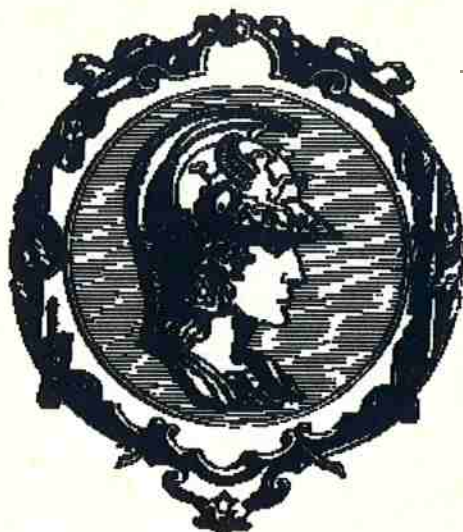


Rodrigo Lacerda Villalobos



ESCOLA POLITÉCNICA
UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Efeito do teor de estrôncio na ductilidade da liga A356-T6

Trabalho apresentado à Escola
Politécnica da Universidade de
São Paulo como arguição ao
trabalho de formatura.

Orientação:

Prof. Dr. Jorge Alberto Soares Tenório

Prof. Dr. Ricardo Fuoco

São Paulo

1998

Aos meus Pais, Edi e Nadja,
pela esplêndida oportunidade de estudo, amor e dedicação.

Agradecimentos

É necessário aqui deixar meus agradecimentos àqueles que participaram de alguma forma na realização deste trabalho.

Especialmente agradeço:

- Ao Prof. Dr. Jorge Alberto Soares Tenório, pela orientação, confiança e amizade.
- Ao Prof. Dr. Ricardo Fuoco, pela orientação, supervisão, apoio e constante incentivo.
- Aos colegas da Divisão de Metalurgia do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo S/A. - IPT, pela colaboração e prestatividade, em especial aos colegas Edison Roberto Corrêa, Marcelo de Andrade Bastos e Leandro Santos Escudero, pela dedicação indispensável na elaboração deste trabalho.

modificação total é quase que inatingível apenas por solidificação rápida, torna-se importante a adição de modificadores químicos (tratamento de modificação).

O elemento modificador mais utilizado é o estrôncio. A concentração de estrôncio na liga é que dita a morfologia da microestrutura, para baixos teores, menores que 10%, a morfologia é parcialmente modificada, para teores de 0,15 a 0,25%, o nível de modificação é a melhor combinação entre resistência mecânica e ductilidade, devido ao aspecto fibroso do silício do eutético enquanto que para teores maiores, 0,35% pode ocorrer a supermodificação. A supermodificação é o fenômeno que descreve uma transição da estrutura fibrosa para uma estrutura de Si-eutético facetada.

Tradicionalmente, componentes fundidos são tratados termicamente para melhorar suas propriedades mecânicas. Durante o tratamento térmico, o silício também sofre alterações morfológicas, causando mudanças na microestrutura que contribuem para a maximização das propriedades mecânicas, inicialmente, as partículas de Si são segmentadas mantendo seu aspecto facetado, em seguida os segmentos são esferoidizados reduzindo a concentração de tensões.

Resumo

Entre as ligas de alumínio fundidas, aquelas com Si como principal elemento de liga são as mais importantes em fundição. O alumínio tem densidade de $2,7 \text{ g/cm}^3$, aproximadamente um terço da densidade do aço. Como a densidade do Si é de $2,3 \text{ g/cm}^3$, é um dos poucos elementos que pode ser adicionado sem ganho de peso às ligas de alumínio.

Porém, existem duas grandes desvantagens da utilização das ligas Al-Si hipoeutéticas. A primeira está na estrutura da fase β , que tem morfologia lamelar, promovendo expressiva concentração de tensões durante a aplicação de esforços mecânicos, podendo ter consequência o surgimento e a propagação de trincas. A outra desvantagem é o grande intervalo de solidificação, que dificulta a alimentação das contrações de solidificação da peça, resultando num elevado nível de microporosidades.

Quase todos os passos no processamento do alumínio, desde a definição da composição química, até os parâmetros de tratamento térmico, produzem variações nas propriedades mecânicas. Tais propriedades dependem da microestrutura e, especialmente, da morfologia do Si do eutético.

A liga A356 é amplamente utilizada em engenharia devido à sua elevada relação resistência/peso, boa fundibilidade e boa resistência à corrosão.

As propriedades mecânicas da liga A356 estão fortemente relacionadas ao tamanho, forma e distribuição das partículas presentes na microestrutura. Sabe-se que a morfologia do silício exerce forte influência sobre as propriedades mecânicas finais.

Uma forma de melhorar as propriedades mecânicas é a utilização de ligas com o eutético com morfologia fibrosa. Em relação ao eutético lamelar, o eutético fibroso apresenta maior ductilidade. Esta modificação do Si eutético pode ser atingida através de altas velocidades de resfriamento ou pela adição de agentes modificadores ao banho. Como a

Abstract

Among all the aluminum alloys, the Si-based alloys are certainly the most important, basically by their casting characteristics. Aluminum has a density of $2,7 \text{ g/cm}^3$, quite a third of the steel, and silicon a density of $2,3 \text{ g/cm}^3$, so, it's one of the few elements that can join an aluminum alloy without a gain of weight.

However, there are two disadvantages of using hypoeutectic Al-Si alloys. One is on β -phase's structure, a plate-like form that promotes a local stress increase, resulting in nucleation and propagation of cracks. Another disadvantage is the large solidification range, mushy solidification, causing high level of microporosities.

A356 alloy is widely used in engineering purposes by its good relationship between strength and weight, high castability and good corrosion resistance.

The mechanical properties of A356 alloy are related to particle morphology, size and distribution.

Modified eutectic silicon can be obtained by using high cooling rates or by addition of chemical modifiers elements. Full eutectic modification can't be reached only by high cooling rates, so it's important understand how chemical modifiers work.

Strontium is added to A356 alloy to modify the structure of eutectic silicon. Depending on the strontium amount, the structure can be lamellar or fibrous. A fibrous eutectic structure presents optimum mechanical properties, specially ductility, mainly if compared with the plate-like structure.

Cast components are often heat treated. During high temperature solution treatment, eutectic silicon particles breakdown and some coalescence occurs in the individual particles decreasing local stresses.

Therefore, the study of the relationship between strontium in the modified eutectic silicon is absolutely needed for the improving of mechanical properties in aluminum alloys.

Índice

1	INTRODUÇÃO.....	8
1.1	LIGAS DE ALUMÍNIO.....	8
1.2	A LIGA A356.....	9
1.3	DUCTILIDADE.....	11
1.4	FRATURAS DÚCTEIS E FRÁGEIS.....	13
2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	14
2.1	MODIFICAÇÃO DO EUTÉTICO AL-Si.....	14
2.2	TRATAMENTO TÉRMICO.....	17
2.2.1	Solubilização.....	17
2.2.2	Resfriamento Rápido.....	20
2.2.3	Envelhecimento.....	20
2.3	INCLUSÕES DE ÓXIDO.....	21
2.4	TAMANHO DE GRÃO.....	22
2.5	POROSIDADES.....	22
3	OBJETIVO DESTES TRABALHOS.....	23
4	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	24
5	RESULTADOS.....	29
6	DISCUSSÃO.....	38
7	CONCLUSÕES.....	39
8	BIBLIOGRAFIA.....	40

Índice de figuras

Figura 1 - Diagram de fases Al-Si.....	8
Figura 2 - Microestrutura supermodificada de liga A356 bruta de fusão, sem ataque, 250x.....	16
Figura 3 - Variação do índice de qualidade com o teor de estrôncio para liga A356 com estrutura bruta de fundição para três diferentes taxas de resfriamento ⁽⁶⁾	16
Figura 4 - (a) Solubilidade de equilíbrio do Mg e do Si no alumínio quando Mg ₂ Si e Si estão presentes. (b) Curva TTT para a liga 356: A- Início da precipitação de Mg ₂ Si; B-Dureza máxima; (c) Efeito do tempo e temperatura de solubilização nas propriedades de A356.....	19
Figura 5 - Curvas de resfriamento de barras fundidas em diferentes meios ⁽⁹⁾	20
Figura 6 - Propriedades mecânicas da liga A356 como função da temperatura de envelhecimento (a) e do tempo de envelhecimento sob 154°C (b) ⁽⁹⁾	21
Figura 7 - Esboço do degaseificador, ilustrando o fluxo de gás.....	26
Figura 8 - Metade de um dos moldes shell utilizados nos experimentos, mostrando o sistema de canais e massalotes.....	27
Figura 9 - Corpo de prova de tração, segundo a norma ASTM-E-8M.....	28
Figura 10 - Curva de densidade x nível de hidrogênio.....	30
Figura 11 - Microestrutura típica encontrada para a liga A356 não modificada, bruta de fusão, sem ataque, 200x.....	31
Figura 12 - Microestrutura típica encontrada na liga A356 com 0,0065% Sr, bruta de fusão, sem ataque, 200x.....	32
Figura 13 - Microestrutura típica encontrada em liga A356 com 0,0089%Sr, bruta de fusão, sem ataque, 200x.....	32
Figura 14 - Microestrututa típica encontrada em liga A356 com 0,028%Sr, bruta de fusão, sem ataque, 200x.....	33
Figura 15 - Microestrutura típica de A356-T6, sem modificação, sem ataque, 200x.....	33
Figura 16 - Microestrutura típica de A356-T6, com 0,0065%Sr, sem ataque, 200x.....	34
Figura 17 - Microestrutura típica de A356-T6, com 0,0089%Sr, sem ataque, 200x.....	34
Figura 18 - Microestrutura típica de A356-T6, com 0,028%Sr, sem ataque, 200x.....	35
Figura 19 - Limite de escoamento x %Sr.....	35
Figura 20 - Limite de resistência x %Sr.....	36
Figura 21 - Alongamento x %Sr.....	37
Figura 22 - Índice de qualidade x % Sr.....	37

1 Introdução

1.1 Ligas de Alumínio

Entre as ligas de alumínio de fundição, aquelas com Si como principal elemento de liga são as mais importantes para fundição. O alumínio tem densidade de $2,7 \text{ g/cm}^3$, aproximadamente um terço da densidade do aço. Como a densidade do Si é de $2,3 \text{ g/cm}^3$, este é um dos poucos elementos que pode ser adicionado sem ganho de peso às ligas de alumínio.

