

CAPÍTULO I

1.1. INTRODUÇÃO

A fundição é um dos mais antigos e o mais versátil processo de fabricação de componentes metálicos. Os diversos processos de fundição permitem produzir desde milhões de peças de pequeno tamanho até poucas peças pesando várias toneladas. Em 1981 a *American Foundrymen's Society* listou 38 diferentes métodos de fundição [KANICKI, 1988], os quais se agrupam em cinco categorias principais; uma dessas categorias sendo a dos processos inovadores de moldagem e fundição.

Dentre estes processos inovadores destaca-se o processo squeeze casting; literalmente fundição por aperto (compressão), também conhecido como forjamento do metal líquido, fundição por extrusão ou cristalização sob pressão [HU, 1998].

O conceito Squeeze Casting foi introduzido na Rússia em 1819 através de uma patente Britânica [HU, 1998], posteriormente este processo foi difundido pelos EUA, Japão e Europa. Embora seja um conceito antigo, o processo squeeze casting passou a ter maior significado industrial e científico a partir dos anos de 1930, inclusive na Alemanha que estudou a aplicação do processo em ligas ferrosas e não-ferrosas a base de cobre [HU, 1998]. Em 1950 foi realizado um estudo para considerar o efeito da aplicação de pressão na solidificação dos metais para diminuir os defeitos de fundição, entretanto, o experimento não obteve êxito devido às baixas pressões empregadas. Este fato levou dois cientistas americanos, Resis e Kron a realizar o primeiro Squeeze Casting em solo Americano [DORCIC e VERNA, 1988].

Nos últimos anos, a rápida expansão na aplicação de componentes automotivos a base de magnésio e suas ligas têm servido como incentivo para o desenvolvimento da tecnologia do processo Squeeze Casting, sobressaindo-se dessa forma, como meio de obtenção de produtos fundidos de alta qualidade. Componentes de ligas de alumínio, cobre, magnésio, ferro fundido, aços inoxidáveis e de superligas à base de níquel são facilmente fabricados por squeeze casting [HU, 1998]. As aplicações incluem componentes automotivos como pistões, discos de freio, rodas e cubos, componentes de mísseis e engrenagens [DORCIC e VERNA, 1988]. Recentemente, a técnica de squeeze casting tem sido muito estudada para o

uso na fabricação de compósitos de matriz metálica, especialmente em ligas de magnésio, alumínio e cobre [ROHATGI, 1988].

O processo squeeze casting consiste, basicamente, na solidificação do metal líquido em um molde metálico sob a aplicação de altas pressões. A técnica é econômica e relativamente simples, possuindo grande potencial para automatização e altas taxas de produção. O produto é de alta qualidade e, geralmente, tem a forma final, pois o processo permite fundir peças finas de geometrias complexas. O processo permite ainda obter tolerâncias de até 0,05mm para ligas fundidas não-ferrosas [DORCIC e VERNA, 1988].

Segundo DORCIC e VERMA 1988, o processo gera as propriedades mecânicas mais altas obtidas para produtos de fundição. O refinamento da microestrutura e integridade de produtos de squeeze casting é desejável para muitas aplicações críticas.

No processo Squeeze Casting a pressão é aplicada até a total solidificação do metal. A aplicação da pressão normalmente fica em torno de 70 e 100 MPa (embora pressões maiores que 300 MPa são possíveis de serem aplicadas) [KAINER, 2003], a microestrutura obtida é refinada e livre de defeitos de fundição, como: porosidades, inclusões, microsegregação e defeitos de shrinkage.

De acordo com CROUCH [in GHOMASHCHI E VIKHROV, 2000], squeeze casting é hoje a nova e mais popular rota de fabricação de produtos MMC (Compósitos de Matriz Metálica). Uma taxa de crescimento de quase 15% ao ano nos produtos de MMC para automóveis ligas para indústria aeroespacial, esporte e bens de consumo é uma indicação do uso de melhores rotas industriais como o processo Squeeze Casting.

Desta forma, o estudo do processo Squeeze Casting se constitui num importante campo de pesquisa científica e tecnológica na área de materiais. No presente trabalho foram realizados experimentos que aplicaram esse processo nas ligas Al-5%Mg, Al-7%Mg e Al-10%Mg, afim de avaliar a influência da pressão na modificação estrutural e nas propriedades mecânicas de ligas do sistema Al-Mg.

1.2. OBJETIVOS

1.2.1. Objetivo Geral

O presente trabalho tem por objetivo fundamental, avançar na direção de uma maior compreensão do processo de fundição sobre pressão “Squeeze casting”, bem como dos parâmetros operacionais e de solidificação e suas influências sobre a macroestrutura e microestrutura de materiais não-ferrosos fundidos.

1.2.2. Objetivos Específicos

- Construção de uma lingoteira de aço ASTM 1045 para desenvolvimento do processo Squeeze Casting.
- Analisar e determinar os parâmetros operacionais inerentes ao processo, tais como: pressão, temperatura e tempo.
- Analisar a macroestrutura das ligas de Al-Mg e comparar os resultados com os já existentes na literatura.
- Analisar a microestrutura da liga Al-7%Mg e correlacionar os resultados com as propriedades mecânicas – limite de resistência a tração e microdureza – em função do espaçamento dendritico secundário.
- Determinar a influência da pressão na densidade da liga Al-7%Mg.

CAPÍTULO II

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. O PROCESSO SQUEEZE CASTING

No processo *squeeze casting* o metal, após fusão e vazamento, solidifica sob pressão dentro de um molde permanente posicionado entre as placas de uma prensa hidráulica. O processo é mostrado esquematicamente na figura 2.1 e pode ser dividido em quatro etapas [HU, 1998]:

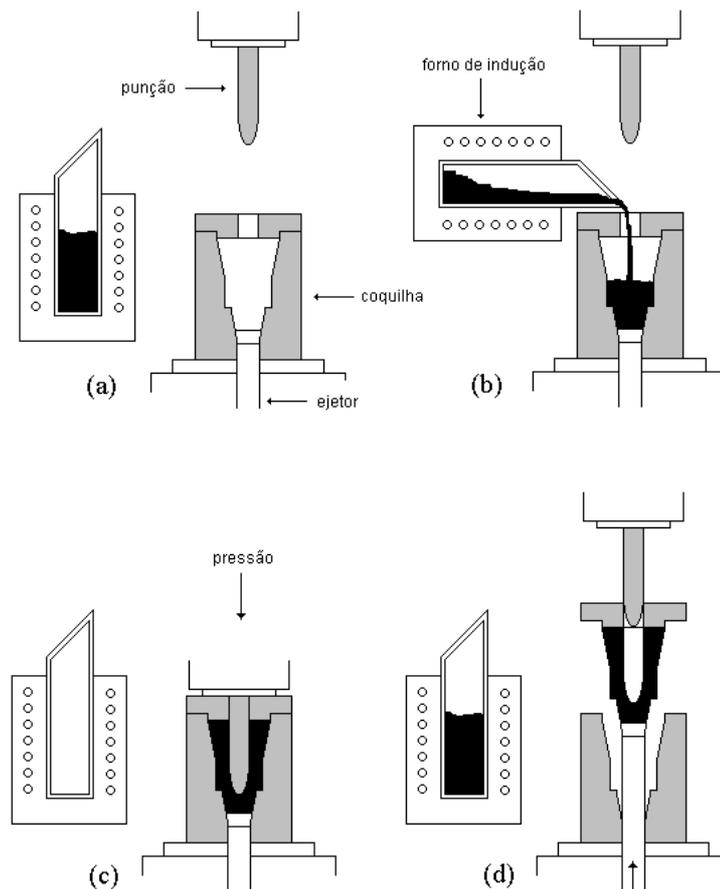


Figura 2.1 – Esquema do processo *squeeze casting*: (a) fusão do metal, pré-aquecimento e lubrificação, (b) vazamento na coquilha, (c) solidificação do metal sob pressão, (d) ejeção da peça, limpeza da coquilha e recarga.

- a) Uma coquilha ou molde de aço apropriada é instalada sobre a base de uma prensa hidráulica. O conjunto é pré-aquecido até a temperatura de trabalho desejada. Durante o pré-aquecimento a coquilha é revestida com material refratário ou grafite para facilitar a desmoldagem.
- b) Uma quantidade exata de metal fundido é vazada dentro do molde. Após o vazamento, o punção, é abaixado entrando em contato com o metal líquido;
- c) A pressão é aplicada sob o metal fundido e é mantida até que todo o metal esteja solidificado;
- d) O punção retorna para sua posição original e a peça fundida é ejetada.

Segundo HU 1998, existem dois tipos de ***squeeze casting***: prensagem direta e indireta. A técnica de prensagem direta é caracterizada pela imposição da pressão diretamente sobre a superfície total da peça, como mostrado na figura 2.2a. Com esta técnica se obtém máxima densidade e a transferência de calor é extremamente rápida resultando em um material de granulação fina e com excelentes propriedades mecânicas.

A técnica de pressão indireta é mostrada na figura 2.2b. Neste caso o metal líquido é vazado em um recipiente ligado à coquilha por um canal; o metal é pressionado preenchendo assim a coquilha. Com a coquilha cheia a pressão é exercida apenas sobre o metal que ainda está no recipiente sendo transmitida para a peça indiretamente pelo canal. Com esta técnica é difícil manter a peça sobre alta pressão durante todo o tempo de solidificação, ou seja, é difícil trabalhar com ligas possuindo grande intervalo de solidificação. Embora a técnica direta seja muito melhor que a indireta do ponto de vista da qualidade da peça, a técnica indireta é muito mais utilizada industrialmente porque, neste caso, um sistema de vazamento preciso não é necessário em contraste com a técnica direta onde se deve vaziar a exata quantidade de metal da peça o que é, sem dúvida, difícil de controlar. Alternativamente, levando-se em consideração a forma da peça, a prensagem também pode ser classificada como direta, com extrusão e indireta (figura 2.3) [FEREIRA, 1999].

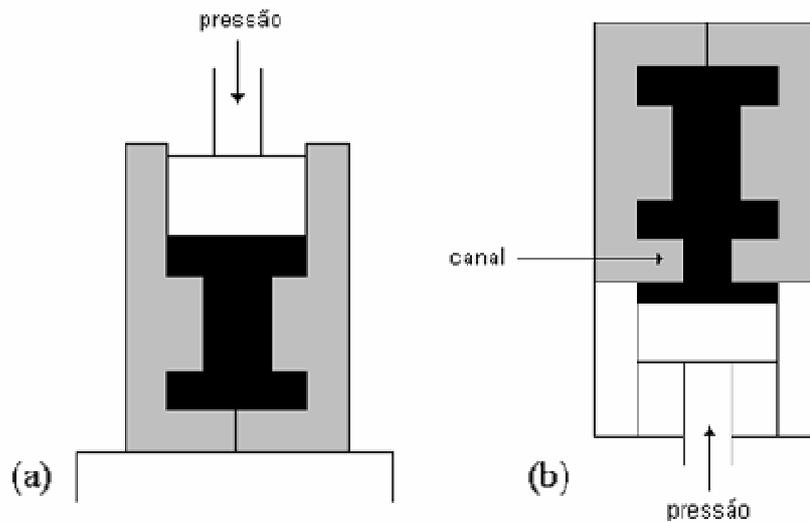


Figura 2.2 – Tipos de fundição sob pressão: (a) direta e (b) indireta

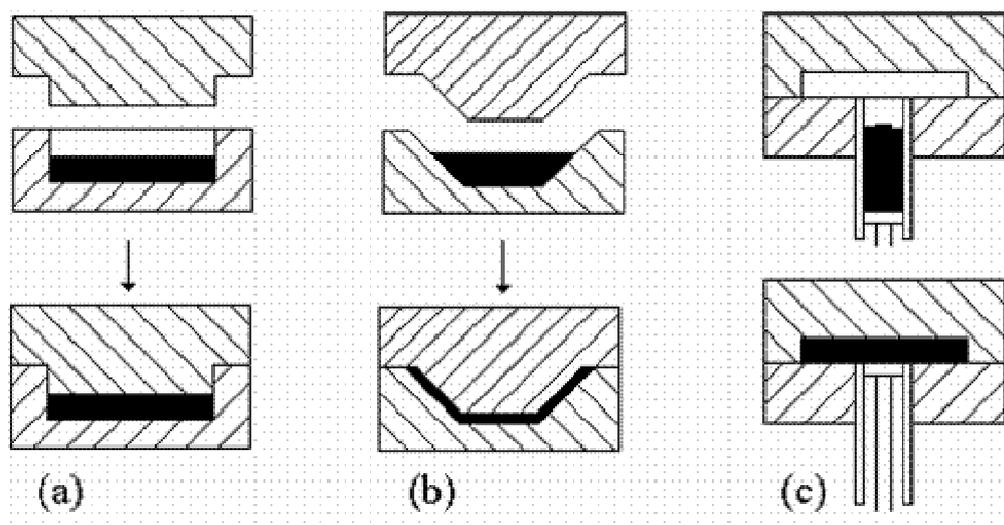


Figura 2.3 – Classificação dos tipos de fundição sob pressão levando-se em conta a geometria da peça: (a) direta, (b) com extrusão e (c) indireta [FERREIRA, 1999].

O processo ***squeeze casting*** tenta combinar as vantagens das tecnologias de fundição e forjamento: a pressão aplicada e o contato instantâneo do metal líquido com a superfície do molde gera uma condição de rápida transferência de calor e produz uma peça livre de poros e de granulação fina; esta peça tem propriedades mecânicas próximas daquelas de um produto forjado combinadas com

as formas e baixo custo das peças fundidas [DORCIC e VERNA, 1988; FERREIRA, 1999].

A elevada pressão aplicada, em torno de 70 MPa, é suficiente para evitar a formação de porosidade; além disso, a tendência à formação de poros é limitada pelo uso de um superaquecimento mínimo, este último é possível porque na fundição sob pressão a fluidez do metal líquido, que requer altas temperaturas de vazamento, não é necessária para o preenchimento da coquilha o qual é obtido pela aplicação da pressão. Nas seções mais espessas da peça, onde existe maior probabilidade de aparecimento de porosidade, a pressão faz com que o metal líquido que se encontra nos pontos mais quentes seja deslocado para preencher os poros que estão se formando, impedindo com isso seu desenvolvimento. Este mecanismo é bastante satisfatório em ligas com grande intervalo de solidificação, obtendo-se peças muito homogêneas sem a necessidade de pressões muito altas, acima de 100 MPa [DORCIC e VERNA, 1988; FERREIRA, 1999].

2.2. PARÂMETROS DO PROCESSO

Existem muitas variáveis que devem ser controladas a fim de garantir-se a qualidade das peças fundidas através de *squeeze casting*. Estes parâmetros variam, em geral, com o tipo de liga utilizada e com a geometria da peça [DORCIC e VERNA, 1988; FERREIRA, 1999].

