

GUSTAVO M. RIBEIRO

LIGAS DE ALUMÍNIO PARA APLICAÇÕES EM ALTAS TEMPERATURAS

SÃO PAULO

2007

GUSTAVO M. RIBEIRO

LIGAS DE ALUMÍNIO PARA APLICAÇÕES EM ALTAS TEMPERATURAS

Trabalho de Formatura apresentado
ao Departamento de Engenharia de
Materiais e Metalurgia da Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo.

Áreas de Concentração:
Engenharia Metalúrgica e de
Materiais

Orientador: Prof. Dr. Cesar Roberto
de Farias Azevedo
Co-Orientador: Prof. Mestre Marcelo
Ferreira Moreira

SÃO PAULO

2007

AGRADECIMENTOS

Agradeço a meus pais, Marcos e Mara pela paciência e exemplo, este que me acompanhará no amanhecer de cada dia. Ao professor e amigo Marcelo que foi responsável por uma mudança importante em minha vida, sem ele certamente este trabalho não se concretizaria. Ao professor Cesar que me auxiliou na elaboração deste trabalho. Aos engenheiros Ricardo e Tarita que muito contribuíram para meu aprendizado e ao técnico e companheiro de tantas corridas, Alberto. Um agradecimento excepcional ao engenheiro Albertin que com companheirismo me auxiliou participando da minha banca em condições emergenciais. Foram todos imprescindíveis na elaboração deste trabalho; Obrigado.

RESUMO

Este trabalho objetivou desenvolver novas ligas de alumínio para cabeçote de motor do ciclo diesel. Devido à exigência ambiental, os cabeçotes atuais apresentam elevadas temperaturas para ligas de alumínio, próximas de 250 °C de operação. O estudo envolveu uma revisão bibliográfica sobre os mecanismos de falha atuantes nesta aplicação que possibilitaram a comparação entre as ligas propostas. Foi desenvolvido um aparato experimental para a fundição de amostras com microestrutura de fundição similar às encontradas no cabeçote do estudo. Os corpos-de-prova foram tratados termicamente e submetidos a testes de tração a quente. Com base nestes resultados foi possível a seleção de uma liga com melhores propriedades que a liga original, A357. Verificou-se que as adições na faixa de 0,8 a 1,3% de Cu e 0,15% de Zr são mais eficiente na manutenção das propriedades mecânicas durante o uso em alta temperatura.

Palavras-chave: Cabeçotes. Turbo-diesel. A319. A319+Zr. A356. A357. Alumínio. Altas temperaturas. Tração a quente.

ABSTRACT

The present work aimed the development of new Aluminium alloys for diesel motors, more specifically cylinder heads. Due to the environmental demands the working temperature of these cylinder heads can reach 250 °C, which causes failure of the component during operation. The study consisted in the following steps: bibliography review, development of a process to create the testing specimens, which were finally submitted to heat treatment and high temperature tensile tests. It has been verified that additions between 0,8 and 1,3% of Cu and 0,15% of Zr additions were more efficient on increasing the maintenance mechanical proprieties at elevated temperature.

Key Words: Cylinder head. Turbo-diesel. A319. A319+Zr. A356. A357.
Aluminium. High temperatures. Traction Test.

"Se fecharmos a porta a todos os erros, a verdade ficará de fora."

Rabindranath Tagore

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	13
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
2.1. LIGAS DE ALUMÍNIO	17
2.2. CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO SEGUNDO A ALUMINUM ASSOCIATION	19
2.3. SISTEMA Al-Si.....	21
2.4. TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	25
2.4.1. ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL.....	26
2.5. MICROESTRUTURA DO FUNDIDO.....	30
2.5.1. EFEITOS DE REFINAMENTO DA MICROESTRUTURA.....	31
2.6. EFEITO DA PRESENÇA DE ELEMENTOS.....	35
2.7. FADIGA TÉRMICA EM CABEÇOTES.....	37
3. METODOLOGIA	40
3.1. PREPARAÇÃO.....	40
3.1.1. CONSTRUÇÃO DO MODELO.....	40
3.1.2. MOLDE.....	42
3.1.2.1. FABRICAÇÃO.....	42
3.1.2.2. PREPARAÇÃO DO MOLDE.....	43
3.1.3. PREPARAÇÃO DA CARGA METÁLICA.....	44
3.2.FUSÃO E OPERAÇÕES DE PANELA.....	46
3.2.1.FUSÃO DA CARGA METÁLICA.....	46
3.2.2.ADIÇÃO DE ELEMENTOS DE LIGA.....	46
3.2.3.DESGASEIFICAÇÃO.....	46
3.2.4. VAZAMENTO E INVERSÃO DO MOLDE.....	48
3.3. CORTE.....	48
3.4. TRATAMENTO TÉRMICO.....	49
3.4.1. SOLUBILIZAÇÃO.....	50
3.4.2. EVELHECIMENTO.....	50
3.5. USINAGEM.....	50
3.6. TRAÇÃO A QUENTE.....	50
4.RESULTADOS EXPERIMENTAIS.....	51
4.1. LIGA A357 (Al-Si-Mg).....	51
4.1.1. COMPOSIÇÃO.....	51

4.1.2. TRATAMENTO TÉRMICO.....	52
4.1.2.1 SOLUBILIZAÇÃO.....	53
4.1.2.2. ENVELHECIMENTO.....	53
4.2. LIGA AS9C1 (Al-Si-Cu-Mg).....	53
4.2.1. COMPOSIÇÃO.....	54
4.2.2. TRATAMENTO TÉRMICO.....	55
4.2.2.1 SOLUBILIZAÇÃO.....	55
4.2.2.2 ENVELHECIMENTO.....	56
4.3. LIGA A356 (Al-Si-Mg) + Cu.....	56
4.3.1. COMPOSIÇÃO.....	56
4.3.2. TRATAMENTO TÉRMICO.....	57
4.3.2.1. SOLUBILIZAÇÃO.....	57
4.3.2.2. ENVELHECIMENTO.....	58
4.4.LIGA S9C1 (Al-Si-Cu-Mg) + Zr.....	58
4.4.1. COMPOSIÇÃO	58
4.4.2. TRATAMENTO TERMICO.....	59
4.4.2.1. SOLUBILIZAÇÃO.....	59
4.4.2.2. ENVELHECIMENTO.....	60
4.5. LIGA A357 SÉRIE L169.....	61
4.6. TESTES DE TRAÇÃO A QUENTE.....	61
5.RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	62
6. CONCLUSÃO.....	65
7. BIBLIOGRAFIA.....	67
ANEXO 1- DIFICULDADES EXPERIMENTAIS ENCONTRADAS.....	69
ANEXO 2 TABELAS DO CALCULO DE CARGA.....	70

LEGENDA DE FIGURAS

FIGURA 1 – FALHA POR FADIGA DO CABEÇOTE PRÓXIMO Á FACE DE FOGO, OBSERVAM-SE DUAS TRINCAS NUCLEADAS NA CÂMARA DE ÁGUA QUE AVANÇARAM PARA O DUTO DE ESCAPAMENTO.....	14
FIGURA 2 DETALHE DA REGIÃO DE ORIGEM DA TRINCA DE FADIGA....	15
FIGURA 3 - MAIOR AMPLIAÇÃO DA REGIÃO DE UMA DAS ORIGENS DA TRINCA DE FADIGA.	15
FIGURA 4 - SUPERFÍCIE DE FRATURA RESULTANTE DA PROPAGAÇÃO ESTÁVEL DA TRINCA DE FADIGA.....	16
FIGURA 5 - SUPERFÍCIE DE FRATURA RESULTANTE DA PROPAGAÇÃO ESTÁVEL DA TRINCA DE FADIGA.....	16
FIGURA 6 – MOSTRA A QUEDA DO LIMITE DE RESISTÊNCIA DAS LIGAS A357 T6 (AL-SI-MG) E A319 (AL-SI-CU-MG) COM O AUMENTO DA TEMPERATURA (5,6).....	17
FIGURA 7 – PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA (9).....	20
FIGURA 8 – DIAGRAMA DE FASES AL-SI (10).....	21
FIGURA 9 – LIGA A356 NÃO MODIFICADA. NA MICROGRAFIA, 200X, NÃO SE PERCEBE A MORFOLOGIA DENDRÍTICA DA MATRIZ AL- α , ENQUANTO AS PARTÍCULAS DE SI DO EUTÉTICO AL-SI MOSTRAM NESTE PLANO DE OBSERVAÇÃO MORFOLOGIA ACICULAR. (IPT).....	22
FIGURA 10 – LIGA A356 MODIFICADA COM 120 PPM DE SR, NESTA MICROGRAFIA, 200X, FICA EVIDENTE A MORFOLOGIA DENDRÍTICA DA MATRIZ AL- α , ENQUANTO QUE AS PARTÍCULAS DE SI DO EUTÉTICO APRESENTAM-SE MENORES E COM EXTREMIDADE COM MAIOR RAIO DE CURVATURA (IPT).....	23
FIGURA 11 – DETALHE DE EUTÉTICO NÃO MODIFICADO, ATAQUE PROFUNDO NA MATRIZ DE ALUMÍNIO, IES, MEV, 2000X (12).....	24

FIGURA 12 – DETALHE DE EUTÉTICO MODIFICADO, MOSTRANDO UMA ESTRUTURA MAIS FIBROSA E COM EXTREMIDADES ARREDONDADAS, ATAQUE PROFUNDO NA MATRIZ DE ALUMÍNIO, IES, MEV, 4000X (12)..	24
FIGURA 13 – ESTÁGIOS DE ENVELHECIMENTO E RESPECTIVAS MORFOLOGIAS DE PRECIPITAÇÃO E TIPOS DE INTERFACE (9).....	26
FIGURA 14 – DIAGRAMA DE FASE AL-CU (ESQUERDA) E RESPECTIVA MICROESTRUTURA (DIREITA) APÓS RESFRIAMENTO LENTO DO CAMPO MONOFÁSICO AL- α (9).....	27
FIGURA 15 – ZONA DE GUINIER-PRESTON (15).....	28
FIGURA 16 – DIAGRAMA DE FASE AL-CU E CURVAS DE TRATAMENTO TÉRMICO ILUSTRANDO O ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL (9).....	28
FIGURA 17 – ESQUEMA MOSTRANDO TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E SUPERENVELHECIMENTO (9).....	29
FIGURA 18 – TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO GERANDO A FASE SEMI-COERENTE (θ') (9).....	30
FIGURA 19 – ESPAÇAMENTO ENTRE DENDRITAS SECUNDÁRIAS (SDAS), 100X (IPT).....	32
FIGURA 20 – VIDA À FADIGA VERSUS SDAS (2).....	32
FIGURA 21 – LIMITE DE RUPTURA VERSUS SDAS (2).....	33
FIGURA 22 – MICROPOROSIDADE NA REGIÃO DEMARCADA, 100X (IPT).	34
FIGURA 23 – LIGA A357 COM MICROPOROSIDADE, 25X (IPT).....	34
FIGURA 24 – FIGURA COM O SDAS VERSUS RESISTÊNCIA ABAIXO (6).	35
FIGURA 25 – FRATURA PREDOMINANTEMENTE FRÁGIL (CLIVAGEM TRANSGRANULAR COM DECOESÃO INTERMETÁLICA) EM LIGA A319, SEM ADIÇÃO DE BE. IES, MEV (23).....	36
FIGURA 26 – FRATURA PREDOMINANTEMENTE DÚCTIL (ALVÉOLOS) EM LIGA A319, COM ADIÇÃO DE BE. IES, MEV (23).....	37

FIGURA 27 – SIMULAÇÃO DE VIDA A FADIGA EM CABEÇOTE (SOFTWARE FEMFAT, CEDIDO PELA EMPRESA CONTRATANTE).....	38
FIGURA 28 – TRINCAS PROVAVELMENTE POR FADIGA, SENDO COINCIDENTE COM A CRÍTICA PREVISTA PELA SIMULAÇÃO (IPT).....	38
FIGURA 29 – ESBOÇO DO MODELO.....	41
FIGURA 30 – CAIXA FUNDO COM RESFRIADOR (ACIMA) E FILTRO (ABAIXO).....	44
FIGURA 31 – DESGASEIFICADOR E AMPLIAÇÃO NO ROTOR PINTADO COM A TINTA REFRAATÁRIA.....	47
FIGURA 32 – APARATO PARA INVERSÃO DO MOLDE.....	48
FIGURA 33 – REGIÃO NO BLOCO Y A SER CORTADA.....	49
FIGURA 34 – RAMPA DE SOLUBILIZAÇÃO DA SÉRIE A357.....	53
FIGURA 35 – RAMPA DE ENVELHECIMENTO DA SÉRIE A357.....	53
FIGURA 36 – RAMPA DE SOLUBILIZAÇÃO DA SÉRIE AS9C1.....	55
FIGURA 37 – RAMPA DE ENVELHECIMENTO DA SÉRIE AS9C1.....	56
FIGURA 38 – RAMPA DE SOLUBILIZAÇÃO DA SÉRIE A356+CU.....	57
FIGURA 39 – RAMPA DE ENVELHECIMENTO DA SÉRIE A356 +CU.....	58
FIGURA 40 – RAMPA DE SOLUBILIZAÇÃO DA SÉRIE AS9C1+ZR.....	59
FIGURA 41 – GRÁFICO MOSTRANDO A DUREZA VERSUS TEMPO DE PERMANÊNCIA.....	60
FIGURA 42 – RAMPA DE ENVELHECIMENTO DA SÉRIE AS9C1+ZR.....	60
FIGURA 43 – CABEÇOTE DA LIGA A357.....	61
FIGURA 44 – LIMITE DE ESCOAMENTO VERSUS TEMPERATURA.....	62
FIGURA 45 – LIMITE DE RESISTÊNCIA VERSUS TEMPERATURA.....	63
FIGURA 46 – ALONGAMENTO VERSUS TEMPERATURA	63

ÍNDICE DE TABELAS

TABELA 1 – PROPRIEDADES MECÂNICAS APÓS A MODIFICAÇÃO.....	24
TABELA 2 – COMPOSIÇÃO DOS LINGOTES PARA FABRICAÇÃO DAS LIGAS	45
TABELA 3 – COMPOSIÇÃO DAS LIGAS USADAS PARA REFINO E MODIFICAÇÃO	45
TABELA 4 – CORRIDAS UTILIZADAS NA FABRICAÇÃO DOS CP.....	51
TABELA 5 – COMPOSIÇÃO DAS CORRIDAS DA SÉRIE A357	52
TABELA 6 – COMPOSIÇÃO PADRÃO DAS LIGAS A319 (7).....	54
TABELA 7 – COMPOSIÇÃO DAS CORRIDAS DA SÉRIE AS9C1	55
TABELA 8 – COMPOSIÇÃO DAS CORRIDAS DA SÉRIE A356 + CU.....	57
TABELA 9 – COMPOSIÇÃO DAS CORRIDAS DA SÉRIE AS9C1 + ZR	59
TABELA 10 – TABELA REFERENTE AO CÁLCULO DE CARGA DA LIGA A357	70
TABELA 11 – TABELA REFERENTE AO CÁLCULO DE CARGA DA LIGA AS9C1.....	70
TABELA 12 – TABELA REFERENTE AO CÁLCULO DE CARGA DA LIGA A356 + CU	71
TABELA 13 – TABELA REFERENTE AO CÁLCULO DE CARGA DA LIGA AS9C1 + ZR	72

1. INTRODUÇÃO

O presente trabalho de conclusão de curso surge como resultado de uma pesquisa realizada no Instituto de Pesquisa Tecnológicas do Estado de São Paulo (IPT), onde o autor participou na função de estagiário dentro do Laboratório de Metalurgia do instituto. A pesquisa foi contratada por uma empresa fabricante de motores, buscando melhorias na fabricação de seus cabeçotes para motores a diesel, através do desenvolvimento de uma nova liga de alumínio com maior resistência a quente.

Esta pesquisa reflete o atual cenário em que se encontra a indústria automobilística, a qual sofre pressões competitivas e dos órgãos regulamentadores sobre o controle de emissões de poluentes (1). Estas pressões motivam a indústria a desenvolver motores mais compactos e eficientes. Para alcançar tais metas é necessário aprimorar o desempenho dos motores, reduzindo o peso e aumentando a potência. Um dos componentes críticos a passar por este processo de otimização de projeto é o cabeçote. A substituição do ferro fundido por ligas de alumínio na fabricação de cabeçotes visa à redução do peso dos veículos. Esta redução no peso dos veículos traz consigo uma penalidade; a da redução da vida à fadiga do cabeçote (2).

Para alcançar o aumento da potência e a diminuição de emissão de poluentes faz-se necessária a elevação da temperatura na câmara de combustão, chegando a valores próximos de 250° C. Nesta temperatura, as ligas de alumínio sofrem uma queda acentuada em suas propriedades mecânicas, visto que o seu principal mecanismo de endurecimento baseia-se na precipitação intermetálicos por meio de tratamentos térmicos realizados na faixa de temperatura de 180-230°C e nesta temperatura pode ocorrer coalescimento de precipitados (3). Esta queda de resistência favorece tanto a ocorrência do fenômeno de fadiga como o da fluência, reduzindo a vida útil do componente (4).

A equipe de engenharia responsável pelo desenvolvimento do cabeçote selecionou a liga A357, tratada termicamente para 270 MPa de limite de escoamento. A escolha inicial provavelmente foi baseada nas propriedades mecânicas da liga à temperatura ambiente; elevado limite de escoamento, boa condutividade térmica e boa ductilidade.

Por questões de escala e custo, o cabeçote começou a ser produzido por uma empresa especialista em fundição situada na Argentina. A empresa já produzia alguns modelos de cabeçotes para a empresa contratante- em uma variante da liga A319. Para produzir o cabeçote em liga A357 a fundição implantou uma série de medidas para evitar a contaminação entre as duas ligas. A liga A357 apresenta teores de Fe reduzidos e não possui cobre, enquanto que A 319 admite teores de Fe mais elevados e apresenta cerca de 1,5% de Cu.

A separação da liga A357 e o fato desta apresentar tratamentos de banho e tratamentos térmicos diferenciados da liga A319 promoveram uma série de atritos entre o fabricante de motor e a fundição.

Paralelamente, durante a etapa de ensaios de durabilidade dos cabeçotes fundidos com a liga A357, foi observada uma série de falhas por fadiga, conforme ilustram as Figura 1, 3, 4, 5 e 6.



Figura 1 – Falha por fadiga do cabeçote próximo á face de fogo, observam-se duas trincas nucleadas na câmara de água que avançaram para o duto de escapamento.

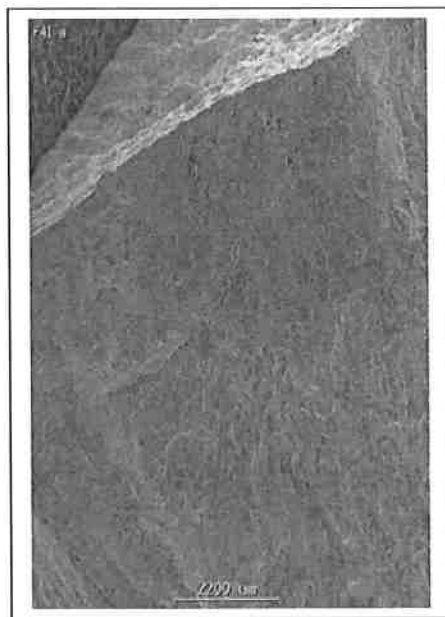


Figura 2 Detalhe da região de origem da trinca de fadiga.

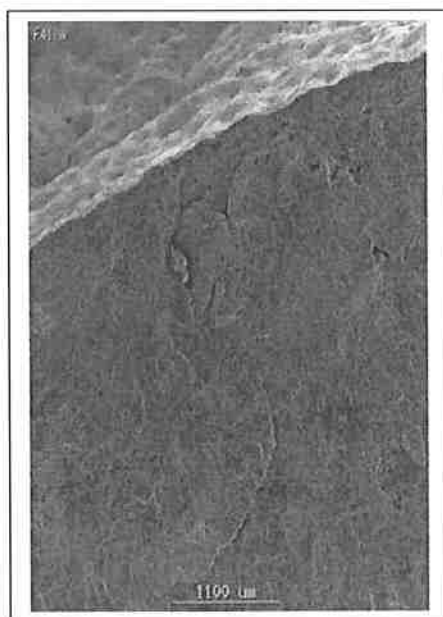


Figura 3 - Maior ampliação da região de uma das origens da trinca de fadiga.



Figura 4 - Superfície de fratura resultante da propagação estável da trinca de fadiga.



Figura 5 - Superfície de fratura resultante da propagação estável da trinca de fadiga.

Estas falhas por fadiga associadas a interesses da empresa de fundição levaram a um questionamento do emprego da liga A357 neste cabeçote. De fato, a liga A357 apresenta uma queda de resistência com o aumento da temperatura mais acentuado que as ligas A319, liga mais utilizada para fabricação de cabeçotes, sendo seu melhor desempenho decorrência da maior estabilidade térmica dos precipitados CuAl_2 frente ao Mg_2Si (5).