Porém, existem duas grandes desvantagens da utilização das ligas Al-Si hipoeutéticas, como mostra o diagrama da figura 1. A primeira está na estrutura da fase β , que tem morfologia lamelar,

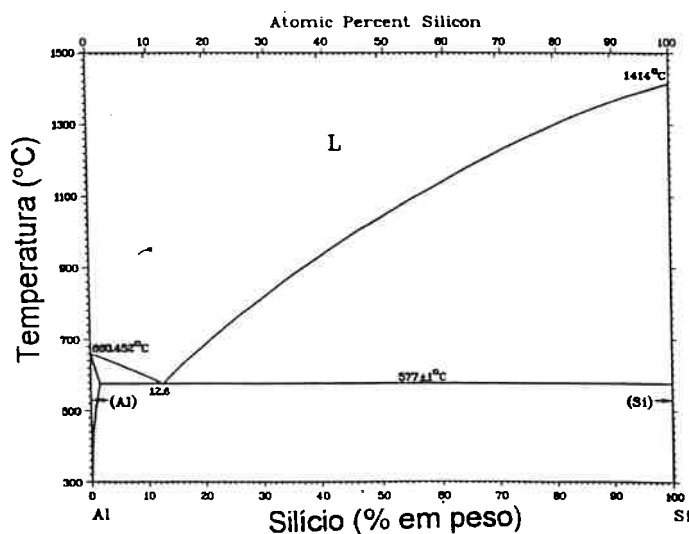


Figura 1 - Diagram de fases Al-Si

promovendo expressiva concentração de tensões, quando solicitada mecanicamente, tendo como consequência o surgimento e a propagação de trincas. A outra desvantagem é o grande

intervalo de solidificação, que dificulta a alimentação das contrações da peça, resultando num elevado nível de microporosidades.

Quase todos os passos no processamento do alumínio, desde a definição da composição química, até os parâmetros de tratamento térmico, produzem variações nas microestruturas com consequências sobre as propriedades mecânicas. Uma das principais variáveis das microestruturas é a morfologia do Si do eutético⁽¹⁾.

1.2 A liga A356

A liga A356, é amplamente utilizada em engenharia devido a sua elevada relação resistência/peso, boa fundibilidade e boa resistência à corrosão.

As propriedades mecânicas da liga A356 estão fortemente relacionadas à morfologia, tamanho e distribuição das partículas presentes na microestrutura. Sabe-se que o eutético com morfologia fibrosa apresenta melhores propriedades mecânicas do que o eutético lamelar, particularmente na ductilidade. Esta modificação da morfologia do Si eutético pode ser atingida através de altas velocidades de resfriamento ou pela adição de agentes modificadores ao banho. Como a modificação total é quase que inatingível apenas por solidificação rápida, torna-se importante a adição de elementos químicos modificadores (tratamento de modificação).

Uma outra etapa importante na determinação da morfologia do Si do eutético é o tratamento térmico. Durante o tratamento térmico, o silício tem alteração morfológica, causando mudanças na microestrutura que contribuem para a maximização das propriedades mecânicas.

A liga A356 tem a seguinte especificação:

Tabela 1 - Composição química da liga A356

Si 6,5-7,5%	Cu 0,2% max
Mg 0,2-0,45%	Zn 0,1% max
Fe 0,2% max	Ti 0,2% max
Mn 0,1% max	outros 0,15% max

O magnésio é importante adição na liga A356, porque se combina com o Si formando o composto Mg_2Si , que é responsável pelo endurecimento da liga por precipitação.

No estado bruto de fundição, o magnésio está presente como partículas de Mg_2Si . Dependendo da taxa de solidificação, pode haver magnésio retido em solução sólida.

As mudanças nas propriedades mecânicas resultantes do tratamento térmico são função da fina e dispersa precipitação coerente de Mg_2Si .

Como se dispõe de Si em excesso, o nível de endurecimento é determinado pelo teor de Mg. O aumento na resistência se torna evidente depois do tratamento térmico, mas a melhoria na resistência é acompanhada por uma queda na ductilidade

Pequenas quantidades de ferro tem efeito bastante prejudicial no alongamento e na resistência ao impacto. O efeito fragilizante atribuído ao ferro é função da precipitação de plaquetas de fase intermetálica do tipo Al_5FeSi , cujo tamanho e quantidade dependem do teor de ferro e da velocidade de solidificação.

O teor de ferro influi no endurecimento por precipitação de $Mg_2Si^{(2)}$. Com baixos teores de ferro, o magnésio precipita preferencialmente na forma de Mg_2Si , enquanto que para teores elevados, formam-se precipitados de Al-Fe-Si-Mg.

Pequenas variações na concentração de ferro alteram drasticamente as propriedades da peça. Por exemplo, a redução do teor de ferro de 0,13% (precipitação de plaquetas de Al_5FeSi) para 0,07% (precipitação de $Al_{15}Fe_3Si_2$ com morfologia de escrita chinesa) causa um aumento de até 50% no alongamento. Nesse aspecto, o manganês é um importante elemento

de liga, pois tem o papel de facilitar a precipitação de $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ com morfologia em escrita chinesa.

O fósforo combina com o alumínio formando AlP que atua no banho como nucleante do Si eutético. Quanto maior o teor de fósforo, mais sítios de nucleação de Si haverá e, consequentemente, a solidificação do Si é facilitada. Dessa maneira, o silício se solidifica como lamelas tendo efeito deletério sobre a ductilidade da liga. Os elementos modificadores atuam na eliminação dos núcleos ricos em fósforo, dificultando a nucleação da fase β que se daria de forma mais dispersa e com crescimento radial.

Os resultados dos ensaios de tração são limite de escoamento, limite de resistência e alongamento. Geralmente estes resultados são analisados separadamente, seja para determinar a qualidade de uma liga, seja para demonstrar a influência de um dado parâmetro como composição, processo de produção, resfriamento, tratamento térmico e assim por diante. Entretanto, é possível utilizar as informações geradas pelo ensaio de tração conjuntamente.

Visando esta avaliação conjunta foi criado o índice de qualidade $Q^{(3)}$, que pode ser definido pela seguinte expressão:

$$Q = \text{Limite de Resistência} + 150 \times \log (\% \text{Alongamento})$$

O índice de qualidade pode ser estimado a priori levando-se em consideração as condições de resfriamento ou pode ser avaliado a posteriori através da densidade e refino da microestrutura.

O índice Q é alterado pelo teor de Mg pois influi no aumento do limite de escoamento, enquanto que o Fe abaixa o índice drasticamente, devido ao seu efeito sobre o alongamento.

1.3 Ductilidade

Ductilidade é uma propriedade de material que avalia quanta deformação o material pode sofrer antes da sua fratura⁽⁴⁾.

Ao se solicitar um material, este se deforma acumulando energia na sua estrutura cristalina através de mecanismos que dependem da sollicitação. Quando a tensão aplicada é inferior ao limite de escoamento, o material se deforma elasticamente. Esta deformação retém energia no material por distorcer sutilmente a rede cristalina. Cessada a sollicitação, o reticulado retorna à condição de menor energia buscando sua forma original, às custas dessa energia acumulada. Para tensões mais elevadas, acima do limite de escoamento do material, a deformação do reticulado acumula tanta energia que são ativados mecanismos de absorção de energia que acabam por deformar o material de maneira permanente, a menos da parcela de deformação elástica, a chamada deformação plástica.

A deformação plástica, em linhas gerais, é baseada na geração e movimentação de discordâncias, que são defeitos cristalinos lineares representando a ausência ou inserção de um plano de átomos no empilhamento característico do material.

A energia acumulada na sollicitação que ultrapasse o limite de escoamento permite que as discordâncias se movimentem interagindo entre si causando a deformação macroscópica do material.

Em se tratando de um material monocristalino, o processo de deformação plástica estaria basicamente definido. Entretanto, são empregados quase que exclusivamente materiais policristalinos. Cada cristal, daqui por diante chamado de grão, tem orientação de empilhamento de planos atômicos diferente de seus vizinhos resultando numa interface de alta energia e de grande difusividade atômica chamada contorno de grão, que permite uma limitada acomodação entre grãos que se deformam em direções diferentes.

Outro ponto a considerar, é a formação de fases secundárias. A formação de uma nova fase implica na geração de uma nova interface com a fase predominante, a matriz. Essa fase secundária pode se apresentar como contínua ou discreta e ainda pode surgir no interior ou

nos contornos de grão da matriz, dependendo das características inerentes ao seu arranjo cristalino, fração volumétrica e condições termodinâmicas.

Durante solicitação mecânica extrema, as partículas de segunda fase podem se romper abrindo uma superfície que exerce efeito de acúmulo de tensões na matriz permitindo que na região próxima à partícula trincada a tensão se eleve além do limite de resistência nucleando uma trinca.

Para o caso de partículas de segunda fase mais resistentes que a matriz, a solicitação exerce seu efeito sobre a interface entre o precipitado e a matriz que se abre nucleando a trinca.

Portanto, somando-se a deformação retida na deformação plástica da matriz, a deformação retida na deformação plástica das partículas de segunda fase, tem-se de forma geral a medida da ductilidade.

1.4 Fraturas dúcteis e frágeis

A ductilidade de um material é determinada pelo seu alongamento, ou seja, quanto mais deformação o material é capaz de sofrer, maior a sua ductilidade.

Consequentemente, o aspecto de uma fratura dúctil difere da fratura frágil devido ao mecanismo de propagação da trinca. As fraturas dúcteis são caracterizadas pela presença de grande deformação plástica macroscópica, textura fibrosa e se apresentam com uma parcela normal à direção de solicitação e outra parcela de cisalhamento a 45° dessa direção.

As fraturas frágeis são caracterizadas pela rápida propagação da trinca, com aspecto granular e com pouca, quando nenhuma, deformação plástica macroscópica. São geralmente normais à direção de máxima solicitação.

A superfície de fratura frágil é caracterizada por marcas radiais que emanam do centro para a periferia da fratura. Essas marcas correm paralelas à direção de propagação da trinca. Uma marca é gerada quando duas trincas não coplanares se conectam pelo cisalhamento do

material intermediário. As trincas que propagam predominantemente por quasi-clivagem, movem-se rapidamente pelo interior do material que rompe por cisalhamento.

Microscopicamente, uma fratura dútil é formada pela coalescência de microcavidades formadas pela separação da interface entre a matriz e a partícula de segunda fase ou da fragmentação de precipitados.

O processo de formação de microcavidades envolve uma grande deformação plástica local e requer uma grande quantidade de energia.

2 Análise Microestrutural

A microestrutura do material define as suas propriedades mecânicas, tornando características como tamanho de grão, nível de microporosidades, grau de modificação do eutético, tratamento térmico e quantidade de inclusões bastante importantes.

2.1 Modificação do eutético Al-Si

A morfologia do eutético Al-Si, sem modificação, assume forma acicular ou lamelar na ausência de elementos modificadores. Esta morfologia do Si promove concentração de tensões, diminuindo portanto, a ductilidade^(10,5).

A adição de certos elementos, como sódio, estrôncio ou antimônio às ligas alumínio-silício resulta numa modificação da estrutura acicular do constituinte eutético para uma estrutura fibrosa. Sabe-se que estas estruturas podem ser obtidas através de resfriamento rápido, mas este nem sempre é possível ou mesmo desejado, necessitando-se então da modificação química.

O efeito do Na e Sr é bastante similar, reagem com a liga formando compostos como NaSi_2 e $\text{Al}_3\text{Si}_3\text{Sr}$, que retém o fósforo em solução sólida refinando a estrutura eutética e em seguida, são adsorvidos pelo silício, perturbando o crescimento do cristal, causando extensiva maclação que resulta na morfologia de fibras.

A modificação com estrôncio vem se tornando mais popular nos últimos anos, por apresentar maior estabilidade de efeito modificador que o sódio. Os níveis normalmente utilizados estão entre 0,01 e 0,03%. Analogamente ao que ocorre com o sódio, em níveis mais elevados, como 0,045%, ocorre o fenômeno de supermodificação.

