Rodrigo Potenza da Cunha

**Caracterização mecânica e metalográfica de uma liga de alumínio
empregada para cabeçote de motor flex**

**Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo para obtenção do título de
mestre em engenharia.**

**São Paulo
2012**

Rodrigo Potenza da Cunha

**Caracterização mecânica e metalográfica de uma liga de alumínio
empregada para cabeçote de motor flex**

**Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo para obtenção do título de
mestre em engenharia.**

**Área de concentração:
Engenharia Metalúrgica e de
Materiais.**

**Orientador:
Prof. Dr. Cláudio Geraldo Schön**

**São Paulo
2012**

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, de julho de 2012.

Assinatura do autor _____

Assinatura do orientador _____

FICHA CATALOGRÁFICA

Cunha, Rodrigo Potenza da

Caracterização mecânica e metalográfica de uma liga de alumínio empregada para cabeçote de motor flex / R.P. da Cunha. -- ed.rev. -- São Paulo, 2012.

85 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

**1. Ligas leves 2. Alumínio 3. Silício 4. Magnésio 5. Cobre
I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. t.**

Ao Sr. Norival

A Dona Rejane

A minha esposa Kátia

Aos meus filhos Gabriela e João.

Agradecimentos

À minha querida esposa Kátia de Oliveira pelo apoio e paciência durante toda a elaboração do trabalho.

Aos meus queridos filhos João Gabriel de Oliveira Almeida e Gabriela de Oliveira Almeida pelo apoio e paciência.

Ao Professor Doutor Cláudio Geraldo Schön pelo apoio e confiança depositada.

Aos meus amigos Marcos Rogério de Souza, Lúcia Rama, Ricardo Albuquerque, Cristiane Gonçalves (Ford) pelo apoio.

Ao amigo Vinicius Freire (Microscopia Eletrônica de Varredura – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais) pela disponibilidade e auxílio na microscopia.

Ao amigo Doutor Alexandre Barros pelo apoio, ajuda e orientação no trabalho.

Ao amigo Rafael Rocha Maia (Microscopia Ótica – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais) pela disponibilidade e auxílio na microscopia.

Ao amigo José Rubens Beserra de Carvalho (Ensaios mecânicos – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais) pela disponibilidade e auxílio na usinagem de corpos de prova e teste de tração.

Resumo

Hoje em dia na indústria automobilística há uma grande necessidade em diminuição de custos e de peso no carro e isso pode ser o diferencial na concorrência da indústria automobilística. A substituição de materiais pesados por materiais mais leves é uma tendência mundial na indústria automobilística, além disso existe também a necessidade de diminuir as etapas de processo. O tratamento térmico é uma etapa que tem um gasto muito grande de energia consequentemente é uma etapa muito cara do processo e ligas não tratáveis termicamente podem acarretar em economia de processo.

O cabeçote de motor é uma parte importante do carro e o uso é em altas temperaturas em tempos elevados, esta peça é uma peça fundida sobre pressão para motores movido a álcool ou/e gasolina e geralmente feita de liga de alumínio com tratamento térmico. Este trabalho estudou uma liga de alumínio com alto teor de cobre, para isso foi necessário a caracterização da liga com envelhecimento a temperaturas de trabalho do motor e verificou-se o que acontece com as propriedades mecânicas da peça.

Abstract

Nowadays, there is a huge need to reduce costs and the weight of cars, which could be a differential in the competition in the automotive industry. The substitution of heavy materials for lighter materials is a world tendency in the automotive industry, besides that, there is a need in reduce the stages of the process. The heat treatment is a stage that has a high energy cost, consequently, it is the most expensive stage of the process and alloys, that cannot be heat treated, can result in economy of process.

The cylinder head is an important part of the car and it is used at high temperatures for a long periods. This part is casted under pressure for engines that use ethanol or/and gasoline. Generally, it is made of aluminum alloys with heat treatment, this project was made by the study of an aluminum alloy with high copper content. To make it happen, was necessary to characterization the alloy with aging at temperatures of engine's work, it was observed what happens to the mechanics properties of the component.