Segundo HU 1998, os principais parâmetros são: volume do metal fundido, aplicação da pressão, temperatura da lingoteira (coquilha), temperatura de vazamento do metal, tempo de espera antes da aplicação da pressão, tempo de pressurização e lubrificação.

Para GHOMASHCHI e VIKHROV 2000, um parâmetro que também deve ser considerado é a própria liga. A composição e características físico-químicas da liga, como ponto de fusão, condutividade térmica, coeficiente de transferência de calor e soldabilidade, são parâmetros importantes devido aos efeitos direto sobre a vida da lingoteira (coquilha).

2.2.1. Pressão aplicada

A pressão é, sem dúvida, o parâmetro que tem mais efeito sobre a peça fundida porque, principalmente, ela modifica a temperatura de solidificação da liga e favorece um maior contato entre o metal líquido e as paredes da lingoteira que aumenta a taxa de transferência de calor na interface metal-molde. Por sua vez, estas modificações afetam a microestrutura e as propriedades mecânicas do material.

O efeito da pressão aplicada sobre a temperatura de solidificação é expresso pela equação de Clausius-Clapeyron:

$$\frac{\Delta T_f}{\Delta P} = \frac{T_f (V_l - V_s)}{H_f} \quad (\text{Equação 2.1})$$

Onde, T_m^o é a temperatura de solidificação à pressão de referência, T_m^p é a temperatura de solidificação à pressão aplicada, P_o é a pressão de referência, P é pressão aplicada, ΔV é a variação de volume durante a solidificação e H_f é entalpia de fusão do material.

Fazendo a devida substituição termodinâmica em função do volume¹ o efeito da pressão no ponto de fusão pode ser estimado através da Equação 2.2:

$$P = P_o \exp\left(\frac{-\Delta H_f}{RT_f}\right) \quad (\text{Equação 2.2})$$

Durante a solidificação, normalmente ambos ΔV e H_f são negativos devido à formação de defeitos de Shrinkage no metal e pela liberação de calor. O lado esquerdo da equação é positivo e, assim, um aumento de pressão conduz a um aumento da temperatura de fusão da liga como mostra a figura 2.4 para o sistema Mg-Al. É interessante observar que, além do aumento das temperaturas de início e fim da solidificação, existe um deslocamento das linhas de transformação de fase para o lado do solvente, neste caso o Mg, inclusive diminuindo o limite de solubilidade.

De acordo com os trabalhos de SMITH 1986 e LIPCHIN 1972, para o sistema Al-Si, há um aumento de 9 °C em torno na *linha liquidus* para uma pressão

¹ Segundo GHOMASHCHI e VIKHROV 2000, o metal líquido é considerado como um gás ideal.

de 150 MPa. Além disso, o ponto eutético foi movido para a esquerda, aumentando a solubilidade de Si no alumínio. As conseqüências na mudança do diagrama de fases, figura 2.5, refletem na microestrutura e nas propriedades mecânicas de produtos fundidos.

Os trabalhos desenvolvidos por CHADWICK e YUE 1989, e FRANKLIN 1984, mostram o refino de grão é um resultado notável obtido através do processo squeeze casting. Entretanto esses autores têm interpretações diferentes para o refinamento de grãos. CHADWICK e YUE 1989 propuseram que a pressão não tem nenhum efeito direto no refinamento de grão, eles observaram que a estrutura granular refinada é obtido pelo maior coeficiente de transferência de calor gerado devido à diminuição do *gap* entre o metal e lingoteira (coquilha), favorecendo uma maior área de contato efetiva. FRANKLIN 1984, porem propõe que a aplicação da pressão provoca um maior resfriamento da liga superaquecida, ocasionando maiores taxas de transferência de calor, favorecendo assim a formação de mais núcleos, refinando a microestrutura.

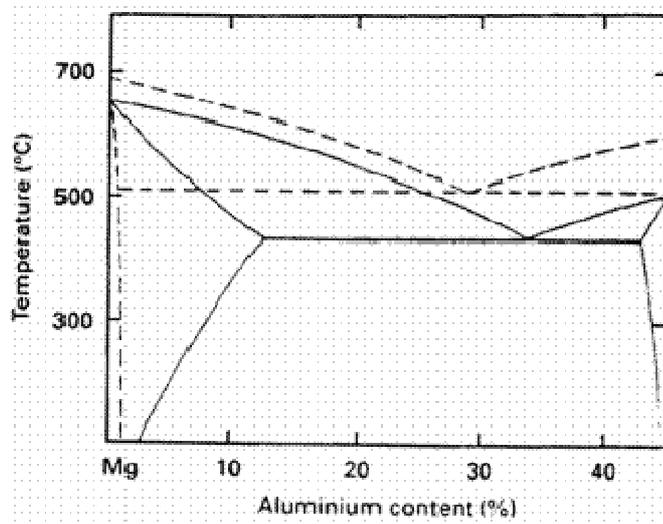


Figura 2.4 – Desvio das condições de equilíbrio no diagrama de fase Mg-Al devido à pressão aplicada [HU, 1998].

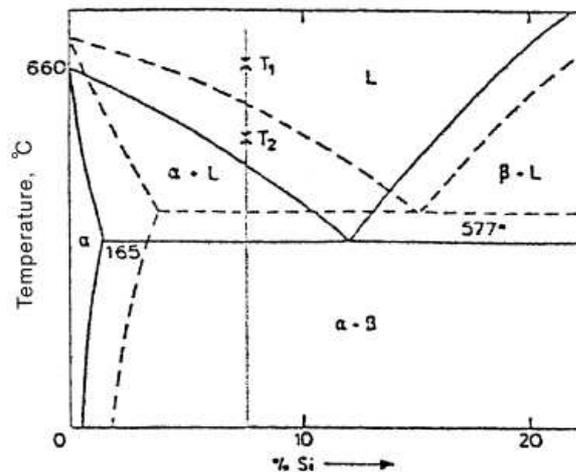


Figura 2.5 – Diagrama de fase Al-Si modificado devido à pressão aplicada [GHOMASHCHI e VIKHROV, 1998].

Em adição, a taxa de transferência de calor obtida por *squeeze casting* chega a ser 10 vezes a taxa de transferência encontrada em fundição por gravidade. Isto ocorre porque, devido à pressão aplicada, não há “descolamento” da camada de metal solidificado na parede do molde o qual é uma consequência normal da contração do metal após solidificação. Em processos convencionais este descolamento permite a formação de um filme de ar entre o molde e o metal que oferece grande resistência à transferência de calor. Além disso, as altas taxas de transferência de calor no processo *squeeze casting* obviamente diminuem o tempo de solidificação; para alumínio este tempo é reduzido pela metade [HU, 1998]. Dependendo da geometria e das propriedades mecânicas requeridas, a pressão aplicada varia de 50 a 140 MPa sendo 70 MPa o valor geralmente utilizado [FERREIRA, 1999].

2.2.2. Temperatura das ferramentas

As temperaturas de operação da lingoteira (coquilha) e do punção são parâmetros que afetam diretamente a taxa de transferência de calor da peça. A seleção apropriada da temperaturas das ferramentas deve ser feita entre o balanço entre a temperatura suficiente para evitar uma solidificação prematura, gotas frias na superfície fundida, fadiga térmica nas ferramentas. Bem como impedir que as

ferramentas superaquecidas possam causar pontos quentes gerando poros de shrinkage na peça [HU, 1998].

Para DORCIC e VERMA 1988, a temperatura da lingoteira deve estar entre 190 a 315 °C e temperatura do punção entre 15 a 30 °C. Temperaturas maiores que 300 °C não são recomendadas para ligas de alumínio. No squeeze casting de ligas ferrosas há uma tendência de usar maiores temperaturas para as ferramentas [HU, 1998].

2.2.3. Temperatura de vazamento

A temperatura de vazamento influencia bastante a qualidade da peça e a vida útil da coquilha. Devido às características do processo não há necessidade de altas temperaturas de vazamento com o objetivo de aumentar a fluidez do líquido, uma vez que o preenchimento da coquilha é obtido através da pressurização; desta forma pode-se trabalhar com uma fluidez relativamente baixa.

Segundo HU 1998, a determinação do superaquecimento depende de alguns fatores tais como: *temperatura liquidus*, taxa de resfriamento do metal e complexidade da lingoteira. Para o alumínio as temperaturas de superaquecimento podem ser em torno de 10 a 100 °C acima da linha liquidus.

2.2.4. Tempo

De acordo com GHOMASHCHI e VIKHROV 2000, apesar do processo squeeze casting ser conhecido como pressurização de metal fundido, ele também pode ser usado para moldar metais semi-sólidos. Dessa forma há duas maneiras de classificar o processo quanto ao tempo: antes do início da cristalização e após o início da cristalização.

- *Tempo de espera para pressurização:* É a duração entre o exato instante do vazamento e o instante em que a pressão é aplicada sobre o metal através do punção (ou pistão).
- *Tempo de duração da aplicação da pressão:* Após a completa solidificação da peça e a obtenção de uma homogeneização da

temperatura a pressão pode ser retirada. Para peças pesando até 10Kg, o tempo de aplicação da pressão pode variar entre 30 e 120s [DORCIC e VERMA 1988].

2.2.5. Lubrificação

A seleção do lubrificante irá depender do material que constitui a lingoteira e composição da liga. Para a maioria das ligas não-ferrosas a desmoldagem é facilitada aplicando-se sobre a superfície quente da coquilha um lubrificante de grafite coloidal na forma de *spray*. Em ligas ferrosas um revestimento cerâmico é indicado para que não haja soldura entre o metal e a lingoteira [DORCIC e VERMA 1988]. É importante que não haja excesso de lubrificante, pois poderá formar defeitos na superfície da peça. Em geral a espessura do revestimento não deve ser maior que 50µm [HU, 1998].

2.3. MACROESTRUTURA

Segundo GARCIA 2001, em geral, a macroestrutura de solidificação pode apresentar três zonas distintas, conforme ilustrado na Figura 2.6:

- Uma zona denominada coquilhada, caracterizada por grãos pequenos produzidos por uma rápida extração de calor junto à interface metal/substrato, predominando a nucleação ao crescimento;
- Uma zona alongada na direção de extração de calor constituída por finos cristais denominados colunares, que se caracteriza por estender-se à frente da zona coquilhada;
- Uma região desordenada de cristais de crescimento aleatório, denominados equiaxiais, no centro do fundido.

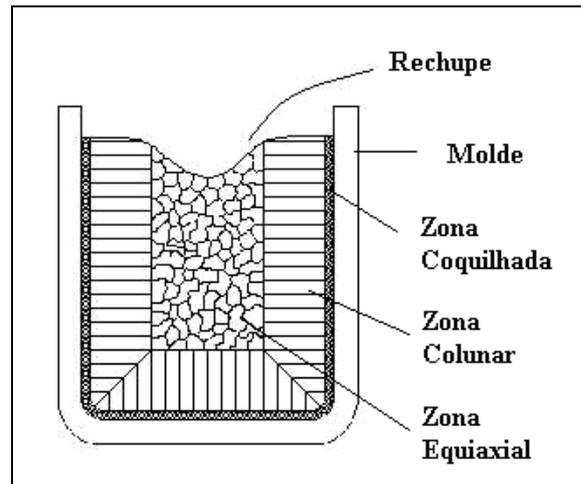


Figura 2.6 – Representação esquemática das diferentes zonas macroestruturais;

O calor de transformação liberado remove o superaquecimento do metal líquido inicialmente existente nas proximidades das paredes do molde, e a taxa de resfriamento diminui rapidamente. Como o líquido no centro da lingoteira está a temperaturas acima da temperatura de transformação, não poderá ocorrer a formação de grãos nessa região nestes instantes iniciais e, portanto os únicos grãos que se desenvolverão são aqueles que estão crescendo a partir das paredes do molde e em direção ao líquido. Os grãos que tiverem direções de crescimento mais coincidentes com a direção de extração de calor têm sua seção transversal aumentada à medida que a frente de solidificação vai se afastando do molde. A zona colunar aumenta a medida que maiores temperaturas de vazamento são utilizadas e, como regra geral [GARCIA, 2001], diminui com o aumento do teor de soluto.

MALEKI et. al. 2006, constatou que a densidade de peças obtidas pelo processo squeeze casting sofrem influência direta da macroestrutura do material. Em sua pesquisa para a liga LM13 (liga do sistema Al-Si), com temperatura da lingoteira de 200 °C e temperatura do metal de 730°C, ele verificou que para pressões abaixo de 50 MPa ainda há a presença de defeitos de shrinkage, posto que, para pressões acima desse valor a incidência desses defeitos são nulos. Isso conduziu a um valor de densidade menor para pressão de 20 MPa, que foi menor que o para sem pressão. Na figura 2.7 é possível ver a variação da densidade com o aumento da pressão referente ao trabalho deste autor.

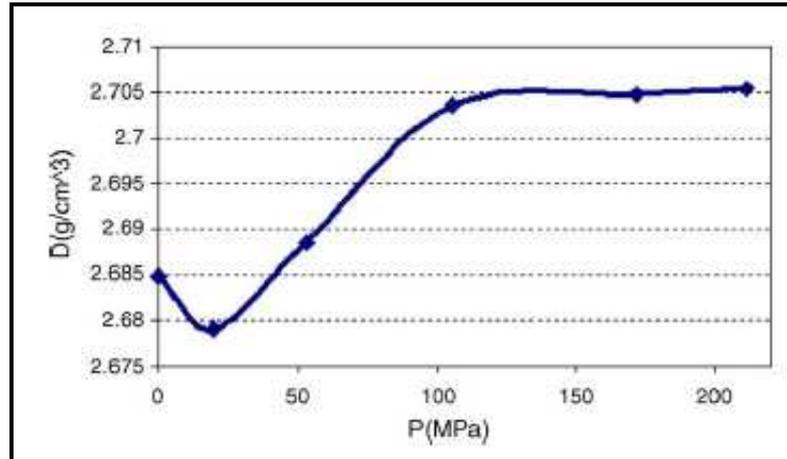


Figura 2.7 – Efeito da pressão na densidade da liga LM13 obtida por squeeze casting [MALEKI et. al. 2006].

2.4. MICROESTRUTURA

Peças fundidas por *squeeze casting* apresentam uma estrutura compacta, livre de poros, de granulação fina e quase totalmente equiaxial em comparação com a fundição convencional em coquilha. Além da alta densificação, as excelentes propriedades mecânicas obtidas por *squeeze casting* se devem à microestrutura. Mesmo pressões moderadas causam um contato entre o metal fundido e a coquilha que aumenta 10 vezes a taxa de transferência de calor em relação à fundição convencional em coquilha [FERREIRA, 1999]. Esta alta taxa de transferência de calor resulta em uma estrutura de granulação fina, também proveniente do grande número de núcleos (para a solidificação) formados devido à baixa temperatura de vazamento e pressão aplicada.