A supermodificação é o fenômeno de degeneração da estrutura fibrosa do Si-eutético, para uma estrutura fina porém extremamente facetada, que se assemelha à estrutura não modificada. Em casos de teores de estrôncio muito elevados, 0,045% Sr, pode ocorrer a precipitação de uma fase intermetálica $\text{Al}_4\text{SrSi}_2^{(6)}$ na estrutura do Si-eutético. A supermodificação prejudica as propriedades mecânicas do material, como pode ser visto na figura 2, diminuindo a ductilidade do material quando comparado com o eutético fibroso, como pode ser explicitado pelo índice de qualidade⁽⁶⁾, figura 3.

O estrôncio, ao contrário do sódio, apresenta dificuldades na sua dissolução, dependendo da forma de adição. Quando adicionado como ante-liga, o tempo para dissolução depende da agitação do banho e, principalmente, do tamanho das partículas de Al_4Sr na microestrutura.

Por exibir menor tempo para dissolução, recomenda-se o uso de ante-ligas Al-Sr na forma de varetas trefiladas e não de lingotes fundidos.

Os resultados⁽⁶⁾ mostram que com modificação ideal, entre 0,01 e 0,015% Sr, a melhoria do índice de qualidade é da ordem de 20%, em relação à liga A356 não modificada.

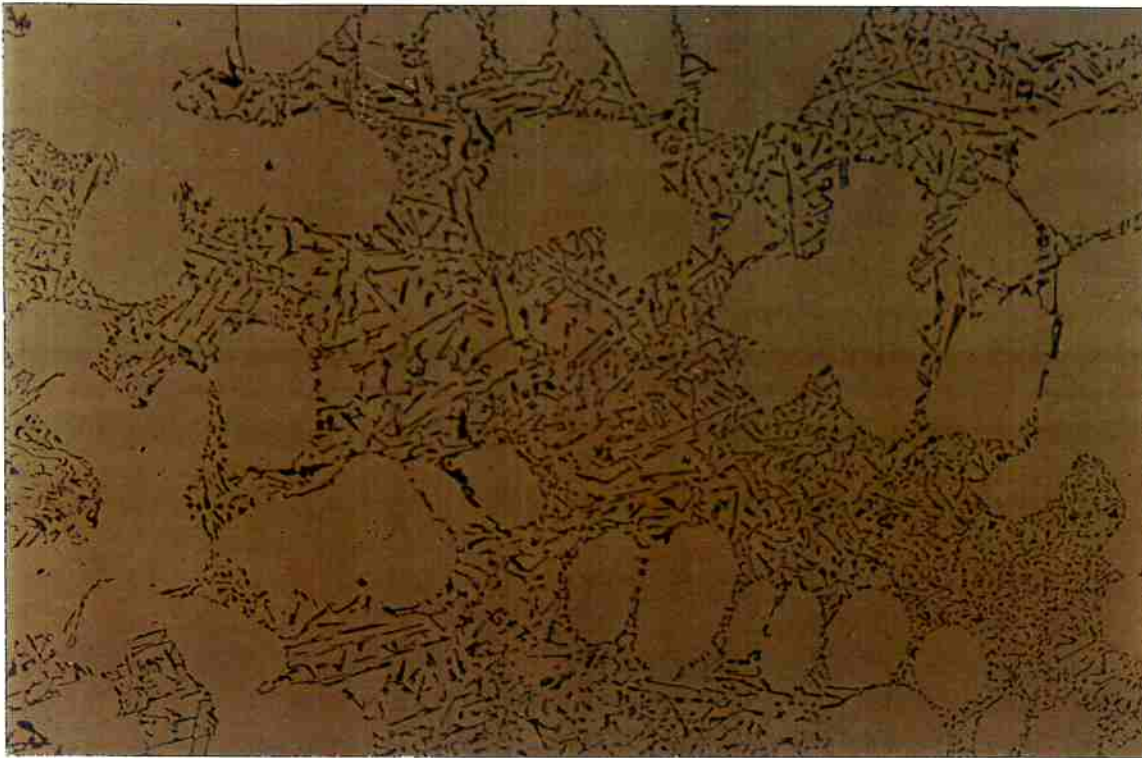


Figura 2 - Microestrutura supermodificada de liga A356 bruta de fusão, sem ataque, 250x.

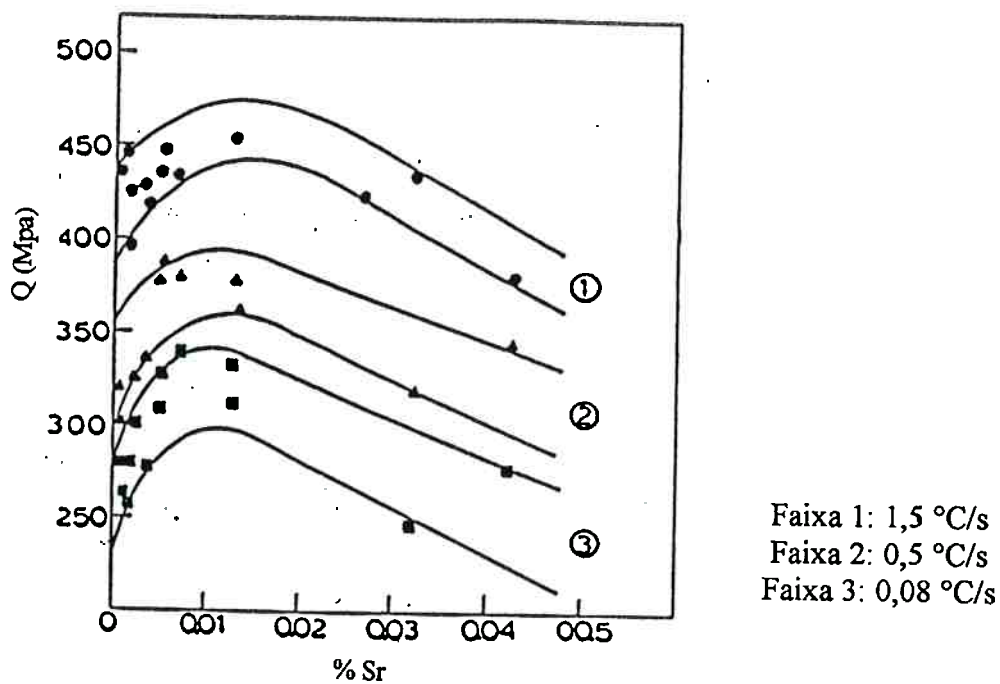


Figura 3 - Variação do índice de qualidade com o teor de estrôncio para liga A356 com estrutura bruta de fundição para três diferentes taxas de resfriamento⁽⁶⁾.

Nesse caso a fratura do material passa a ter aspecto gradualmente mais frágil com o aumento do teor do elemento modificador.

Dentre os modificadores, o antimônio é o único que apresenta efeito permanente, porém transforma o Si eutético acicular em lamelar e não em fibroso, como no caso do sódio e do Sr. Isto se dá pela formação de AlSb que compete com o AlP como nucleante do Si eutético, gerando então uma estrutura eutética mais fina e dispersa. Logo, o Sb age na realidade como um refinador de Si eutético, não sendo um modificador propriamente dito⁽⁷⁾.

2.2 Tratamento Térmico

A metalurgia do alumínio e suas ligas oferece inúmeras possibilidades para o emprego da prática de tratamento térmico para obtenção de combinações de propriedades físicas e mecânicas. Embora o termo tratamento térmico seja comumente usado para descrever os procedimentos necessários para se atingir máxima resistência, para qualquer composição, em visão mais ampla. Tratamento térmico compreende todas as práticas que envolvam alterações microestruturais pela aplicação de calor.

Em todo caso, um ou mais objetivos formam a base para a escolha do tratamento:

- Aumento de dureza;
- Aumento de resistência;
- Estabilização de propriedades mecânicas e físicas;
- Alívio de tensões.

2.2.1 Solubilização

Na liga A356, o tratamento térmico visa solubilizar as partículas de Mg_2Si , como mostra a figura 4a, e para tanto, a temperatura deve ser a mais próxima possível da temperatura eutética sem que haja formação de líquido nos contornos de grão. Caso haja formação de líquido, a sollicitação pode desagregar o material devido à menor resistência ao

cisalhamento oferecida pelo filme líquido entre os grãos do material, o que caracteriza o fenômeno da liquação⁽⁸⁾, em seguida se procede o resfriamento, como mostra a figura 4b, que favorece a precipitação de partículas homogeneamente distribuídas, endurecendo a matriz, figura 4c.

$$T_{\text{usual}} = 540 \pm 12^{\circ}\text{C} \text{ (0,6\% Mg em solução sólida)}$$

Em consequência do tratamento térmico de solubilização, inicialmente, as partículas de Si são segmentadas mantendo seu aspecto facetado. Posteriormente os segmentos são esferoidizados reduzindo de tamanho⁽⁹⁾.

Nas ligas onde ocorreu uma modificação ideal, a estrutura de plaquetas do Si parcialmente modificada é mais estável e, portanto, é mais resistente à esferoidização que no caso da estrutura fibrosa do eutético modificado, necessitando, então, de maior tempo de tratamento que a liga modificada para alcançar a esferoidização total.