Sumário

	Página
1. Introdução.....	1
2. Histórico e consumo de alumínio no Brasil e no Mundo.....	3
2.1 Histórico.....	3
2.2 Desenvolvimento da liga de Alumínio.....	5
2.3 Consumo de Alumínio no Brasil e no Mundo.....	6
3. Revisão Bibliográfica.....	9
3.1 Características do Alumínio.....	9
3.2 Fundição sob pressão.....	10
3.3 Influência dos elementos de liga na Fundição de Alumínio.....	15
3.4 Composição química da liga de cabeçote de motor.....	18
3.5 Ligas Alumínio- Silício.....	19
3.6 Liga Alumínio Silício Magnésio.....	20
3.7 Liga Alumínio Cobre Silício Magnésio.....	22
3.8 Liga Alumínio Cobre.....	26
3.9 Envelhecimento de ligas alumínio cobre.....	28
3.10 Cabeçote de motor.....	33
4. Materiais e métodos.....	38
4.1 Fundição e preparação de amostra.....	38
4.2 Extração dos corpos de prova de tração.....	39
4.3 Envelhecimento dos corpos de prova.....	40
4.4 Ensaio de tração à temperatura ambiente.....	42
4.5 Microscopia ótica.....	42
4.6 MEV.....	43
4.7 Dureza Brinell.....	44
5. Resultado e Discussão.....	45
5.1 Resultados da primeira etapa.....	46
5.1.1 Resultado dos ensaios de tração.....	46
5.2 Microestrutura.....	48
5.2.1 Microscopia ótica.....	48
5.2.2 Microscopia eletrônica.....	50

5.2.3 Caracterização das fases da microestrutura do corpo de prova de tração.....	54
5.3 Resultados da segunda etapa de testes.....	62
5.3.1 Ensaio de dureza em corpos de prova retirados do cabeçote de motor.....	62
5.3.2 Microscopia ótica dos corpos de prova retirado do cabeçote de motor.....	67
6. Conclusão.....	69
Apendice A.....	70
Apêndice B.....	73
Apêndice C.....	77
7. Referências bibliográficas.....	83

Lista de Figuras

Figura 1.1: Fotos da parte do automóvel onde mais é usado materiais metálicos.....	1
Figura 2.1: Fiesta e Ecosport produtos do projeto Amazon.....	5
Figura 2.2: Consumo de Alumínio no Brasil.....	6
Figura 2.3: Consumo de Alumínio no Brasil por segmento.....	6
Figura 2.4: Consumo de Alumínio em automóveis no Brasil.....	7
Figura 2.5: Média de consumo de Alumínio por Região, em escala global.....	8
Figura 3.1 e 3.2: Efeito do Teor de Alumínio, em porcentagem, na resistência a tração, limite de escoamento, em MPa e Dureza, HV.....	10
Figura 3.3: Composição Química do cabeçote do motor	18
Figura 3.4: Característica mecânica do cabeçote do motor.....	18
Figura 3.5: Ligas fundidas comerciais.....	19
Figura 3.6: Diagrama Al - Si.....	20
Figura 3.7: Sistema Pseudo Binário Al-Mg ₂ Si.....	21
Figura 3.8: Diagrama de fases Al – Cu – Mg – Si: (a) diagrama politermica e (b) distribuição dos campos das fases no estado sólido no alumínio.....	23
Figura 3.9: Reações na liga quaternária Al – Cu – Mg – Si.....	24
Figura 3.10: Limite de solubilidade dos elementos de liga no alumínio, concentração no ponto eutético e temperatura de solidificação.....	25
Figura 3.11: Valores correspondentes da máxima solubilidade do Cu, Mg, e Si no alumínio para diferentes fases a 500°C.....	25
Figura 3.12: Diagrama de fases Al – Cu mostra a zona metaestável GP.....	26
Figura 3.13: Diagrama da cinética da energia livre para liga Al-Cu.....	28
Figura 3.14: Resultado experimental de uma liga Al-Cu.....	29
Figura 3.15: Envelhecimento de ligas de Al-Cu a 150°C.....	30
Figura 3.16: Imagem do HRTEM para uma liga Al – Cu envelhecida a 150°C.....	31
Figura 3.17: Foto do cabeçote de motor em alumínio montado.....	34