A solidificação sob pressão e alta taxa de transferência de calor também minimizam a segregação que ligas forjadas tendem a apresentar. O uso de ligas forjadas como matéria-prima é possível porque, como já assinalado, não há necessidade de alta fluidez para o preenchimento do molde.

Em peças "*squeeze casting*" existe uma zona particularmente importante, debaixo do ponto de atuação do punção, onde o grão é ainda mais refinado. Esta estrutura super-refinada pode atingir espessuras de até 2 mm. Na prática podem ser produzidas peças com tolerância dimensional de $\pm 0,75$ mm de maneira que, mesmo

após acabamento, ainda permanecerá uma camada super-refinada na superfície de pelo menos 0,5 mm.

Em geral as dendritas e o espaçamento interdendrítico de peças fundidas sob compressão são menores que aqueles de peças fundidas na ausência de pressão [FERREIRA, 1999; SKOLIANOS et. al., 1997]. SKOLIANOS et. al. 1997 mostraram ainda que a intensidade da pressão aplicada pode modificar a proporção de fases presentes na região interdendrítica, como no caso da liga de alumínio AA-6061.

SKOLIANOS et. al. 1997, a fim de analisarem a influência da pressão aplicada sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas, fundiram por *squeeze casting* a liga de alumínio AA-6061.

Como resultado foi encontrado que pressões de 20 a 100 MPa proporcionaram o mesmo aumento da tensão de ruptura, em torno de 50%, em relação a fundição sem pressão enquanto a elongação teve um máximo sob pressões de 60 e 80 MPa. Amostras fundidas por *squeeze casting* posteriormente tratadas termicamente a 173°C por 18 e 9,5h aumentaram a tensão de ruptura em 150 e 200%, respectivamente, devido às modificações microestruturais. Os resultados completos para a tensão de ruptura são mostrados na tabela 2.1.

Tabela 2.1. Tensão de ruptura para a liga AA-6061 fundida por *squeeze casting* [SKOLIANOS et. al. 1997].

Pressão aplicada (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)		
	Como fundido	Tratado por 18h	Tratado por 9,5h
0	97,2	107,4	159,0
20	163,3	248,8	300,4
40	159,1	246,0	337,8
60	163,1	233,6	328,4
80	172,9	241,9	309,3
100	179,8	259,9	354,3

Atualmente, investigações específicas são realizadas [HU, 1998; SKOLIANOS et al., 1997; KIM et al., 1998]. Por exemplo: Kim et al., 1998, investigaram a microestrutura de ligas de Mg com diferentes teores de Li e Al. Esta liga apresenta uma fase α dispersa em uma matriz de fase β além de partículas finas de AlLi. Para a composição Mg-10wt%Li-3wt%Al, o *squeeze casting* produziu uma

estrutura para a fase α tipo Widmanstätten que mostrou melhores propriedades mecânicas que uma estrutura dendrítica.

2.5. LIGAS DO SISTEMA Al-Mg

As ligas Al-Mg (série 5XXX) constituem um importante grupo de ligas de alumínio não tratáveis termicamente, ou seja, não são endurecíveis por tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, mas sim por solução sólida e encruamento (trabalho mecânico). Além desse ganho de resistência mecânica, o magnésio permite a essas ligas manterem um elevado nível de ductilidade, tenacidade e resistência mecânica, assim como excelente resistência à corrosão e soldabilidade [VAN HORN, 1967]

A temperatura eutética dessas ligas é 450 °C e o teor de magnésio que corresponde ao ponto eutético é de 35 %. A fase em equilíbrio com o alumínio é a Al_3Mg_2 (37,3 % de magnésio), embora esta composição esteja um pouco fora da faixa que corresponde a essa estequiometria (34,8 a 37,1 %). A fase Al_8Mg_5 (36% de magnésio) corresponde à composição da fase sólida e é muito facilmente encontrada nas ligas Al-Mg. A solidificação em condições de não equilíbrio leva à segregação, com a fase Al_8Mg_5 aparecendo para teores de magnésio tão baixos como 4 ou 5 %. Esta fase é frágil abaixo de 330 °C, mas apresenta alguma plasticidade em temperaturas mais altas [NUNES, 1990].

Essas ligas são aquelas que possuem a melhor combinação de resistência mecânica, resistência à corrosão e ductilidade, possuindo propriedades mecânicas intermediárias entre as das ligas da série 3XXX (Al-Mn) e as ligas endurecíveis por precipitação ligas Al-Cu, Al-Mg-Si e Al-Zn-Mg [BARBOSA et. al., 1991]. São utilizadas em aplicações nas quais se exige razoável resistência mecânica com excelente resistência à corrosão. Ligas Al-Mg com teores variando entre 3 e 5 % são muito utilizadas na indústria naval, na fabricação de diversos componentes de navios [PICKERING, 1997].

2.6. DEFEITOS E MÉTODOS DE PREVENÇÃO

A qualidade e a reprodutibilidade das peças produzidas por *squeeze casting* depende da manutenção das variáveis otimizadas do processo. Desvios das condições ótimas de operação podem causar os seguintes defeitos [DORCIC e VERNA 1988, FERREIRA 1999]:

- *Defeitos de Shrinkage* – os defeitos de Shrinkage podem ocorrer quando a pressão aplicada é insuficiente para expulsar do metal líquido bolhas de ar que ficam aprisionadas. Esses defeitos podem ser minimizados aumentando-se a pressão aplicada.

- *Inclusões de óxidos* – resultam de uma limpeza deficiente dos sistemas de fusão e vazamento. Para diminuir a possibilidade de inclusões devem existir filtros ou redução da turbulência durante o vazamento.

- *Poros superficiais* – O ar ou gás presente no banho pode formar bolhas na superfície quando a pressão é retirada ou em tratamentos térmicos posteriores. Este problema é resolvido através de degaseificação antes do vazamento, uso de menor velocidade no fechamento da coquilha, aumento da ventilação ou redução da temperatura de vazamento.

- *Macrossegregação* – é um defeito habitualmente encontrado em ligas de alumínio forjadas em baixas temperaturas. A macrossegregação é a segregação de longo alcance que é causada pelo movimento do líquido ou sólido e que provoca uma composição química que se difere da composição média. Esse movimento pode ser causado pela deformação da fase solidificada por ação de tensões térmicas ou da pressão [GARCIA, 2001]. À medida que a solidificação vai começando nas paredes da lingoteira, a fase líquida vai tendo cada vez mais concentração de soluto de menor ponto de fusão, estando este aprisionado nas áreas centrais da segregação por compressão [FERREIRA, 1999]. Para evitar este defeito, deve-se aumentar a temperatura da lingoteira, diminuir o tempo de espera ou escolher uma liga alternativa. [FERREIRA, 1999].

2.6. CAPACIDADE DE PRODUÇÃO

Hoje em dia existe a necessidade de reduzir o consumo de material através de processos tipo *near net shape* ou *net shape* e há grande demanda de peças com alta relação resistência/peso. Neste contexto o processo *squeeze casting* se apresenta como uma alternativa aos processos tradicionais de fundição e forjamento.

Segundo FERREIRA 1999, é possível destacar para o processo Squeeze Casting:

- *Produtividade*: é um processo simples e econômico, utiliza de forma racional a matéria-prima e, devido ao potencial para automatização, tem alta produtividade. Entretanto, um grande volume de produção é necessário para justificar os custos de instalação e ferramentas. A taxa de produção se situa entre 15 e 60 peças/hora/máquina. O processo possibilita a obtenção de peças com excelentes propriedades mecânicas e uma microestrutura refinada livre de poros o que o torna indicado para a fabricação de peças com elevado grau de confiança em seu desempenho;
- *Dimensões e peso das peças fundidas*: os fatores limitantes estão relacionados com as capacidades de pressão e o tamanho das prensas;
- *Seções finas*: já foram produzidas peças com seções de 0,3mm de espessura, embora seja normal a obtenção de seções em torno de 6mm;
- *Peças vazadas*: podem-se obter furos com a colocação de machos nos moldes;
- *Reprodução de detalhes*: a aplicação da pressão durante a solidificação assegura um elevado grau de reprodução de detalhes do molde para a peça;
- *Precisão dimensional*: a possibilidade da produção sem acabamento posterior é a grande vantagem do processo *squeeze casting*. Para uma tolerância de $\pm 0,05$ mm a porcentagem de aceitação das peças é cerca de 99,9%.

CAPÍTULO III

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. ANÁLISE EXPERIMENTAL

Para a realização deste trabalho experimental, adotou-se um planejamento conforme o fluxograma mostrado na Figura 3.1.

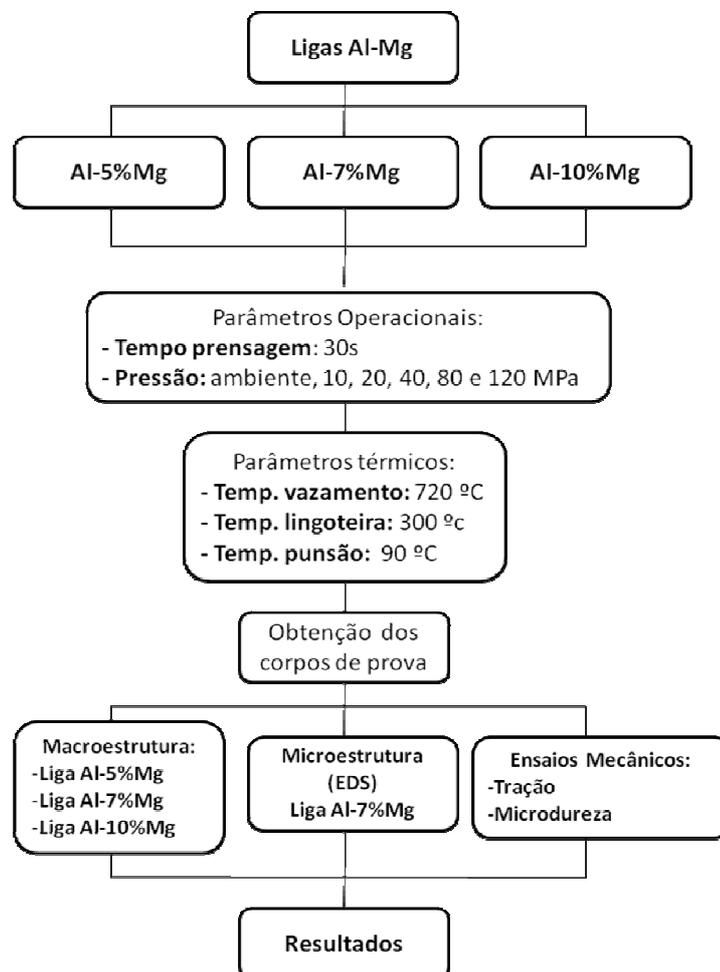


Figura 3.1 – Fluxograma do Procedimento Experimental

Primeiramente especificou-se a liga de composição hipoeutética do sistema binário Al-Mg. Os dois metais puros possuem respectivamente, para alumínio e magnésio, ponto de fusão: 660 °C e 650 °C, permitindo a obtenção de uma liga de

ponto de fusão relativamente baixo. Durante a elaboração das ligas realizou-se um monitoramento térmico, através de termopares conectados a um sistema de aquisição de dados (marca ALEMO modelo 2590), e com o auxílio do software AMR Data-Control foram obtidas as curvas de resfriamento para cada liga. Os valores experimentais das curvas foram comparados com outros valores previamente conhecidos da *linha liquidus* (T_L) e *linha solidus* (T_S) referente a composição, permitindo determinar a quantidade de soluto da liga em função de T_L para o diagrama de fases do sistema analisado.

Em seguida determinou-se os parâmetros operacionais e térmicos a serem controlados durante a execução dos experimentos.

- Parâmetros operacionais:
 - Tempo de prensagem= 30s
 - Pressões de trabalho = ambiente, 10, 20, 40, 80 e 120 MPa
- Parâmetros térmicos:
 - Temperatura da lingoteira = 300 °C
 - Temperatura do punção= 75 °C
 - Temperatura de vazamento do metal= 720 °C

Posteriormente, decidiu-se as análises a serem realizadas nos lingotes obtidos pelo processo Squeeze Casting:

- Análise física: densidade;
- Análise estrutural: macroestrutura e microestrutura;
- Análise das propriedades mecânicas: limite de resistência a tração (LRT) e microdureza Vickers (HV).

3.2. APARATO EXPERIMENTAL DE USO COMUM

A seguir estão relacionados todos os equipamentos envolvidos na execução experimental.

a) Acessórios e Equipamentos Para Obtenção das Ligas e lingotes, figura 3.2.

- **Cadinho de Carbetto de Silício** modelo AS 6 da Carbosil, revestido internamente com alumina em solução, para evitar contaminação do banho de metal líquido.
- **Forno Tipo Mufla**, marca Elektro Therm Linn, temperatura máxima 1300 °C, com interior revestido de placas refratárias e controle processado de temperatura.
- **Balança analítica**, marca Marte com precisão de três dígitos.



(a)



(b)



(c)

Figura 3.2 – (a) Cadinho de carbetto de silício, (b) Forno elétrico utilizado na fusão das ligas e (c) Balança digital utilizada para pesagem dos materiais para obtenção das ligas.

b) Acessórios e Equipamentos Para Controle das Temperaturas, figura 3.3.

- **Termopares:** termopares de diâmetro ($\approx 1,5$ mm) do tipo K para temperaturas de até 1200 °C.
- **Sistema de Aquisição de Dados** marca ALMEMO, modelo 2590 com possibilidade de programação da leitura e aquisição dos dados térmicos direta de quatro canais de entrada simultaneamente ao longo do tempo, todos com diferentes escalas de temperaturas e dois canais de saída.
- **AMR-Software**, marca ALMEMO Data-Control, utilizado para acompanhar, registrar e armazenar os dados obtidos pelos termopares durante o processo de solidificação, além de possibilitar uma monitorização “on-line” dos dados medidos.

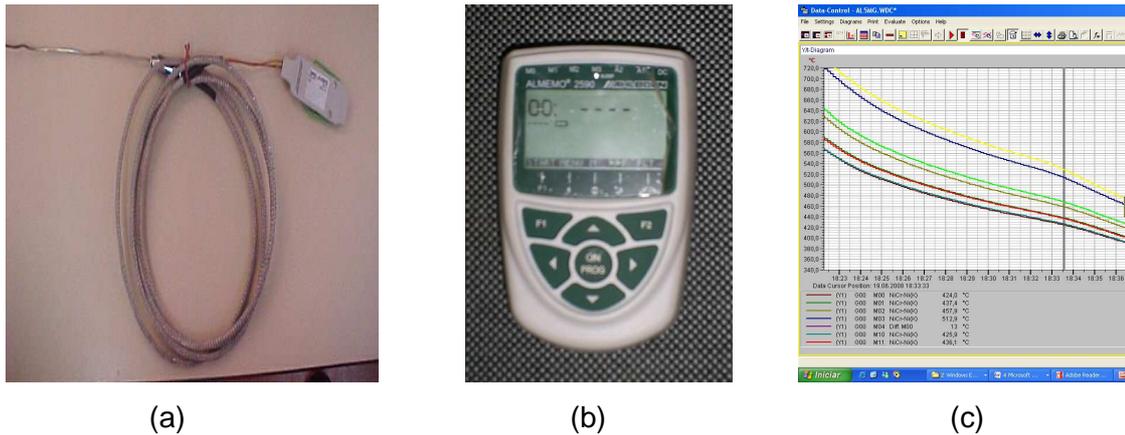


Figura 3.3 – (a) Termopar acoplado a um plug-conector ; (b) Sistema de aquisição de dados e, (c) Software utilizado no registro das temperaturas envolvidas nos experimentos.

c) Utensílios Operacionais.