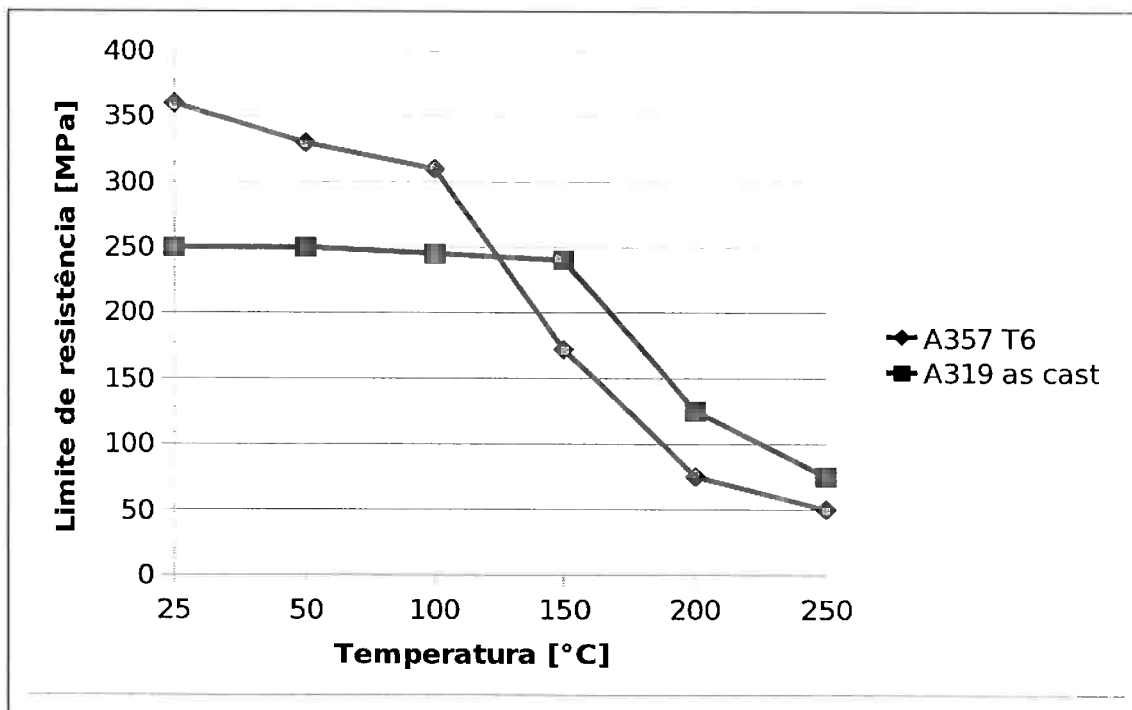


Figura 6 – Mostra a queda do limite de resistência das ligas A357 T6 (Al-Si-Mg) e A319 (Al-Si-Cu-Mg) com o aumento da temperatura (5,6).

Ao analisarmos a Figura 6, baseada em dados da literatura, percebemos uma queda acentuada no limite de resistência quando acima de 150°C, esta queda de resistência favorece o fenômeno de fadiga, reduzindo a vida útil do componente (3). Este gráfico foi um forte indicador na busca por alternativas, visamos levantar uma curva com valores experimentais com condições mais controladas considerando também o estudo de novas ligas. Dados referentes ao limite de resistência em função do aumento de temperatura são de difícil acesso, representam ferramentas tecnológicas sendo publicados normalmente com intenção comercial principalmente quando relacionados a patentes.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio possui propriedades específicas que o tornam interessante para diversas aplicações. Possui elevada condutibilidade elétrica; excelente resistência à corrosão, devido à formação de filme de óxido aderente em sua superfície; baixa densidade; boa ductilidade e não é ferro-magnético nem tóxico. Estas características levaram ao desenvolvimento de ligas e processos para diversos ramos industriais, como o automobilístico, embalagens e

aeroespacial. A grande limitação do alumínio são aplicações em altas temperaturas, devido ao seu baixo ponto de fusão, 660°C (7).

Durante a última década, a indústria automotiva vem crescentemente substituindo gradativamente componentes fabricados em ferro fundido por ligas fundidas de alumínio. O emprego de ligas de alumínio atinge inclusive aplicações com condições de trabalho são severas como, por exemplo, no uso de cabeçotes e pistões (4). Para um exemplo de aplicação temos as ligas A319, bastante utilizadas na fabricação de cabeçotes para motores a diesel (2).

O uso de ligas de alumínio na indústria aeroespacial também vem crescendo, motivada pela busca de redução de peso, fator crítico no projeto de aeronaves. Desenvolvimentos nos processos de fundição vêm transformando o uso de peças fundidas de aplicação de baixa responsabilidade para aplicações estruturais primárias (submetidas a grandes carregamentos). Esta evolução nas propriedades mecânicas das peças fabricadas por fundição é resultado de uma melhoria do processo e do desenvolvimento de novas ligas. Exemplificando esta aplicação, temos a liga A357 (Al-Si-Mg) considerada "high quality", possuindo elevadas propriedades mecânicas a temperatura ambiente (limite de escoamento de aproximadamente 320 MPa), sendo frequentemente utilizada na fabricação de elementos estruturais de aeronaves (7).

As propriedades mecânicas das ligas fundidas dependem fortemente das características microestruturais, como o espaçamento entre braços de dendritas (DAS), microporosidade, quantidades de intermetálicos e respectivas morfologias. A fabricação de peças através do processo de fundição compete com o de conformação mecânica, sendo necessária uma análise da aplicação a qual a peça será utilizada considerando tanto o custo como as propriedades do material e os requisitos de projeto a qual ela será aplicada (8).

As vantagens no processo de fundição sobre os processos de conformação mecânica são (7):

- Possibilidade de componentes de geometria complexa;
- Pouco uso de usinagem;
- Maior controle da microestrutura sem alteração da geometria;

Para o caso de cabeçotes e blocos de motor, o processo de fundição é o único capaz de produzir a geometria das galerias de água e óleo que constituem elementos vitais para os cabeçotes.

2.2. CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO SEGUNDO A ALUMINUM ASSOCIATION

São classificadas em dois grandes grupos: Ligas conformadas (“wrought alloys” com quatro dígitos) e ligas fundidas (“cast alloys” com três dígitos). A classificação de ligas de alumínio fundidas (“cast alloys”) é dada a seguir. Para fundição de ligas tratáveis termicamente a família de ligas mais adequada é a da série 3xx:

1xx - Al puro não ligado com 99,00% mínimo de Al;

2xx - Ligas contendo cobre;

3xx - Ligas contendo silício podendo possuir magnésio e/ou cobre como adições;

4xx - Ligas contendo silício;

5xx - Ligas contendo magnésio;

6xx – Atualmente não é usada;

7xx - Ligas contendo zinco como elemento de liga principal e adições de Cu, Mg, Cr e Zr;

8xx – Ligas cujas composições apresentam diferentes elementos, como Sn ou Li;

9xx - Atualmente não é usada

As ligas também podem ser classificadas de acordo com a possibilidade de realizar tratamento térmico (9), como mostra a Figura 7.

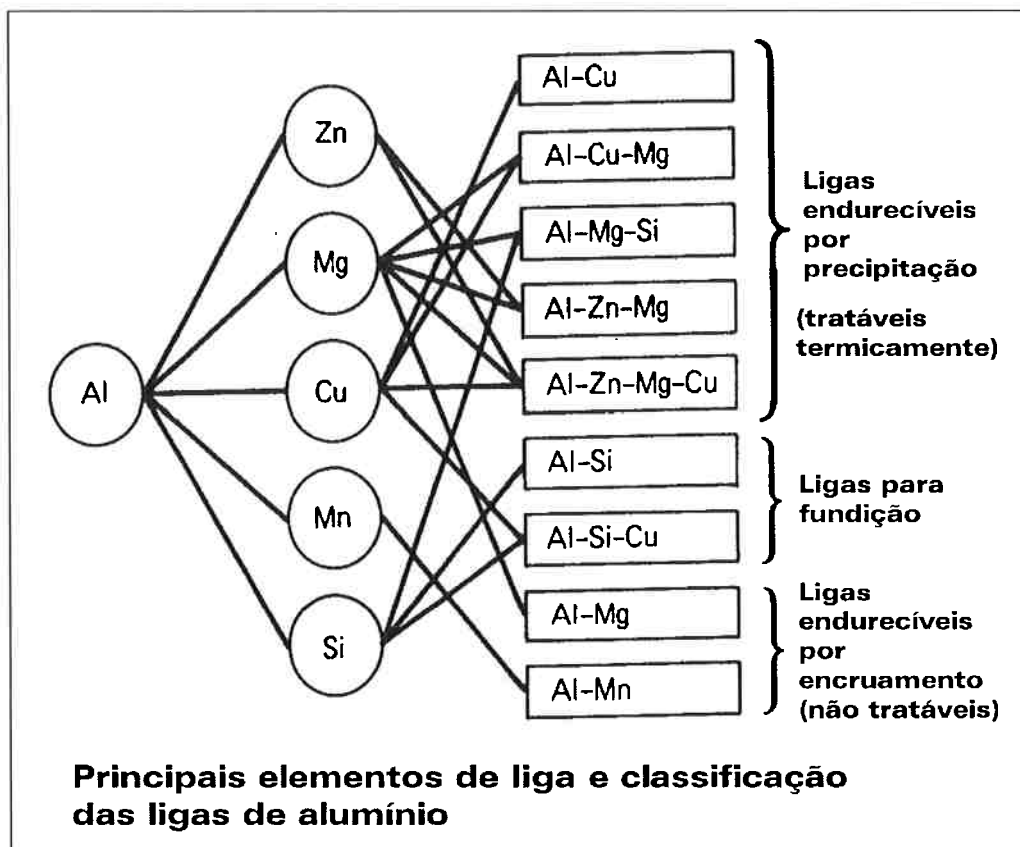


Figura 7 – Principais elementos de liga (9).

Mais de 90% dos componentes fundidos em ligas de alumínio empregam ligas do sistema Al-Si, classificadas segundo a "Aluminum Association" como as séries (8):

- 3xx (Al-Si-Mg, Al-Si-Cu e Al-Si-Mg-Cu) tratável termicamente por meio de solubilização e envelhecimento e
- 4xx (Al-Si) não tratável termicamente.

2.3. SISTEMA Al-Si

Ligas com silício como principal elemento de liga são as mais utilizadas em fundição, visto que o silício aumenta a fluidez da liga, melhorando as condições de preenchimento dos moldes. A composição hipoeutética (Figura 8, composição de 7 a 11% Si) é muito usada por sua elevada fundibilidade, boa resistência mecânica, boa resistência à corrosão e elevada resistência à formação de trincas de solidificação (10).

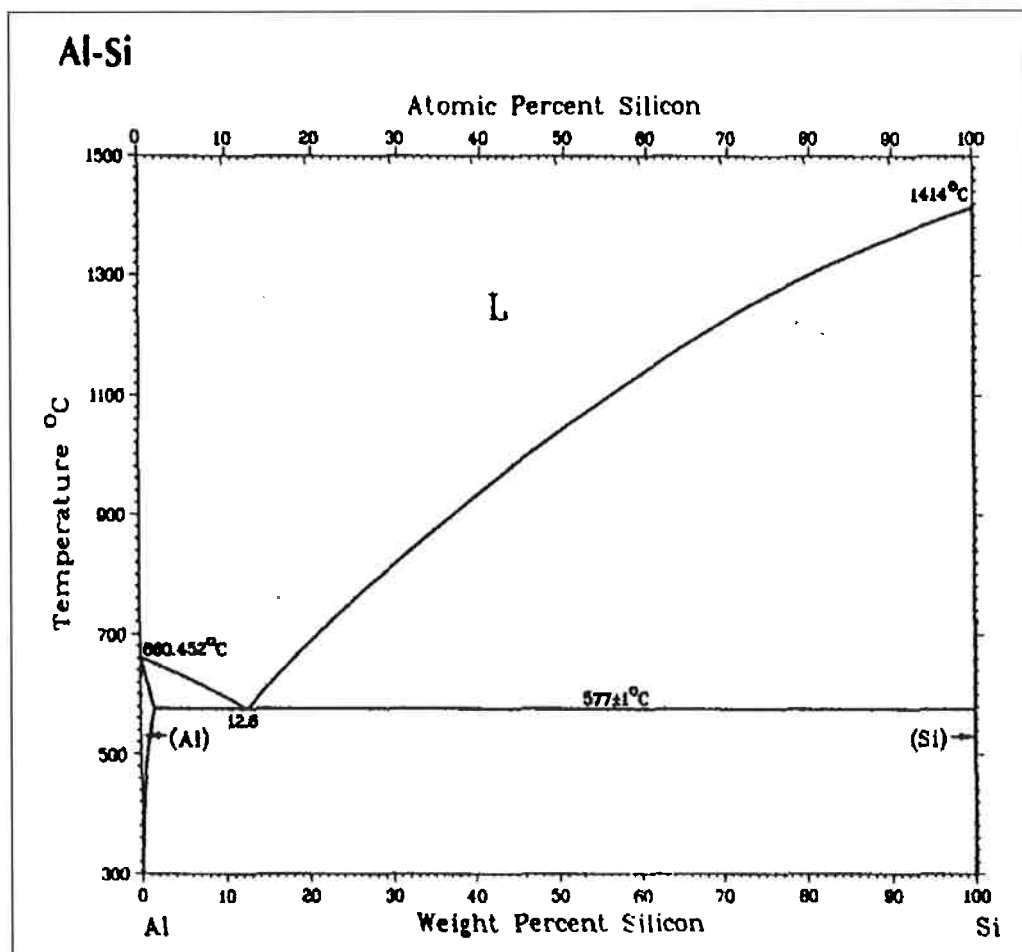


Figura 8 – Diagrama de fases Al-Si (10).

As ligas, A356 (Al-Si-Mg) e A319 (Al-Si-Mg-Cu) são muito utilizadas na indústria automobilística tendo elevada resistência mecânica e alta fluidez, possibilitando a fabricação de peças com paredes finas. O magnésio e o cobre são adicionados com o intuito de formar precipitados coerentes (Mg_2Si , Al_2Cu) durante o tratamento térmico de endurecimento (envelhecimento) (2).

Com o intuito de melhorar as propriedades mecânicas da liga eutética Al-Si é prática corrente as adições de Na e Sr responsáveis pela modificação da

morfologia do eutético Al-Si. Atualmente utiliza-se com mais frequência a adição de Sr, por possuir maior tempo de residência (efeito da modificação com Sr é de 2 a 4 horas sendo o efeito do Na de 40 minutos). Pelo tratamento de modificação, a morfologia do eutético passa de placas para formatos mais arredondados, que geram menores coeficientes de concentração de tensão na interface matriz/ precipitado na liga modificada em relação a liga não-modificada, contribuindo para um aumento da ductilidade. A seguir, são mostradas duas micrografias evidenciando o efeito do tratamento de modificação (Figura 9 sem modificação e Figura 10 com modificação de Sr) (11,12).

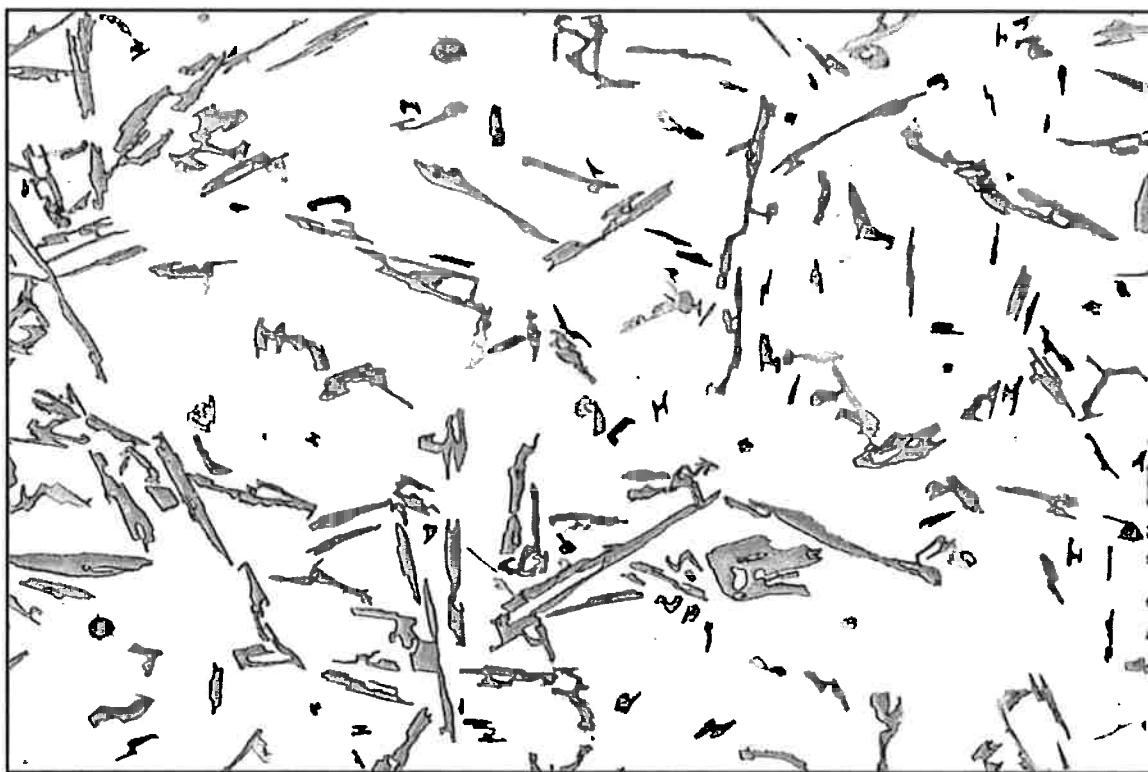


Figura 9 – Liga A356 não modificada. Na micrografia, 200X, não se percebe a morfologia dendrítica da matriz Al- α , enquanto as partículas de Si do eutético Al-Si mostram neste plano de observação morfologia acicular. (IPT)

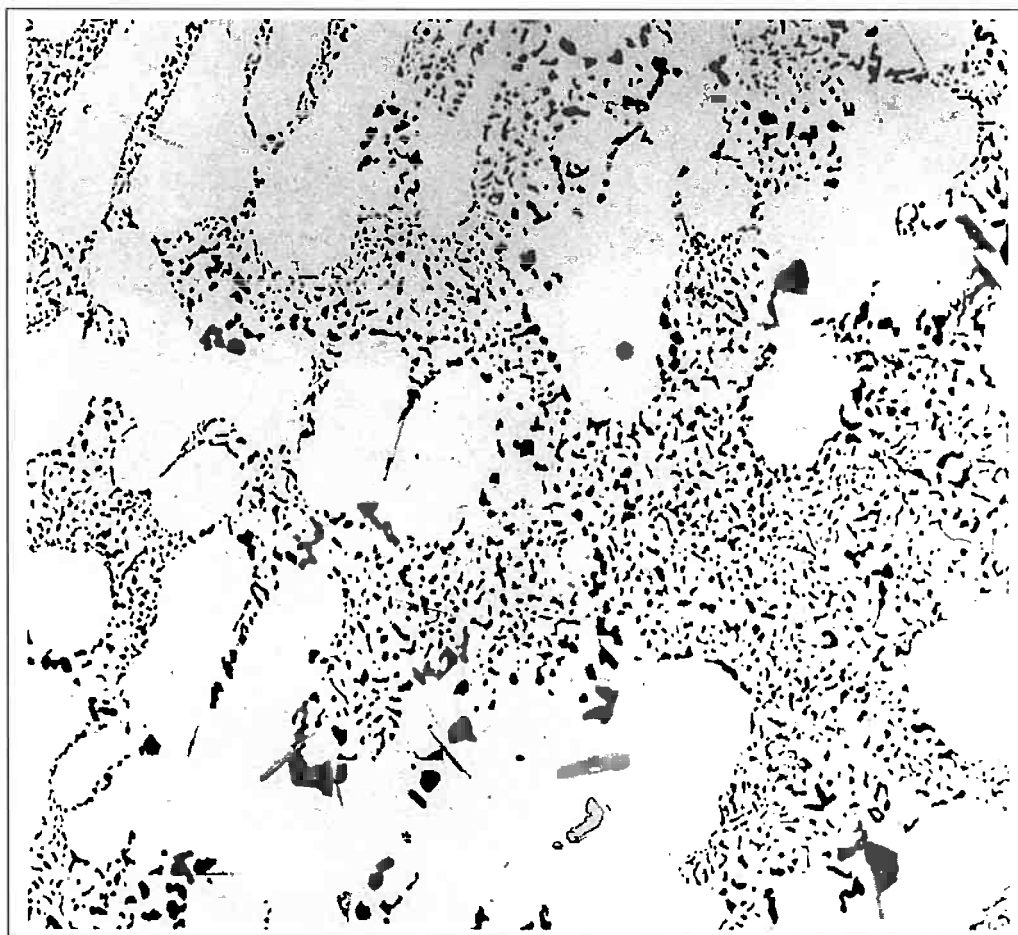


Figura 10 – Liga A356 modificada com 120 ppm de Sr, nesta micrografia, 200X, fica evidente a morfologia dendrítica da matriz Al- α , enquanto que as partículas de Si do eutético apresentam-se menores e com extremidade com maior raio de curvatura (IPT).

Comparando-se a Figura 11 (não modificada) com a Figura 12 (modificada), evidencia-se o refinamento da microestrutura do eutético, sendo que a única diferença na composição química entre elas é a presença do elemento modificador (cerca de 100 ppm de Sr). Esta modificação confere significativo aumento na ductilidade do material e um pequeno aumento na resistência a tração do mesmo, como mostrado na Tabela 1.

Tabela 1 – Propriedades mecânicas após a modificação.

Estrutura do eutético	Linha A 350- Al 70/ Si 30%		Linha A 440- Al 44%/ Si 56%	
	LR [MPa]	A [%]	LR [MPa]	A [%]
Acicular (sem modificação)	180	7	150	6
Fibrosa (modificada)	200	16	170	18

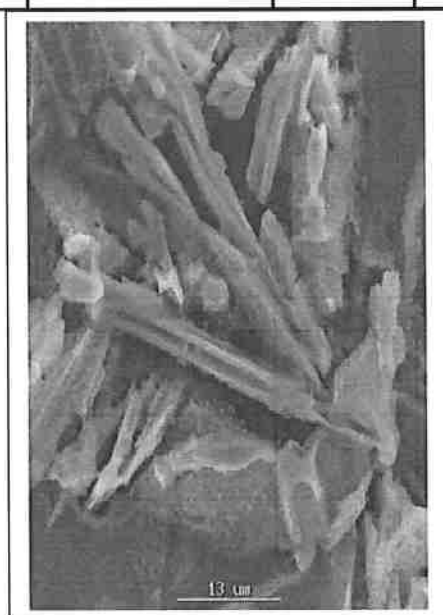


Figura 11 – Detalhe de eutético não modificado, ataque profundo na matriz de alumínio, IES, MEV, 2000X (12).

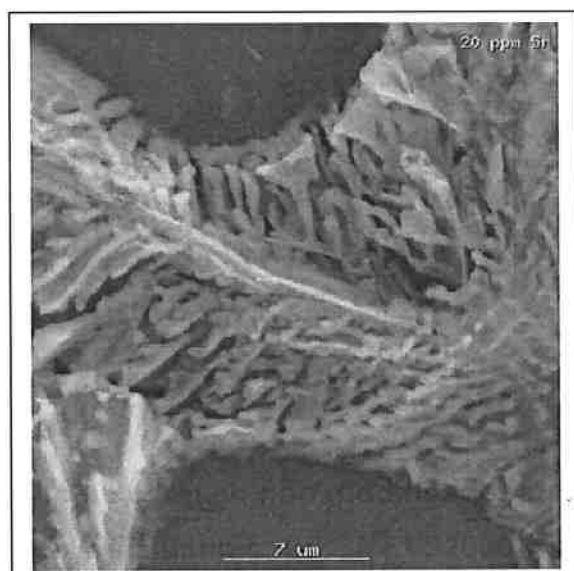


Figura 12 – Detalhe de eutético modificado, mostrando uma estrutura mais fibrosa e com extremidades arredondadas, ataque profundo na matriz de alumínio, IES, MEV, 4000X (12).