Figura 3.18: Distribuição de temperatura no cabeçote do motor a 6500rpm.....	35
Figura 3.19: Variação do números de ciclo pelo tempo de envelhecimento.....	35
Figura 3.20: Gráfico de vida em fadiga X temperatura de envelhecimento.....	36
Figura 4.1: Canal de ataque e a posição de onde foram retirados os corpos de prova de tração.....	39
Figura 4.2: Local de retirado do corpo de prova para realização dos testes de dureza e microestrutura após envelhecimento.....	40
Figura 4.3: Tempo e temperatura de envelhecimento dos corpos de prova de tração.....	40
Figura 4.4: Tempo e temperatura de envelhecimento dos corpos de prova para dureza Brinell.....	41
Figura 4.5: Corpos de prova após tratamento de envelhecimento a ser submetido a teste de tração.....	42
Figura 4.6: Croquis do corpo de prova de tração indicando a seção usada para a realização da microscopia óptica.....	43
Figura 4.7: Corpos de prova retirados do cabeçote do motor.....	44
Figura 5.1: Resultado do ensaio de tração.....	46
Figura 5.2: Curva de envelhecimento de uma liga Alumínio - Silício Manganês.....	47
Figura 5.3: Microestruturas dos corpos de prova de tração sofreram envelhecimento a 150°C por uma hora com aumento de 200X.....	49
Figura 5.4: Microestruturas da amostra sem envelhecimento. Microscopia eletrônica de varredura, detector BSE.....	50
Figura 5.5: Microestruturas da amostra envelhecida a 200° por uma hora.....	51
Figura 5.6: Microestruturas da amostra envelhecida a 250° por dez horas.....	52
Figura 5.7: Identificação dos pontos onde foi medido a composição química por EDS.....	54
Figura 5.8: Composição química do ponto 1.....	55
Figura 5.9: Composição química do ponto 2.....	56
Figura 5.10: Composição química do ponto 3.....	57
Figura 5.11: Composição química do ponto 4.....	58
Figura 5.12: Identificação dos pontos onde foram medido a composição química.....	59
Figura 5.13: Microestrutura retirada no MEV apresenta vazios de fundição.....	61

Figura 5.14: Dureza de amostra retirada do cabeçote de motor e envelhecida a 150 °C (HB).....	62
Figura 5.15: Dureza de amostra retirada do cabeçote de motor e envelhecida a 200 °C (HB).....	63
Figura 5.16: Dureza de amostra retirada do cabeçote de motor e envelhecida a 270 °C (HB).....	63
Figura 5.17: O gráfico dureza (HB) X tempo (s) mostra a curva de envelhecimento para três temperaturas.....	64
Figura 5.18: Dados plotados da figura 3.12 e da figura 5.17 mostra que o comportamento das amostras são semelhantes.....	65
Figura 5.19: Microestrutura do corpo de prova envelhecida a 150°C por 100 horas com aumento de 200X.....	67
Figura 5.20: Microestrutura do corpo de prova envelhecida a 250°C por 100 horas com aumento de 200X.....	68
Figura A.1: Microestruturas dos corpos de prova de tração que não sofreram envelhecimento com aumento de 200X.....	70
Figura A.2: Microestruturas dos corpos de prova de tração que sofreram envelhecimento a 150°C por dez horas com aumento de 200X.....	70
Figura A.3: Microestruturas dos corpos de prova de tração que sofreram envelhecimento a 200°C por uma hora com aumento de 200X.....	71
Figura A.4: Microestruturas dos corpos de prova de tração que sofreram envelhecimento a 200°C por dez horas com aumento de 200X.....	71
Figura A.5: Microestruturas dos corpos de prova de tração que sofreram envelhecimento a 250°C por uma hora com aumento de 200X.....	72
Figura A.6: Microestruturas dos corpos de prova de tração que sofreram envelhecimento a 250°C por dez horas com aumento de 200X.....	72
Figura B.1: Gráfico da composição química do ponto 1.....	73
Figura B.2: Gráfico da composição química do ponto 2.....	74
Figura B.3: Gráfico da composição química do ponto 3.....	75
Figura B.4: Gráfico da composição química do ponto 4.....	76
Figura C.1: Microestrutura do corpo de prova retirado do cabeçote de motor envelhecida a 200°C por 1 hora com aumento de 200X.....	77
Figura C.2: Microestrutura do corpo de prova retirado do cabeçote de motor envelhecida a 200°C por 10 horas com aumento de 200X.....	78

Figura C.3: Microestrutura do corpo de prova retirado do cabeçote de motor envelhecida a 200°C por 100 horas com aumento de 200X.....	79
Figura C.4: Microestrutura do corpo de prova retirado do cabeçote de motor envelhecida a 150°C por 1 hora com aumento de 200X.....	80
Figura C.5: Microestrutura do corpo de prova retirado do cabeçote de motor envelhecida a 250°C por 1 hora com aumento de 200X.....	81
Figura C.6: Microestrutura do corpo de prova retirado do cabeçote de motor envelhecida a 250°C por 10 horas com aumento de 200X.....	82

Lista de Siglas e/ou abreviaturas

Kg: Quilograma;

m³: Méetro cúbico;

