2$  e o AlFeSi-delta.

## Agradecimentos

Os autores agradecem ao Fundo Mackenzie de Pesquisa - MackPesquisa pelo apoio financeiro concedido por meio de projeto de pesquisa e reserva técnica.

Os autores também agradecem à Associação Brasileira do Alumínio – ABAL, à Magneti Marelli Cofap e à Metalur Ltda. pelo apoio, pela centrifuga e pelo material utilizado neste trabalho, respectivamente.

## **REFERÊNCIAS**

- 1 ASM HANDBOOK: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals. The Ninth Edition of Metals Handbook, v. 2, 1991.