2.4. TRATAMENTOS TÉRMICOS

Uma das maneiras para melhorar as propriedades mecânicas das ligas Al-Si é através do tratamento térmico – envelhecimento artificial (com mecanismo de precipitação de fases coerente Al_2Cu e Mg_2Si). Abaixo são listadas as nomenclaturas referentes aos diferentes tratamentos térmicos relevantes para o desenvolvimento do projeto:

- F - como fabricado – Refere-se à condição resultante após qualquer tipo de processamento.
- O - recozido – Refere-se a produtos que sofreram recozimento visando aumento de ductilidade e redução do limite de resistência.
- H - encruado – refere-se a produtos que sofreram deformação plástica a frio, visando-se aumento de resistência por meio de encruamento.
- T (tratado termicamente) – Refere-se aos produtos que sofreram tratamentos térmicos visando aumento de resistência.

A Figura 13 ilustra as variantes dos tratamentos (tempo, morfologia do precipitado e propriedade mecânica) de envelhecimento. Os tratamentos mais comuns são:

- T4 – produtos solubilizados e envelhecidos naturalmente para uma condição de propriedades mecânicas estáveis;
- T5 - produtos resfriados a partir da temperatura de conformação mecânica a quente e envelhecidos artificialmente;
- T6 - produtos solubilizados e envelhecidos artificialmente;
- T7 - produtos solubilizados e superenvelhecidos ou estabilizados em elevadas temperaturas (9).

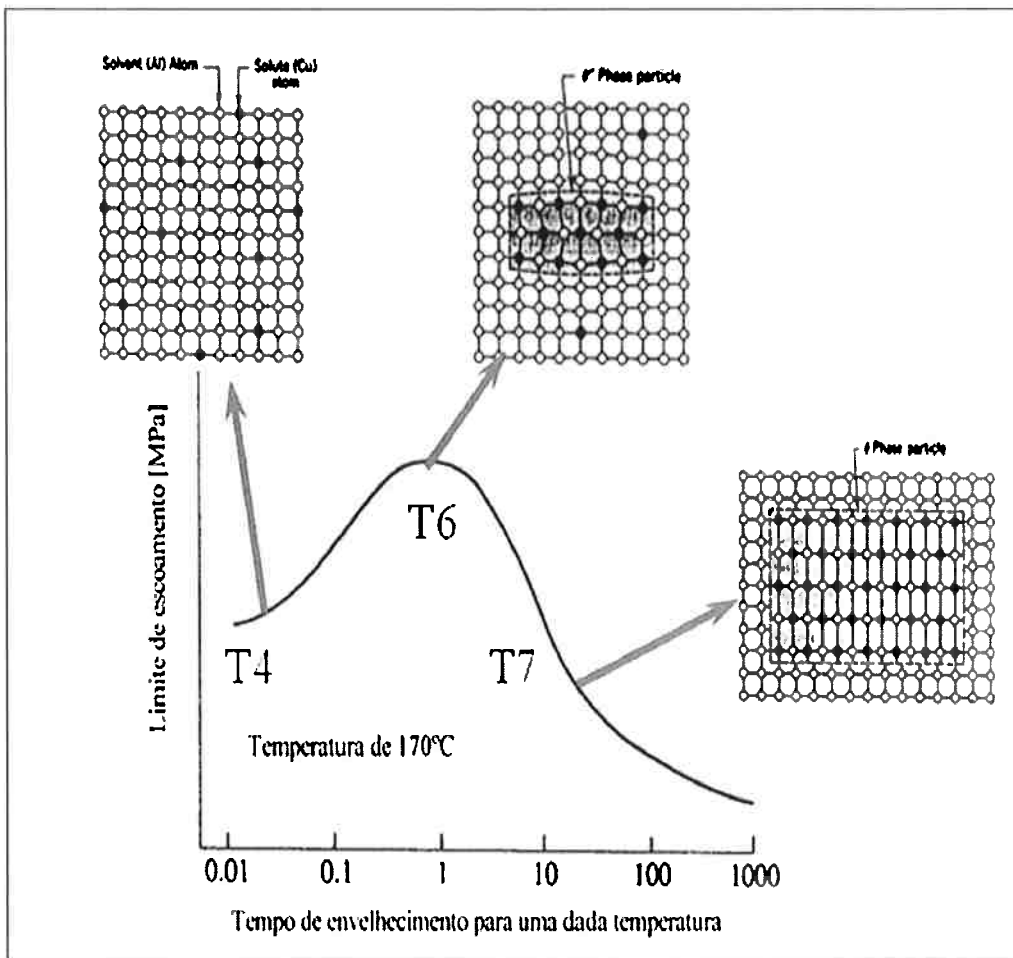


Figura 13 – Estágios de envelhecimento e respectivas morfologias de precipitação e tipos de interface (9).

2.4.1. ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL

Este fenômeno físico é muito aplicado em ligas de alumínio de alta resistência. O objetivo do endurecimento por precipitação é criar na microestrutura da liga uma dispersão homogênea de finas partículas precipitadas na matriz de Al através do controle da cinética de coalescimento do precipitado (tempo de permanência e a temperatura), como indicado na Figura 13. As partículas precipitadas agem como obstáculos ao movimento de discordâncias e, por isto, aumentam a resistência da liga tratada termicamente. Quando se resfria lentamente a liga, obtemos uma estrutura estável com precipitados CuAl_2 (fase θ , não coerente com a matriz) na região próxima ao contorno de grão (13).

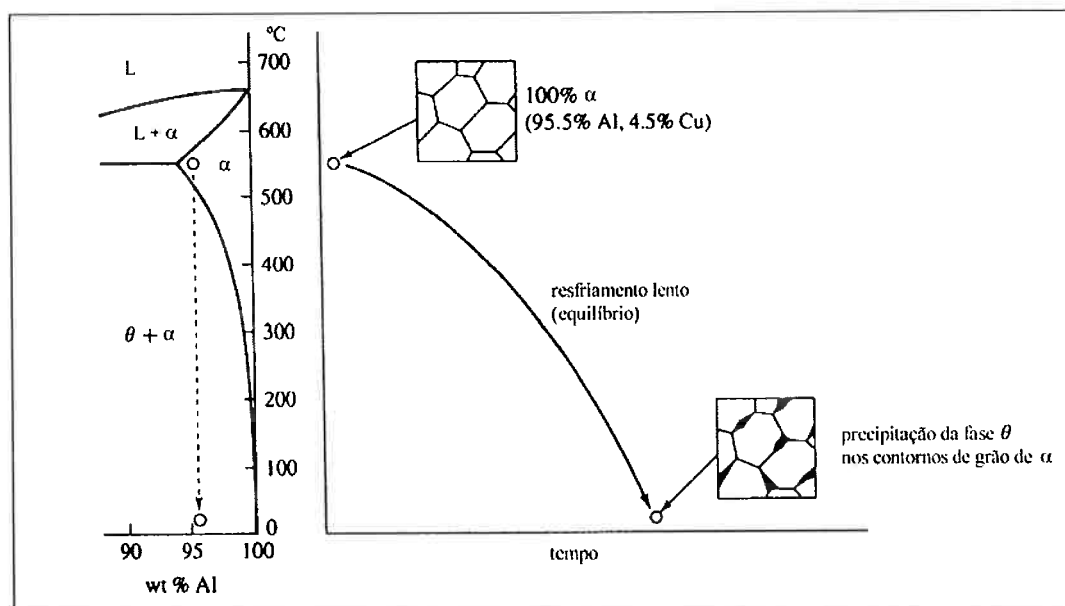


Figura 14 – Diagrama de fase Al-Cu (esquerda) e respectiva microestrutura (direita) após resfriamento lento do campo monofásico Al- α (9).

A primeira etapa do tratamento térmico consiste no aquecimento e manutenção da liga de Al na temperatura de solubilização depois do resfriamento lento decorrente da solidificação da peça fundida (Figura 14), o precipitado θ dissolve-se na matriz de alumínio (fase α). Segue-se a etapa de resfriamento rápido, gerando uma condição de fase α metaestável (supersaturada) devido à supressão da precipitação da fase θ (segundo desenho de microestrutura da Figura 16 (14)).

No caso de ligas endurecidas por adições de cobre, se a solução sólida supersaturada de Al- α (metaestável) for mantida na temperatura ambiente ou reaquescida abaixo de 180°C, ocorrerá à precipitação de “regiões” ricas em Cu, coerentes, chamadas de zonas de Guinier-Preston. O processo de reaquecimento no campo α + θ é denominado envelhecimento. As zonas de Guinier-Preston são completamente coerentes com a matriz (Figura 15) e apresentam baixa energia interfacial, enquanto que o precipitado de equilíbrio θ possui morfologia tetragonal, com elevada energia interfacial (precipitado incoerente) (14,15).

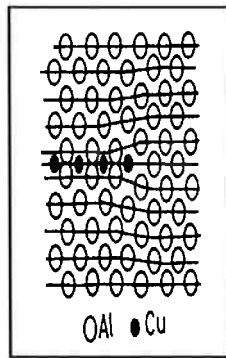


Figura 15 – Zona de Guinier-Preston (15).

Mantendo-se a solução sólida na temperatura de envelhecimento, ocorrerá difusão e as zonas GP irão crescer, passando pelas fases de transição θ' (semi-coerente) e θ'' (coerente) que antecedem a fase incoerente θ , (16). A etapa de envelhecimento é mostrada na Figura 18 e objetiva a formação de precipitados finamente dispersos e bem distribuídos. As etapas do processo de envelhecimento por precipitação podem ser descrito por:

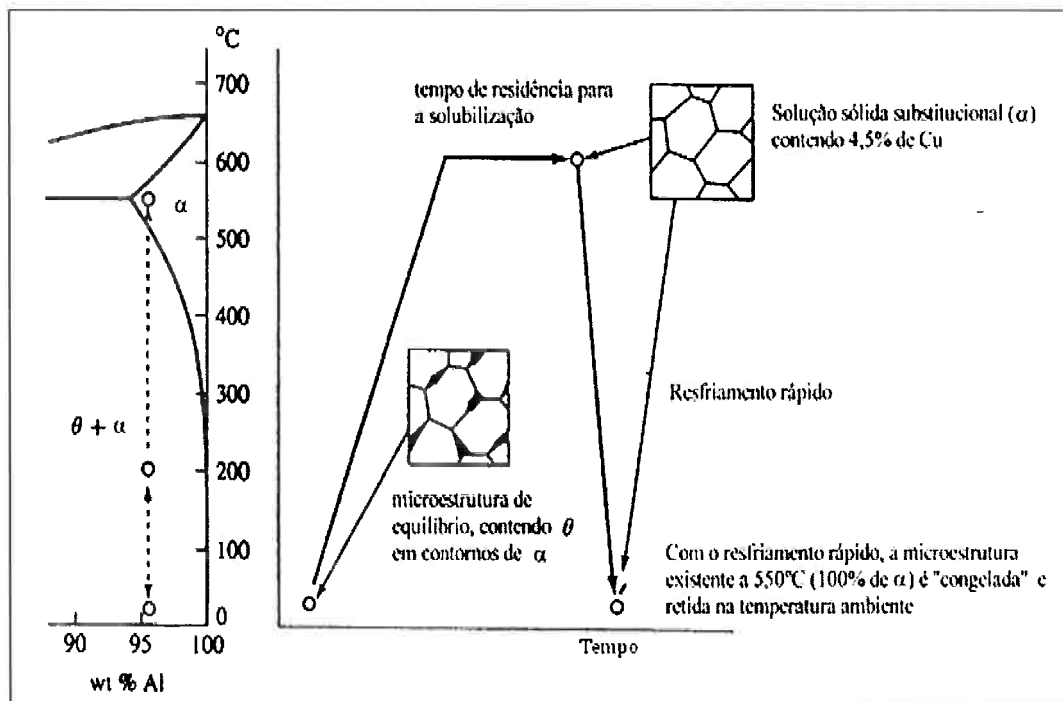
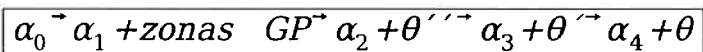


Figura 16 – Diagrama de fase Al-Cu e curvas de tratamento térmico ilustrando o envelhecimento artificial (9).

No envelhecimento natural a precipitação ocorre lentamente à temperatura ambiente. Quando uma liga é submetida a um tempo excessivo de envelhecimento, ela chega ao estado de superenvelhecido (Figura 17), gerando precipitados mais grosseiros e estáveis. As propriedades mecânicas na condição superenvelhecida, como dureza e limite de resistência, diminuem, já que precipitados mais grosseiros (interface incoerente) e menos dispersos deixam de ser obstáculos importantes para o escorregamento das discordâncias (14). Este fenômeno é típico em aplicações de alta temperatura, devendo ser evitado ao máximo, de modo a garantir manutenção de propriedades mecânicas com são diretamente relacionadas com a estabilidade microestrutural dos precipitados de segunda fase.

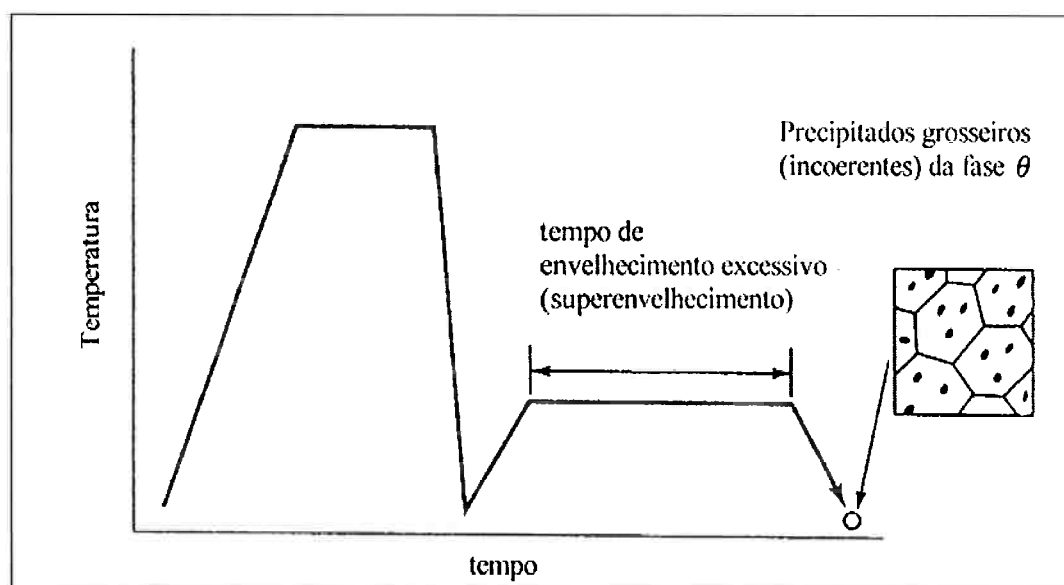


Figura 17 – Esquema mostrando tratamento térmico de solubilização e superenvelhecimento (9).

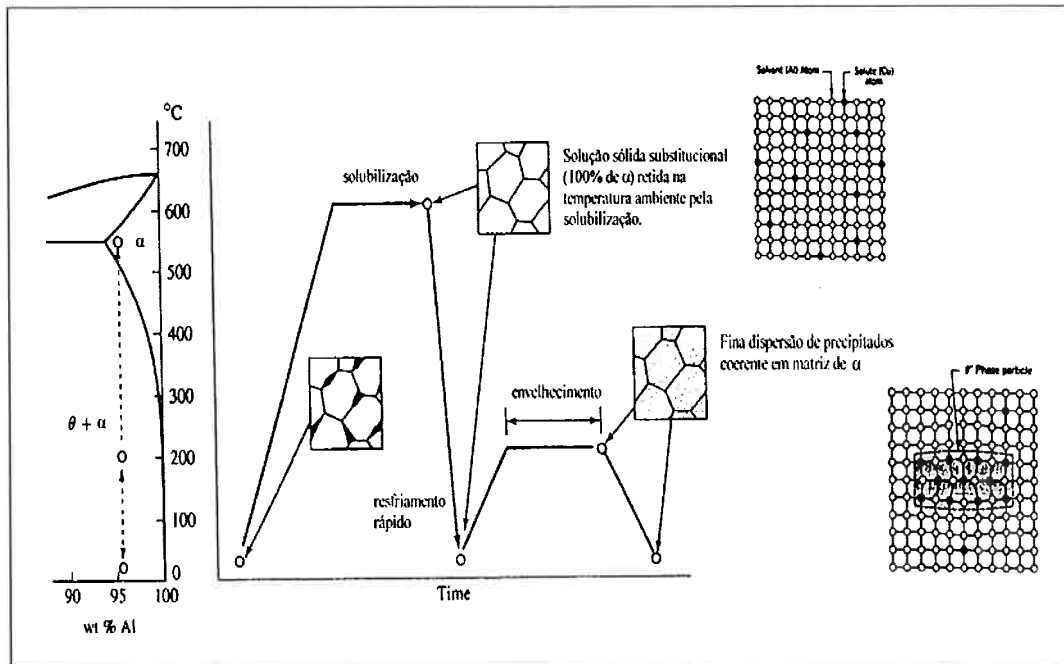


Figura 18 – Tratamento de envelhecimento gerando a fase semi-coerente (θ') (9).

2.5. MICROESTRUTURA DO FUNDIDO

Outro fator a se considerar na análise da qualidade de uma peça fundida é a microestrutura e sua relação com as propriedades do material. As principais características microestruturais que afetam as propriedades mecânicas são: o espaçamento entre os braços das dendritas secundárias (SDAS), Figura 19; e o tamanho e distribuição das partículas de segunda fase e inclusões. Tanto o tamanho das dendritas primárias quanto o tamanho e morfologia do silício eutético são controlados através: da taxa de solidificação; da presença de modificadores; e do tratamento térmico de solubilização (17). O tamanho e distribuição da fase coerente (Mg_2Si ou Al_2Cu) dependem da taxa de têmpera; do teor de magnésio e cobre; e do tratamento de envelhecimento (tempo e temperatura) (18). Idealmente os parâmetros acima seriam os únicos necessários para o controle de processo na busca de melhores propriedades mecânicas, porém visto as características químicas e físicas do banho das ligas de alumínio as quais afetam o processo torna-se necessário o controle dos seguintes fenômenos para se obter propriedades otimizadas: rechupe; porosidade; inclusões não metálicas (principal fonte óxidos formados durante o escoamento turbulento); e presença de elementos não desejados (em geral

Fe). Todas estas características influenciam propriedades estáticas, de fadiga e de fratura nas ligas (2) (19).

No caso das ligas com adições de cobre é necessário cuidados quanto as temperaturas de solubilização, uma vez que precipitados de CuAl_2 são sujeitos a fusão incipiente, característico de ligas com grande intervalo de solidificação (20).

2.5.1. EFEITOS DE REFINAMENTO DA MICROESTRUTURA

O refino da microestrutura é relacionado com o tamanho das dendritas primárias e com a fase silício eutético podendo ser medido através de SDAS, ou o método de contagem de célula. Considerar os efeitos separadamente é difícil visto as etapas necessárias para se alcançar menores distâncias dos braços secundários de dendritas também modifica o silício eutético. Sabe-se do efeito benéfico do refino da microestrutura em relação à vida a fadiga por décadas sendo relacionada em termos de tamanho das células dendríticas, quando maior o refino (menor o espaçamento interdendrítico) maior será a vida a fadiga (Figura 20) e maior a tensão de ruptura do material (Figura 21). À medida que a distância da parede do molde cresce, há uma diminuição no refino das células dendríticas, conferindo ao material piores propriedades. É prática usual adições de Ti-B para o refinamento da estrutura, as partículas de Ti-B geram pontos de nucleação facilitando a termodinâmica da nucleação e crescimento de grãos (15,21).