CFC: Estrutura cristalina cúbica de face centrada;

Mg: Magnésio;

Al: Alumínio;

Cu: Cobre;

Fe: Ferro;

Mn: Manganês;

Si: Silício;

% wt: porcentagem em peso;

% at: porcentagem em peso atômico;

MEV: Microscópio eletrônico de varredura;

HV: Dureza Vickers;

HB: Dureza Brinell;

HRTEM: Microscópio de transmissão de alta resolução;

OHC: Comando de simples de válvula;

DOHC: Comando duplo de válvula;

Kgf: Quilograma força;

ASTM: American Society for testing and materials;

EDS: Energy dispersive spectroscopy;

GP: Guinier Preston.

1 Introdução

Hoje em dia na indústria automobilística existe um desafio muito grande na redução de peso e de etapas no processo de fabricação das peças que compõem os automóveis.

A redução de peso é importante dado que, quanto mais leve o automóvel menos combustível o automóvel consumirá, produzindo em consequência menores emissões de poluentes.

A redução de etapas de fabricação reduz o custo do automóvel assim como o consumo de energia elétrica, o que hoje é um dos mais altos custos na fabricação de autopeças.

Materiais metálicos tem uma importância relevante na redução de peso e de etapas do processo, pois um automóvel típico hoje possui cerca de 70% a 80% de seu peso composto por metais e ligas (aço, alumínio, cobre, zinco e suas ligas). (Figura 1.1).

Figura 1.1: Fotos de partes do automóvel onde mais é usado materiais metálicos (1).

A principal força motriz por trás do uso de ligas de alumínio em automóveis está na sua densidade reduzida ($\sim 2600 \text{ kg/m}^3$) em comparação com os aços ($\sim 7800 \text{ kg/m}^3$). Mesmo considerando que espessuras maiores são necessárias nos componentes, para a mesma tensão de trabalho, ligas de alumínio ainda assim levam a uma redução da massa total do veículo.

Esta dissertação tem como objetivo caracterizar o comportamento de uma liga de alumínio não tratável termicamente em situações semelhantes às observadas em seu emprego em cabeçote de motores Flex (gasolina e etanol). Esta aplicação expõe o material a altas temperaturas em tempos prolongados o que pode acarretar em perda ou ganho de propriedades mecânicas como dureza e resistência a tração, portanto será discutido o efeito da temperatura e do tempo na variação do comportamento mecânico e na microestrutura da liga de alumínio.

2 Histórico e consumo de alumínio no Brasil e no Mundo.

2.1 – Histórico;

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre (8,13%) , perdendo apenas para o oxigênio e o silício em abundância. Devido à elevada afinidade para o oxigênio, não é possível encontrá-lo na natureza na forma metálica. Os principais minerais contendo alumínio são encontrados na forma de óxidos ou silicatos (2).

Já por volta de 6000 A.C. os persas fabricaram potes e recipientes de argila que continham óxido de alumínio (Al_2O_3). Em 3000 A.C. argilas com alumina eram utilizadas por povos antigos do Egito e Babilônia para a fabricação de cosméticos, medicamentos e corantes de tecidos (2).

Alumínio fundido começou a ser utilizado na indústria no final do século XIX. As primeiras aplicações comerciais foram ligas fundidas em utensílios domésticos e peças decorativas. Rapidamente, entretanto, a aplicação de alumínio foi expandida para outros ramos da engenharia. O desenvolvimento de ligas de alumínio fundido e suas caracterizações trouxeram base para novos produtos (3).

Em 1917, surgiu a Companhia Paulista de Artefatos de Alumínio (CPAA), que registrou a marca Rochedo e iniciou a fabricação de placas fundidas para automóveis. Na década de 1930, a O. R. Muller, instalada em São Paulo, consolidou-se no ramo de produção de bisnagas de alumínio, utilizando matéria-prima importada. De fato, a incipiente indústria de transformação era totalmente dependente das importações do produto primário (3).

As primeiras referências sobre a bauxita no Brasil estão nos Anais de 1928 da Escola de Minas de Ouro Preto e nessa época ocorreram duas iniciativas concorrentes para implantar a produção de alumínio: a da Elquisa - Eletro Química Brasileira S/A, de Ouro Preto (MG) e a da CBA - Companhia Brasileira de Alumínio, de Mairinque (SP). Tais registros apontam que nesse período os primeiros quilos de alumínio primário foram produzidos no Brasil graças à perseverança de alguns empresários pioneiros, porém insuficientes para atender à demanda (3). A Elquisa teve dificuldades de comercialização devido ao excesso de produção mundial de alumínio. Apenas em 1938, com o apoio do governo Vargas, começou em definitivo a produção do metal em Ouro Preto. Porém, sua primeira utilização para a produção de alumina e alumínio no País, em escala industrial, aconteceu em 1944, durante a 2ª Grande Guerra Mundial, consolidando a indústria no Brasil (3).