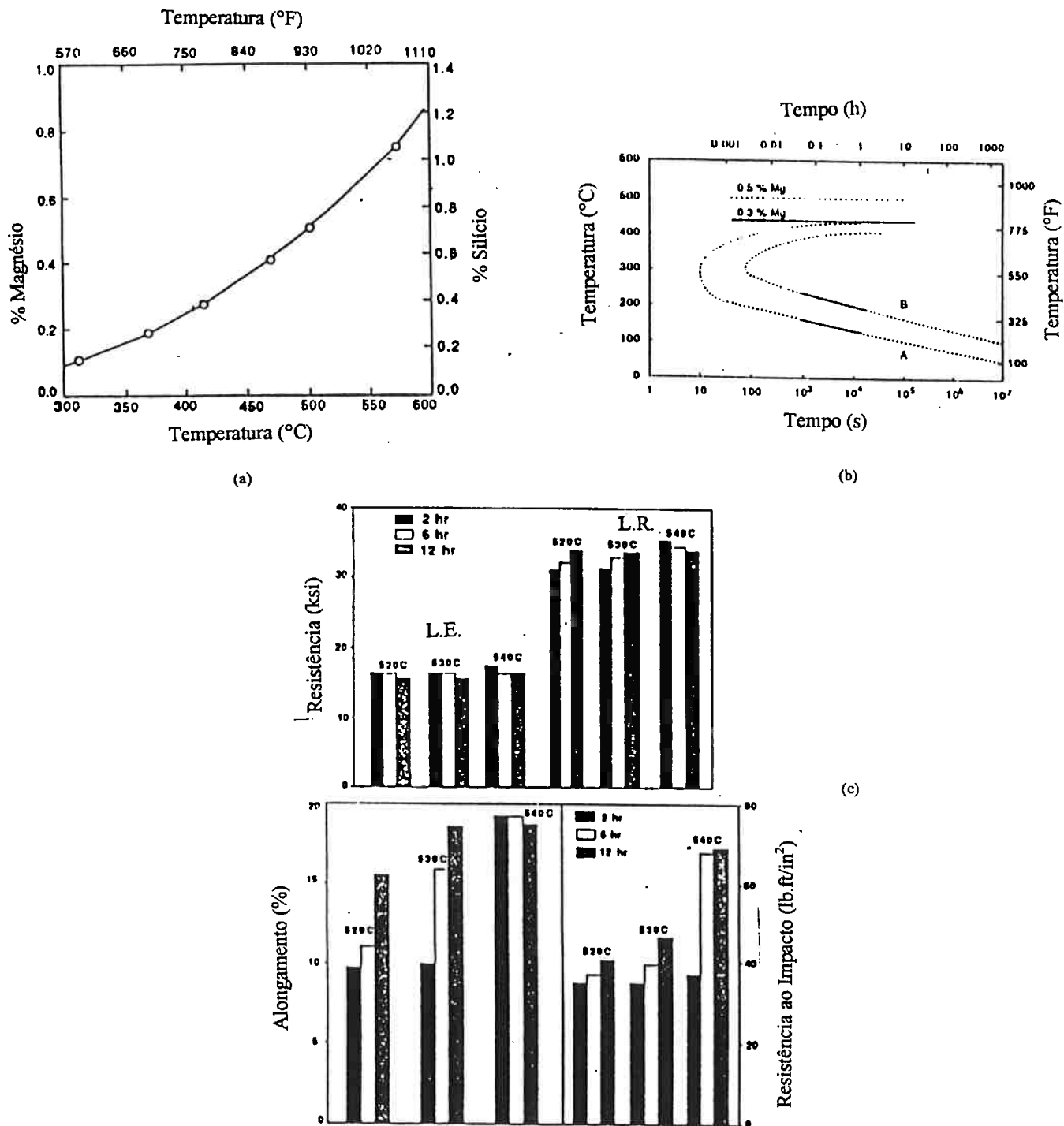


Figura 4 - (a) Solubilidade de equilíbrio do Mg e do Si no alumínio quando Mg_2Si e Si estão presentes. (b) Curva TTT para a liga 356: A- Início da precipitação de Mg_2Si ; B-Dureza máxima; (c) Efeito do tempo e temperatura de solubilização nas propriedades de A356

2.2.2 Resfriamento Rápido

O propósito do resfriamento rápido é suprimir a formação de Mg_2Si de equilíbrio durante o resfriamento e reter o máximo de Mg possível em solução sólida. Porém, a aplicação de elevadas taxas de resfriamento introduz tensões residuais e distorções aos componentes.

A literatura relata que melhores propriedades mecânicas são obtidas se o resfriamento rápido for feito em até 30 segundos após a saída da peça do forno de tratamento. As propriedades mecânicas são ótimas se esse tempo for inferior a 10 segundos⁽⁹⁾, figura 5.

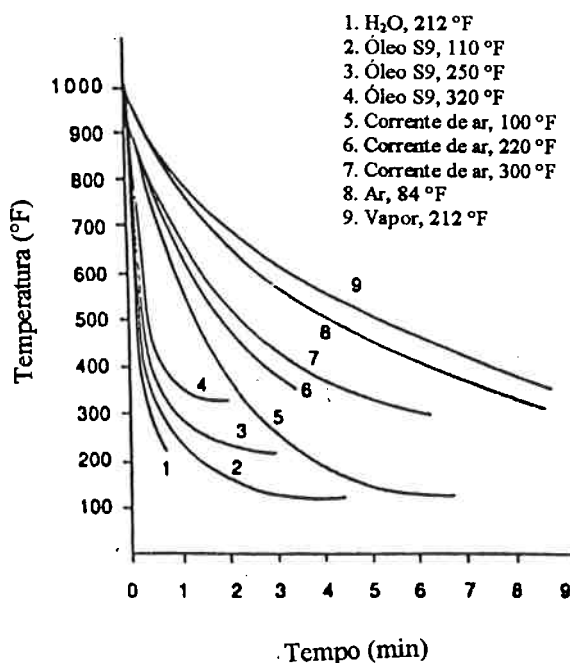


Figura 5 - Curvas de resfriamento de barras fundidas em diferentes meios⁽⁹⁾.

2.2.3 Envelhecimento

Esta parte do tratamento visa a precipitação dos compostos solubilizados durante a etapa de dissolução. A precipitação se inicia com a formação de zonas de Guinier-Preston esféricas, que posteriormente crescem na direção [100] da matriz e assumem forma de agulhas. No desenvolver dessa estrutura, ocorre a formação de bastonetes e eventualmente plaquetas. O pico de máxima dureza é alcançado antes da formação das plaquetas⁽⁹⁾.

A temperatura e o tempo de envelhecimento são os parâmetros que controlam as propriedades mecânicas da liga, como mostra a figura 6.

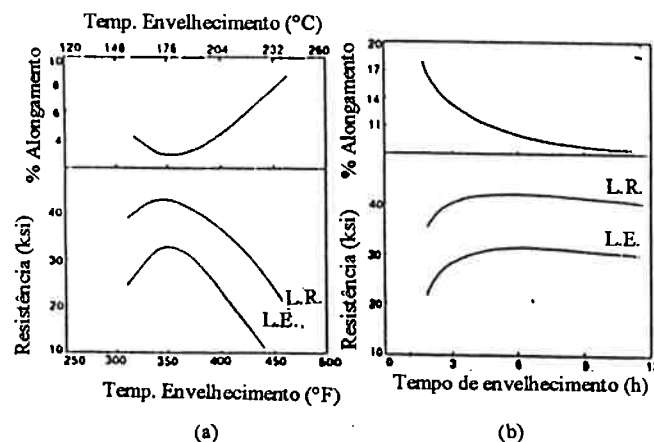


Figura 6 - Propriedades mecânicas da liga A356 como função da temperatura de envelhecimento (a) e do tempo de envelhecimento sob 154°C (b)⁽⁹⁾.

O tratamento T6 consiste de uma etapa de solubilização seguida de resfriamento rápido. Posteriormente ocorre uma fase de envelhecimento natural, a temperatura ambiente, seguida de envelhecimento artificial, em torno de 150°C.

2.3 Inclusões de óxido

O alumínio e suas ligas oxidam prontamente quando expostos ao ar formando um filme contínuo de óxido sobre toda a superfície exposta. A taxa de oxidação aumenta com a temperatura e é substancialmente maior no alumínio líquido.

As inclusões diminuem o desempenho do material por agirem como locais de nucleação de trincas devido a alta concentração de tensões e da pouca molhabilidade entre a matriz metálica e inclusão de óxido.

No caso das ligas fundidas, as inclusões mais comuns são as inclusões de óxido, óxido de alumínio Al_2O_3 em filmes, que são normalmente incorporadas ao banho durante o vazamento das peças ou pela turbulência no líquido ao preencher o molde.

2.4 Tamanho de grão

Quanto menor o tamanho médio dos grãos melhores as propriedades mecânicas o material apresentará. O tamanho dos grãos está diretamente relacionado com as condições de nucleação e crescimento do sólido e sua velocidade de resfriamento.

Entretanto, por mais rápido que se resfrie uma peça, dependendo da sua geometria, haverá regiões onde o resfriamento será mais lento e os grãos serão muito maiores que nas demais regiões. Uma forma de revisar estas diferenças é a utilização de adições de refinadores de grão químicos ao banho metálico.

Todas as ligas de alumínio podem ser solidificadas com estrutura completamente equiaxial através do emprego dos refinadores químicos⁽⁷⁾.

Os refinadores mais utilizados são ante-ligas de titânio ou titânio+boro. Refinadores Al-Ti contém de 15% de Ti, enquanto que o Al-Ti-B apresenta 5% Ti e 1% B.

Para serem efetivos, os refinadores de grão devem introduzir aluminatos e/ou boretos com quantidade e distribuição de tamanhos que favoreça maior taxa de nucleação.

O $TiAl_3$ é uma fase ativa na nucleação de cristais de alumínio, provavelmente pelas semelhanças na estrutura de cristalização e parâmetro de rede, que apresenta com a fase α . A nucleação ocorre em substratos de $TiAl_3$ não dissolvidos ou precipitados com teor elevado de Ti. Boretos de alumínio e de titânio tem se apresentado bastante efetivos no controle de tamanho de grão, principalmente quando não há excesso de titânio.

2.5 Porosidades

Em sua maioria, as ligas Al-Si apresentam um grande intervalo de solidificação, com modo de solidificação pastoso desenvolvendo grandes frações de sólido em contato com o líquido residual. Esta forma de solidificação dificulta a ação dos massalotes, impedindo a completa alimentação das contrações de solidificação, favorecendo assim a formação de microrrechupes.

Em ligas com modo de solidificação pastoso, a formação de microporosidades depende de dois mecanismos concomitantes:

- Formação de microrrechupes, por falta de alimentação das contrações de solidificação e;
- Formação de micro-bolhas, como consequência da segregação de hidrogênio para as poças de líquido remanescentes.

O hidrogênio é o único gás apreciavelmente solúvel no alumínio líquido e suas ligas⁽¹⁰⁾.

Essa solubilidade varia diretamente com a temperatura e com a raiz quadrada da pressão.

O maior problema porém, é que a solubilidade do hidrogênio no alumínio líquido é muito maior que no sólido. Portanto, ao se solidificar o alumínio segrega o hidrogênio que estava dissolvido para o líquido remanescente, promovendo a saturação e a consequente formação de microporosidades.

Embora existam numerosas fontes de hidrogênio, a mais problemática é a umidade do ar, que se dissocia na superfície do metal líquido gerando uma grande concentração de hidrogênio atômico capaz de se dissolver no banho.

As porosidades tem efeito na resistência à fadiga e tração por se tratarem de pontos de concentração de tensões.

Outro fator importante na formação de poros é a limpeza do banho. Filmes de óxidos podem gerar poros que são normalmente três ou mais vezes maiores que os poros de um metal limpo.

3 Objetivo deste trabalho

Este trabalho busca contribuir com a determinação da influência do tratamento de modificação com estrôncio nas propriedades mecânicas da liga A356 após tratamento térmico T6.

4 Procedimento Experimental

Foram preparadas duas corridas de liga A356 em forno de indução de 15 kg de capacidade. As cargas foram constituídas de alumínio puro, silício granulado de alta pureza e magnésio de pureza comercial.

Estas corridas foram lingotadas analisadas e serviram como ante-liga para refusões em forno de indução de menor capacidade, 7 kg.

As ante-ligas tem composição química abaixo:

Tabela 2 - Composição química das ante-ligas

Elemento Químico	Especificação A356 (%)	Ante-liga 1 (%)	Ante-liga 2 (%)
Si	6,5-7,5	7,41	7,20
Cu	0,2 máx	0,022	0,0066
Zn	0,1 máx	0,0027	0,0017
Sn		0,0008	0,0008
Ni		0,0025	0,0027
Fe	0,2 máx	0,154	0,201
Mg	0,2-0,45	0,382	0,383
Mn	0,1 máx	0,0087	0,0088
Pb		0,0011	0,0011
Ti	0,2 máx	0,0007	0,0007
Sr		0,0000	0,0000
Al	restante	92,02	92,19

Ao se comparar as composições químicas das ante-ligas com a especificação de composição da liga A356, nota-se o elevado teor de ferro da ante-liga 2, no limite do padrão

da liga A356. Para contornar essa dificuldade, foi adotado para todo o procedimento cargas com 60% da ante-liga 1 e o restante da 2.