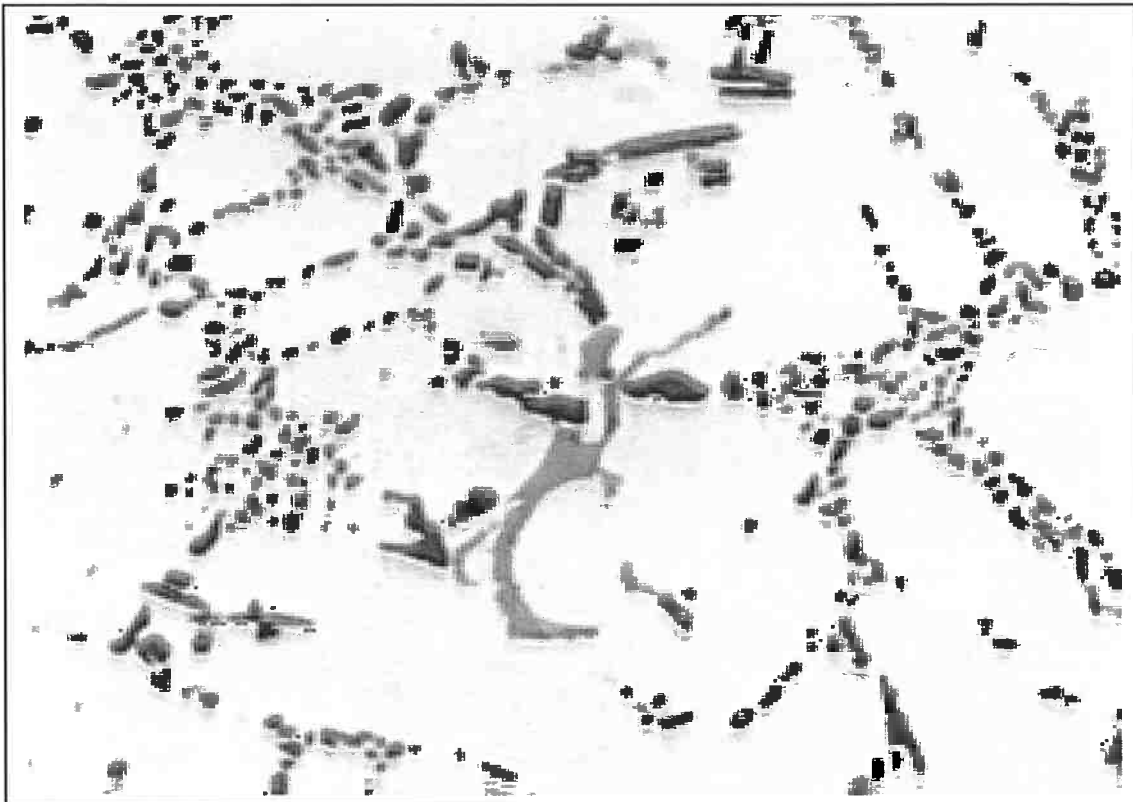


Figura 19 – Espaçamento entre dendritas secundárias (SDAS), 100X (IPT)

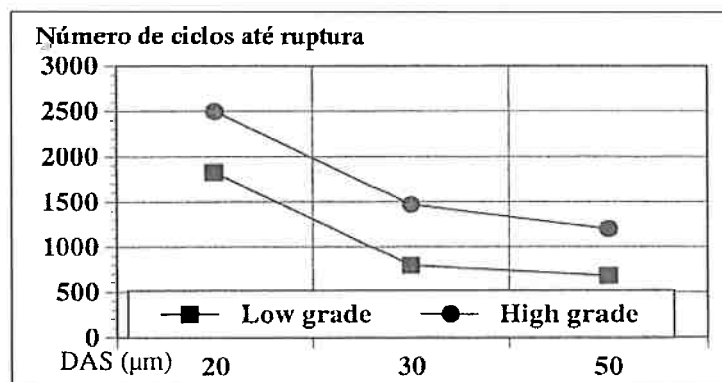


Figura 20 – Vida à fadiga versus SDAS (2)

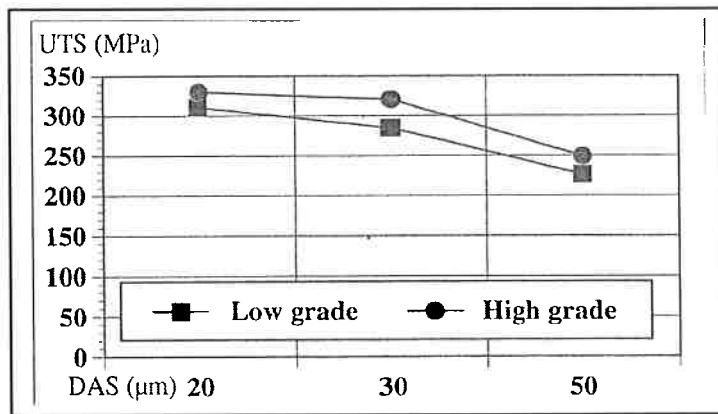


Figura 21 – Limite de ruptura versus SDAS (2)

O papel das descontinuidades, usualmente: microporosidades e óxidos formados durante o escoamento turbulento é relevante na iniciação de trincas de fadiga. Sendo o efeito do refinamento da microestrutura explicado em parte pelo rápido resfriamento o qual produz não apenas menores braços dendríticos, mas também tende a distribuir qualquer hidrogênio remanescente em microporosidades pequenas e redondas (Figura 24). Em contraposição solidificação lenta possibilita tempo suficiente para coalescimento de poros maiores, estes são geralmente aceitos como fontes de pontos de nucleação de trincas, reduzindo assim a vida à fadiga. Mecanismo semelhante coordena o fenômeno de microporosidade vista na Figura 22 (17,19).

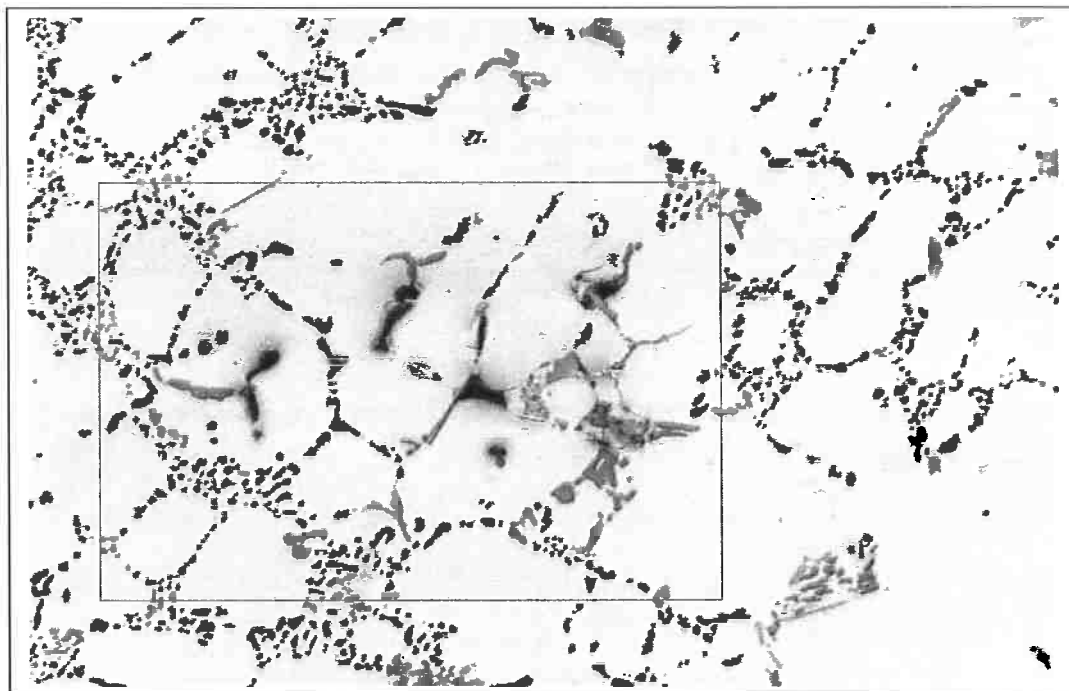


Figura 22 – Microporosidade na região demarcada, 100X (IPT).

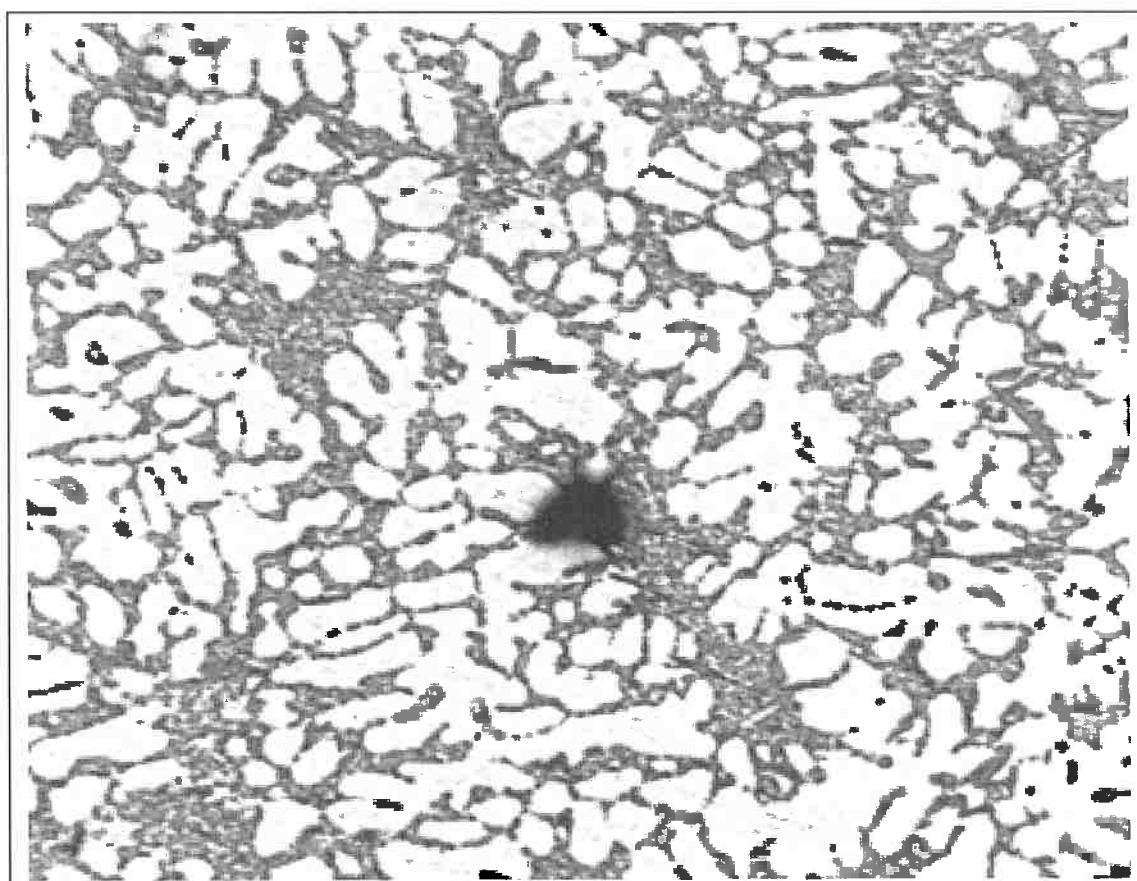


Figura 23 – Liga A357 com microporosidade, 25X (IPT).

Quanto ao efeito da presença de microporosidades na resistência à fratura, vários exemplos ilustram o papel do refinamento da microestrutura na resistência a fratura. Por exemplo, a liga D357-T6 com microestrutura grosseira possui resistência a fratura menor que materiais com microestrutura refinada. Este mesmo é verificado através de ensaios dinâmicos de impacto (Charpy). A microestrutura refinada é um fator chave para se obter: maior vida a fadiga, menor taxa de crescimento de trinca e maior resistência mecânica (22).

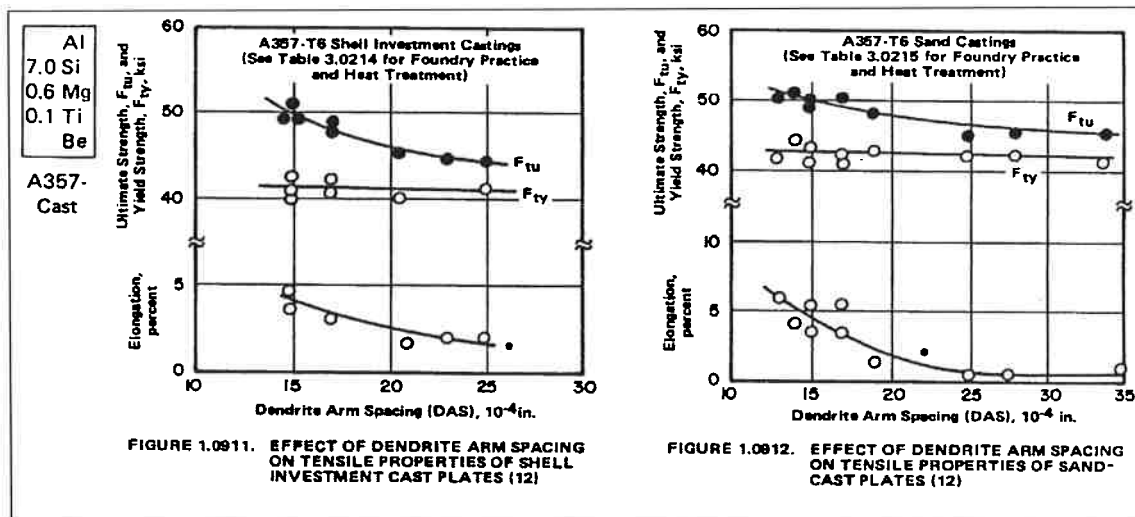


Figura 24 – Figura com o SDAS versus resistência abaixo (6).

Com o engrossamento da microestrutura, aumento do espaçamento interdendrítico, nota-se que há uma redução do alongamento.

2.6. EFEITO DA PRESENÇA DE ELEMENTOS

O ferro é considerado uma impureza, possuindo efeito deletério nas peças fundidas e, dependendo da aplicação a qual são designadas, podem ser parâmetros críticos. Usualmente tenta-se controlar o grau de impurezas através da limitação de uso de materiais provenientes de reciclo, os quais possuem menor controle de composição. Nas figuras 14 e 15, o gráfico relativo ao "low grade" nos mostra a queda nas propriedades mecânicas gerada pelo aumento da concentração de ferro nas ligas de alumínio (2).

O ferro precipita como fase beta, com formato de plaquetas com extremidades com baixo raio de curvatura. Estas plaquetas atuam como concentradores de tensão, reduzindo tanto o limite à fadiga quanto o limite de resistência. Adições de manganês são aplicadas para alterar a morfologia

acicular para uma morfologia denominada de “escrita chinesa” ou “espinha de peixe” que geram menor de concentração de tensão (11).

Compostos intermetálicos de ferro em ligas de alumínio possuem formas de placas conferindo ao material maior fragilidade, vide fratura por clivagem transgranular (Figura 25). A adição de berílio modifica o formato deste intermetálico, arredondando-o e promovendo a fratura dúctil (Figura 26 e 32).

A adição de Be apresenta os seguintes efeitos: há uma pequena perda da resistência a fratura nas ligas sem Berílio quando se aumenta de 0,01 a 0.15% de Fe; o berílio é eficiente na redução de efeitos deletérios provenientes do Fe em ligas com 0.15% de Fe; nenhum efeito relevante foi identificado em ligas de baixo teor de ferro ($<0,01\%$) (23).

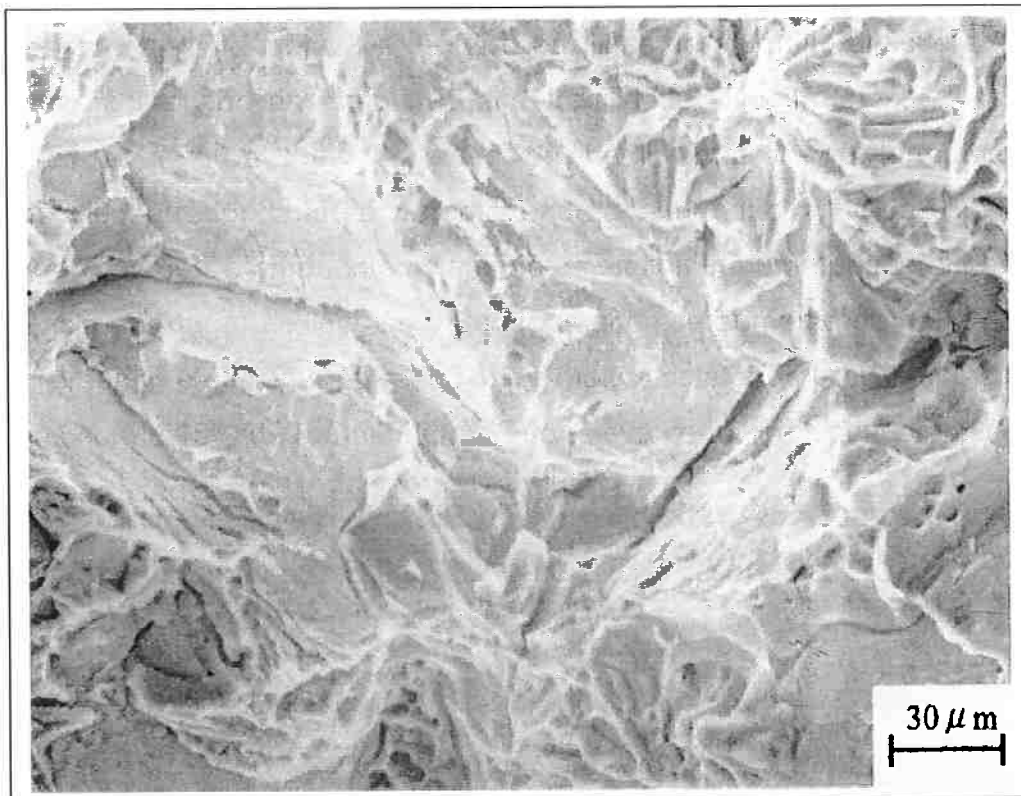


Figura 25 – Fratura predominantemente frágil (clivagem transgranular com decoesão intermetálica) em liga A319, sem adição de Be. IES, MEV (23).

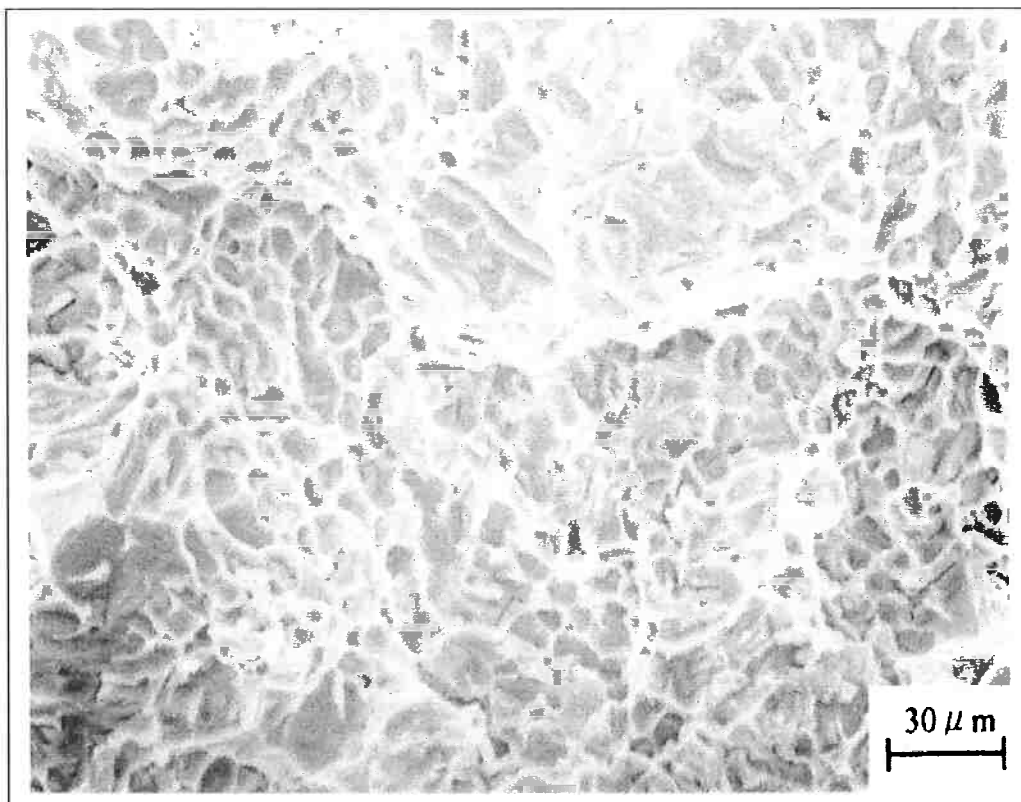


Figura 26 – Fratura predominantemente dúctil (alvéolos) em liga A319, com adição de Be. IES, MEV (23).

2.7. FADIGA TÉRMICA EM CABEÇOTES

É um fenômeno decorrente do ciclo térmico de operação que impõe ciclos de tensões, dando início a um mecanismo de fadiga de alto ciclo governado pelas tensões térmicas geradas. No caso de fadiga térmica para motores a região do cabeçote que sofre maior tensão térmica é na conexão entre as regiões das válvulas de entrada e saída. A Figura 27 apresenta a localização crítica com relação à fadiga analisada por meio de simulação numérica de tensões (4). A região apontada na simulação numérica de fadiga é a mesma região na qual foram observadas falhas nos ensaios de bancada (Figura 28).

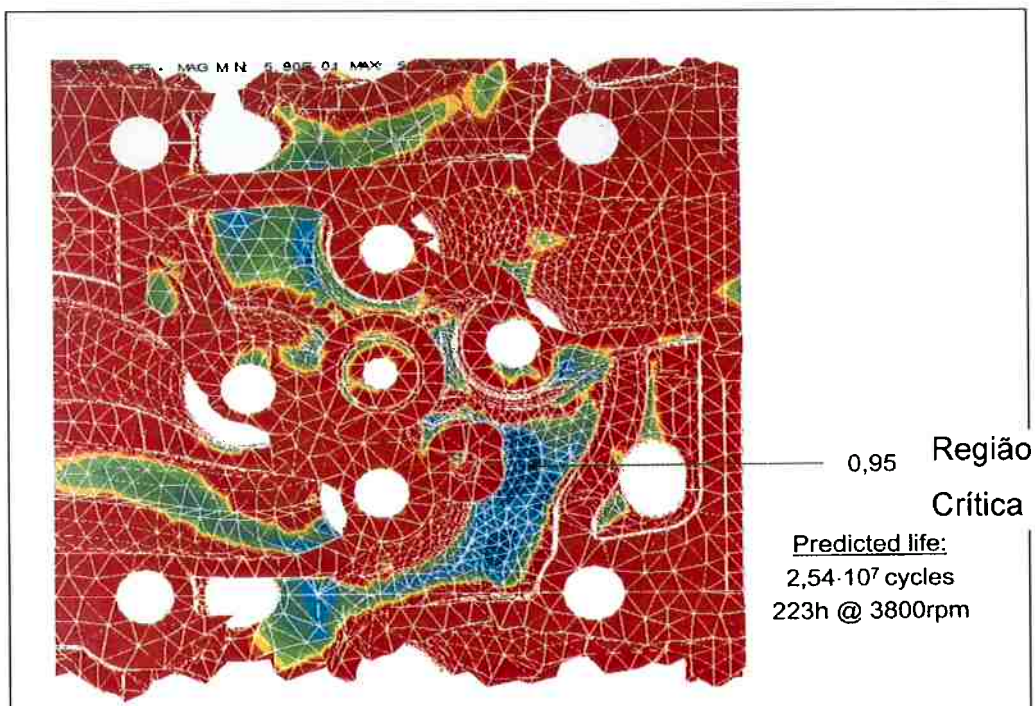


Figura 27 – Simulação de vida a fadiga em cabeçote (software FEMFAT, cedido pela empresa contratante)



Figura 28 – Trincas provavelmente por fadiga, sendo coincidente com a crítica prevista pela simulação (IPT).