Em junho de 1950, a Elquisa foi adquirida pela Aluminium Limited do Canadá - Alcan, tornando-se assim a primeira empresa multinacional a participar do mercado brasileiro, produzindo não só o alumínio primário, como produtos transformados de alumínio. A Companhia Brasileira de Alumínio - CBA, fundada em 1941, contava com as reservas de bauxita de Poços de Caldas, mas sua unidade industrial para a produção de alumínio primário acabou sendo localizada na área de Rodovelho, próxima de Sorocaba, onde a disponibilidade de energia elétrica e o combustível (lenha) eram mais abundantes. A empresa paulista foi uma das pioneiras que permanece até hoje. Uma outra empresa que possui hoje uma posição de destaque na indústria transformadora de alumínio é a atual Laminação de Metais Clemente, fundada na década de 1940. Em 1983, o Brasil passa de grande importador a um dos principais exportadores mundiais, graças aos

grandes e contínuos investimentos das empresas do setor. Três anos depois, o país torna-se o quinto produtor mundial de alumínio primário (3).

2.2 - Desenvolvimento da liga de Alumínio.

No final dos anos 90 a FORD MOTORS COMPANY do Brasil começou o desenvolvimento de dois novos carros com novos designs para o mercado brasileiro, o programa foi chamado de Amazon, e deu origem aos automóveis Fiesta e Ecosport (figura 2.1).

Figura 2.1: Fiesta e Ecosport produtos do projeto Amazon (1).

Para estes novos carros houve a necessidade de se desenvolver novos componentes, entre eles o cabeçote de motor e uma das necessidades era que o cabeçote de motor não tivesse tratamento térmico após a fundição. A razão pela qual não houvesse tratamento térmico no cabeçote de motor, foi a redução de custo de produção que foi de R\$ 15,00 por cabeçote.

Esta liga foi patenteada pela Ford Motor Company junto a INPI conforme PI0010639-9.

2.3 - Consumo de Alumínio no Brasil e no Mundo;

O consumo de alumínio na indústria automobilística vem crescendo continuamente com o tempo no mundo inteiro, por razões claras de redução de peso em automóveis e consequentemente redução de consumo de combustível e emissões de poluentes, porém existe um item que limita este crescimento que é o custo do alumínio que hoje é praticamente o dobro ou até o triplo do preço do aço, dependendo do tipo de alumínio e do aço. A maior parte do consumo de alumínio no Brasil é em forma fundida, a figura 2.2 e a figura 2.3 mostram o consumo de alumínio no Brasil na indústria automobilística:

	Unidade 1000 Ton		
Composição	2007	2008	2009
Chapas	34.7	41.4	45.5
Folhas	5	5.1	6.1
Extrudados	29.5	33.9	34.8
Fundidos e Forjados	143.2	152.3	178.6
Total	214.4	232.7	265

Figura 2.2: Consumo de Alumínio no Brasil (4).

Figura 2.3: Consumo de Alumínio no Brasil por segmento(4).

Nos veículos Brasileiros o uso de alumínio está em cerca de 7% do peso total do veículo, a figura 2.4 mostra a distribuição típica do alumínio nos veículos:

Figura 2.4: Consumo de Alumínio em automóveis no Brasil (5).

Apesar do aumento do consumo do Alumínio no Brasil, que é impulsionado pela indústria automobilística, ainda estamos muito abaixo da média dos países desenvolvidos. A figura 2.5 mostra uma média de consumo de alumínio por veículo em diversas regiões do mundo, para comparação(5).

Figura 2.5 – Média de consumo de Alumínio por Região, em escala global (5).

Nota-se que o Brasil, apesar de ser um dos maiores produtores de Alumínio, não é um grande consumidor de Alumínio na indústria automobilística, provando que o Brasil privilegia a exportação de Alumínio(5).

Esta falta de uso do alumínio se deve a alguns fatores, um exemplo é o preço do alumínio em relação ao aço ou ferro, que é cerca de 2 a 3X o preço do aço (5).

É possível concluir que no Brasil há um grande campo para desenvolvimento do emprego do alumínio em componentes da indústria automobilística (5).