Foram pesadas cargas visando-se quatro corridas com teores crescentes de estrôncio, de 0 a 0,03%. A adição do Sr foi feita através de varetas de Al-10%Sr, em todas as corridas foi feito o refino de grãos através da adição de 0,03% de titânio como varetas de Al-5%Ti-1%B.

O procedimento de fusão foi o seguinte: A carga de ante-liga foi fundida em forno de indução. Foi então adicionado o Al-Ti-B, aguardando-se 5(cinco) minutos para dissolução. Após esse período, foi adicionado o Al-Sr, de modo a se obter teores de 0,01, 0,02 e 0,03 nas corridas 2, 3 e 4 respectivamente, e então o líquido foi transferido para um forno de espera onde sofreu desgaseificação.

A desgaseificação foi feita com nitrogênio super-seco e contou com o emprego de um desgaseificador desenvolvido no IPT de forma a aumentar a eficiência de desgaseificação da lança de nitrogênio. Foi utilizado um padrão para todos os tratamentos de desgaseificação com tempo de 15 (quinze) minutos sob uma vazão de 0,2 LPM.

O desgaseificador consiste de uma lança metálica recoberta por material cerâmico com a extremidade que exala o gás em forma de dispersor, para obter-se bolhas de diâmetro pequeno, os orifícios do dispersor tem diâmetro de 0,3 mm.

O esboço do desgaseificador está na figura 7.

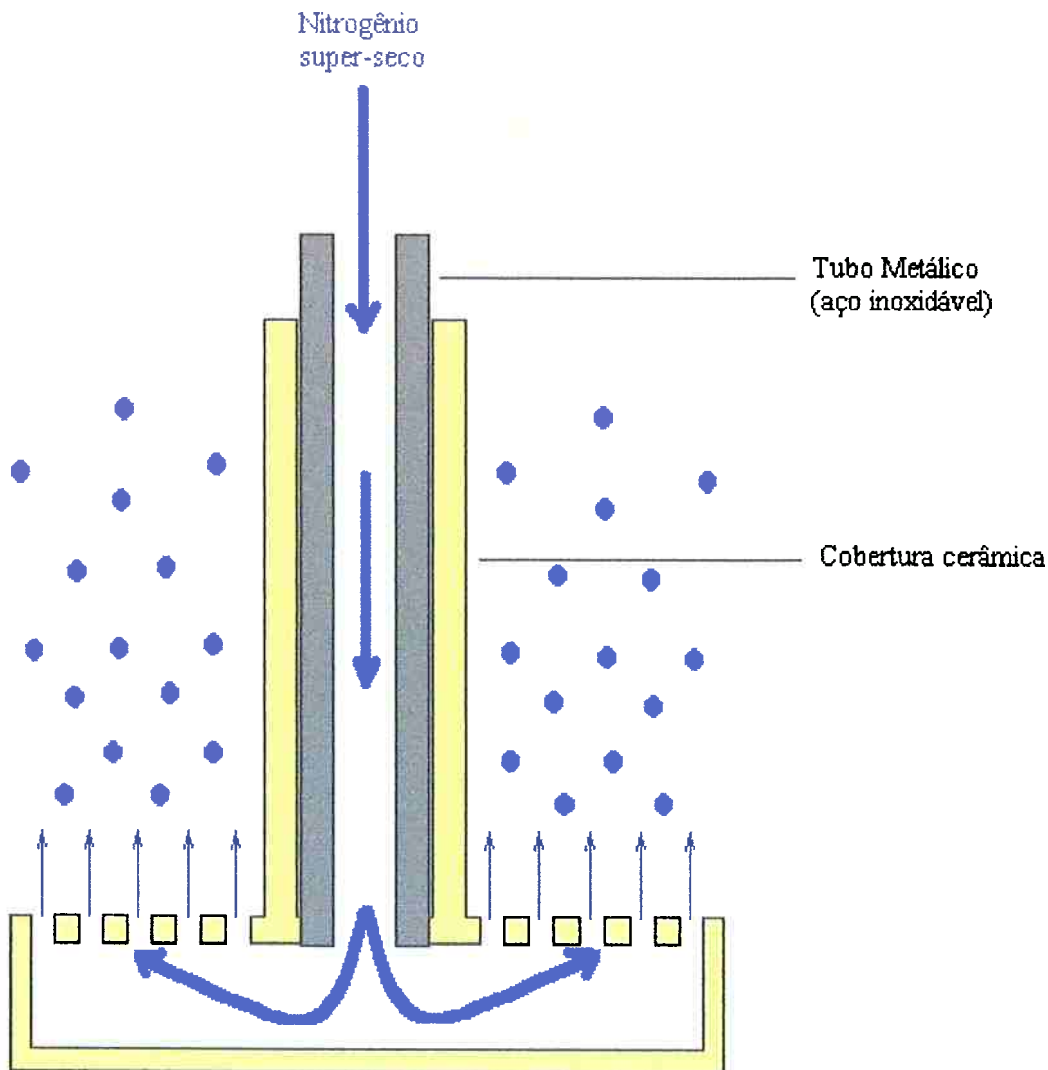


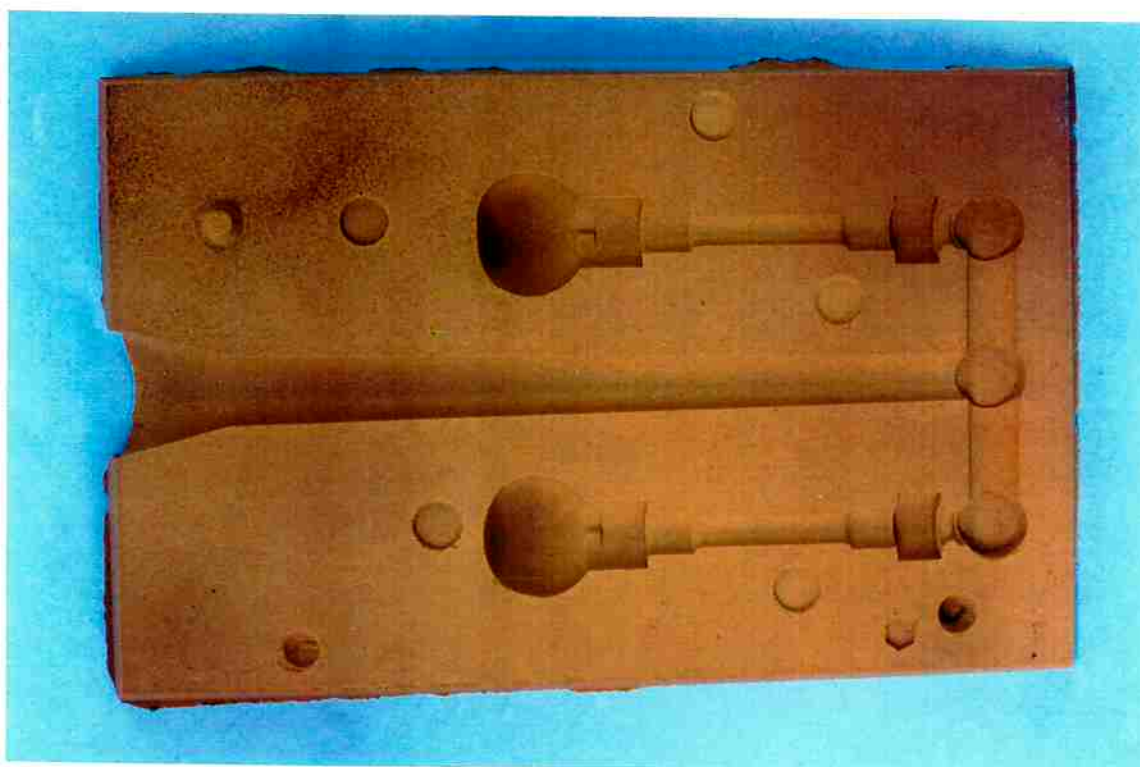
Figura 7 - Esboço do desgaseificador, ilustrando o fluxo de gás.

A liga foi então vazada em moldes shell, figura 8, com basculamento, que visa o preenchimento do molde de modo que se inibisse a formação de óxidos durante o vazamento. Foram retiradas amostras para análise química e de pressão reduzida, a fim de se avaliar a eficiência de desgaseificação.

As temperaturas de trabalho e o tempo de desgaseificação estão na tabela abaixo.

Tabela 3 - Temperaturas de adições de ante-ligas, de vazamento e tempo de desgaseificação

Corrida	Temperatura de adição de Al-5%Ti-1%B (°C)	Temperatura de adição de Al-10%Sr (°C)	Temperatura de vazamento (°C)	Tempo de desgaseificação (min)
1	742	780	725	15
2	705	730	701	15
3	730	750	730	15
4	734	740	738	15

**Figura 8 – Metade de um dos moldes shell utilizados nos experimentos, mostrando o sistema de canais e massalotes.**

Os corpos de prova foram desmoldados rebarbados e posteriormente submetidos a tratamento térmico em três etapas (T6): A primeira etapa, a de solubilização, foi feita em forno elétrico a 530°C/6h seguida de resfriamento em água. A segunda etapa foi o envelhecimento natural à temperatura ambiente por 4 (quatro) dias e a terceira etapa foi o envelhecimento artificial em estufa a 150°C/4h.

Em seguida, os corpos de provas foram usinados para serem submetidos ao ensaio de tração. O desenho dos corpos de prova está apresentado na figura 9.

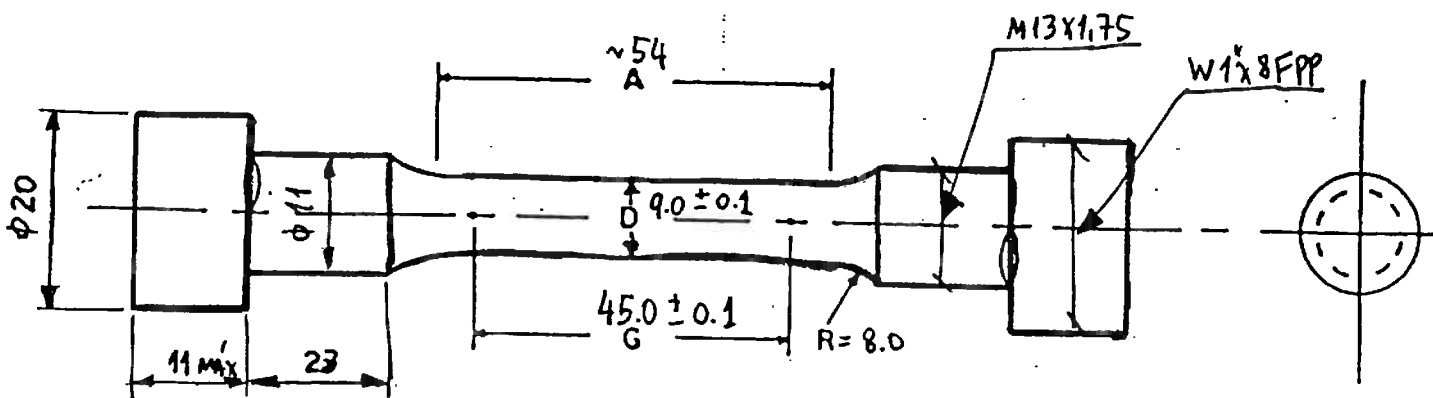


Figura 9 - Corpo de prova de tração, segundo a norma ASTM-E-8M

5 Resultados

Os resultados de análise química das quatro corridas, satisfazem as especificações da liga A356, em todos os elementos químicos.