- **Haste de aço ASTM 1045**, revestida com suspensão à base de alumina para homogeneização do banho por agitação.
- **Garra metálica**, utilizada para introduzir e/ou retirar os cadinhos de dentro do forno durante as operações de vazamento do banho de metal líquido no molde.
- **Lingoteira de aço ASTM 1045** com diâmetro interno de 55 mm, altura de 145 mm e espessura de parede de 30 mm e uma base de fundo de aço 1020 com espessura de 50 mm. Figura 3.4 a.
- **Prensa hidráulica** com capacidade de 100 toneladas semi-automático da marca HIDRAUMAX. Figura 3.4 b.



(a)



(b)

Figura 3.4 – (a) Lingoteira de aço 1045 e, (b) Prensa hidráulica semi-automática.

d) Equipamentos para as análises experimentais, figura 3.5.

- **Microscópio óptico**, marca OLYMPUS BX 51 com interface com um computador, utilizando uma placa de vídeo do tipo WIA/S3G. Em seguida as imagens foram capturadas e analisadas através do Software Motic Plus.
- **Microdurômetro**, marca TimeGroup-MHV2000 com um penetrador piramidal de diamante (Vickers).
- **Máquina Universal de Ensaios Mecânicos** da marca EMIC utilizada para realização dos ensaios de tração.



(a)



(b)



(c)

Figura 3.5 – (a) Microscópio óptico com interface digital; (b) Microdurômetro e, (c) Máquina Universal de Ensaios mecânicos

3.3. MATERIAL UTILIZADO

Para a confecção da liga do sistema Al-Mg foram utilizados materiais considerados como comercialmente puros. Este trabalho analisou a liga Al-7%Mg. A escolha desta composição química deu-se em relação à utilização comercial de ligas Al-Mg hipoeutéticas, por apresentarem excelentes propriedades contra corrosão [NUNES, 1990].

A determinação da quantidade de massas dos dois elementos que foram fundidos deu-se mediante o cálculo baseado na equação 3.1 [PERES, 2005], que leva em consideração a densidade de cada elemento, concentração de soluto da liga, e volume total da liga.

A equação 3.1 abaixo mostra respectivamente o cálculo da massa de magnésio e alumínio.

$$m_{Mg} = \frac{C_{Mg} \times V \times d_{Al} \times d_{Mg}}{((C_{Al} \times d_{Mg}) + (C_{Mg} \times d_{Mg}))} \quad (a)$$

Equação (3.1)

$$m_{Al} = \frac{C_{Al} \times V \times d_{Al} \times d_{Mg}}{((C_{Al} \times d_{Mg}) + (C_{Mg} \times d_{Al}))} \quad (b)$$

Onde:

C = concentração V = volume de material d = densidade

A figura 3.6 mostra o diagrama de fases para a liga Al-Mg. Em destaque sob a linha vermelha encontra-se a composição analisada.

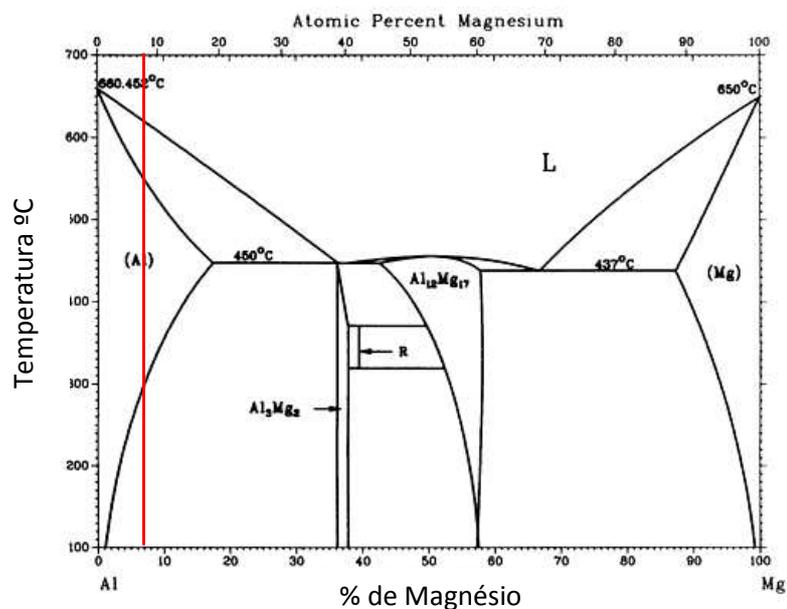


Figura 3.6 – Diagrama de Fases Al-Mg [KANICKI, 1988]

Na Tabela 3.1 consta os valores referentes às massas de alumínio e magnésio utilizado para a elaboração das ligas estudadas nesta pesquisa, também estão relacionadas à composição e *Temperatura liquidus* de cada liga.

Tabela 3.1 – quantidades dos elementos das ligas do sistema Al-Mg

Componentes	Al	Mg	Massa Al [g]	Massa Mg [g]	<i>Temperatura liquidus</i> [°C]
Densidade [g/cm ³]	2,69	1,74			
	95	5	1247,64	67,48	644
Composição [%]	93	7	1208,41	94,47	632
	90	10	1151,11	134,95	615

Como foi observado no capítulo anterior, as ligas do sistema Al-Mg possuem uma combinação razoável de resistência mecânica e excelente resistência a corrosão. Na tabela 3.2 estão listadas algumas propriedades físico-químicas e mecânicas para o sistema Al-Mg.

Tabela 3.2 - Propriedades físico-químicas e mecânicas para ligas do sistema Al-Mg
[NUNES, 1990]

	Al	Mg	Al-5%Mg	Al-7%Mg	Al-10%Mg
Densidade [g/cm ³]	2,71	1,74	2,65	2,62	2,57
Ponto de Fusão [°C]	660	649	644	632	615
Modulo de Elasticidade [GPa]	69	45	71	71	66
Limite de ruptura [MPa]	165*	179*	170	260	240
Alongamento [%]	15	10	9	11	16
Dureza [HB]	-	-	50	60	75

* valores para a condição trabalhada a frio

3.4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O experimento consistiu na obtenção da liga fundindo o alumínio com um superaquecimento de 720°C para fornecer energia suficiente para a difusão do magnésio, que ocorreu fora do forno de fusão. Posteriormente a liga foi refundida e

em seguida vazada na lingoteira sob a prensa onde foi executada a pressurização. A seguir, são descritas as etapas sequenciais quando da realização dos experimentos:

- Pesagem dos materiais (Al e Mg) para a composição das ligas;
- Revestimento do cadinho de carvão de silício com alumina ideal para altas temperaturas;
- Fusão do metal em forno tipo mufla de resistência a temperaturas maiores que a estipulada para o vazamento;
- Agitação da liga fundida, para obtenção de uma melhor mistura dos componentes e a homogeneização da temperatura e retirada de escória da superfície do banho;
- Verificação da composição química através da curva de resfriamento, conforme mostra o Gráfico da Figura 3.7 para a liga Al-5%Mg;

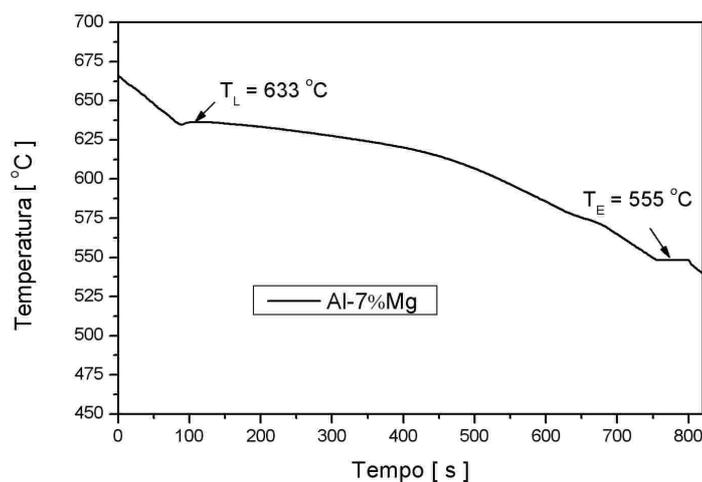


Figura 3.7 - Curva de resfriamento utilizada para quantificar a liga Al-7%Mg.

- Montagem do sistema experimental e posicionamento dos termopares na lingoteira e no punção para monitoração das temperaturas de parâmetros de processo (figura 3.8);

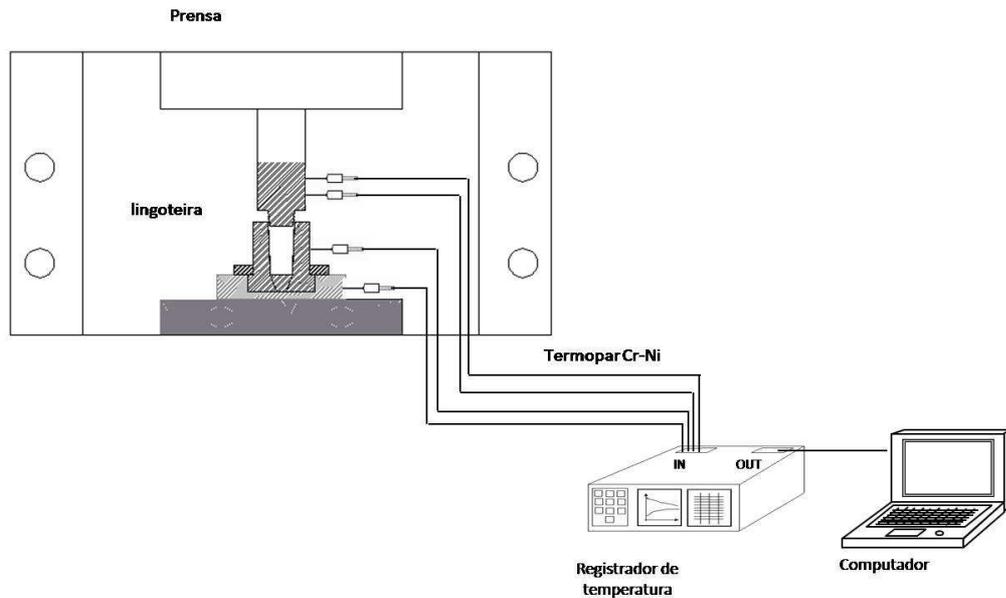


Figura 3.8 – Posicionamento dos termopares para obtenção das temperaturas

- Vazamento do metal líquido no interior da lingoteira, posicionada sob a prensa hidráulica, como mostra a figura 3.9, em seguida aplica-se a pressão durante o tempo pré-determinado, posteriormente é cessada a pressurização e retira-se o lingote já solidificado da lingoteira.



a



b

Figura 3.9 – a) Vazamento do metal e b) aplicação da pressão

- Finalmente os lingotes foram preparados para determinação da: macroestruturas, microestruturas e propriedades mecânicas (Limite de resistência e microdureza).

3.5. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS PARA CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS

A partir do lingote solidificado, a preparação para a caracterização macro e microestrutural dos corpos de prova foram realizadas submetendo-os às técnicas metalográficas apropriadas, e que são descritas na seqüência:

- Os lingotes solidificados foram seccionados em um plano médio, lixados com lixas de granulação 100 a 600 mesh e atacados com reagente químico Keller's composto de 15 ml HF; 15 ml HNO₃; 45 ml HCl e 25 ml H₂O.
- A Figura 3.10 mostra o exemplo da face de um corpo de prova da liga Al-7%Mg, evidenciando o local onde foram retiradas as amostras para análises da microestrutura e propriedades mecânicas. Em a) temos a região onde retirou-se o corpo de prova para o ensaio de tração. b) e c) representam respectivamente a região onde se retirou o corpo de prova para os ensaios de microestrutura e microdureza.

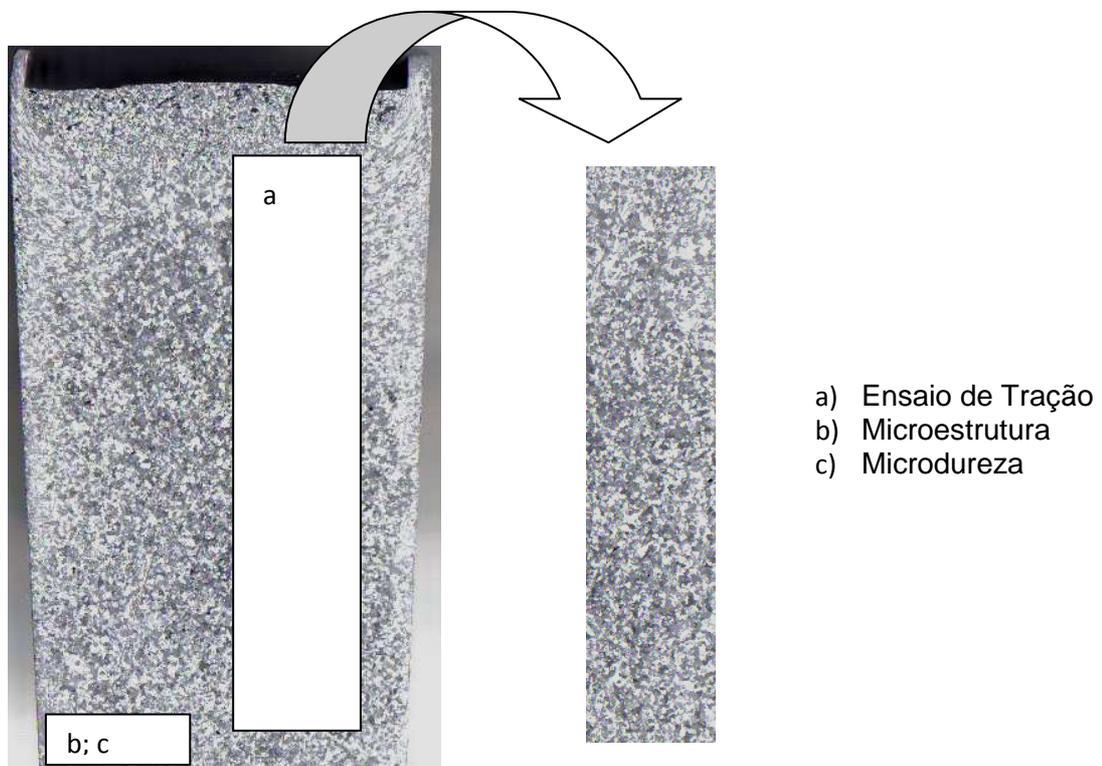


Figura 3.10 – Exemplo da amostra utilizada para a realização das análises experimentais

- A densidade para as amostras da liga Al-7%Mg foram obtidas através do princípio de Arquimedes [MALEKI, 2006]. O método consiste de um béquer contendo líquido, por exemplo água destilada colocada sobre uma balança, a qual registra uma massa qualquer B. Se tomarmos um sólido suspenso por um fio e mergulhado totalmente no líquido, sem tocar as paredes nem o fundo do recipiente, observar-se-á um aumento no valor da massa do conjunto, que passará a registrar um valor B'. Este acréscimo de massa é proporcional á força de reação do empuxo sobre o prato da balança devido à massa m_L de líquido deslocado. A Equação 3.2 mostra a relação utilizada para calcular as densidades da liga Al-7%Mg para cada pressão aplicada.

$$d_s = d_L(m_L/m_s) \quad \text{Equação (3.2)}$$

- A microestrutura foi revelada através da técnica de eletropolimento e ataque eletrolítico usando equipamento da marca ELLPOL II da PRESI e como eletrólito MEPER (solução de ácido perclorido diluído em metanol). A voltagem para polimento e ataque foi de 20V amperagem de 1,5A e tempo de aplicação de 12 a 15 segundos, figura 3.11. As microestruturas foram visualizadas através de microscópio ótico.
- Em seguida as imagens foram capturadas e mediram-se os Espaçamentos Dendriticos Secundários através do Software Motic Plus.