A tensão térmica é consideravelmente maior que a tensão gerada pela pressão dos gases na câmara de combustão. A conexão tende a expandir, porém esta expansão é restringida pelo resfriamento (a água) que é utilizado no motor. O momento mais crítico durante a operação ocorre quando o motor é desligado e a região de conexão entre as válvulas resfria até a temperatura ambiente, podendo inclusive tracionar esta região até o seu regime plástico (4).

Quanto aos aspectos relativos à microestrutura e a respectiva influência no fenômeno temos que os seguintes aspectos devem ser evitados: porosidade, intermetálicos de ferro e alta quantidade de precipitados de cobre (CuAl_2) (5).

Para aplicações em temperaturas mais elevadas, uma das linhas de pesquisa faz o uso de ligas Al com adição de Zr, que promove um atraso na cinética de coalescimento dos precipitados nas temperaturas de trabalho. Um precipitado de segunda fase torna-se mais resistente ao coalescimento quando seus elementos constituintes possuem: baixa energia de interface com a matriz; baixa solubilidade e baixa difusividade do soluto na matriz. O elemento com tais propriedades em uma matriz de alumínio é o zircônio (24).

A adição de Zr ao alumínio resulta adicionalmente na formação do precipitado Al_3Zr . Em ligas binárias Al-Zr este precipitado pode ter morfologia tetragonal com interface semicoerente à matriz ou morfologia cúbica com interface coerente à matriz. Em ambos os casos, pressupõe-se a formação de interfaces de baixa energia (pouca mobilidade), sendo que os precipitados coerentes possuem a menor energia de interface. A adição de pequenas quantidades de Zr em ligas conformadas de alumínio foi amplamente estudada, as quais apresentaram uma melhora nas características de conformação mecânica das ligas aumentando a resistência e a ductilidade das mesmas. Porém em ligas fundidas não existem muitos estudos (25).

3. METODOLOGIA

Objetiva-se gerar corpos-de-prova com a composição das ligas eleitas: A357, A356, AS9C1 e AS9C1+Zr. Para tanto, desenvolveu-se um procedimento experimental que culminou com ensaios de tração a quente, realizados na Universidade Federal de São Carlos (UFSCAR), em vinte corpos de cada uma das ligas propostas. Com base nestes resultados, uma liga foi selecionada para exames posteriores. Adicionalmente para fim de comparação foram ensaiados corpos-de-prova retirados do cabeçote (L169)

A primeira variável analisada foi à composição. Para tanto fixamos as demais variáveis através do controle dos seguintes parâmetros: teor de Impurezas; gradiente térmico; microestrutura de solidificação; e teor de hidrogênio dissolvido. O procedimento experimental possui as seguintes etapas:

1. Preparação (construção do modelo, fabricação dos moldes e preparação da carga metálica);
1. Vazamento do banho (fusão, adição de elementos de ligas, degaseificação, vazamento e inversão do molde);
2. Corte;
4. Tratamento Térmico (solubilização e envelhecimento);
5. Usinagem;
6. Tração a quente;
7. Análise dos resultados.

3.1. PREPARAÇÃO

3.1.1. CONSTRUÇÃO DO MODELO

O modelo utilizado foi construído dentro do IPT, projetado especificamente para o projeto em questão, visando o controle do espaçamento das dendritas secundárias (SDAS – Secondary Dendritic Arm Spacement). O modelo é feito em madeira constituído de uma caixa inferior com o formato de bloco Y. O massalote, região que atuará como um reservatório de metal líquido está invertido (parte inferior do modelo). No extremo oposto encontra-se um resfriador metálico, que auxilia no controle da microestrutura de solidificação da liga. Também foi criada uma caixa tampa destinada ao fechamento do molde

O massalote está invertido devido à opção de utilizar o sistema de inversão de molde. Funcionando da seguinte maneira: após o total preenchimento do molde, durante a operação de vazamento, inverte-se o conjunto, mantendo-se o metal mais quente na região do massalote. Este maior gradiente térmico aumenta a eficiência do massalote (26). Abaixo temos uma descrição do modelo, Figura 29.

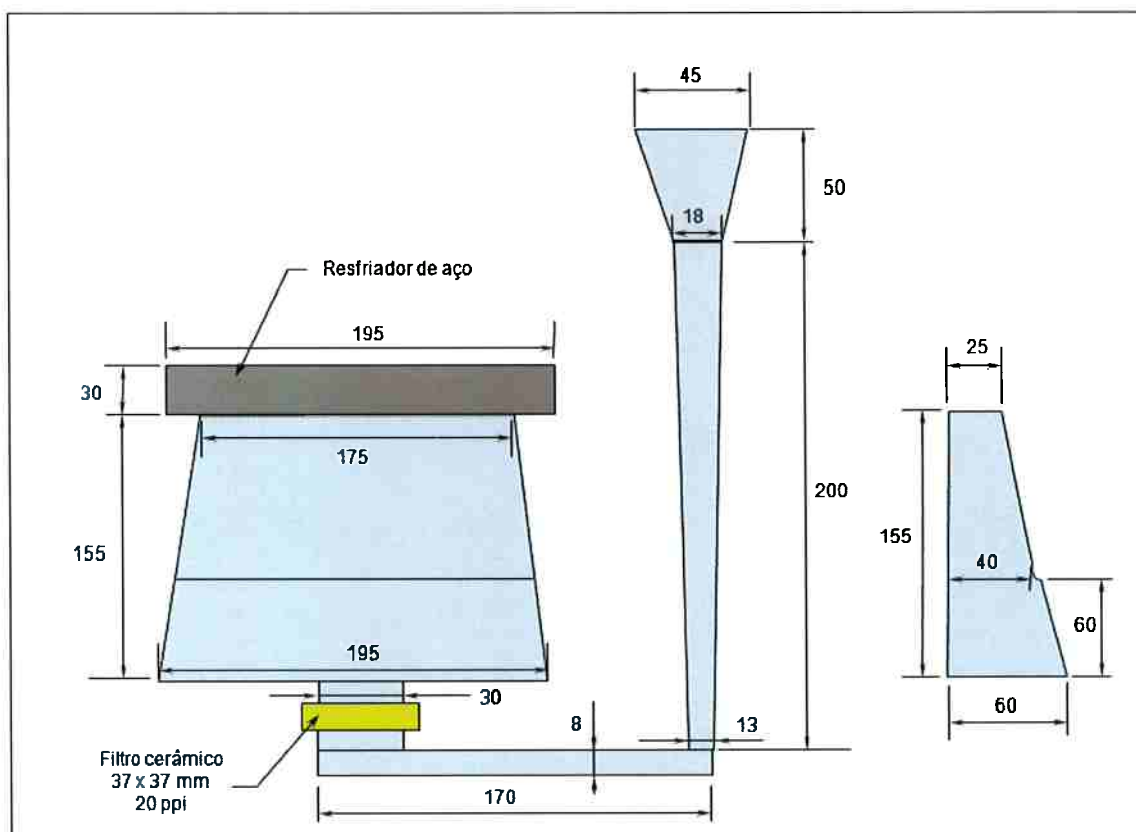


Figura 29 – Esboço do modelo.

No dimensionamento do modelo, impôs-se uma velocidade de preenchimento do molde igual a 36 cm/s, devido o sistema possuir características divergentes (canais despressurizados) observou-se um aumento da seção transversal dos canais e conseqüente diminuição da velocidade de preenchimento proporcionando um preenchimento menos turbulento (15).

Cálculo da velocidade de preenchimento:

A partir da equação de conservação de energia (Equação de Bernoulli):

$$\left(\frac{V_1^2}{2g} + z_1 + \frac{P_1}{\rho g} \right) - \left(\frac{V_2^2}{2g} + z_2 + \frac{P_2}{\rho g} \right) = \frac{(u_2 - u_1)}{g} = F \quad \text{equação 1}$$

g = aceleração da gravidade;

ρ = densidade;

F = perda de carga;

Z = altura manométrica da entrada para a saída do volume de controle;

u = energia interna por unidade de massa

Hipóteses:

- Velocidade no topo da bacia de vazamento V_e é zero;
- Altura canal de ataque (h_s) é zero;
- Pressão no topo da bacia e na saída do canal de ataque iguais à pressão atmosférica ($P_e = P_s = 0$);

$$\left(\frac{V_e^2}{2g} + h_e + \frac{P_e}{\rho g} \right) - \left(\frac{V_s^2}{2g} + h_s + \frac{P_s}{\rho g} \right) = F_{e-s}$$

$$\frac{V_e^2}{2g} + F_{e-s} = h_e$$

$$V_s = \sqrt{2g(h_e - F_{e-s})}$$

sendo α um coeficiente global de perdas, sempre menor que um, temos:

$$V_s = \alpha \sqrt{2gh_e}$$

3.1.2. MOLDE

3.1.2.1. FABRICAÇÃO

O molde foi gerado com areia de cura a frio, baseado numa mistura (areia + resina + catalisador) a qual polimeriza a temperatura ambiente resultando num compósito areia/polímero-termofixo. A escolha do uso de resina de cura a frio foi baseada na baixa produção dos moldes (escala laboratorial), temperatura de trabalho ambiente, disponibilidade de equipamento apropriado para mistura e versatilidade de adaptação do processo às condições disponíveis.

Resina Furânica Catalisada por Ácidos (1958)

Areia + Resina Furânica + Catalisador Ácido (BSA/TSA)

(1% do Peso da Areia)

(33% do Peso da Resina)

BSA: Ácido Toluenosulfônico

TSA: Ácido Benzenosulfônico

Nestas proporções as condições obtidas forma:

- Tempo de trabalho = 10 min.;
- Tempo de retirada do molde = 20 min.;

O tempo de trabalho é o período em que a mistura permanece fluida suficiente para ser moldada e o tempo de retirada do molde é verificado quando a mistura possui resistência suficiente para se desprender da caixa de moldagem (tampa e fundo) através de vibrações sem colapsar.

O procedimento de fabricação do molde constitui de três etapas:

Primeiro deve-se misturar a areia com a resina e o catalisador podendo fazer uso de um misturador de batelada no qual se adiciona as quantidades manualmente ou utilizar o equipamento PEBEX (misturador pneumático). A segunda etapa consiste em moldar manualmente a areia na caixa fundo e caixa tampo, não é necessário o uso de socadores ou outros equipamentos de compressão para obter uma boa compactação.

A terceira etapa se inicia após dez minutos (em relação à etapa anterior) de cura retirando-se o molde de areia da caixa. Para a realização desta etapa é necessário aplicar um pouco de vibração para que ocorra o desprendimento entre a superfície do molde de areia e a superfície do modelo de madeira.

3.1.2.2. PREPARAÇÃO DO MOLDE

A preparação constitui na limpeza do molde, posicionamento do filtro cerâmico e do resfriador metálico dentro do molde. Utilizou-se um filtro cerâmico visando minimizar a presença de filmes de óxidos, escória e inclusões provenientes do fluxo de metal através do molde de areia no interior da peça. O uso de um resfriador metálico tem por objetivo o aumento do gradiente térmico. A Figura 30 mostra uma caixa fundo preparada para a operação de vazamento.

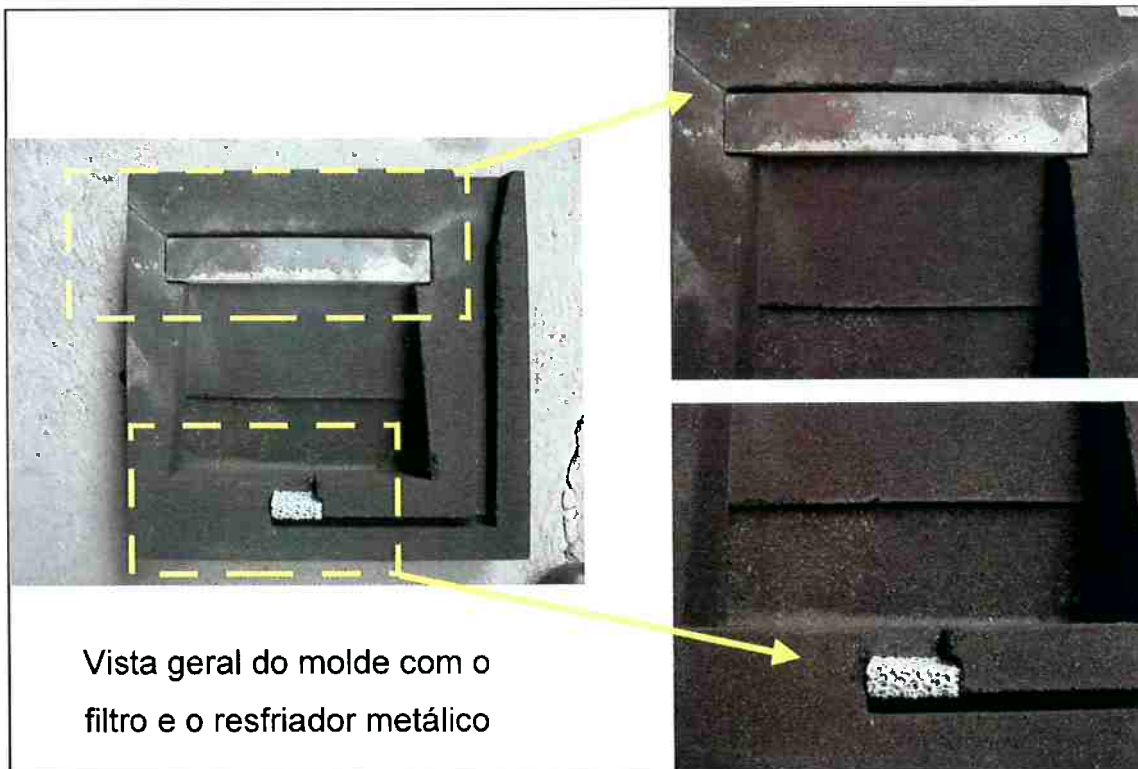


Figura 30 – Caixa fundo com resfriador (acima) e filtro (abaixo).

Uma vez realizada estas ações é necessário colar a região periférica do molde garantindo a aderência entre a caixa tampa e caixa fundo.

3.1.3. PREPARAÇÃO DA CARGA METÁLICA

Devido ao grave efeito deletério do ferro no alongamento de ligas de alumínio tomou-se o cuidado de se utilizar ligas “high grade” (baixo teor de ferro), porém houve contaminação de ferro através da dissolução de ferro na. Teores até 0,3% Fe foram considerados aceitáveis.

As ligas propostas foram preparadas a partir de lingotes: Al (puro), Al-7Si e Al-11Si (alto grau de pureza $Fe < 0,15\%$) junto a adições de ante-ligas: Al-50Cu e Al-50Mg as cargas foram pesadas em uma balança analítica.

Detalhes da composição das ligas na Tabela 2, abaixo.

Tabela 2 – Composição dos lingotes para fabricação das ligas

Ligas Disponíveis					
Composição	Al-11Si	Al-7Si	Al-50Cu	AL-50Mg	Al puro
Si	10,5690	7,2060	0,0000	0,0000	0,0000
Fe	0,0976	0,1083	0,0000	0,0000	0,0000
Cu	0,0000	0,0000	50,0000	0,0000	0,0000
Mn	0,0007	0,0014	0,0000	0,0000	0,0000
Mg	0,0043	0,3059	0,0000	50,0000	0,0000
Cr	0,0002	0,0002	0,0000	0,0000	0,0000
Ni	0,0045	0,0041	0,0000	0,0000	0,0000
Zn	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000
Ti	0,0739	0,0810	0,0000	0,0000	0,0000
V	0,0111	0,0105	0,0000	0,0000	0,0000
Pb	0,0009	0,0010	0,0000	0,0000	0,0000
Sn	0,0000	0,0100	0,0000	0,0000	0,0000
Ca	0,0003	0,0005	0,0000	0,0000	0,0000
Sr	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000
B	0,0001	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000
Zr	0,0009	0,0009	0,0000	0,0000	0,0000
P	0,0006	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000
Al	89,2359	92,2702	50,0000	50,0000	100,0000

Foram realizadas adições de Ti-B e Sr para refino de grão e modificação do eutético respectivamente. Abaixo, na Tabela 3, temos a composição das mesmas detalhadas.

Tabela 3 – Composição das ligas usadas para refino e modificação

	Al	Ti	Sr	B
Al-Ti-B	0,940	0,050	0,000	0,010
Al-Sr	0,900	0,000	0,100	0,000

As composições apresentadas (tabela 2 e 3) foram resultado da média de três pontos de análise por espectroscopia de emissão óptica.

3.2.FUSÃO E OPERAÇÕES DE PANELA

3.2.1.FUSÃO DA CARGA METÁLICA

Para fusão utilizou-se um forno de indução no qual foram realizadas as operações de fusão e adição de elementos de liga. Adiciona-se no forno a carga metálica previamente pesada, após a completa fusão do banho (aprox. 700 °C) de eleva-se a temperatura do banho a 750 °C promovendo a cinética de dissolução dos elementos de liga adicionados no banho sendo prática a espera de dez minutos após a adição antes do vazamento para o cadinho para garantir a dissolução dos elementos de liga. Após a adição segue-se a operação de vazamento num cadinho de 5 litros o qual seguirá para o forno de espera onde o banho metálico será desgaseificado.

3.2.2.ADIÇÃO DE ELEMENTOS DE LIGA

Com o banho a 750°C, foram adicionados os elementos de liga: Mg, Mn, Cu, Ti e Sr (todos na forma de ante-ligas com exceção do Cu). Esperou-se entre cinco a dez minutos para a dissolução dos elementos de liga. Após a dissolução o metal foi transferido para um forno de espera onde o banho metálico foi desgaseificado.

3.2.3.DESGASEIFICAÇÃO

Microporosidades na estrutura de solidificação, acrescentou-se ao procedimento experimental uma etapa de desgaseificação. Para a operação de desgaseificação utilizou-se um forno elétrico acoplado a um sistema de desgaseificação desenvolvido com base nos rotores “Foseco”. O sistema consiste num suporte conectado ao forno no qual irá sustentar o desgaseificador o qual consiste numa haste metálica vazada, para possibilitar a passagem do gás, possuindo uma extremidade que estará em contato com o banho, extremidade que possui um rotor metálico usinado em aço com formato apropriado para aperfeiçoar a distribuição de bolhas através do banho. A extremidade oposta da haste é fixada a uma furadeira convencional a qual proporciona a rotação do rotor.

Para evitar a movimentação excessiva do banho junto ao suporte conecta-se uma palheta metálica a qual é mergulhada no banho contrapondo-se ao movimento de rotação do banho gerado pelo rotor.

Gás argônio é soprado através da haste chegando à extremidade que possui um rotor o qual será espalhado de maneira a aumentar a superfície de contato entre as bolhas e o banho conferindo maior eficiência a operação.

A desgaseificação foi realizada por 10 minutos com vazão de 5 cm³ por minuto de argônio através do rotor metálico produzido no IPT. Após dez minutos de desgaseificação realiza-se um teste de pressão reduzida de forma a garantir a eficiência da operação. Uma vez verificada a eficácia do processo, retira-se o cadinho do forno de espera e vaza-se o banho no molde acoplado ao sistema de inversão de molde. Para garantir a não-contaminação do banho de alumínio com ferro proveniente do sistema de desgaseificação, aplicou-se uma tinta refratária DIECOAT fornecida pela Foseco no sistema dificultando a dissolução metálica no banho. Abaixo temos uma foto do sistema com uma ampliação do rotor, Figura 31 (12).

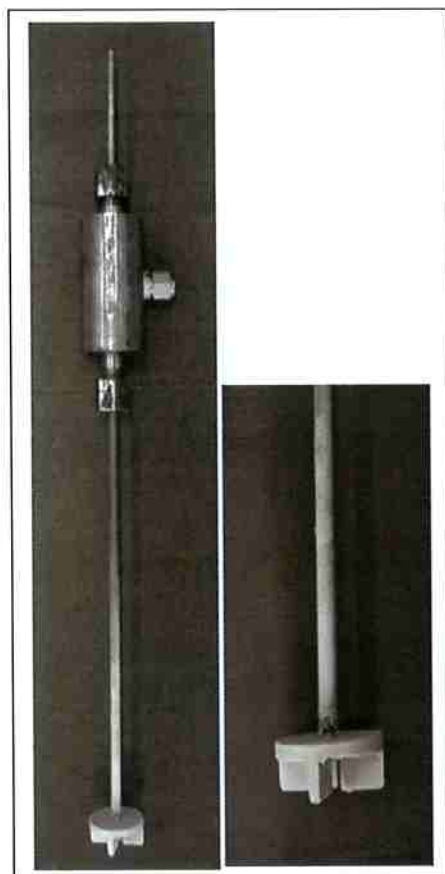


Figura 31 – Desgaseificador e ampliação no rotor pintado com a tinta refratária.

3.2.4. VAZAMENTO E INVERSÃO DO MOLDE

O aparato destinado a inverter o molde após o completo preenchimento do mesmo é mostrado na Figura 32. Os termopares mostrados na figura não foram utilizados no procedimento experimental.

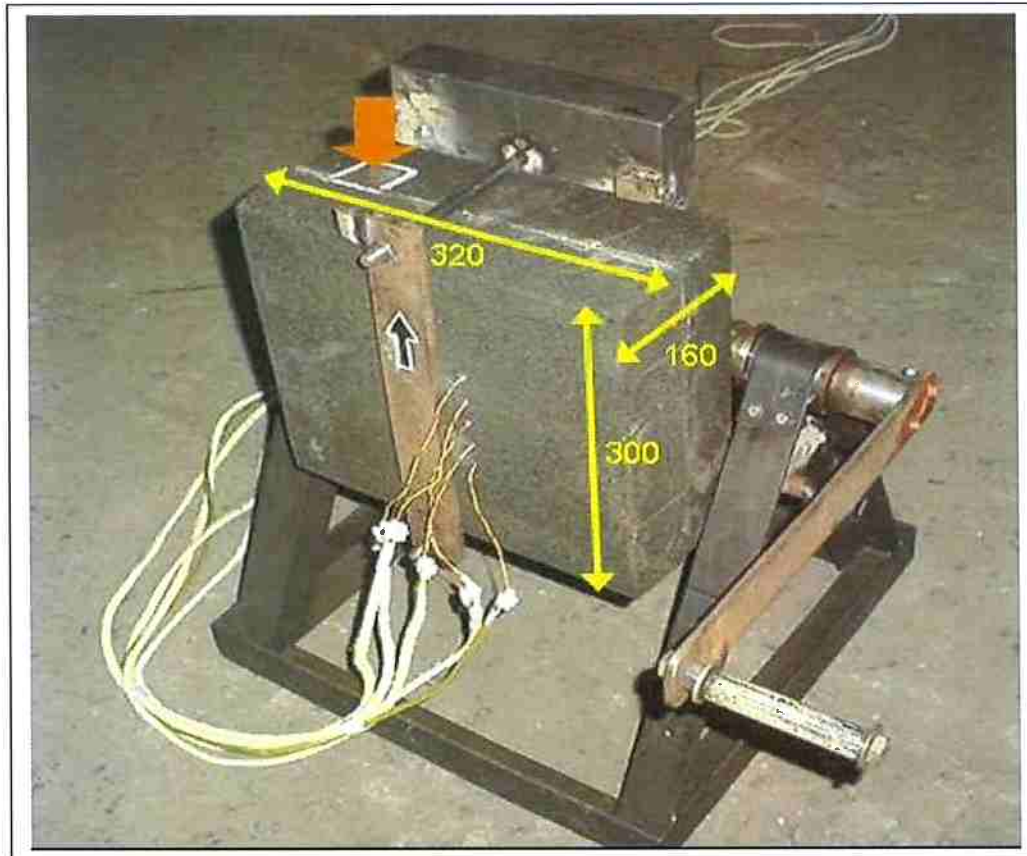


Figura 32 – Aparato para inversão do molde.