Tabela 4 – Especificação da liga A356 e resultados de análise química das quatro corridas experimentais.

Elemento Químico	A356 (%)	Corrida 1 (%)	Corrida 2 (%)	Corrida 3 (%)	Corrida 4 (%)
Si	6,5 -7,5	6,80	6,82	6,73	6,63
Cu	0,2 máx	0,035	0,022	0,015	0,021
Zn	0,1 máx	0,0090	0,0087	0,0086	0,0090
Sn		0,0008	0,0008	0,0008	0,0008
Ni		0,0053	0,0052	0,0052	0,0051
Fe	0,2 máx	0,166	0,161	0,161	0,158
Mg	0,2 - 0,45	0,350	0,342	0,331	0,308
Mn	0,1 máx	0,010	0,010	0,010	0,010
Pb		0,0012	0,0012	0,0012	0,0012
Ti	0,2 máx	0,015	0,0088	0,0087	0,0064
Sr		0,000	0,0065	0,0089	0,028
Al		92,61	92,61	92,72	92,82

O nível de hidrogênio presente nas corridas foi analisado indiretamente através do teste de pressão reduzida. A densidade dos corpos de prova foi determinada através do método de Archimedes. O teor de hidrogênio foi determinado com o auxílio da curva da figura 10.

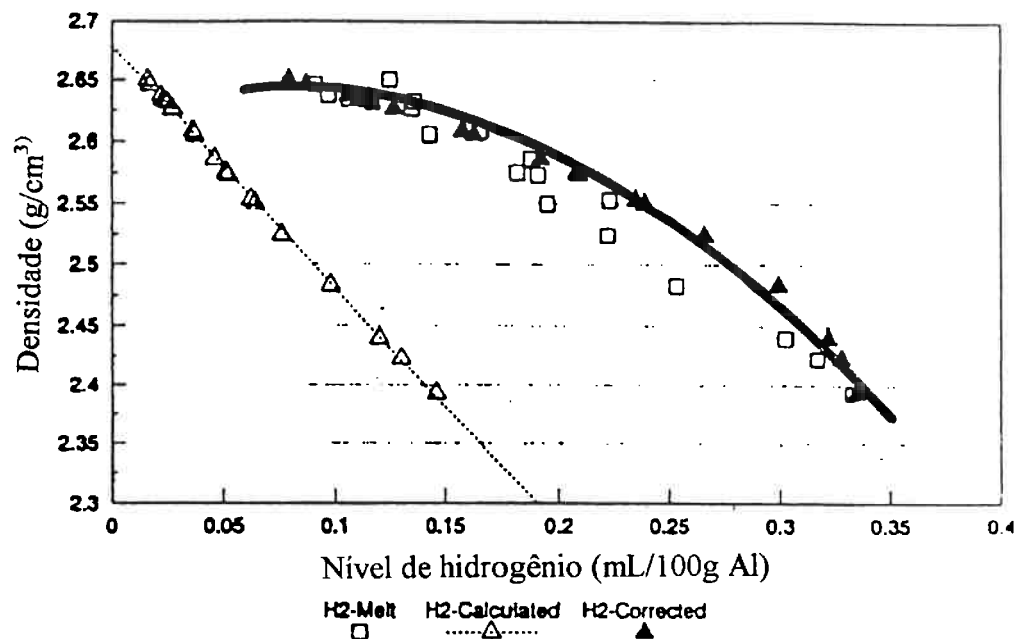


Figura 10 - Curva de densidade x nível de hidrogênio.

A tabela 5 mostra os resultados obtidos para a densidade dos corpos de prova.

Tabela 5 - Teor de Hidrogênio calculado a partir da densidade de Archimedes e da figura 10.

Corrida	Densidade (g/cm^3)	Teor de Hidrogênio (mL/100g de Al)
1	2,47	0,29
2	2,65	0,08
3	2,62	0,16
6	2,53	0,25

Os resultados dos ensaios de tração (limite de escoamento, limite de resistência e alongamento) de cada corrida seguem na tabela abaixo, bem como o índice de qualidade calculado a partir dos valores de alongamento e limite de resistência.

Tabela 6 – Teores de Sr e resultados de limite de escoamento, resistência, alongamento e índice de qualidade.

Corrida	% Sr	L.E. (MPa)	L.R. (MPa)	Alongamento (%)	Q (MPa)
1	0	144,62±7,13	247,75±8,42	8,08±1,53	382,93±17,817,8
2	0.0065	140,4±4,1	247,5±0,71	9,73±0,52	395,67±2,8
3	0.0089	139,52±4,54	253±8,64	12,11±1,19	415,22±15,23
4	0.028	131,96±1,92	248,38±10,44	13,01±0,02	415,52±10,36

Observação: Cada valor foi calculado pela média de quatro corpos de prova para cada experimento.

As figuras 11, 12, 13 e 14 apresentam o gradual nível de modificação dos experimentos no estado bruto de fusão, nenhuma modificação para a liga sem adição de estrôncio, modificação parcial nos níveis intermediários e modificação total para o teor de estrôncio mais elevado.

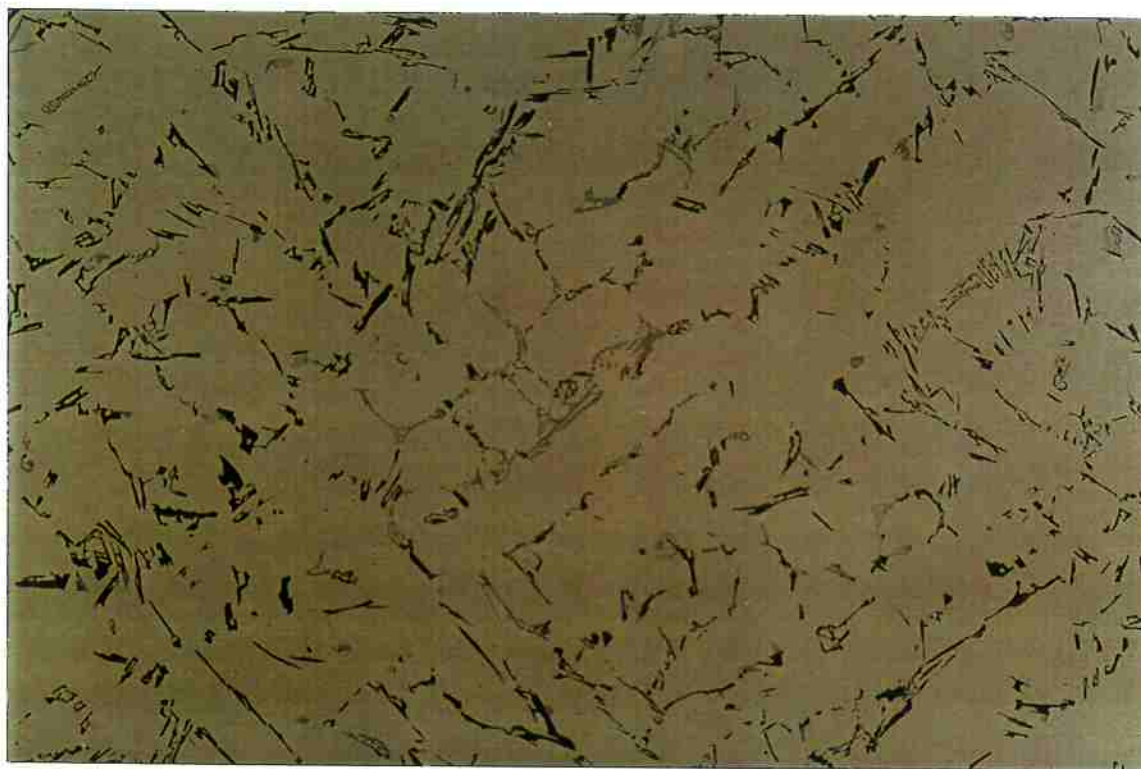


Figura 11 - Microestrutura típica encontrada para a liga A356 não modificada, bruta de fusão, sem ataque, 200x.



Figura 12 - Microestrutura típica encontrada na liga A356 com 0,0065% Sr, bruta de fusão, sem ataque, 200x.



Figura 13 - Microestrutura típica encontrada em liga A356 com 0,0089%Sr, bruta de fusão, sem ataque, 200x.

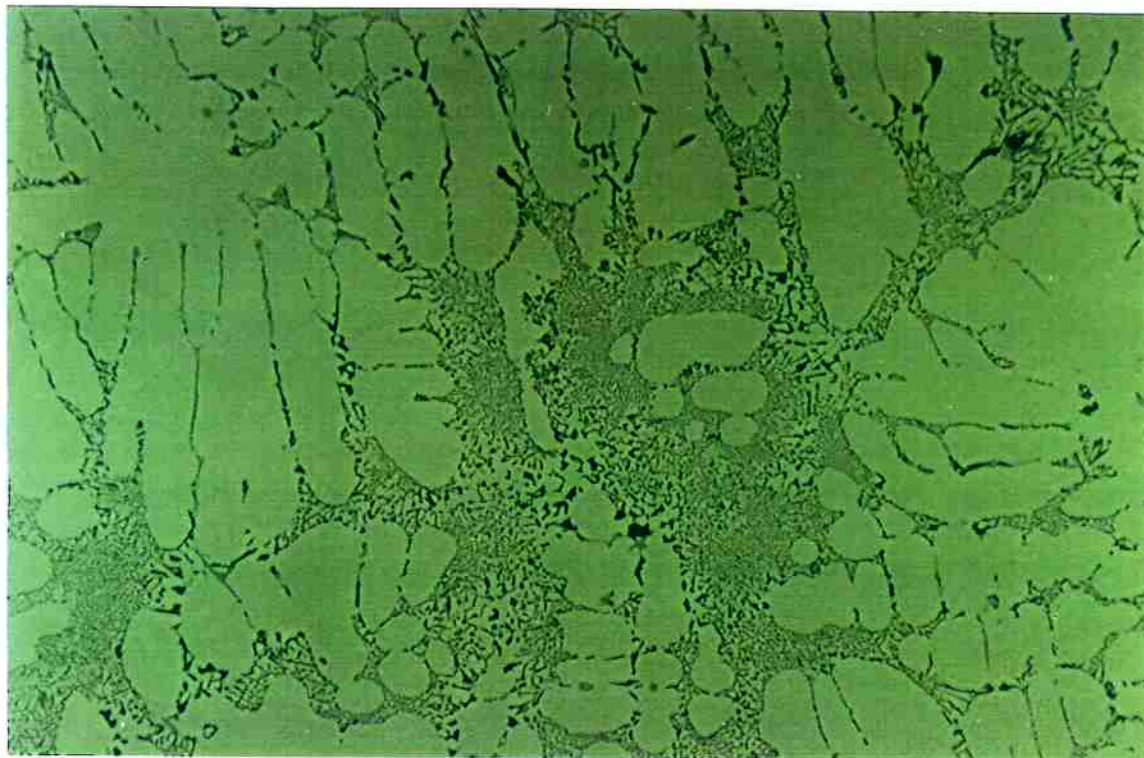


Figura 14 - Microestrutura típica encontrada em liga A356 com 0,028%Sr, bruta de fusão, sem ataque, 200x.