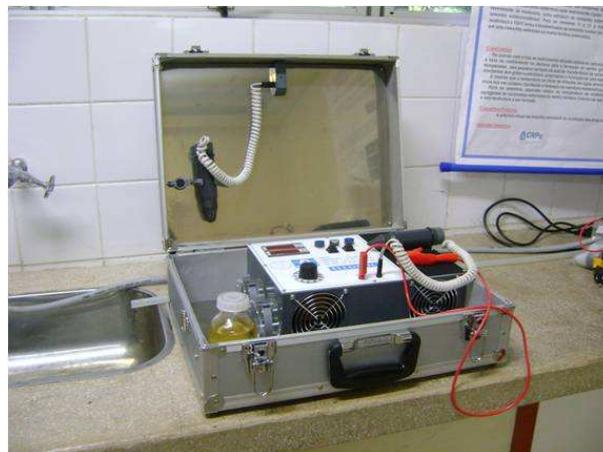
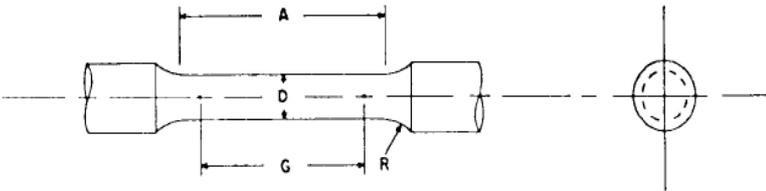


Figura 3.11 – Equipamento de eletropolimento e ataque eletrolítico

- Os corpos de prova para ensaio de tração foram confeccionados por usinagem (torneamento) no laboratório de Solidificação da FEMAT – UFPA, seguindo a Norma ASTM E 8M – 03, figura 3.12, a partir da região mostrada na figura 3.10 para todos os lingotes obtidos.



Dimensão mm

	Espécime padrão		Espécime proporcional ao padrão		
	12,5	9	6	4	2,5
G - Comprimento útil	62,5 ± 0,1	45,0 ± 0,1	30,0 ± 0,1	20,0 ± 0,1	12,5 ± 0,1
D - Diâmetro	12,5 ± 0,2	9,0 ± 0,1	6,0 ± 0,1	4,0 ± 0,1	2,5 ± 0,1
R - Raio do contorno	10	8	6	4	2
A - Comprimento da secção de redução	75	54	36	24	20

Figura 3.12 - Dimensões proporcionais do pino de leitura do teste de tração recomendado pela norma ASTM - E 8M – 03 Métrico, 2001. Em destaque, no quadrado, o utilizado no procedimento deste trabalho.

- A figura 3.13 mostra os corpos de prova usados no ensaio de tração.



Figura 3.13 – Corpos de prova de ensaio de tração

- O ensaio de microdureza foi realizado numa região próxima a base do lingote por apresentar maior homogeneidade dos grãos como mostrou a figura 3.10. Foram realizadas 14 indentações divididas em duas colunas com orientação do centro para a extremidade da peça. Nesse ensaio foi utilizada uma carga de 500 gf (grama força) num tempo de 15 segundos. O esquema da figura 3.14 mostra como se executou o ensaio de microdureza.

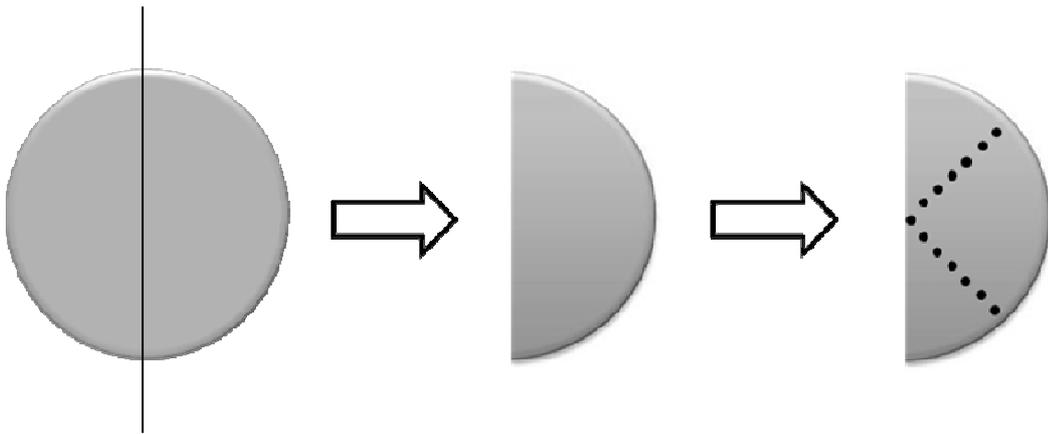


Figura 3.14 – Esquema para realização do Ensaio de Microdureza.

CAPÍTULO IV

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. RESULTADOS

4.1.1. Macroestrutura

4.1.1.1. Macroestrutura da liga Al-5%Mg

A Figura 4.1 apresenta as macroestruturas para a liga Al-5%Mg confeccionada através do processo Squeeze Casting, numa lingoteira de aço SAE 1045 com diâmetro interno de 55 mm, altura de 145 mm e espessura de parede de 30 mm e uma base de fundo de aço 1020 com espessura de 50 mm, sob as condições: temperatura de vazamento de 720 °C, temperatura da lingoteira de 300 °C, e pressões: sem pressão, 40 MPa, 80 MPa e 120 MPa.

Pôde-se verificar a predominância de grão equiaxiais em todos os lingotes, para o lingote sem aplicação de pressão observou-se a presença de grãos com maiores dimensões, e à medida que se elevam os valores da pressão ocorre um refinamento no tamanho dos grãos equiaxiais.

A Figura 4.1a mostra a macroestrutura do lingote sem a aplicação de pressão, onde a extração de calor ocorreu de forma radial pelas paredes, base e topo da lingoteira. Observou-se a presença de leve rechupe no topo do lingote, proveniente da contração volumétrica do material após a solidificação, além da presença de grãos equiaxiais grosseiros.

Para a pressão de 40 MPa obteve-se lingotes sem defeitos de fundição, como pode ser visto na figura 4.1b, além de apresentar grão equiaxiais relativamente grosseiros. Observou-se que a aplicação de 40 MPa pressão eliminou os defeitos de Shrinkage em virtude da maior força aplicada ao material durante a solidificação, favorecendo uma melhor extração de calor metal/molde.

Para pressões superiores a 80 MPa prevaleceu a formação de grão equiaxiais muito refinados. Na macroestrutura da figura 4.1c, para a pressão de 80 MPa, notou-se a presença de alguns pontos de macrossegregação distribuídos pelo lingote.

Esta macrossegregação é proveniente do movimento de líquido ou sólido, e que provoca a formação de uma composição química que se difere da composição média [GARCIA, 2001]. No processo Squeeze Casting este movimento pode ser ocasionado pela deformação da fase solidificada por ação de tensões térmicas ou pela pressão. Segundo FERREIRA 1999, a macrossegregação pode ser evitada aumentando-se a temperatura da lingoteira ou diminuir o tempo de espera para a aplicação da pressão.

Para a pressão de 120 MPa observou-se uma macroestrutura contendo uma combinação de sound casting (peça sem defeito de fundição) e refino de grão.

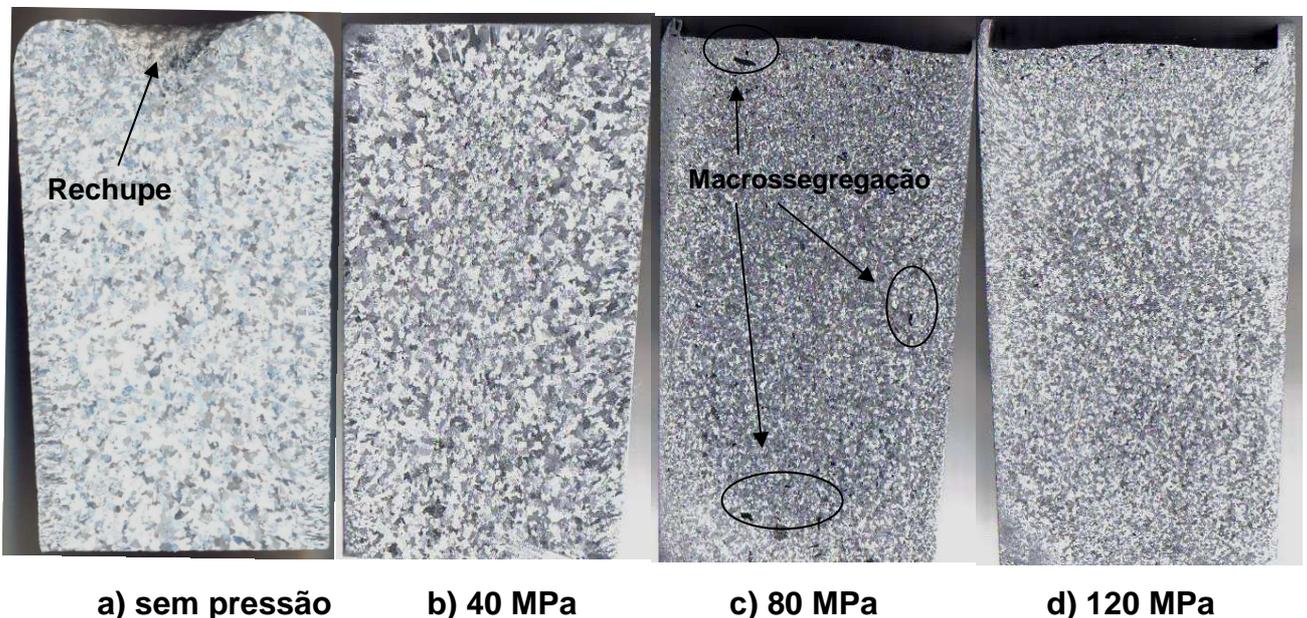


Figura 4.1 – Macroestrutura da liga Al-5%Mg: a) sem pressão; b) 40 MPa; c) 80 MPa; d) 120 MPa. Ataque de Keller's. Aumento de 1/2X.

4.1.1.2. Macroestrutura da liga Al-7%Mg

A Figura 4.2 mostra as macroestruturas da liga Al-7%Mg obtida pelo processo Squeeze Casting. Para o lingote sem pressão, Figura 4.2a, observou-se a presença de um grande rechupe no centro do lingote, o fenômeno do rechupe é comum à maioria dos metais e ligas, esse fenômeno ocorre devido à diferença de potencial químico da fase líquida para a fase sólida [ATIKINS, 2006]. Observou-se ainda

alguns pontos de macrossegregação espalhados na região próximo ao rechupe e à base do lingote. Para esta pressão evidenciou-se a presença de grãos equiaxiais refinados mesmo sem a aplicação de pressão e para baixas pressões.

A aplicação de 10 MPa de pressão contribuiu para o refino dos grãos equiaxiais e embora tenha causado o surgimento de muitos pontos de macrossegregação espalhados preferencialmente nas bordas do lingote, onde provavelmente deve ter ocorrido maior movimento do sólido por deformação em virtude da aplicação da pressão. Na figura 4.2b tem-se a macroestrutura para essa pressão, observou-se a presença de defeitos de Shrinkage. MALEKI 2006 observou que, quando se aplica baixas pressões no processo Squeeze Casting surge esse defeito, que consiste no aprisionamento de bolhas de ar no interior do metal líquido durante sua solidificação. Para as ligas Al-5%Mg e Al-7%Mg o surgimento dos defeitos de Shrinkage deu-se para pressões inferiores a 40 MPa.

A figura 4.2c mostra a macroestrutura para o lingote com 20 MPa de pressão, nota-se a presença de grão refinados e também o surgimento de muitos pontos de macrossegregação espalhados homogeneamente por todo o lingote. Para essa pressão observou-se também a presença de defeitos de Shrinkage.

As Figuras 4.2d, 4.2e e 4.2f mostram que para pressões maiores que 40 MPa não há mudanças significativas na macroestrutura, apresentando grão equiaxiais refinados, observando-se um maior refinamento para as pressões de 80 e 120 MPa, causado pela maior extração de calor metal/molde decorrida do melhor contato entre o metal e a lingoteira proporcionados pelas maiores pressões aplicadas. Verificou-se também que para pressões superiores a 40 MPa obtêm-se lingotes sem defeitos de fundição – sound casting.