3.3. CORTE

Para garantir uniformidade microestrutural, da estrutura de solidificação, definiu-se um SDAS padrão, similar ao dos cabeçotes da empresa contratante.

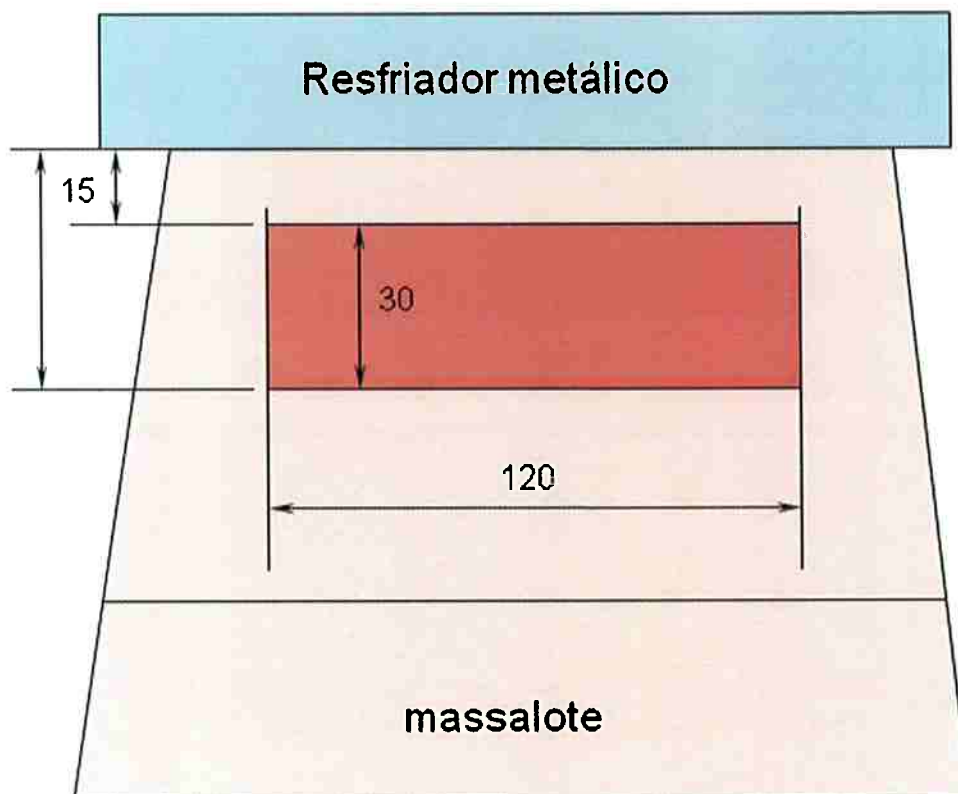


Figura 33 – Região no bloco Y a ser cortada

A Figura 33 mostra a seleção da região do “chill block” (bloco Y) a ser cortada. As cotas de 15 mm e de 45 mm (a partir do resfriador metálico) determinam a região com DAS destinada a retirar quatro corpos-de-prova para os ensaios de tração a quente. Realiza-se uma operação de corte através de uma serra de fita.

3.4. TRATAMENTO TÉRMICO

Um ciclo térmico foi aplicado para cada tipo de liga visto a alteração da composição afetar a difusividade do soluto na matriz e o ponto de fusão dos precipitados presentes na liga (18). Variando os dois parâmetros característicos deste processo; tempo de residência e temperatura, gerou-se o ciclo mais apropriado para cada composição. A etapa de solubilização foi realizada no de indução e a de envelhecimento em um forno tipo mufla, Lindberg BLUE.

3.4.1. SOLUBILIZAÇÃO

Realizada após o corte baseado na Figura 33, e aquecida no forno de solubilização a amostra foi solubilizada durante oito horas sendo em seguida resfriada em água mantida a 60 °C. Após a solubilização, as amostras foram mantidas sob refrigeração a 3°C para evitar envelhecimento natural, o que afetaria o envelhecimento posterior.

3.4.2. EVELHECIMENTO

Ocorreu numa estufa com circulação forçada em um intervalo de temperatura de 175 – 230 °C e com a variação de dependendo da composição da liga.

3.5. USINAGEM

A usinagem foi realizada nas dependências da empresa contratante baseado na norma DIN EM 100002-1 ("Metallic Materials Tensile Testing") fabricando-se corpos de prova com diâmetro inicial de 6 milímetros.

3.6. TRAÇÃO A QUENTE

Realizou-se ensaios de tração à quente na Universidade Federal de São Carlos no Departamento de Engenharia Mecânica. Os ensaios foram realizados para as temperaturas de 50°C, 100°C, 150°C, 200°C e 220°C .Os valores obtidos foram plotados para análise comparativa entre as ligas propostas e estudadas, para o ensaio de tração utilizou-se a norma ASTM E 21 – 03a. Cada corpo de prova com diâmetro de 6 mm. Os procedimentos deste ensaio não foram acompanhados, sendo realizado nas dependências da citada universidade.

4.RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Foram realizadas ao todo cinquenta corridas, sendo os principais problemas encontrados relativos à: defeitos de solidificação, má eficiência da operação de desgaseificação e composição química fora das especificações (altos teores de ferro ou ausência de solubilização no banho das adições dos elementos e liga). As corridas utilizadas na fabricação dos corpos de prova (CP) foram enumeradas seqüencialmente de um a cinquenta visando à fabricação de corpos de prova para tração a quente, a corridas utilizadas são mostradas na Tabela 4, abaixo.

Tabela 4 – Corridas utilizadas na fabricação dos CP

Série	A357	AS9C1	356 + Cu	319+Zr
Corrida	# 1	# 19	# 24	# 46
Corrida	# 3	# 20	# 25	# 47
Corrida	# 5	# 21	# 26	# 48
Corrida	# 6	# 22	# 27	# 49
Corrida	# 7	# 23	# 28	# 50

4.1. LIGA A357 (Al-Si-Mg)

A liga A357 é utilizada pela empresa contratante em seu processo de fabricação de cabeçotes, é uma liga com boas características mecânicas a temperatura ambiente. Com alto controle de impurezas, característica que encarece muito o processo. Geramos corpos de prova para termos valores de comparação com as ligas alternativas.

4.1.1. COMPOSIÇÃO

O cálculo da carga utilizado para cada série é mostrado no anexo 2. Abaixo, observa-se a composição na Tabela 5, obtida das corridas selecionadas para série A357. A elaboração da liga A357 envolveu as seguintes etapas:

- Fusão e aquecimento da carga até 750°C;
- Adição de Ti, Sr e correção de Mg;
- Espera para dissolução de 5 minutos;
- Transferência para o forno de espera;
- Desgaseificação com rotor por 10 minutos com N₂ com vazão de 2,5 ml/min.

- Acerto de temperatura para 750°C;
- Ensaio de pressão reduzida;
- Vazamento e inversão do molde.

Tabela 5 – Composição das corridas da série A357

Elemento	Objetivo	Corrida #1	Corrida #3	Corrida #5	Corrida #6	Corrida #7
Al	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.
Si	6,500 – 7,500	7,124	7,060	7,046	6,932	6,822
Fe	0,130 – 0,400	0,110	0,251	0,352	0,110	0,312
Cu	Máx. 0,003	0,008	0,000	0,000	0,000	0,000
Mn	0,002 – 0,007	0,002	0,003	0,007	0,002	0,005
Mg	0,500 - 0,700	0,624	0,590	0,620	0,588	0,661
Cr	-	0,001	0,021	0,051	0,006	0,025
Ni	Máx. 0,030	0,002	0,007	0,027	0,003	0,015
Zn	Máx. 0,010	0,005	0,006	0,006	0,007	0,006
Ti	0,120 – 0,150	0,145	0,150	0,151	0,127	0,153
V	-	0,013	0,014	0,014	0,010	0,014
Pb	-	0,002	0,002	0,002	0,001	0,002
Sn	-	0,002	0,003	0,003	0,001	0,003
Sr	100 – 250 ppm	200 ppm	180 ppm	190 ppm	180 ppm	210 ppm
B	-	0,008	0,010	0,010	0,006	0,012

4.1.2. TRATAMENTO TÉRMICO

Os parâmetros utilizados no ciclo térmico da liga A357 são os mesmos utilizados pela empresa Beldavi atual responsável pela execução do tratamento térmico dos cabeçotes fundidos pela empresa argentina. Os parâmetros de solubilização (Figura 34) e envelhecimento (Figura 35) foram fornecidos pela empresa responsável, procurando aproximar os experimentos do processo real.

4.1.2.1 SOLUBILIZAÇÃO

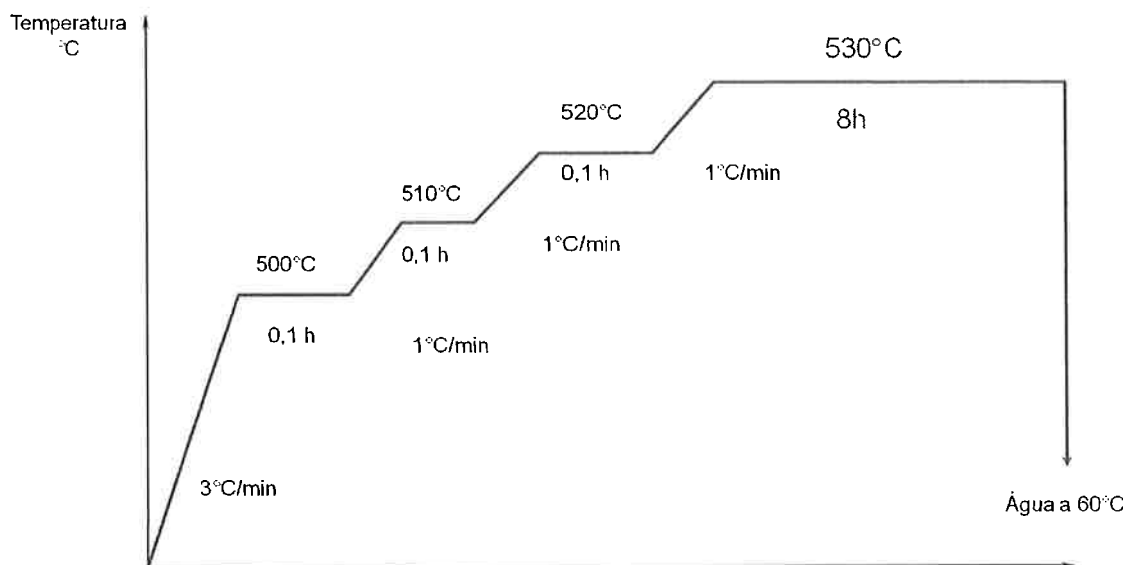


Figura 34 – Rampa de solubilização da série A357.

4.1.2.2. ENVELHECIMENTO

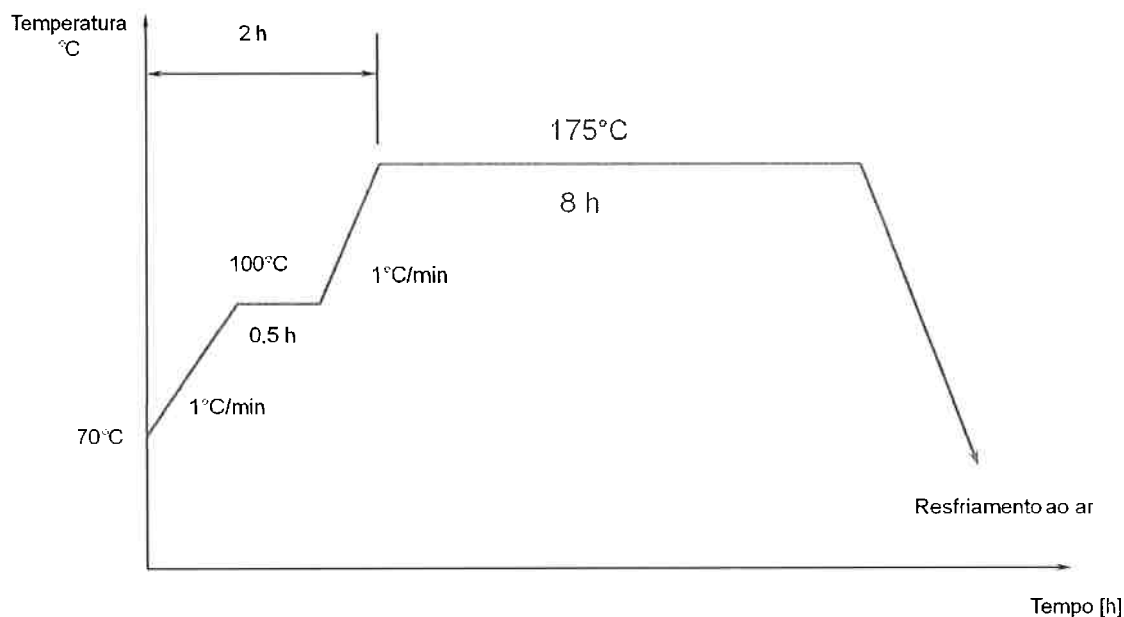


Figura 35 – Rampa de envelhecimento da série A357.

4.2. LIGA AS9C1 (Al-Si-Cu-Mg)

É a liga mais utilizadas pelos fabricantes de cabeçote de alumínio, ela faz uso de adições de cobre e magnésio para possibilitar o tratamento térmico o qual irá gerar precipitados de Mg_2Si , Al_2Cu . A empresa responsável (empresa – Argentina) pela fundição dos cabeçotes utilizados nos motores da empresa

contratante utiliza esta liga em suas outras linhas de fusão (5). Usamos sua composição como referência na fabricação da liga AS9C1 (possui ampla variação de composição, abaixo Tabela 6)

Tabela 6 – Composição padrão das ligas A319 (7)

	Composição							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti
Liga A319	5,5 - 6,5	Máx. 1,0	3,0 - 4,0	Máx. 0,5	Máx. 0,8	Máx 0,35	Máx 0,35	Máx 0,25

Uma vez que a liga utilizada pela empresa contratante é similar porém foge às faixas da composição padrão da A319 (Tabela 6) iremos denominar a liga similar de AS9C1.

4.2.1. COMPOSIÇÃO

O cálculo da carga é mostrado na em anexo.

A elaboração da liga AS9C1 envolveu as seguintes etapas:

- Fusão e aquecimento da carga até 750°C;
- Adição de Cu, Mg, Ti, Sr e Mn;
- Espera para dissolução de 10 minutos;
- Transferência para o forno de espera (760°C);
- Desgaseificação com rotor por 10 minutos com N₂ UP com vazão de 2,5

ml/min.

- Acerto de temperatura para 750°C;
- Ensaio de pressão reduzida;
- Vazamento e inversão do molde.

Na Tabela 7, observa-se a composição obtida das corridas selecionadas para série AS9C1 e uma coluna mostrando a composição da liga utilizada na empresa responsável pela fundição do cabeçote, para efeito de comparação.

Tabela 7 – Composição das corridas da série AS9C1

Elemento	empresa G-AS9C1	Corrida #19	Corrida #20	Corrida #21	Corrida #22	Corrida #23
Al	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.
Si	9,0 – 10	9,889	10,066	10,07	10,012	10,20
Fe	0,25 – 0,35	0,370	0,208	0,488	0,285	0,466
Cu	0,8 – 1,30	1,236	1,079	1,210	1,130	1,243
Mn	0,04 – 0,15	0,051	0,050	0,041	0,046	0,050
Mg	0,25 – 0,50	0,545	0,540	0,555	0,482	0,511
Cr	ne	0,002	0,012	0,008	0,019	0,069
Ni	Máx. 0,10	0,002	0,008	0,004	0,015	0,043
Zn	Máx. 0,10	0,009	0,006	0,007	0,001	0,001
Ti	Máx. 0,15	0,057	0,066	0,066	0,062	0,061
V	-	0,011	0,012	0,011	0,011	0,011
Pb	ne	0,002	0,002	0,002	0,002	0,002
Sn	ne	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000
Sr	100 – 150 ppm	80 ppm	90 ppm	80 ppm	70 ppm	70 ppm
B	ne	0,000	0,000	0,001	0,000	0,001

4.2.2. TRATAMENTO TÉRMICO

As informações sobre os tratamentos térmicos aplicáveis na liga AS9C1 foram enviadas pela fundição e empresa contratante em 16/04/07. Constitui um tratamento T7 (superenvelhecido).

4.2.2.1 SOLUBILIZAÇÃO

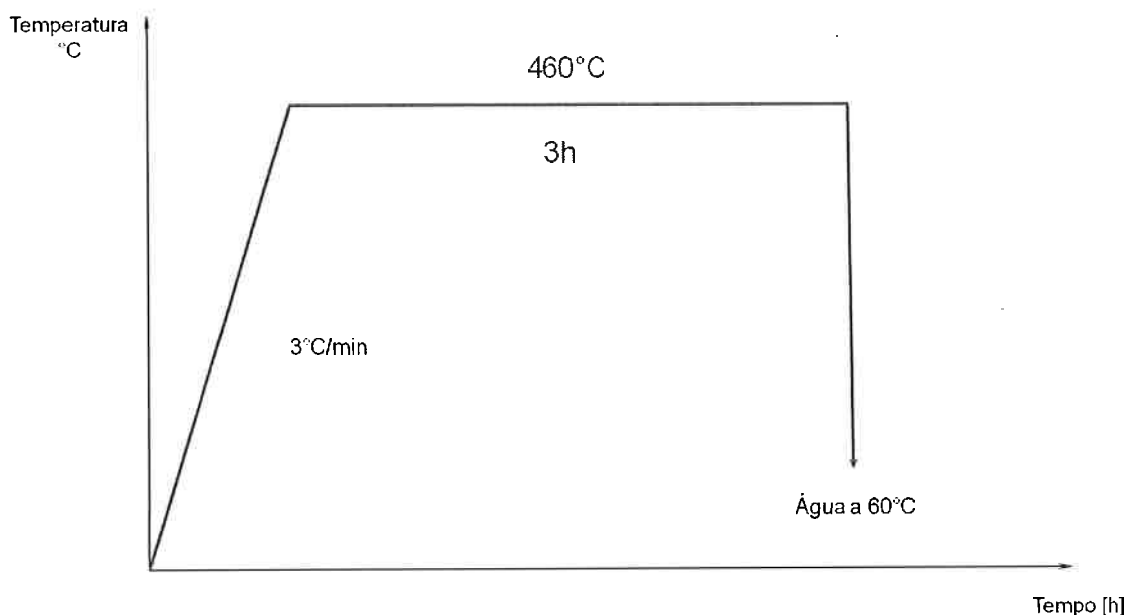


Figura 36 – Rampa de solubilização da série AS9C1.

4.2.2.2 ENVELHECIMENTO

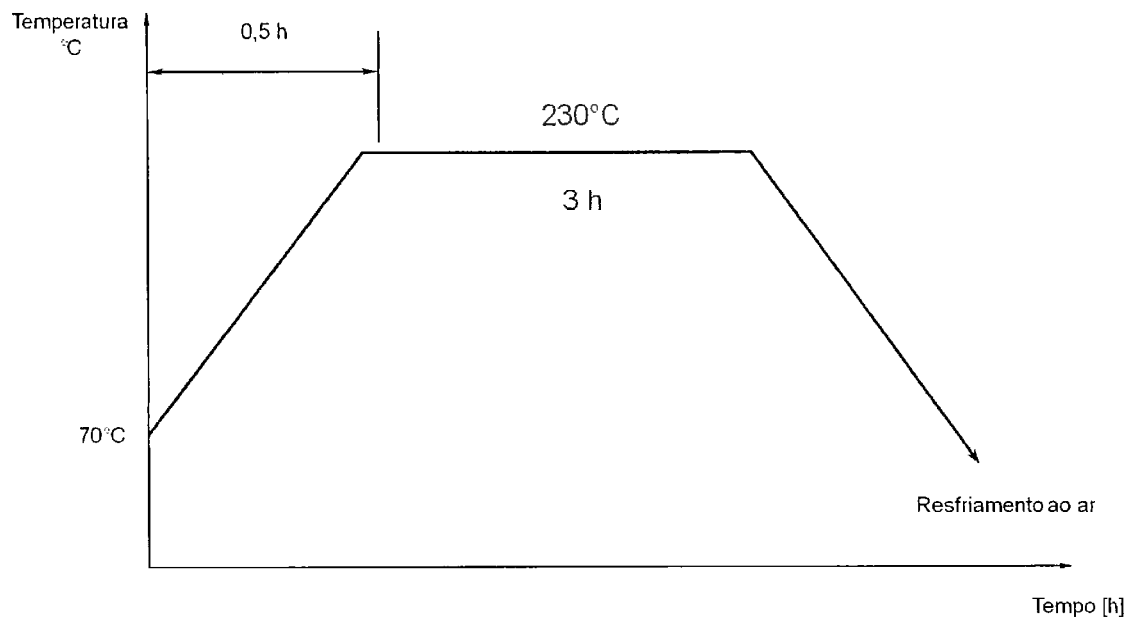


Figura 37 – Rampa de envelhecimento da série AS9C1.