O efeito do tratamento de modificação seguido de tratamento térmico sobre a microestrutura da liga A356 pode ser observado na sequência das figuras 15, 16, 17 e 18.

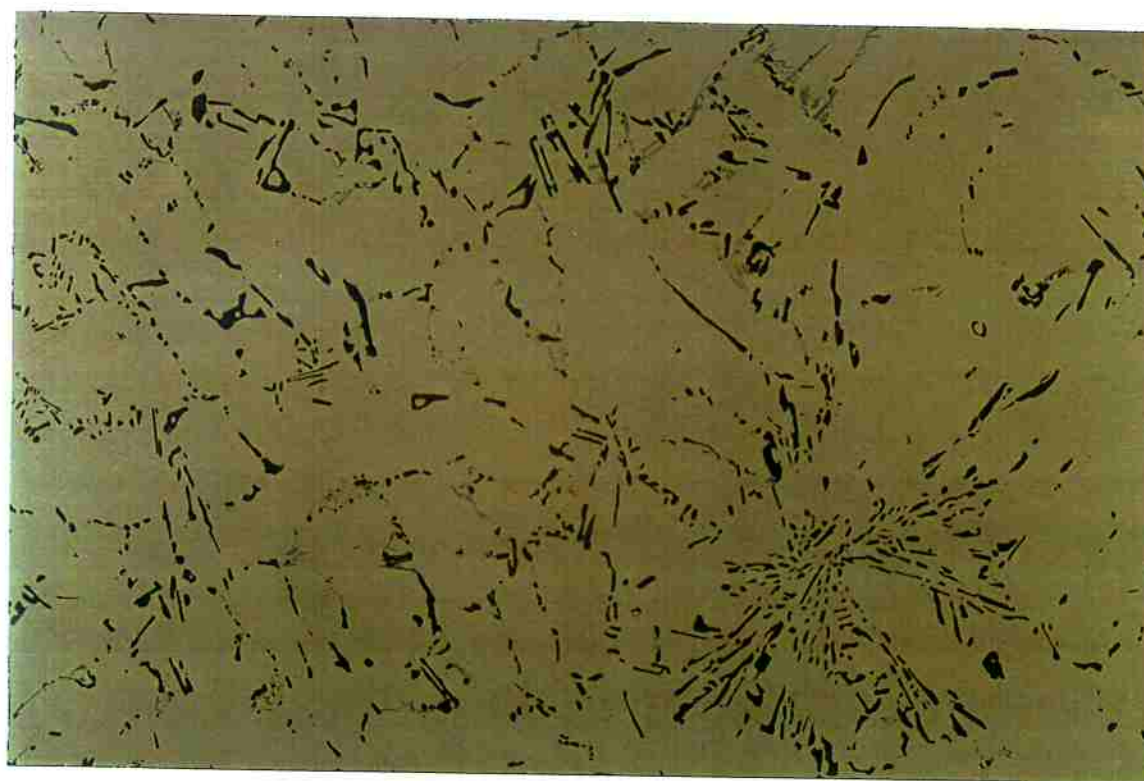


Figura 15 - Microestrutura típica de A356-T6, sem modificação, sem ataque, 200x.



Figura 16 - Microestrutura típica de A356-T6, com 0,0065%Sr, sem ataque, 200x.



Figura 17 - Microestrutura típica de A356-T6, com 0,0089%Sr, sem ataque, 200x.

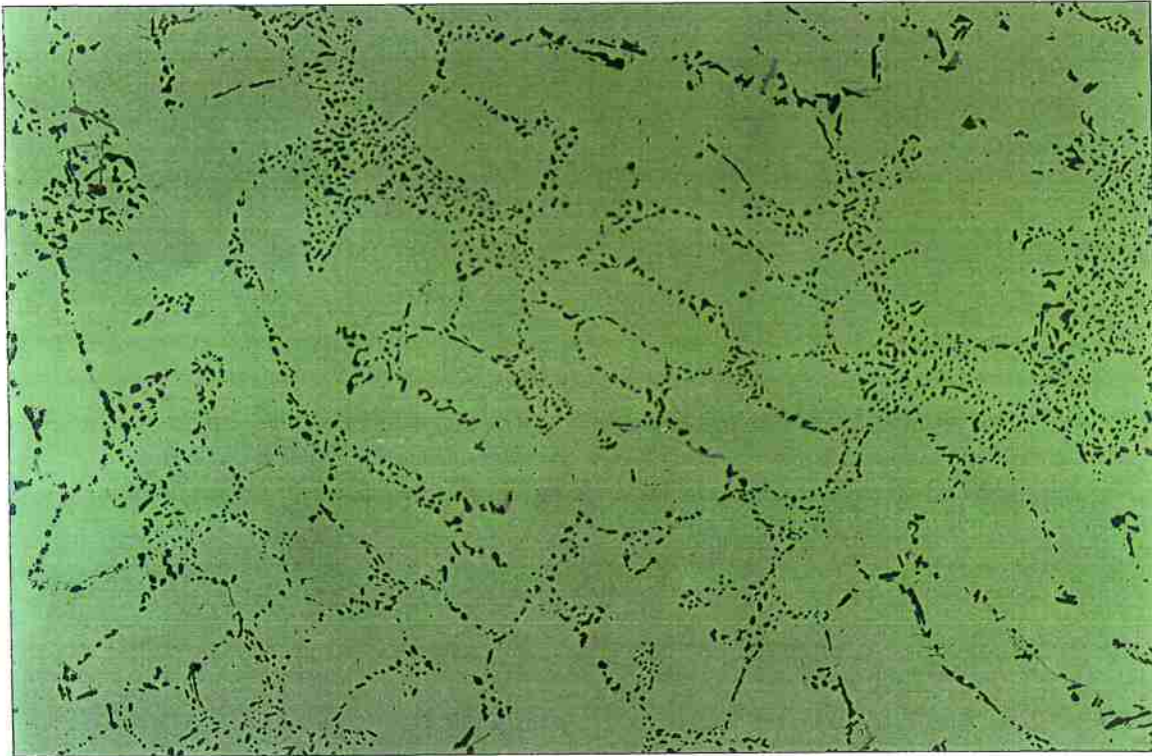


Figura 18 - Microestrutura típica de A356-T6, com 0,028%Sr, sem ataque, 200x.

A figura 19 mostra que os níveis de limite de escoamento apresentam pouca variação em função do teor de estrôncio.

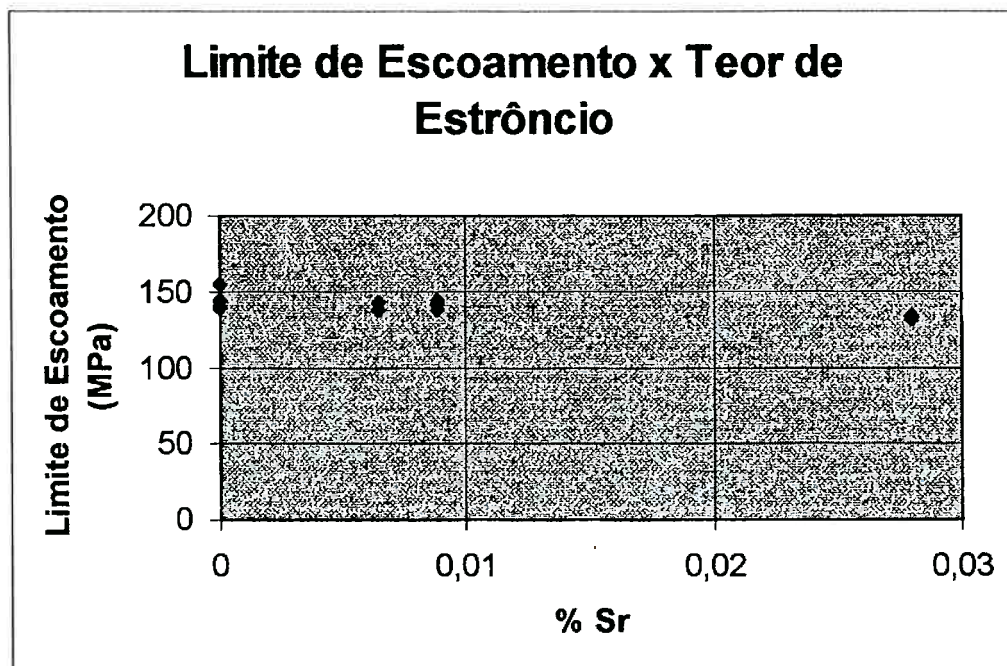


Figura 19 - Limite de escoamento x %Sr

A figura 20 mostra que houve pequena variação nos níveis de limite de resistência com o crescimento do teor de Sr.

A figura 21 demonstra a tendência de aumento do alongamento com níveis crescentes de estrôncio.

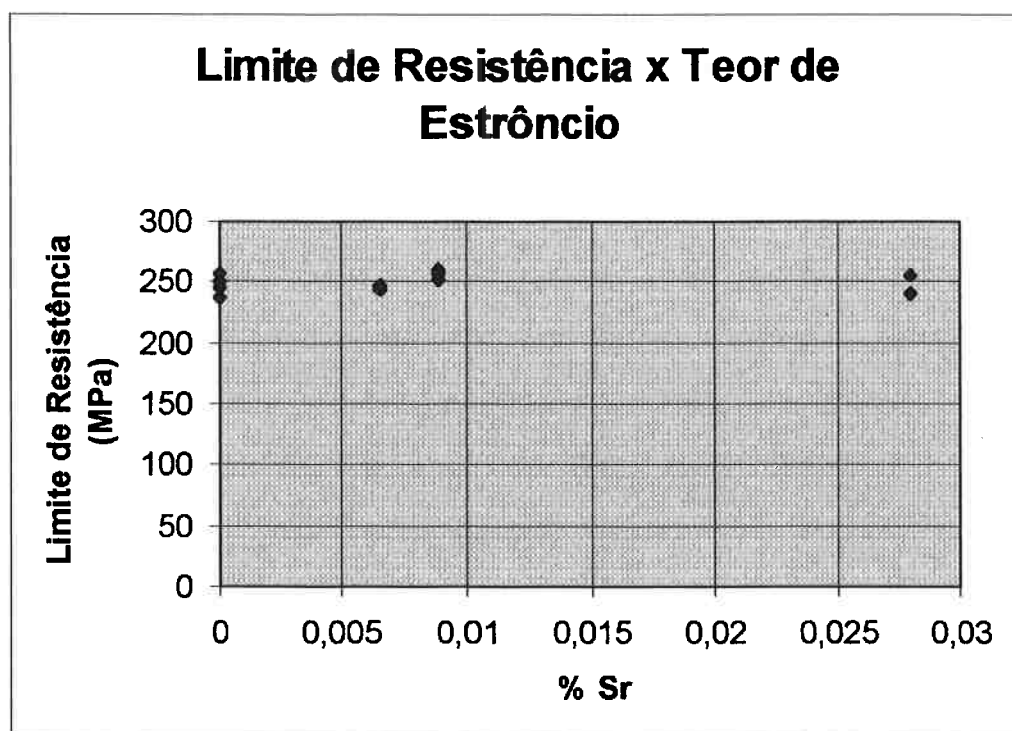


Figura 20 - Limite de resistência x %Sr

O efeito do teor de estrôncio sobre o índice de qualidade é mostrado na figura 22.