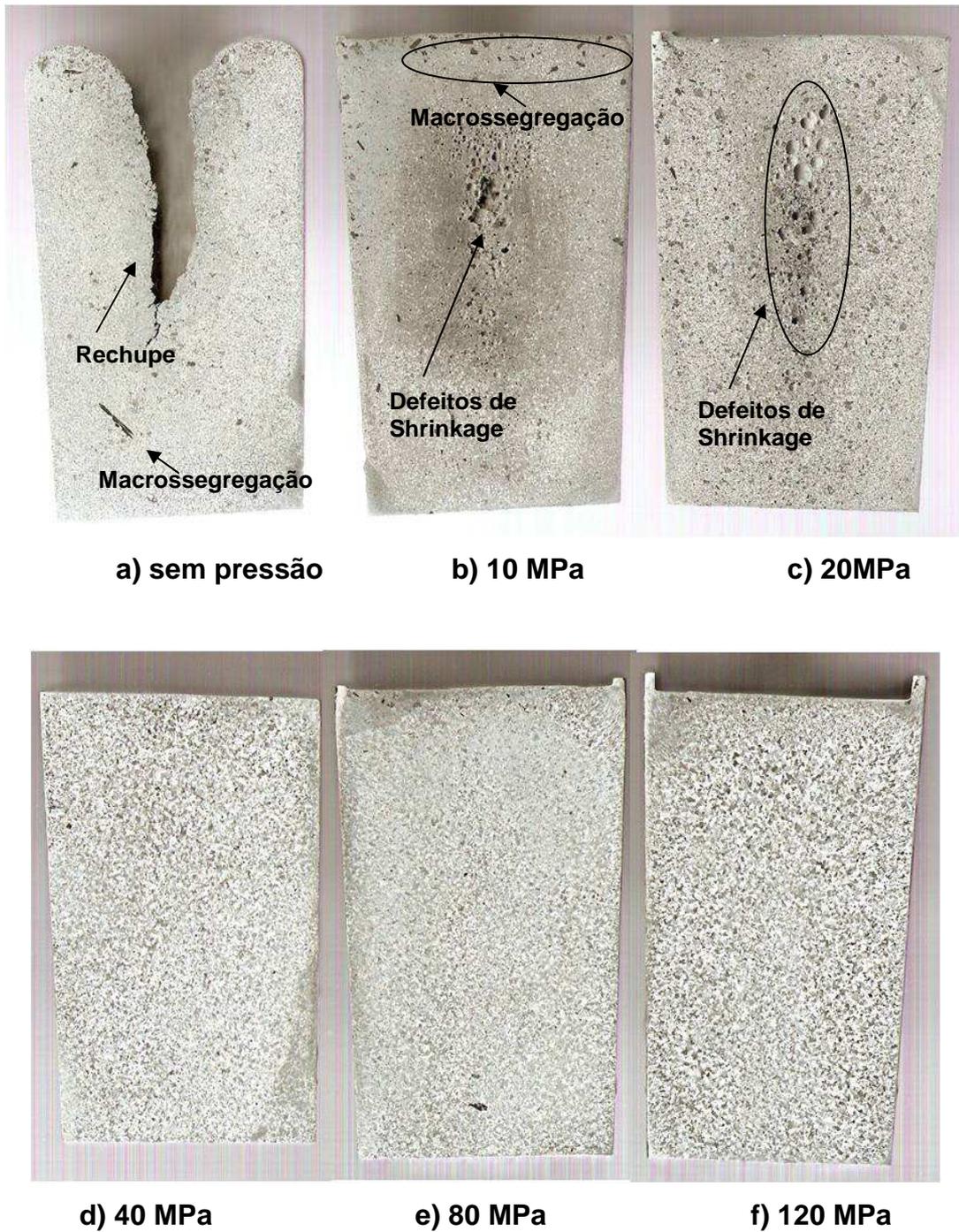


Figura 4.2 – Macroestrutura da liga Al-7%Mg: a) sem pressão; b)10 MPa; c) 20 MP; d) 40 MPa; e) 80 MPa e f)120 MPa. Ataque de Keller's. Aumento de 1/2X.

4.1.1.3. Macroestrutura da liga Al-10%Mg

Na Figura 4.3, apresenta-se as macroestruturas da liga Al-10%Mg sem pressão, 40 MPa, 80 MPa e 120 MPa. As macroestruturas observadas são predominantemente equiaxiais, sendo que para a condição sem pressão os grãos equiaxiais aparentam ter tamanhos maiores que para as outras condições, à medida que se aplica pressão a tendência é a diminuição dos referidos grãos.

A figura 4.3a mostra a macroestrutura para o lingote sem pressão, pode-se observar a presença de rechupe no topo do lingote, como foi comum às outras ligas estudadas neste trabalho. Observou-se a predominância de grãos equiaxiais grosseiros por todo o lingote.

A pressão de 40 MPa teve influência inferior para a liga Al-10%Mg em comparação com as ligas Al-5%Mg e Al-7%Mg, como pode ser visto na figura 4.3b, onde observa-se o surgimento de um defeito conhecido como poros de Shrinkage [MALEKI, 2006]. Também observa-se a presença de grãos refinados.

Para a condição de pressão de 80 e 120 MPa ocorre um aumento gradativo na segregação e o aparecimento de uma grande quantidade de porosidades. Para esta liga a aplicação da pressão parece não exercer nenhuma influência, uma vez que, a aplicação de pressões superiores a 40 MPa não eliminou os defeitos de fundição, favorecendo ainda a formação de muitos pontos de macrossegregação. Uma maneira de minimizar o surgimento dessas macrossegregações para ligas com maior teor de magnésio seria diminuir a temperatura da lingoteira, como o proposto por FERREIRA 1999.

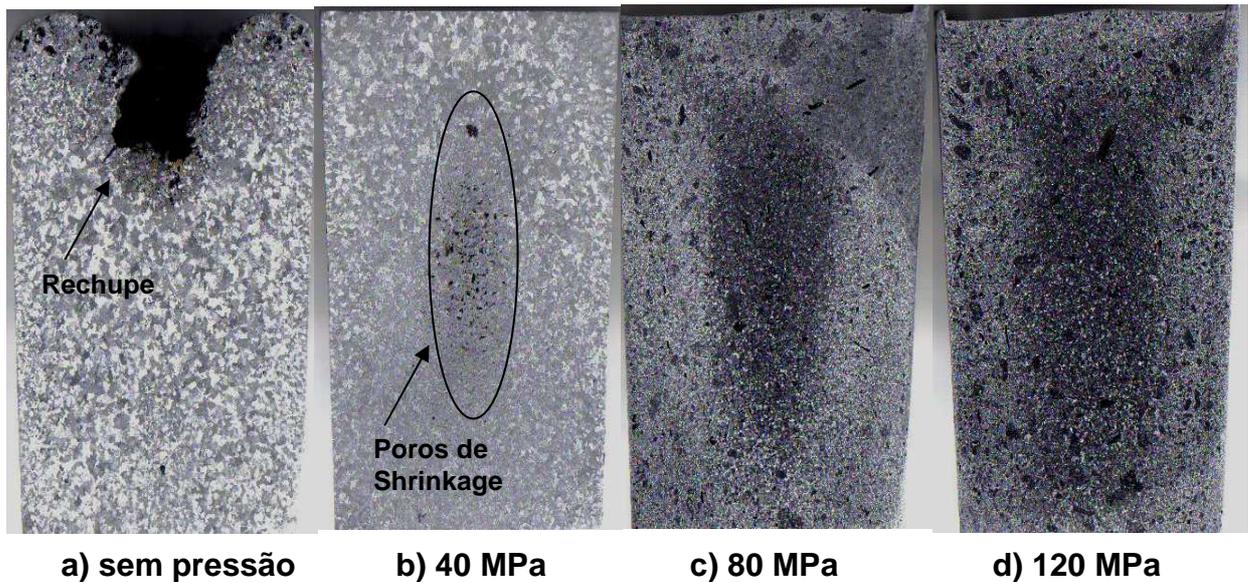


Figura 4.3 – Macroestrutura da liga Al-10%Mg: a) sem pressão; b) 40 MPa; c) 80 MPa; d) 120 MPa. Ataque de Keller's. Aumento de 1/2X.

As análises para as ligas do sistema Al-Mg estudadas nesse trabalho contribuíram para a elaboração de um gráfico que permite prevê a influência da pressão na solidificação de ligas Al-Mg hipoeutéticas. A Figura 4.4 mostra o Gráfico com os resultados para as macroestruturas das ligas Al-5%Mg, Al-7%Mg e Al-10%Mg obtidas através do processo Squeeze Casting. A linha em azul delimita a região onde se puderam obter lingotes sem defeitos de fundição, a parte tracejada significa que ainda não há dados experimentais que permitam afirmar quais as macroestruturas presentes para tais composições.

O Gráfico da Figura 4.4 permite prevê a partir de quais pressões serão obtido lingotes sem defeitos de fundição. A linha vermelha tracejada permite estimar que para ligas hipoeutéticas do sistema binário Al-Mg a eliminação de defeitos tais como: porosidades, macrossegregações, defeitos de Shrinkage e rechupe, podem ser óbitos para pressões superiores a aproximadamente 30 MPa. Para confirmar esta hipótese faz-se necessários aplicar o processo Squeeze Casting para as ligas Al-6%Mg, Al-8%Mg.

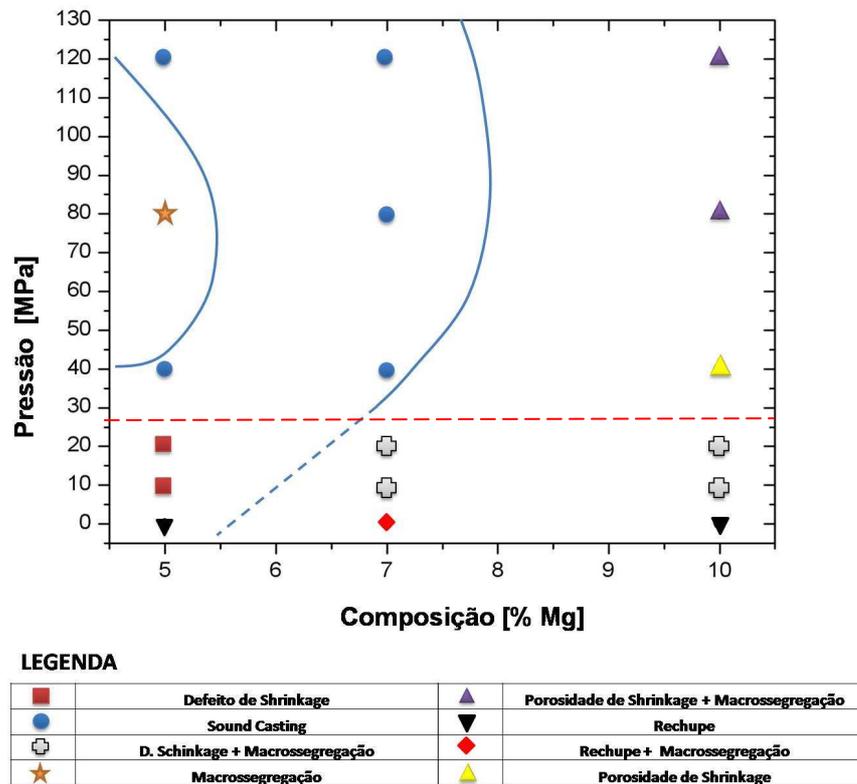


Figura 4.4 – Gráfico Efeito da pressão na macroestrutura das do sistema Al-Mg.

Analisando o Gráfico da Figura 4.4 observa-se a presença de uma pequena região onde é possível obter peças sem defeitos de fundição. Esta faixa que compreende a obtenção de peças sem defeitos de fundição, encontra-se em sua maioria, para uma composição entre 5% e 7% de magnésio para a aplicação de 40 MPa de pressão. Sendo que para a liga Al-5%Mg houve a presença de macrossegregação para uma pressão de 40 MPa, e tornando a apresentar sound casting para pressões superiores a 120 MPa. Para a liga Al-10%Mg não obteve-se sound casting.

4.1.2. Microestrutura

Neste trabalho foram analisadas apenas as microestruturas da liga Al-7%Mg, devido esta liga ter apresentado melhores resultados em relação a macroestrutura,

ou seja, apresentando lingotes sem defeitos de fundição para pressões superiores a 40 MPa de pressão, como previsto no Gráfico da Figura 4.4.

As análises microestruturais mostraram que a pressão influenciou no refinamento da microestrutura de forma a diminuir o valor do Espaçamento Dendritico Secundário (EDS), à medida que se aumentou a pressão. Nos trabalhos de HAJJARI et. al. 2008 e SKOLIANOS et. al. 1997, e em trabalhos anteriores [MAGALHÃES et. al. 2008] é constatada a diminuição do valor do EDS com aumento da pressão, devido á maior extração de calor pelas paredes da lingoteira. HAJJARI et. al. 2008, constatou que para a liga 2024 (liga do sistema Al-Cu) houve um decréscimo no valor do EDS em função do aumento da aplicação de pressão.

A Figura 4.5 mostra a micrografia para o lingote na condição sem pressão. É possível observar a presença de poros de Shrinkage. Nessa condição de pressão obteve-se através de microscopia ótica os valores do EDS correspondem a 33,46 μm . A extração de calor ocorreu preferencialmente pelas paredes e base lingoteira, e pela superfície em contato com o ambiente, ou seja, a solidificação ocorreu radialmente.

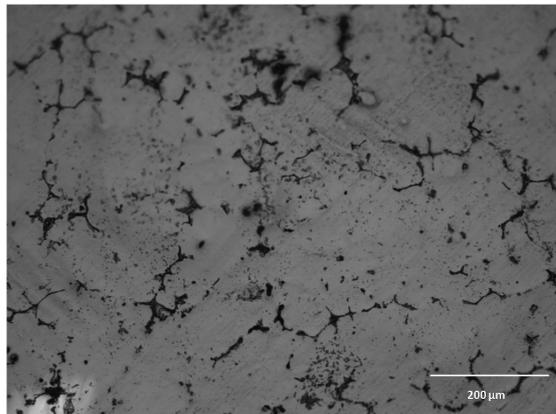


Figura 4.5 – Microestrutura da liga Al-7%Mg: a) pressão ambiente EDS = 33,46 μm .
Aumento 200X, ataque eletrolítico.

A aplicação da pressão, mesmo para baixas pressões, contribuiu para a modificação da microestrutura da liga Al-7%Mg como mostra as Figuras 4.6a 4.6b, respectivamente 10 MPa e 20 MPa. Pode-se observar o refinamento gradual do EDS com o aumento da pressão. Estima-se ainda que à medida que se aumenta a pressão o *gap* existente entre o metal e as paredes da lingoteira tende a diminuir,

possibilitando uma maior extração de calor na interface metal/molde. A Figura 4.6a mostra a microestrutura para a pressão de 10 MPa, verifica-se a presença de alguns pontos de porosidades, houve uma redução do valor do EDS de 33,46 μm para 18,065 μm entre os lingotes sem pressão de com 10 MPa. A microestrutura para o lingote com pressão de 20 MPa pode ser observada na Figura 4.6b, onde pode-se notar a presença de muitos pontos de porosidade e macrossegregação, e o EDS diminuiu para o valor de 16,2 μm .