4.3. LIGA A356 (Al-Si-Mg) + Cu

Esta liga é umas das variações utilizadas na fabricação de cabeçote, ela possui uma composição próxima da liga A357, porém faz uso de adições de cobre visando o uso do precipitado Al_2Cu mediante tratamento térmico (20).

4.3.1. COMPOSIÇÃO

O cálculo da carga é mostrado na Tabela 12 em anexo. A elaboração da liga A356 + Cu envolveu as seguintes etapas:

- Fusão e aquecimento da carga até 750°C;
- Adição de Cu, Ti, Sr e Mg;
- Espera para dissolução de 5 minutos;
- Transferência para o forno de espera;
- Desgaseificação com rotor por 10 minutos com N_2 UP com vazão de 2,5 ml/min.
- Acerto de temperatura para 750°C;
- Ensaio de pressão reduzida e
- Vazamento e inversão do molde.

Na Tabela 8 mostra a composição obtida das corridas selecionadas para série A356 + Cu.

Tabela 8 – Composição das corridas da série A356 + Cu

Elemento	Objetivo	Corrida #24	Corrida #25	Corrida #26	Corrida #27	Corrida #28
Al	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.
Si	6,5 – 7,0	6,2	6,3	6,5	6,5	6,3
Fe	0,15 – 0,35	1,40	0,86	0,30	0,41	0,87
Cu	0,75 – 0,95	0,84	0,86	0,47	1,10	0,95
Mn	Máx. 0,06	0,05	0,03	0,03	0,03	0,04
Mg	0,38 – 0,48	0,32	0,34	0,37	0,37	0,34
Cr	-	0,31	0,14	0,02	0,06	0,20
Ni	-	0,16	0,08	<0,01	0,03	0,10
Zn	-	<0,05	<0,05	<0,05	<0,05	<0,05
Ti	Máx. 0,010	0,14	0,14	0,14	<0,01	0,15
V	-	0	0	0	0	0
Pb	-	<0,05	<0,05	<0,05	<0,05	<0,05
Sn	-	<0,05	<0,05	<0,05	<0,05	<0,05
Sr	100 – 150 ppm	100 ppm	100 ppm	100 ppm	110 ppm	80 ppm
B	-	0	0	0	0	0

4.3.2. TRATAMENTO TÉRMICO

Foi baseado na literatura para a obtenção de LE = 250 MPa. Existe potencial para aumento de LE. Paper AFS 07-002(02) cita fusão incipiente em liga A356 + 0,5Cu em 508°C. O tratamento nesta referência envolveu solubilização em dois estágios: 500°C – 4 h + 540°C – 10h

4.3.2.1. SOLUBILIZAÇÃO

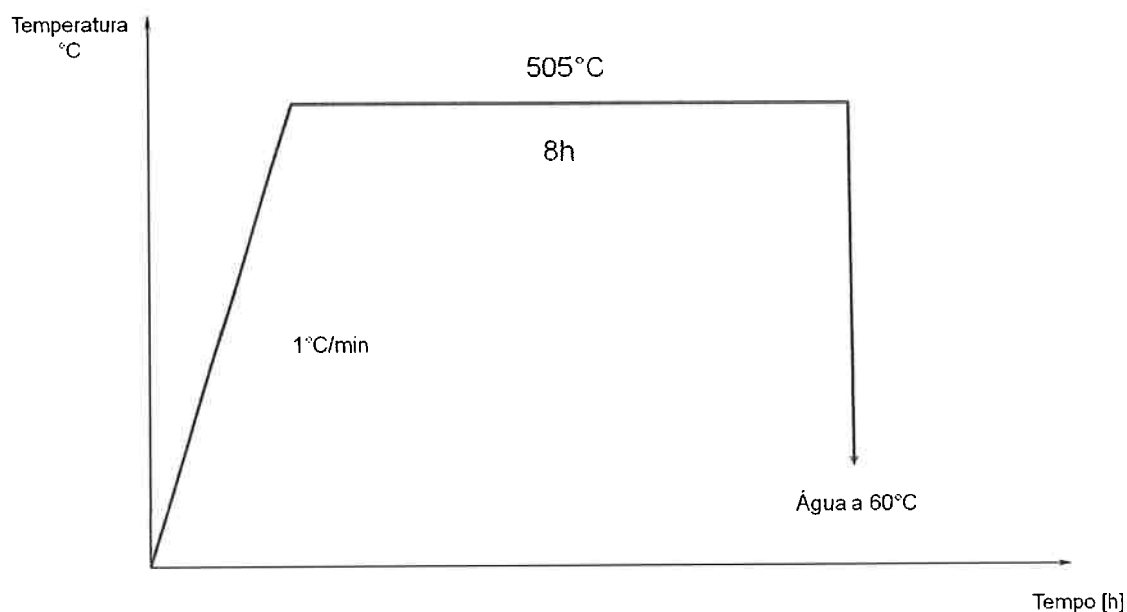


Figura 38 – Rampa de solubilização da série A356+Cu

4.3.2.2. ENVELHECIMENTO

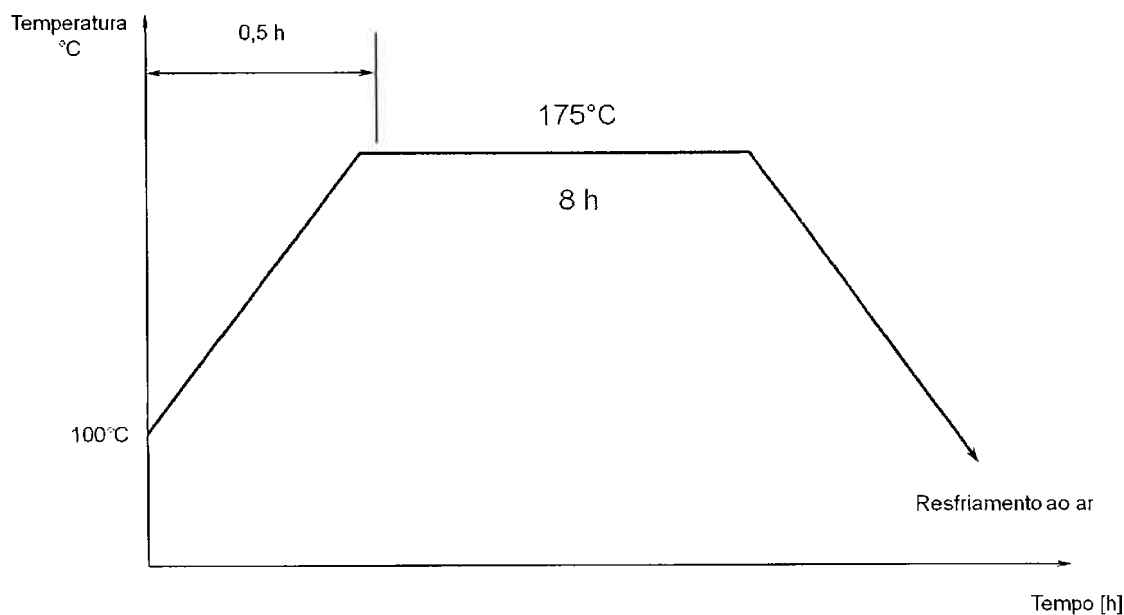


Figura 39 – Rampa de envelhecimento da série A356 +Cu

4.4.LIGA S9C1 (Al-Si-Cu-Mg) + Zr

Esta liga é uma das tendências mais recentes observadas no levantamento bibliográfico realizado. Faz uso adicional do Zircônio o qual irá gerar o precipitado Al_3Zr mediante tratamento térmico, este precipitado apresenta maior estabilidade térmica, melhorando a atuação da liga em temperaturas elevadas (21). Durante a fabricação desta série constatou-se uma dificuldade de dissolução do Zr durante a fusão da carga, a solução foi obtida no aumento da temperatura para 1100 °C do forno de fusão antes da operação de vazamento para o forno de espera.

4.4.1. COMPOSIÇÃO

O cálculo da carga é mostrado na Tabela 13 no anexo 2. A elaboração da liga AS9C1 + Zr envolveu as seguintes etapas:

- Fusão de carga AS9C1 de composição conhecida;
- Adição de Zr;
- Espera para dissolução do Al-Zr com duração de 5 minutos na temperatura de 1100°C;
- Transferência para o forno de espera;

- Desgaseificação com rotor por 10 minutos com N₂ UP com vazão de 2,5 ml/min.
- Acerto de temperatura para 750°C;
- Ensaio de pressão reduzida e
- Vazamento e inversão do molde.

Abaixo, Tabela 9, observa-se a composição obtida das corridas selecionadas para série AS9C1 + Zr.

Tabela 9 – Composição das corridas da série AS9C1 + Zr

Elemento	AS9C1 + 0,15Zr	Corrida # 46	Corrida # 47	Corrida # 48	Corrida # 49	Corrida # 50
Al	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.
Si	9,0 – 11	10,38	11,08	9,53	8,70	9,22
Fe	0,25 – 0,35	0,30	0,22	0,22	0,25	0,28
Cu	0,8 – 1,30	1,0	0,89	0,94	0,95	0,97
Mn	0,10 – 0,15	0,13	0,12	0,12	0,12	0,12
Mg	0,40 – 0,50	0,40	0,32	0,38	0,35	0,39
Cr	-	-	-	-	-	-
Ni	Máx 0,10	0,01	0,01	0,02	0,01	0,01
Zn	Máx. 0,10	0,02	0,02	0,02	0,02	0,01
Ti	Máx. 0,15	0,05	0,05	0,04	0,04	0,04
V	-	-	-	-	-	-
Pb	-	-	-	-	-	-
Sn	-	-	-	-	-	-
Sr	100 – 150 ppm	-	-	-	-	-
Zr	0,1 – 0,2	0,17	0,15	0,15	0,16	0,17

4.4.2. TRATAMENTO TERMICO

4.4.2.1. SOLUBILIZAÇÃO

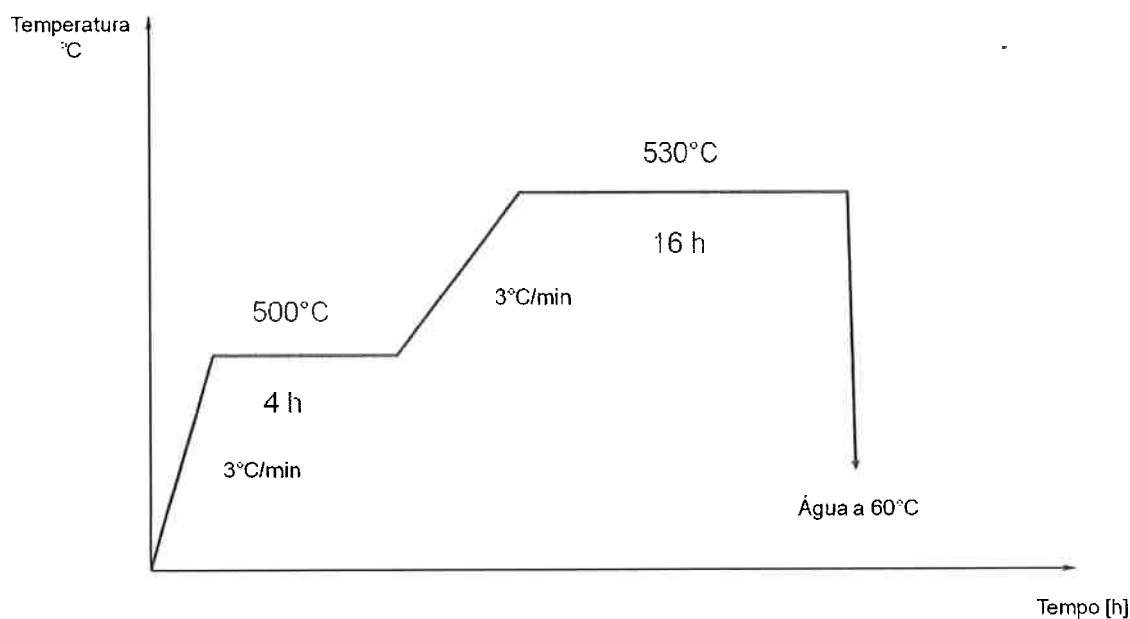


Figura 40 – Rampa de solubilização da série AS9C1+Zr.

4.4.2.2. ENVELHECIMENTO

Realizaram-se experimentos de envelhecimento a 175°C durante os tempos de: 2 h, 4 h, 6 h, 8 h, 12 h e 24 h visando à obtenção da dureza máxima.

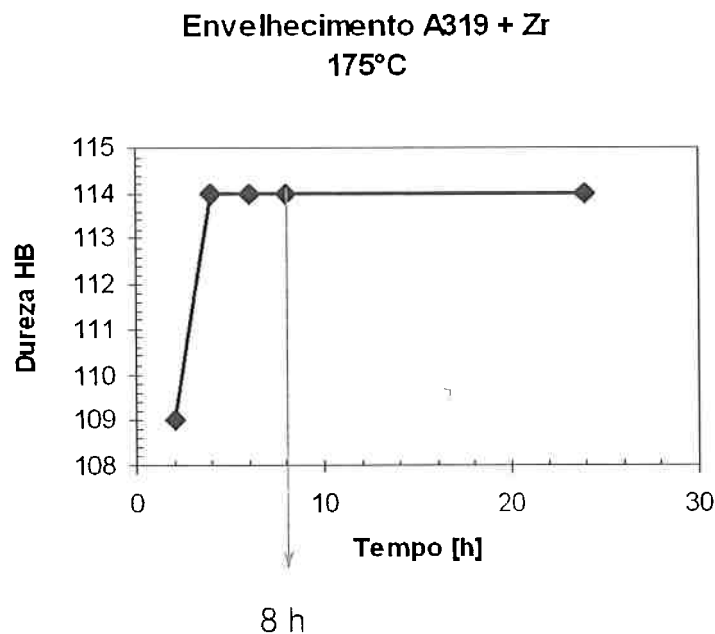


Figura 41 – Gráfico mostrando a dureza versus tempo de permanência

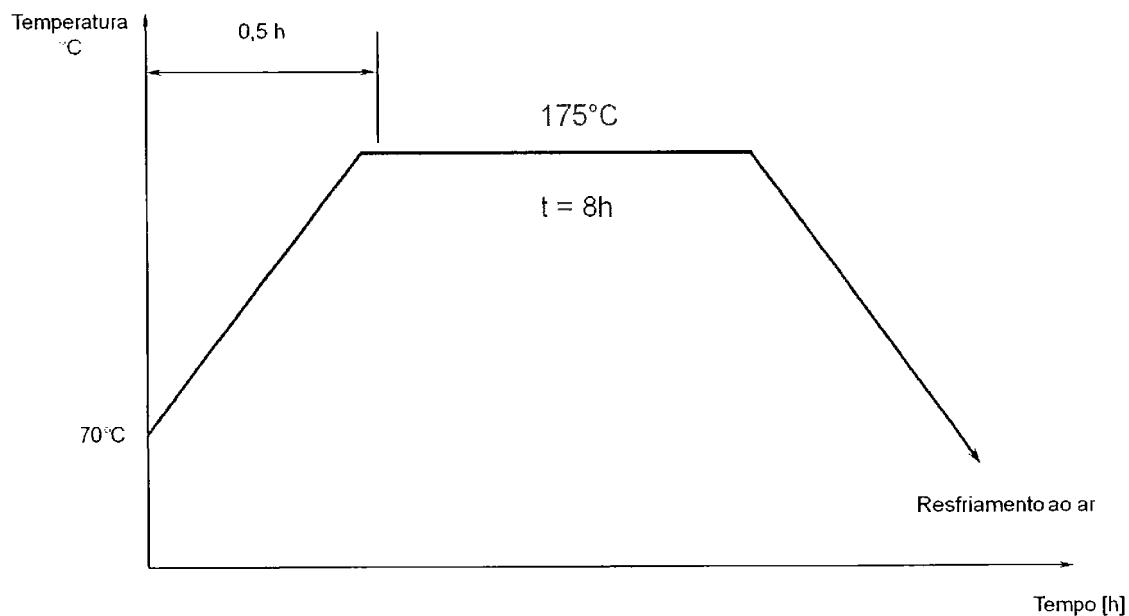


Figura 42 – Rampa de envelhecimento da série AS9C1+Zr

4.5. LIGA A357 SÉRIE L169

Com composição da liga A357, esta liga sofreu os mesmos ciclos térmicos que os apresentados na liga A357, em condições industriais. Criada para gerar um critério de comparação entre os resultados obtidos em laboratório com resultados da indústria. Os corpos de prova foram retirados diretamente dos cabeçotes, Figura 43.

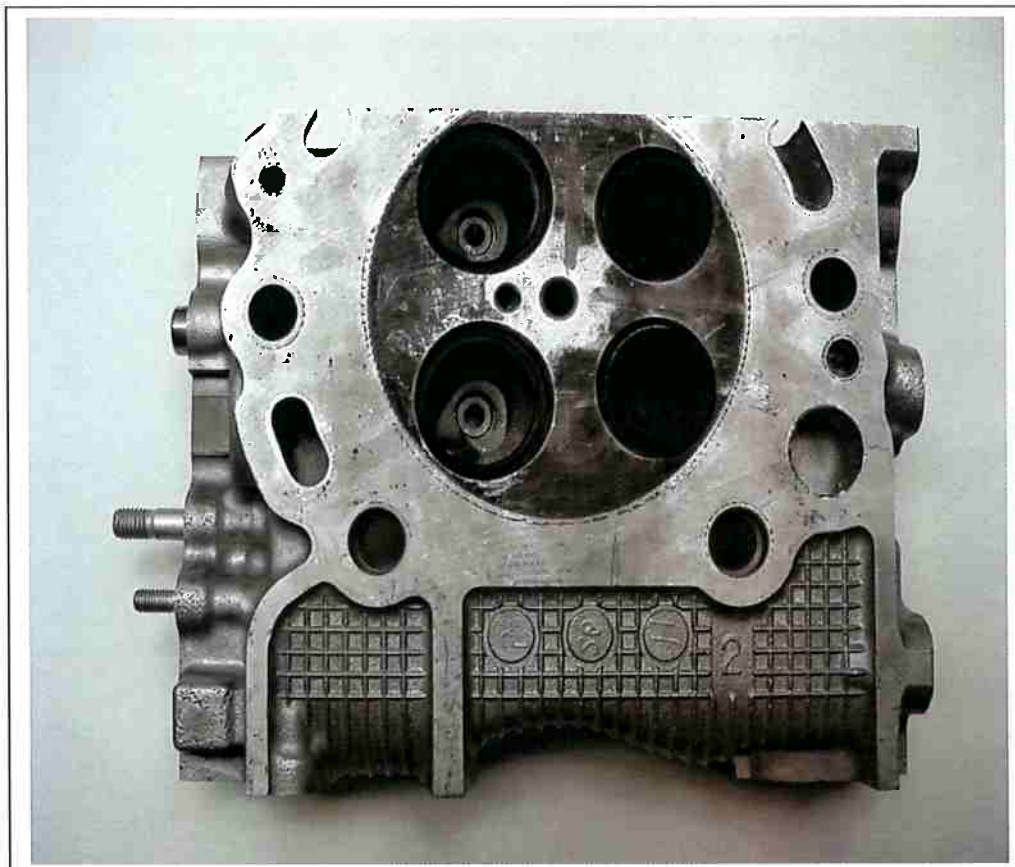


Figura 43 – Cabeçote da liga A357

4.6. TESTES DE TRAÇÃO A QUENTE

Para o levantamento das curvas utilizou-se no total vinte corpos de prova por liga, em cinco diferentes temperaturas, os valores obtidos de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento são resultado de uma média entre valores obtidos em cada temperatura.

Os testes de tração a quente foram realizados nas seguintes temperaturas: 50, 100, 150 e 220 °C. Abaixo respectivamente apresentam-se os limites de escoamento (Figura 45), limite de resistência (Figura 46) e alongamento de cada liga (Figura 47).

Deve-se ressaltar, entretanto, que o tempo de permanência dos corpos-de-prova na temperatura antes de se iniciar o ensaio, é especificado pela ASTM E21 em vinte minutos. Este tempo não é longo o suficiente para gerar um superenvelhecimento das ligas, o que aproximaria o experimento da realidade enfrentada pelo material quando submetido às severas condições de trabalho típicas de cabeçotes de motores turbo-diesel.

5.RESULTADOS E DISCUSSÃO

Abaixo respectivamente apresentam-se os limites de escoamento (Figura 44), limite de resistência (Figura 45) e o alongamento de cada liga (Figura 46).

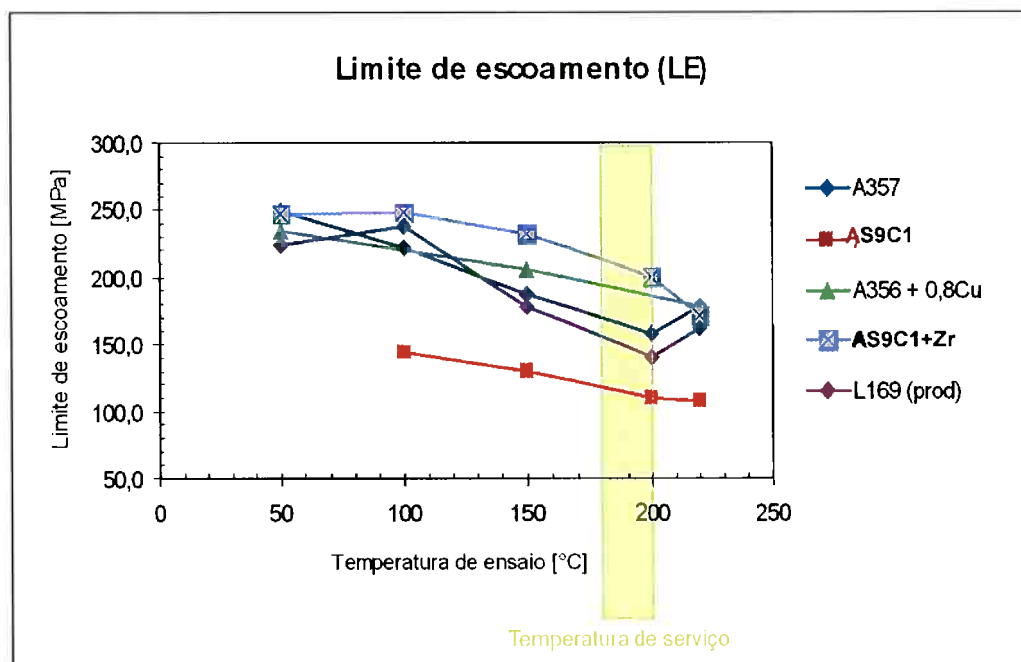


Figura 44 – Limite de escoamento versus temperatura.