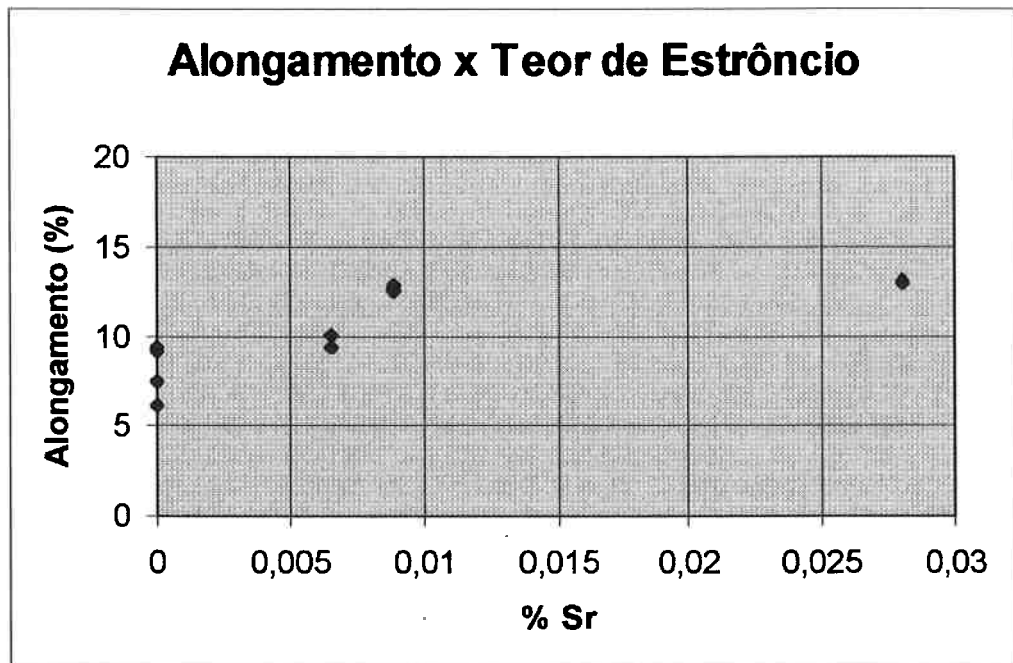


Figura 21 - Alongamento x %Sr

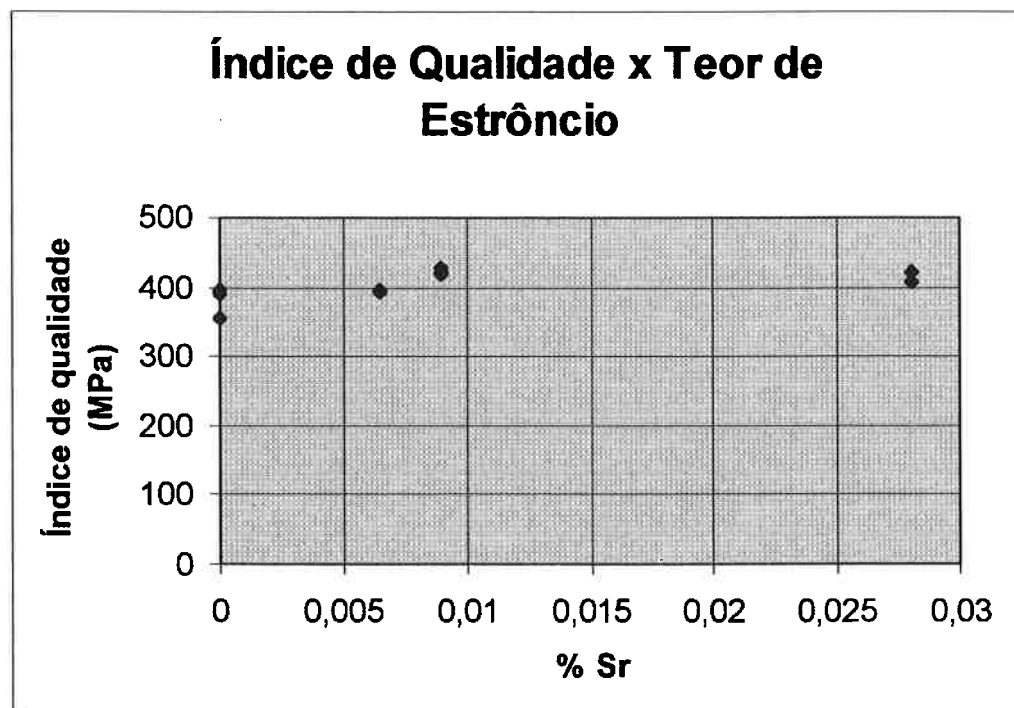


Figura 22 - Índice de qualidade x % Sr

6 Discussão

Seguindo o procedimento de fundição dos corpos de prova, fica claro após as análises químicas que todos os teores de elementos químicos especificados para liga A356 são satisfeitos. Entretanto, observa-se um rendimento de magnésio em torno de 90%, o que pode ser explicado por perdas durante a refusão das ante-ligas, o que é bastante comum.

Um ponto a ser ressaltado é o rendimento de estrôncio dos experimentos, 65%, 45% e 93% para as corridas 2, 3 e 4 respectivamente. Algumas perdas eram previstas mas a grande diferença entre os rendimentos foi inesperada.

Porém, nota-se que a dispersão dos teores de estrôncio geraram uma distribuição do nível de modificação próxima ao previsto, nenhuma modificação sem adição de Sr, modificação parcial nos níveis intermediários e modificação total para o teor de 0,028%Sr.

Os parâmetros do tratamento térmico foram escolhidos de forma a se obter máxima ductilidade. Daí tem-se limites de escoamento em torno de 145 MPa, mais baixos que o usual da liga A356-T6 que é de cerca de 164 MPa.

O efeito do tratamento térmico pode ser entendido como equivalente em todos os experimentos, pois observa-se o arredondamento das partículas maiores de Si eutético e o coalescimento da rede de partículas finas de antes do tratamento térmico.

A modificação pode ser vista também após o tratamento térmico, para teores mais baixos de estrôncio, as partículas de silício não apresentam cantos vivos, mas são mais alongadas que o Si eutético modificado.

Os limites de escoamento de todas as corridas resultaram aproximadamente no mesmo intervalo de valores, 140-150 MPa, assim como o limite de resistência que apesar de uma discreta elevação se manteve em torno de 250 Mpa. Portanto, as variações do teor de magnésio de um experimento para outro foram insuficientes para alteração do endurecimento por precipitação.

Já o alongamento se apresenta claramente com a tendência de crescimento acompanhando a elevação do nível de modificação do Si-eutético até o patamar de 13%, figura 21, deixando claro que o efeito do tratamento de modificação é bastante benéfico ao comportamento da ductilidade. Da mesma forma se comporta o índice de qualidade, que apresenta valores da ordem de 360 MPa para a estrutura não modificada e 420 MPa para a estrutura modificada, como mostra a figura 22. Apesar do elevado teor de Sr na experiência 4, não houve tendência à redução no alongamento e no índice de qualidade.

A taxa de resfriamento dos experimentos foi de aproximadamente $0,5^{\circ}\text{C/s}$. Comparando-se os resultados da figura 22 com as informações da figura 3, observa-se que os resultados deste trabalho superam os disponíveis na literatura.

Apesar da estrutura do Si-eutético na quarta experiência se apresentar heterogênea, com regiões modificadas e outras já com alguma tendência ao aspecto de supermodificação, a quantidade de eutético supermodificado não é suficiente para influir nas propriedades mecânicas, principalmente no alongamento. Provavelmente para teores mais elevados de Sr, da ordem de 0,040% Sr, ocorra queda do índice de qualidade como visto na literatura⁽⁶⁾, figura 3, com taxa de resfriamento de $0,5^{\circ}\text{C/s}$.

7 Conclusões

Deste trabalho podem ser tiradas as seguintes conclusões:

1. O teor de estrôncio e por consequência o nível de modificação pouco influem no limite de escoamento e resistência da liga A356-T6;
2. O alongamento é bastante favorecido pelo melhor nível de modificação;
3. O teor de estrôncio exerce influência bastante benéfica sobre o índice de qualidade e;
4. Teores de estrôncio de até 0,028% não demonstraram evidências de supermodificação.

8 Bibliografia

- ¹ Garat, M. "Effects Respectifs de la finesse de structure et de la compacité sur les caractéristiques Mécaniques Statiques et dynamiques de LA-S7G06", Fonderie Fondeur D'Aujourd'Hui 89, nov. 1989, p.20-4.
- ² Apelian, D., Shivkumar, S., Sigworth, G. "The Influence of Molten Metal Processing on Mechanical Properties of Cast Al-Si-Mg Alloys", AFS Transactions, vol. 97, 1989, p.427-51.
- ³ Drouzy, M., Jacob, S. Richard, M. "Interpretation of Tensile Results by Means of Quality Index and Probable Yield Strength", AFS International Cast Metals Journal, Junho, 1980, p. 43-50.
- ⁴ ASM Metals Handbook, "Failure Analysis and Prevention", vol. 11, 9th edition, p. 82-9, 1986.
- ⁵ McLellan, D.L. "Allowables and Requirements for 356.0-T6 Standard Quality Castings", AFS Transactions, vol. 26, 1993, p.81-92.
- ⁶ Gruzleski, J.E., Closset, B., "Mechanical Properties of A356.0 Alloys Modified with Pure Strontium", AFS Transactions, vol. 31, 1982, p.453-64.
- ⁷ Pan, E.N., Hsieh, M.W., Jang, S.S., Loper, C.R.Jr, "Study of the Influence of Processing Parameters on the Microstructure and Properties of A356 Aluminium Alloy", AFS Transactions, vol. 73, 1989, p. 397-414.
- ⁸ Apelian, D., Shivkumar, S., Sigworth, G. "Fundamental Aspects of Heat Treatment of Cast Al-Si-Mg Alloys", AFS Transactions, vol. 97, 1989, p.727-42.
- ⁹ Apelian, D., Shivkumar, S., Sigworth, G., Ricci Jr, S., Steenhoff, B. "An Experimental Study to Optimize the Heat Treatment of A356 Alloy", AFS Transactions, vol. 97, 1989, p.791-810.
- ¹⁰ Fuoco, R. "Efeito dos tratamentos de modificação sobre a formação de microporosidades em liga de alumínio A356", Tese apresentada à Escola Politécnica da USP para obtenção do título de Doutor em Engenharia, 1996.