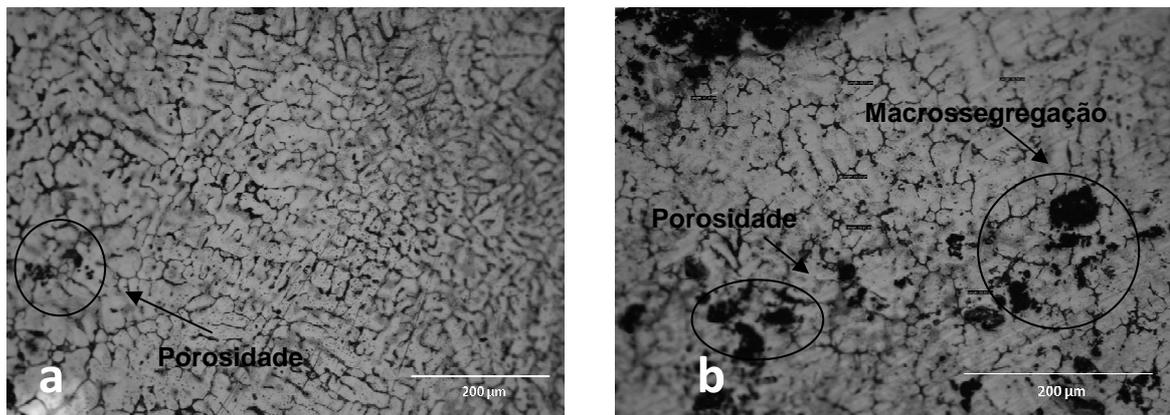


Figura 4.6 – Microestrutura da liga Al-7%Mg: a) 10 MPa EDS = 18,065 μm , b) 20 MPa EDS = 16,2 μm . Aumento 200X, ataque eletrolítico.

Na figura 4.7a observa-se que, para a pressão de 40 MPa aplicada ocorre uma redução e eliminação dos defeitos de fundição, tais como porosidade, defeitos de Shrinkage e macrossegregação. Condizendo com o resultado da macroestrutura referente a mesma pressão, como foi mostrado na Figura 4.2d. Para pressões superiores a 40 MPa verificamos a total eliminação dos defeitos de fundição, e conseqüentemente gradual refinamento da microestrutura.

Nas figuras 4.7b e 4.7c, respectivamente 80 MPa e 120 MPa, pode-se observar a influencia da pressão do refinamento de grão e conseqüentemente na redução do EDS. Essas pressões apresentaram os menores valores de EDS, correlacionando esses resultados com os trabalhos de HAJJARI et. al. 2008 e SKOLIANOS et. al. 1997, pode-se observar que o aumento da pressão externa aplicada no processo Squeeze Casting diminui os Espaçamentos Dendriticos Secundários para a liga Al-7%Mg.

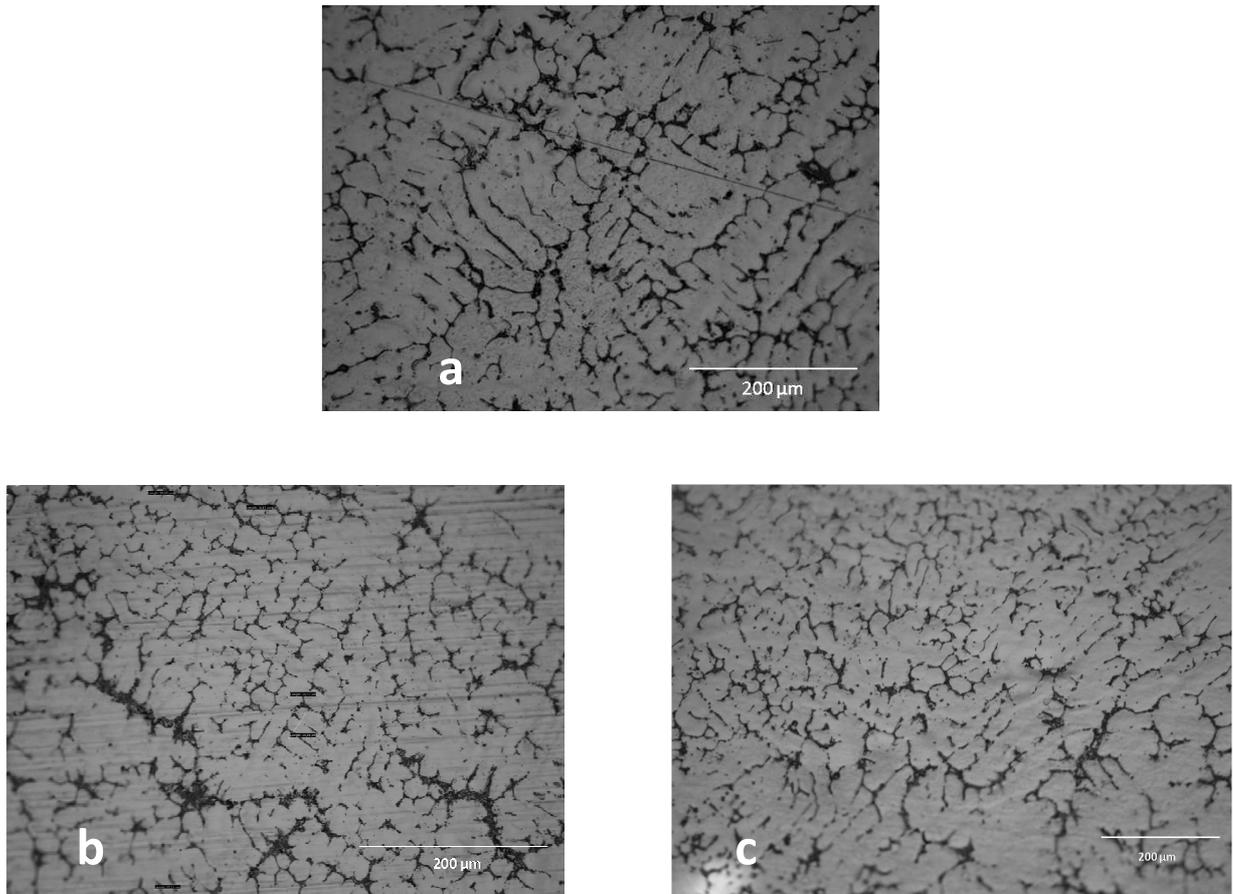


Figura 4.7 – Microestrutura da liga Al-7%Mg: a) 40 MPa EDS = 16,19 µm, b) 80 MPa EDS = 16,18 µm e c) 120 MPa EDS = 15,46 µm. Aumento 200X, ataque eletrolítico.

A Tabela 4.1 mostra os valores da média, máximo e mínimo dos EDS obtidos por microscopia óptica usando o software Motic Plus.

Tabela 4.1 – Espaçamento Dendritico Secundário em função da Pressão

Pressão (MPa)	Espaçamento Dendritico Secundário		
	Mínimo	Média	Máximo
Pressão ambiente	29,85	33,46	36,16
10	15,57	18,06	21,07
20	13,37	16,20	19,75
40	13,28	16,19	19,23
80	13,22	16,18	18,40
120	11,33	15,46	18,65

Oberva-se na tabela 4.1, que comparando as situação de pressão ambiente e 120 MPa de pressão obteve-se uma redução de 50% no valor do EDS, mostrando dessa forma a influência da pressão no refinamento da microestrutura. Entre as pressões de 20 a 80 MPa apresentaram valores próximos do EDS. O Gráfico da Figura 4.8 mostra o comportamento do EDS em função da pressão para a Liga Al-7%Mg.

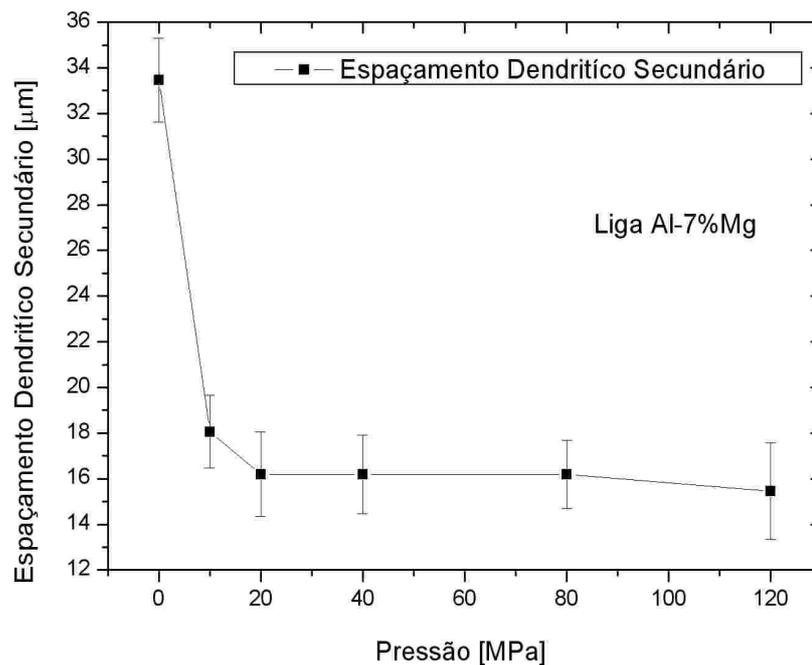


Figura 4.8 – Gráfico do EDS em função da pressão para a liga Al-7%Mg.

4.1.3. Densidade

As densidades (d) determinadas através do método de Arquimedes estão mostradas na Tabela 4.2. Os resultados presentes nesta tabela 4.2, indicam um pequeno aumento da densidade para as amostras produzidas pelo processo Squeeze Casting, função da compactação volumétrica causada pela aplicação da pressão, e pela redução das porosidades.

Observa-se que a variável pressão parece não exercer muita influência sobre a densidade para a liga Al-7%Mg produzida via Squeeze Casting, em consequência da presença de porosidade e defeitos de Shrinkage para as pressões 10 e 20 MPa. Todavia há um aumento em torno de 2% para a pressão de 120 MPa.

Tabela 4.2 – Densidade em função da pressão

	Pressão Ambiente	Squeeze Casting				
		10 MPa	20 MPa	40 MPa	80 MPa	120 MPa
d (g/cm³)	2,625	2,651	2,659	2,663	2,671	2,677

4.1.4. Limite de Resistência a Tração (LRT)

O Gráfico da Figura 4.9 mostra os resultados para o Ensaio de Tração que determinou o Limite de Resistência a Tração (LRT) para as amostras sob pressão ambiente e com aplicação de pressão, processo Squeeze Casting. Observa-se a evolução dos valores da LRT em função do aumento da pressão, atingindo um patamar em torno de LTR = 150 MPa para pressões a partir de 40 MPa. Correlacionando os resultados do Ensaio de Tração com os valores do EDS da Tabela 4.1 observa-se uma provável explicação para a não variação significativa em relação ao LRT para pressões superiores a 40 MPa.

Analisando a as tabelas 4.1 e o Gráfico da Figura 4.9 para as pressões de 20 e 40 MPa observa-se que os valores de EDS estão bem próximos, mas há uma diferença quanto ao LRT, respectivamente 107 e 150 MPa, devido a presença de macrossegregação e defeitos de Shrinkage.

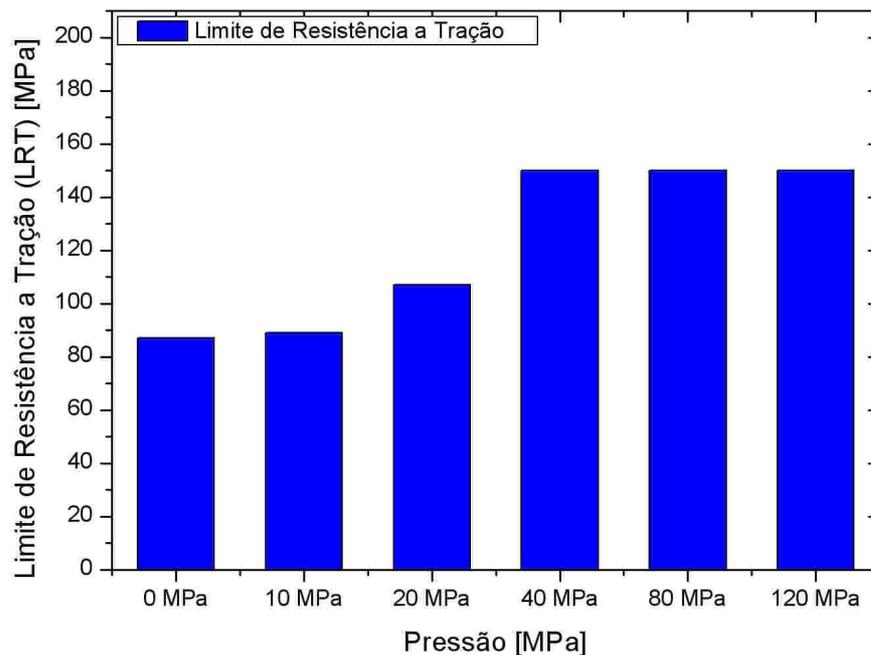


Figura 4.9 – Gráfico do Limite de Resistência a Tração em função da pressão para a liga Al-7%Mg.

4.1.5. Microdureza

A amostra sem pressão apresentou microdureza igual a 70,5 HV. A microdureza da amostra sem pressão foi a menor dentre todas obtidas, mostrando que a variável pressão também teve influencia na microdureza da liga Al-7%Mg. Entre as amostras com pressões 20 e 40 MPa não houve variações significativas, apresentando microdureza em torno de 76,6 HV.

A Tabela 4.3 mostra os resultados da microdureza para todas as pressões analisadas para a liga Al-7%Mg. Observa-se que houve um aumento de 70,5 HV à pressão atmosférica para 78,46 HV à pressão externa de 80 MPa. Dessa forma foi obtida um aumento em torno de 10% na microdureza entre a pressão atmosférica e a pressão de 80 MPa. Segundo MALEKI et. al. 2006, para quaisquer pressões acima de 100 MPa tem-se o maior/melhor contato entre o metal liquido e as paredes da lingoteira. Ainda para o mesmo autor, mantendo-se a variável pressão constante e variando a temperatura da lingoteira e a temperatura de vazamento do metal, esta primeira exerce maior influencia na microdureza de ligas metálicas produzidas via processo Squeeze Casting.

Tabela 4.3 – Microdureza Vickers em função da pressão

	Pressão Ambiente	Squeeze Casting				
		10 MPa	20 MPa	40 MPa	80 MPa	120 MPa
Microdureza (HV)	70,50	72,97	76,52	76,62	78,46	78,93

4.2. DISCUSSÕES

O Processo Squeeze Casting melhorou a resistência mecânica da liga Al-7%Mg através do refinamento da microestrutura e da redução dos defeitos normalmente obtidos nos processos convencionais de fundição, havendo também uma maior compactação volumétrica verificada pelo aumento na densidade. Observou-se ainda que o aumento da aplicação da variável pressão resultou numa relação inversa entre o Espaçamento Dendritico Secundário e o limite de resistência a fratura das amostras analisadas.