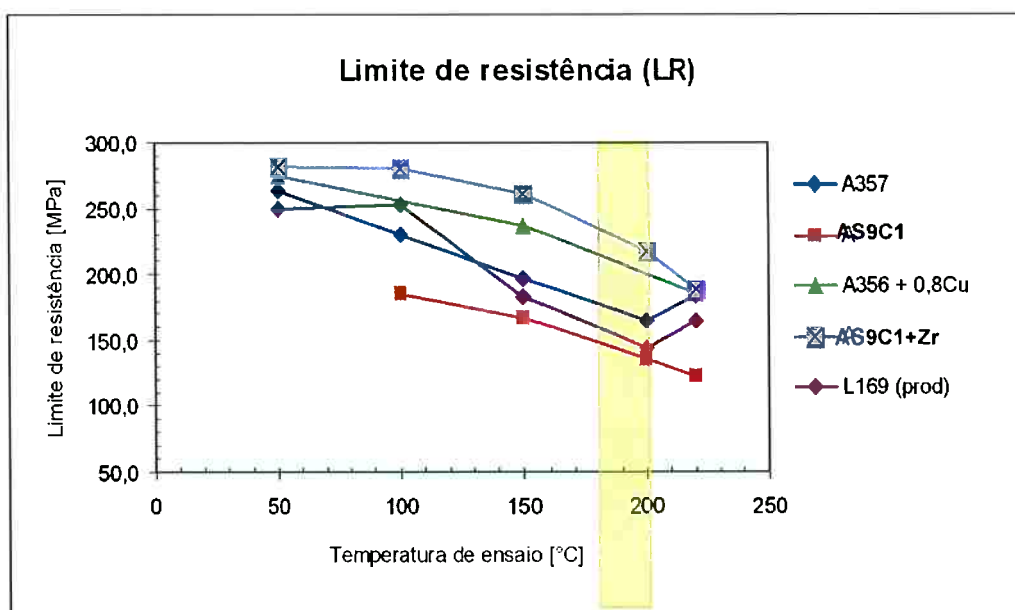


Figura 45 – Limite de resistência versus temperatura

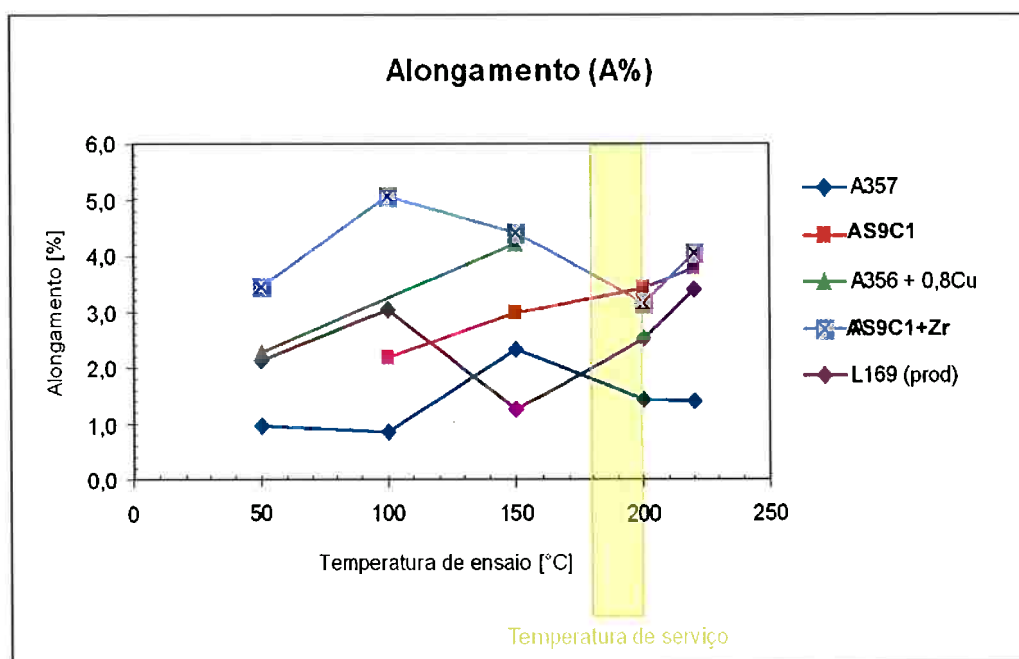


Figura 46 – Alongamento versus temperatura

A liga L169, representa a série de corpos-de-prova retirados diretamente dos cabeçotes de produção fundidos pela fundição na argentina. Sua composição e condições de tratamento térmico são muito similares à liga A357 produzida no IPT. O objetivo foi o de gerar um padrão para comparação entre amostras fundidas sob condições laboratoriais e aquelas fundidas sob condições industriais. Para a resistência mecânica, percebemos a mesma

tendência para as ligas A357 (produzida no IPT) e L169 (retirada de cabeçotes fundidos), confirmando a validade deste padrão para comparação.

As figuras 47 e 48 evidenciam uma queda na resistência mecânica em No caso da liga AS9C1+ Zr, os tratamentos térmicos realizados objetivaram a resistência mecânica máxima para a liga.

Estão em andamento, estudos complementares para as ligas AS9C1 e AS9C1+Zr visando-se determinar o efeito isolado da adição de Zr na resistência a quente da liga, fixando-se os parâmetros dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.

As ligas AS9C1 +Zr e A356 + 0,8 Cu apresentaram melhores resultados, menor taxa de decaimento do limite de resistência e maiores valores de limite de resistência e de escoamento entre 180°C e 200 °C, que é a faixa de temperaturas de operação do cabeçote. Estes resultados estão coerentes com os resultados obtidos nas publicações técnicas pesquisadas, tanto em artigos como em patentes, indicando que o uso de ligas contendo Cu para aplicações em elevadas temperaturas é mais recomendado.

Outra circunstância relevante foi perda dos resultados dos ensaios mecânicos a quente em decorrência de defeitos de fundição presentes na superfície de fratura, principalmente nos corpos-de-prova usinados a partir dos cabeçotes de produção (L169). Os defeitos, caracterizados como inclusões de óxidos, invalidaram diversos ensaios a quente. Sua ocorrência demonstrou problemas de qualidade presentes nos cabeçotes de produção, levando a empresa a tomar ações corretivas de melhorias nos processo de fundição.

Os resultados de alongamento apresentados na figura 49 mostram, de uma maneira geral, que estas ligas são frágeis, com ductilidade inferior a 5%. Verifica-se, uma tendência do aumento de ductilidade com o aumento da temperatura, que é esperado, uma vez que existe a queda de resistência mecânica pelo engrossamento / coalescimento dos precipitados endurecedores.

Para a equipe técnica envolvida no projeto, as curvas apresentadas nas figuras 47 e 48 sanaram diversas dúvidas sobre o comportamento mecânico de ligas de alumínio sob temperaturas elevadas. Este projeto possibilitou ainda a integração entre grupos de engenheiros, que há pouco tempo, pertenciam a

diferentes empresas, a empresa contratante, que por sua vez possuíam diferentes culturas e procedimentos para a seleção de material.

No anexo 1 são relatadas dificuldades experimentais e as ações corretivas tomadas.

6. CONCLUSÃO

Inicialmente com este trabalho se estabeleceu um método para comparação e seleção de ligas de alumínio para fundição com aplicação em temperaturas similares às realizadas no tratamento de envelhecimento, levando em consideração propriedades microestruturais características do componente fundido para qual a liga será aplicada, no presente caso, o cabeçote de motores turbo-diesel.

Observou-se a importância do controle de microporosidades nas peças fundidas para aplicações a temperaturas próximas de 200°C justificando economicamente o uso de um desgaseificador a base de um material inerte, grafite, uma vez que sem o uso deste o método apresenta alta taxa de contaminação resultando em um maior número de experimentos sem validade, o que representa um custo operacional elevado, bem como alongamento do tempo e desenvolvimento do estudo.

Com base nos resultados dos ensaios de tração a quente observou-se:

- Maior estabilidade das ligas com adições de cobre em relação a ligas com adições de magnésio.
- Estabilização dos precipitados endurecedores (CuAl_2 e Mg_2Si) através da adição de zircônio quando aqueles estão submetidos a temperaturas próximas de 200 °C.

Com este projeto tornou possível restringir alternativas de ligas que potencialmente ofereceriam a melhores as possibilidades de desempenho para fundição de cabeçotes. São elas as ligas do sistema Al-Si(7-10%)-Cu(0,8-1,5%)-Mg(0,25-0,5%) com adições de próximas 0,15% de zircônio

Para melhor determinação dos mecanismos atuantes no envelhecimento das ligas estudadas se faz necessário o prosseguimento deste projeto, estendendo-o ao superenvelhecimento das ligas – aquecimento dos corpos de prova a 200 °C por cerca de 100 horas - com o acompanhamento da evolução microestrutural da liga.

Também se sugere estudos: relativos aos mecanismo de atuação do zircônio isoladamente e do tratamento térmico mais adequado para ligas com aplicações a elevadas temperaturas.

7. BIBLIOGRAFIA

1. **Garat, M., Laslaz, G.** Improved Aluminium Alloys for Common Rail Diesel Cylinder Heads. *Transactions AFS*. 002, 2007, Vol. 07.
2. **Meyer, PH,** *Trends For The Cylinder Heads .*, Alluminio e Leghe (Italy). Vol. 8, no. 83, pp. 49-59. Nov. 1996
3. **Jonason, P.** Thermal Fatigue of Cylinder Head Alloys. *Transactions AFS*. 1992, pp. 601-607.
4. **M. Wu, and Campbell, J.** Thermal Fatigue in Castings (Example of Diesel Engine Cylinder Head). *Transactions AFS*. 1998, pp. 485-495.
5. **Feikus, F J.** Optimization of Al-Si cast alloys for cylinder head applications. *American Foundrymen's Society*. 1998, pp. 225-231.
6. *Aerospace Structural Metals Handbook* . Vol. 3, pag 31.
7. **Reinhart, T.L.** Fatigue and Fracture Properties of Aluminum Alloy Castings. ASM International, Member/Customer Service Center, Materials Park, OH 44073-0002, USA, 1996. pp. 813-822
8. *ASM Handbook* . **ASM International. HandBook Committee**. 9th, s.l. : ASM International , 1992, Vol. 15. ISBN 0-87170-007-7 (v.1).
9. **William D. Callister, Jr.** *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*. Rio de Janeiro : LTC - Livros Técnicos e Científicos S. A., 2002.
10. **ASM International.** *Metals Handbook Phase Diagram*.
11. **Villeneuve, C., Samuel, A.M., Samuel, F. H., H. Doty, W. Valtierra, S..** Role of Trace Elements in Enhancing the Performance of 319 Aluminum Foundry Alloys. *AFS Transactions* . 2001, Vols. pag 287 - 300.
12. **Furlan, Tarita Shiraishi.** Influência do teor de estrôncio na modificação de ligas de alumínio A356 . *Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica)*. São Paulo : Universidade São Paulo, 2007.
13. *ASM Metals HandBook - Heat Treating*. **ASM Handbook Committee**. s.l. : ASM, 1991, Vol. 4.
14. **Kang, H.G., Kida, M., Miyahara, H. e Ogi, K..** Age-Hardening Characteristics of Al-Si-Cu-Base Cast Alloys. *AFS Transactions*. pag. 507-515, 1999.
15. **Shewmon, Paul G.** *Transformation in Metals*. s.l. : McGraw-Hill, 1969.
16. **Li, Z, et al.** Factors Affecting Dissolution of CuAl₂ Phase in 319 Alloys. *Transactions AFS*. 2003, pp. 241-254.

17. **FUOCO, R.** Efeito dos tratamentos de modificação sobre a formação de microporosidades. *Tese (Doutorado). Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.* São Paulo : s.n., 1996.
18. **Otte, L, Heusler, F J e Feikus, M O.** Alloy and Casting Process Optimization for Engine Block Application. *Transactions AFS.* 2001, pp. 443-451.
19. **Meyer, Ph., Massion, D., Guerin, Ph., and Wong, L..** Influence of Microstructure on the Static and Thermal Fatigue Properties of 319 Alloys. *SAE Transactions: Journal of Materials & Manufacturing (USA).* 1997, Vol. 106, 5.
20. **Fuoco, R, E R.** Incipient melting during solution heat treatment of Al-Si-Mg and Al-Si-Cu- Mg alloys . *Transactions of the American Foundry Society .* 2002, pp. 417-433.
21. **Kevin J. Pasciak, Geoffreu K. Sigworth.** Role of Alloy Composition in Grain Refining Aluminum 319 Alloy. *AFS Transactions .* 2001, Vols. pag. 567 - 576.
22. **Boileau, J.M., Weber, S.J., Allison, R.H. J.E..** The Efferct of Porosity on the Tensile Properties of a Cast 319-T7 Aluminum Alloy. *AFS Transactions.* pag. 419-432, 2001.
23. **Wang, P.S., Lee, S.-L., Lin, J.-C., Jahn, M.-T..** Effects of solution temperature on mechanical properties of 319.0 aluminum casting alloys containing trace beryllium. *Materials Research Society.* 2000.
24. **Sepehrbanda, P., Mahmudia, R.,and Khomamizadehb, F..** Effect of Zr addition on the aging behavior of A319 aluminum cast alloy. *Scripta Materialia .* 4, 2005 , Vol. 52, pp. 253-257.
25. **Mahmudi, R., Sepehrbanda, P. and Ghasemia, H.M..** Improved properties of A319 aluminum casting alloy modified with Zr . *Materials Letters .* 21-22, 2006, Vol. 60, pp. 2606-2610 .
26. **Fuoco, R, Correa, E R e Cavalcanti, A H.** Evaluation of Mold Roll-Over Technique in A356 and A319 Castings: Microporosity Reduction and Mechanical Properties Increase . *Transactions of the American Foundry Society.* 2005 , Vol. 113, pp. 233-251.

ANEXO 1- DIFICULDADES EXPERIMENTAIS ENCONTRADAS

Durante a parte experimental enfrentamos grande dificuldade prática. Foram ao todo cinquenta corridas para gerar vinte corpos de prova por liga proposta, dando ao todo oitenta corpos de prova. Evidentemente observa-se que foram realizadas trinta corridas infrutíferas. As razões que se apresentaram para a desconsideração de uma corrida e a respectiva causa foram:

- Presença de microporosidades: Devido ao mau funcionamento do mecanismo de degaseificação.
- Contaminação por teor de ferro: Incorporado durante a etapa de degaseificação, visto que o mecanismo utilizado ser fabricado em aço.
- Composição fora das especificações: Devido à baixa temperatura do banho durante as adições dos elementos de liga, principalmente durante a adição de zircônio não proporcionando a dissolução dos mesmos no banho.
- Baixa sanidade estrutural das peças fundidas: Conseqüência da presença de gases aprisionados dentro do molde durante a solidificação da peça gerando grandes porosidades.

ANEXO 2 TABELAS DO CALCULO DE CARGA

Tabela 10 – Tabela referente ao Cálculo de Carga da liga A357
Cálculo carga IESA liga A357

Liga objetivada	composição	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni	Ti	Sr
massa total	4000	bal	7	0,13	0,03	0,54	0,07	0,01	0,14	0,02
		3680,75	280	5,2	1,2	21,6	2,8	0,24	5,6	0,61
4065,1	adicionado	3737,96	286,8	4,31	0,21	25,56	0,06	0,16	3,22	0,49
%		4059,37	7,065	0,106	0,005	0,630	0,001	0,004	0,079	0,012
cargas										
Al-7Si	composição	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni	Ti	Sr
	rendimento	92,27	7,21	0,11	0	0,31	0	0	0,08	0
3978	incorpora	100	100,00	100,00	100,00	95,00	100,00	100	100,00	60,00
		3670,5	286,65	4,31	0	11,56	0,06	0,16	3,22	0
Al-Mg	composição	9,13	0,88		1,24	88,75				
	rendimento	100	100		100	95,00				
16,6	incorpora	1,52	0,15	0	0,21	14,00	0	0	0	0
Al-Ti-B	composição	94							5	
	rendimento	100							-	
62,3	incorpora	58,56	0	0	0	0	0	0	0	0
Al-Sr	composição	90								10
	rendimento	100								60,00
8,2	incorpora	7,38	0	0	0	0	0	0	0	0,49

Tabela 11 – Tabela referente ao Cálculo de Carga da liga AS9C1

Cálculo carga IESA

liga A319 (Teksid G-AS9C1)

Liga objetivada	composição	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni	Ti	Sr	Zn
massa total	4000	bal	9,85	0,23	1,2	0,43	0,14	0,02	0,06	0,01	0,07
		3520	394	9,2	48	17,2	5,6	0,6	2,4	0,2	2,8

3880	adicionado	3430,05	388,31	6,72	47,2	17,35	5,41	0,17	2,68	0,18	0
	%	3898,11	9,961	0,172	1,211	0,445	0,139	0,004	0,069	0,005	-

cargas	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni	Ti	Sr	Zn
Al-11Si	89,23	10,57	0,1	0	0	0	0	0,07	0	0
2800	100	105,48	176,03	94,36	95,00	29,18	100	87,12	45,87	100
	2498,44	312,15	4,81	0	0,11	0,01	0,13	1,8	0	0
Al-7Si	92,27	7,21	0,11	0	0,31	0	0	0,08	0	0
1000	100	105,48	176,03	94,36	95,00	29,18	100	87,12	45,87	100
	922,7	76,01	1,91	0	2,91	0	0,04	0,71	0	0
Cu				100						
47	100			100						
	0	0	0	47	0	0	0	0	0	0
Al-90%Mg	9,13	0,88		1,24	88,75					
17	100	100		95	95,00					
	1,55	0,15	0	0,2	14,33	0	0	0	0	0
Al-Ti-B	94							5		
4	100							87,12		
	3,76	0	0	0	0	0	0	0,17	0	0
Al-Sr	90								10	
4	100								45,87	
	3,6	0	0	0	0	0	0	0	0,18	0
Al-75%Mn						75				
8						90,00				
	0	0	0	0	0	5,4	0	0	0	0

Resultados	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni	Ti	Sr	Zn
corrida	9 bal	10,43	0,26	1,07	0,03	0,01	0	0,08	0,01	0

Tabela 12 – Tabela referente ao Cálculo de Carga da liga A356 + Cu

Cálculo carga IESA

liga Hillux (356 + 0,8Cu)

Liga objetivada	composição	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni	Ti	Sr
massa total	4000	bal	6,5	0,13	0,8	0,35	0,06	0,07	0,15	0,01
		3676,92	260	5,2	32	14	2,4	2,8	6	0,48
4137	adicionado	3805,06	266,66	4,01	33,05	14,12	2,08	0,15	6,3	0,54
	%	4132,79	6,452	0,097	0,800	0,342	0,050	0,004	0,153	0,013
cargas										
Al puro	composição	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni	Ti	Sr
300	rendimento	100	0	0	0	0	0	0	0	0
	incorpora	100	100,00	100,00	98,00	95,00	100,00	100	87,00	-
Al-7Si	composição	300	0	0	0	0	0	0	0	0
3700	rendimento	92,27	7,21	0,11	0	0,31	0	0	0,08	0
	incorpora	100	100,00	100,00	98,00	95,00	100,00	100	87,00	*
Cu	composição	3413,99	266,62	4,01	0	10,75	0,05	0,15	2,61	0
33	rendimento	100	100	100	100	100	100	100	100	100
	incorpora	0	0	0	0	0	0	0	0	0
Al-90%Mg	composição	9,13	0,88	0	1,24	88,75	0	0	0	0
4	rendimento	100	100	100	95	95,00	0	0	0	0
	incorpora	0,37	0,04	0	0,05	3,37	0	0	0	0
Al-Ti-B	composição	94	0	0	0	0	0	0	5	0
85	rendimento	100	100	100	100	100	100	100	87,00	0
	incorpora	79,9	0	0	0	0	0	0	3,7	10
Al-Sr	composição	90	0	0	0	0	0	0	0	0
12	rendimento	100	100	100	100	100	100	100	87,00	45,00
	incorpora	10,8	0	0	0	0	0	0	0	0,54
Al-75%Mn	composição	75	0	0	0	0	75	0	0	0
3	rendimento	100	100	100	100	100	100	100	87,00	45,00
	incorpora	0	0	0	0	0	2,03	0	0	0

Tabela 13 – Tabela referente ao Cálculo de Carga da liga AS9C1 + Zr

Cálculo carga IESA

liga A319 + 0,15Zr

Liga objetivada	composição	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni	Ti
massa total	4000	bal	7	0,2	1,2	0,45	0,15	0	0,15
		3627,52	280	8	48	18	6	0	6
4069	adicionado	3696,69	281,18	7,52	50,12	16,39	5	0,16	6,28
%		4070,5	6,908	0,185	1,231	0,403	0,123	0,004	0,154
cargas									
Al puro	composição	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni	Ti
0	rendimento	100	0	0	0	0	0	0	0
	incorpora	100	100,00	176,00	98,00	95,00	100,00	100	87,00
Al-7Si	composição	92,27	7,21	0,11	0	0,31	0	0	0,08
3900	rendimento	100	100,00	176,00	98,00	95,00	100,00	100	87,00
	incorpora	3598,53	281,03	7,43	0	11,33	0,05	0,16	2,75
Cu	composição				100				
50	rendimento				100				
	incorpora	0	0	0	50	0	0	0	0
Al-90%Mg	composição	9,13	0,88		1,24	88,75			
6	rendimento	100	100		95	95,00			
	incorpora	0,55	0,05	0	0,07	5,06		0	0
Al-Ti-B	composição	94							5
80	rendimento	100							87,00
	incorpora	75,2	0	0	0	0	0	0	3,48
Al-Sr	composição	90							
11	rendimento	100							
	incorpora	9,9	0	0	0	0	0	0	0
Al-75%Mn	composição	25					75		
22	rendimento	100					30,00		
	incorpora	5,5	0	0	0	0	4,95	0	0
Al-50%Zr	composição	46,73	0,6	0,59	0,36				0,36
15	rendimento	100	100	100	100				87
	incorpora	7,01	0,09	0,09	0,05	0	0	0	0,05