A variável pressão exerceu maior influência para pressões superiores a 40 MPa, como visto anteriormente. Esta faixa de pressão eliminou os principais defeitos de fundição analisados neste trabalho como macrossegregação, porosidades e defeitos de Shrinkage. Segundo MALEKI 2006, constatou em sua pesquisa com a liga LM13, que a presença de defeitos de Shrinkage pode diminuir a densidade de ligas produzidas por Squeeze Casting para pressões abaixo de 50 MPa.

A influência da pressão no aumento da densidade para a liga do sistema Al-Mg analisada pode estar diretamente ligada à maior Taxa de Resfriamento ocorrida devido à maior transferência de calor metal/molde observada para pressões superiores a 40 MPa devido ao menor *gap* existente entre o metal líquido e as paredes da lingoteira.

Segundo GARCIA 2001, os Espaçamentos Dendritico Secundário são dependentes também da Taxa de Resfriamento (\dot{T}), onde se relaciona ainda o tempo local de solidificação (t_{SL}) que corresponde à diferença entre os tempos de passagem das isotermas *solidus* e *liquidus* por uma determinada posição. A Equação 4.1 mostra relação entre a EDS e o tempo de solidificação para o caso de Solidificação Unidirecional:

$$EDS = K (t_{SL})^a$$

Equação 4.1

Onde EDS é o espaçamento dendritico secundário, K é uma constante experimental e a é o fator exponencial.

CHADWICK e YUE 1989 propuseram que a estrutura granular refinada obtida no Processo Squeeze Casting é devido ao maior coeficiente de transferência de calor gerado devido à diminuição do *gap* entre o metal e lingoteira, favorecendo uma maior área de contato efetiva. FRANKLIN 1984, porem propõe que a aplicação da pressão provoca um maior resfriamento da liga superaquecida, ocasionando maiores taxas de transferência de calor, favorecendo assim a formação de mais núcleos, refinando a microestrutura.

SALAS et. al. 2000, em seus estudos correlacionou a EDS com a taxa de resfriamento para várias ligas fundidas, e obteve uma equação base para as ligas de alumínio. A Equação 4.2 mostra relação obtida por SALAS.

$$EDS = 60 (\dot{T})^{-0,33}$$

Equação 4.2

As mudanças estruturais obtidas pelo Processo Squeeze Casting podem ser explicadas analisando a taxa de resfriamento durante a solidificação. Usando a equação 4.2 e os dados mostrados para EDS na Tabela 4.1, as Taxas de Resfriamento das amostras processadas, no presente trabalho pode ser calculado. Os resultados para a \dot{T} estão mostrados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 – Taxa de Resfriamento em função da pressão

	<i>Pressão Ambiente</i>	Squeeze Casting				
		10 MPa	20 MPa	40 MPa	80 MPa	120 MPa
Taxa de Resfriamento (°Cs⁻¹)	5,86	37,98	52,84	53,94	53,04	60,88

Analisando a Tabela 4.5 é visível a influência da aplicação de pressão externa durante a solidificação da liga estudada. Observa-se, que para uma pressão externa de 20 MPa sobre o metal liquido provoca um aumento de 1000% na taxa de resfriamento em relação à fundição em coquilha. Assim, a taxa de resfriamento

parece ser um dos principais fatores para o refinamento de grão na liga Al-7% Mg processada via Squeeze Casting.

Correlacionando as Taxa de Resfriamento com EDS, verifica-se que para maiores taxas de resfriamento obtém-se uma microestrutura mais refinada. A aplicação de 120 MPa de pressão proporcionou a obtenção uma Taxa de Resfriamento de aproximadamente $61\text{ }^{\circ}\text{Cs}^{-1}$.

As propriedades mecânicas dos materiais estão diretamente ligadas à sua microestrutura [HONG et. al. 1998, PRAKASAN et. al. 1999], quanto mais refinada for a microestrutura mais resistente pode ser o material [COUPARD et. al. 1999]. Analisando as Tabelas 4.1, 4.3 e 4.4, observamos que à medida que se aumentou a aplicação da pressão externa no metal líquido sua microestrutura foi refinada, ocasionando desta forma uma melhoria tanto no LRT quanto na microdureza da liga Al-7%Mg.

Para uma pressão externa de 40 MPa obteve-se um aumento de 60% no LRT em relação a amostra à pressão ambiente, como foi visto anteriormente no tópico 4.4. Dessa forma podemos fazer algumas relações baseadas nesse resultado, para esta pressão de 40 MPa, foi obtido um refinamento em torno de 50% na microestrutura, proporcionada por uma melhor extração de calor metal/molde a uma taxa de resfriamento em torno de $54\text{ }^{\circ}\text{C}$ por segundo, elevando o limite de resistência a tração de 87 MPa à pressão ambiente para 150 MPa com 40 MPa de pressão externa.

BOSCHETTO et. al. analisou experimental e matematicamente a evolução da microdureza em função da taxa de resfriamento, determinando o perfil da microdureza desde o centro de uma amostra cilíndrica de raio 25 mm, até a superfície da interface metal/molde. Desta forma pôde concluir que o centro da amostra possui uma menor microdureza decorrente da menor Taxa de Resfriamento em relação à superfície do lingote, e que a evolução da microdureza na direção da superfície dar-se em função do melhor refinamento da microestrutura decorrente da maior taxa de resfriamento.

Para a liga Al-7%Mg, analisada neste trabalho verificou-se um aumento na microdureza à medida que variou-se a aplicação da pressão externa. Obteve-se um aumento em torno e 10% na microdureza entre a pressão atmosférica e a pressão de 80 MPa passando 70,5 HV à pressão atmosférica para 78,46 HV a pressão externa de 80 MPa. MALEKI et. al. 2006, analisou a influencia da temperatura do

metal líquido e da temperatura da lingoteira a uma pressão constante sobre a microdureza e constatou que aumento da temperatura da lingoteira diminuía a microdureza da liga LM13. Para HU 1998, a temperatura da lingoteira tem influência direta na Taxa de Resfriamento da amostra. DORCIC e VERMA 1998, afirmam ainda que em ligas não-ferrosas não se deve usar temperaturas de lingoteira acima de 300 °C.

Na presente pesquisa adotou-se como parâmetro para lingoteira uma temperatura de 300 °C, ou seja, o limite proposto pela literatura. A pouca evolução na microdureza da liga analisada neste trabalho deve estar relacionada com o elevado valor da temperatura empregada na lingoteira. Foi visto anteriormente que se obteve um aumento de 1000% na Taxa de Resfriamento para uma pressão de 20 MPa, entretanto essa evolução na Taxa de Resfriamento não teve efeito na microdureza da liga Al-7%Mg.

CAPÍTULO V

5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

5.1. CONCLUSÕES

Os resultados experimentais obtidos e a correlação entre os aspectos morfológicos estruturais, espaçamentos dendríticos, distribuição de soluto, densidade e os parâmetros de resistência à tração e Microestrutura das ligas estudadas permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

5.1.1. Aspectos Morfológicos

- Observa-se que, à medida que se elevam os valores para o teor de soluto nas ligas Al-Mg, não ocorre uma mudança significativa na macroestrutura das ligas, ou seja, verificam-se estruturas preferencialmente equiaxiais.
- Para condições de variação de pressão de 10 MPa a 120 Mpa, verifica-se que ocorre um refinamento das estruturas para todas as composições utilizadas neste trabalho.
- A variável pressão exerceu influência na eliminação dos defeitos de fundição, tais como: rechupe, macrossegregação, defeitos de Shrinkage e porosidades. Nas ligas Al-5%Mg e Al7-%Mg esses defeitos foram eliminados para pressões superiores a 40 MPa. Para a liga Al-10%Mg a pressão parece não ter influenciado de forma significativa na eliminação dos defeitos de fundição, principalmente para pressões superiores a 80 MPa.
- Quanto a formação de defeitos, observa-se que a variável pressão exerceu melhor influencia para a liga Al-7%Mg, em contraste com a composição de Al-10%Mg, onde a variável soluto parece exercer maior influência.

5.1.2. Microestruturas

As microestruturas observadas ao longo da seção transversal permitiram quantificar os espaçamentos dendríticos secundários;

- Parametrizado o teor de soluto, observa-se que os espaçamentos dendríticos secundários diminuem à medida que os valores da pressão se elevam;
- Verifica-se que os espaçamentos dendríticos secundários possuem uma interdependência com o aumento do teor de soluto;

5.1.3. Densidade

Os resultados mostraram que o aumento da aplicação na pressão exerceu influência na densidade da liga Al-7%Mg, em decorrência da maior compactação do metal líquido durante a solidificação.

5.1.4. Limite de Resistência a Tração e Microdureza

Quanto à variação da pressão, parametrizada a composição química, observa-se uma tendência geral de aumento do limite de resistência a tração e com o aumento da pressão de 10 MPa a 120 MPa.

Em relação à microdureza o efeito da pressão foi relativamente baixo, provavelmente devido à temperatura de 300 °C empregada na lingoteira, entretanto evidenciou-se uma tendência geral no aumento da microdureza para maiores pressões aplicadas ao processo Squeeze Casting.

5.1.5. Taxa de Resfriamento

Os resultados apresentados para a Taxa de Resfriamento mostraram que a pressão contribui para uma maior extração de calor decorrente do maior contato entre o metal líquido e a lingoteira durante a solidificação à medida que se aumenta

a pressão aplicada. Observou-se que o aumento na Taxa de Resfriamento da liga Al-7%Mg pode ser de 1000% para uma pressão de 20 MPa.

5.2. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

São sugeridas as seguintes linhas de pesquisa para prosseguimento deste trabalho:

- Estender as análises feitas nesse estudo focando a influência da formação morfológica estrutural, e do espaçamento dendritico secundário para outros tipos de ligas, binárias e ternárias;
- Analisar as propriedades mecânicas de ligas ternárias em função dos espaçamentos dendriticos secundários e estabelecer relações experimentais de correlação;
- Investigar a taxa de resfriamento e suas influencias na macroestrutura e propriedades mecânica da liga Al-Mg.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

KANICKI, D. P., ***Castings Advantages, Applications, and Market Size***, IN.: American Society for Metals: ASM Handbook, vol 15, "Casting", 9^a edition, p. 37-45, 1988.

HU, H., ***Squeeze Casting of Magnesium Alloys and their Composites***, J. Mater. Sci. 33, p. 1579-1589, 1998.

DORCIC, J. L. and VERMA, S. K., ***Squeeze Casting***, IN.: American Society for Metals: ASM Handbook, vol 15, "Casting", 9^a edition, pp. 323-327, 1988.

ROHATGI, P., ***Cast Metal-Matrix Composites – squeeze casting***, IN.: American Society for Metals: ASM Handbook, vol 15, "Casting", 9^a edition, pp. 845-847, 1988.

KAINER, K.U. ***Magnesium Alloys and Technology***. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KG aA, Weinheim. Germany, 2003.

GHOMASHCHI MR and VIKHROV A. ***Squeeze casting: an overview***. J Mater Process Technology 2000; 101:1–9.

FERREIRA, J. M. G. de C., Tecnologia da Fundição, Fundação Calouste Gulbenkian, p. 507-518, 1999.

SMITH G., ***Squeeze casting of pure Al/Si alloys***, Ph.D. Project, University of Southampton, UK, 1986.

LIPCHIN T.N., BYKOV P.A., Russian Casting Prod. (1972) 34.

CHADWICK G.A., YUE, T.M., ***Principles and applications of squeeze castings***, Met. Mater. 1989.

FRANKLIN J.R., DAS A.A., Br Foundryman. 77 (3) (1984) 150.

GARCIA, Amauri. ***Solidificação: fundamentos e aplicações***. Editora da Unicamp, Campinas, SP. 2001.

MALEKI, A. et al. **Effects of squeeze casting parameters on density, macrostructure and hardness of LM 13 alloy**. IN: Materials Science & Engineering. 2006. p. 135-140.

SKOLIANOS, S. M, KIOURTSIDIS, G. and Xatzifotiou, **Effect of applied pressure on the microstructure and mechanical properties of squeeze-cast aluminum AA6061 alloy**, Mater. Sci. Eng. A231, p. 17-24, 1997.

KIM, Y. W., KIM, D. H, Lee, H. I. and Hong, C. P., **Widmanstätten type solidification in squeeze casting of Mg-Li-Al alloys**, Scripta Mater 38, p. 923-929, 1998.

VAN HORN, K.R. - "**Aluminum, v.1, ASM**, 1 st printing, Metals Park, Ohio, 1967, p.324-327.

PERES, Manoel Diniz. **Desenvolvimento da Macroestrutura e da Microestrutura na Solidificação Unidirecional Transitória de Ligas Al-Si**. Campinas, SP. 2005.

KANICKI, D. P., **Alloy Phase Diagrams**, IN.: American Society for Metals: ASM Handbook, vol 3, "Casting", 9a edition, pp. 305, 1988.

NUNES, Rafael. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. ASM Handbook, vol 2, "Casting", 9a edition, p. 48; 640-660, 1990.

BARBOSA, C., BASTIAN, F., ACSELRAD, O - "**Efeito do Tratamento Térmico na Microestrutura e Dureza da Liga 6063 (Al-Mg-Si)**", Anais do 46º Congresso Anual da ABM, v.3, Setembro, 1991, p.177-188.

PICKERING, E.R. - "**Welding Aluminum**", Advanced Materials & Processes, v.152, 1997, n.4, October, p.29-30.

HAJJARI, E. et al. **An investigation on the microstructure and tensile properties of direct squeeze cast and gravity die cast 2024 wrought Al alloy**. Materials and Design. 2008. p. 1-5.

MAGALHÃES, F. D.; BRITO, C. C.; MORAES, A. L.; SIQUEIRA, C. A.. **MODIFICAÇÃO ESTRUTURAL NA LIGA Al-5%Cu ATRAVÉS DO PROCESSO SQUEEZE CASTING**. In: 18ª Congresso Brasileiro de

Engenharia e Ciência dos Materiais. Porto de Galinhas, Recife, PE. Novembro de 2008. p. 127-135.

SALAS GF, NOGUEZ ME, RAMIREZ JG, Robert T. **Application of secondary dendrite arm spacing-cooling rate equation for cast alloys.** AFS Trans 2000;108:593-7.

HONG, C. P., SHEN, H. F. and CHO, I. S., **Prevention of macrosegregation in squeeze casting of an Al - 4.5 wt pct Cu alloy**, Metall. Mater. Trans. 29A, p. 339-349, 1998.

PRAKASAN, K. and SESHAN, S., **Microstructure and properties of squeeze cast Cu-carbon fibre metal matrix composite**, J. Mater. Sci. 34, p. 5045-5049, 1999.

COUPARD, D., GONI, J. and SYLVAIN, J. F., **Fabrication and squeeze casting infiltration of graphite/alumina preforms**, J. Mater. Sci. 34, p. 5307-5313, 1999.

BOSCHETTO A, et. al. **Cooling rate inference in aluminium alloy squeeze casting.** Materials Letters 2006; 61:2969-2972.