3 Revisão bibliográfica.

3.1 Características do Alumínio.

O alumínio une propriedades que são importantes para seu uso na indústria automobilística, embalagens de alimentos, na construção civil, transmissão de energia elétrica, equipamento espacial, decoração e etc, para isso é importante ter características como baixa massa, alta resistência (Limite de resistência e dureza) e boa resistência a corrosão além de ser reciclável. As propriedades físicas do alumínio dependem do grau de pureza do metal. Existem inúmeras ligas de Alumínio comerciais com até 99,99995% de pureza, empregadas em aplicações térmicas e elétricas, porém com pouco uso estrutural (6).

A resistência à corrosão do alumínio é um dos impulsionadores de sua utilização, pois o material pode ser utilizado em vários ambientes agressivos sem que haja corrosão apreciável. Esta característica esta associada a presença de fina camada aderente de óxido (Al_2O_3) na superfície (7)

O limite de resistência e dureza dependem da sua composição química, que será visto com mais detalhe no item 3.2, e, eventualmente, do tratamento térmico. As figuras 3.1 e 3.2 (6) mostram a influência da presença de impurezas na resistência a tração, no limite de escoamento e na dureza(7).

Figura 3.1 e 3.2 Efeito do Teor de Alumínio, em porcentagem, na resistência a tração, limite de escoamento, em MPa e Dureza, HV (7).

O alumínio não possui temperatura de transição dúctil – frágil, por possuir estrutura CFC, portanto sua característica ao impacto se mantém constante mesmo a temperatura extremamente baixa (7) .

3.2 – Fundição sob pressão.

O processo de Injeção de metais, também conhecido como Fundição Sob Pressão ou Die Casting, é o processo metal-mecânico no qual o metal líquido fundido, sob pressão é forçado a entrar na cavidade esculpida de uma matriz, normalmente confeccionada em aço, preenchendo-a e formando a peça desejada. Este trabalho é realizado

injetando-se o metal na cavidade de uma matriz, ferramenta ou molde (8).

A qualidade superficial e estrutural obtida nas peças injetadas é bastante superior se comparado ao processo convencional de fundição em areia ou por gravidade, por exemplo. Proporciona a produção de peças com elevada responsabilidade técnica, e elevados volumes produtivos, sem esquecer que se pode obter a reprodução de finos detalhes construtivos, como números de identificação, por exemplo, e estes com espetacular detalhamento (8).

Ao entrar na cavidade da matriz, o metal líquido, expulsa o ar lá contido, por orifícios pré determinados, e preenche todos os espaços da matriz, ferramenta ou molde. Além disso, o metal ainda recebe força de compactação, para diminuir o volume das microporosidades decorrentes da solidificação, densificando enormemente a peça. A forma como as coisas se desenvolvem e a correta especificação do processo, ou seja, como este deve ser monitorando, dependerá do tipo do metal a ser injetado, do tipo de máquina em serviço, das velocidades e temperaturas envolvidas na injeção e do tipo de peça que se deseja fabricar (8).

Os metais mais usados neste processo são os metais não ferrosos, tais como, o alumínio, o magnésio, o zinco, e o cobre, e, nas ligas zamak e latão. O domínio tecnológico destes metais e suas ligas é fundamental para o melhor aproveitamento e utilização do processo produtivo. Basicamente a matriz é confeccionada em aço, para trabalho a quente, e se o metal líquido injetado, por exemplo, possuir a temperatura de fusão muito próxima a temperatura de fusão da matriz, a elevada solicitação e o esforço térmico excessivo, irão deformar o ferramental rapidamente. Este fato restringe a utilização do processo de injeção de metais, ou ligas metálicas, com elevado ponto de fusão, pois este deve ser inferior

ao ponto de fusão da própria matriz, nem próximo ao mesmo deve chegar. Simplificando, é complicado injetar aços em matrizes de aço (8).

Além disso, procura-se utilizar este processo onde uma grande quantidade de peças é solicitada, ou seja, a repetibilidade é alta. Isso deve-se ao fato de que o custo do ferramental (matriz) é muito elevado, partindo de algumas dezenas de milhares de reais e podendo chegar a muitas centenas de milhares de reais, dependendo exclusivamente da quantidade de peças desejadas, complexidade das mesmas e do material adotado. Pode-se injetar até um milhão de peças com uma única matriz, mas para que isso ocorra, esta matriz, passa por um apurado trabalho e cuidado metalúrgico (8).

Procura-se aquecer a matriz, para uma melhor fluidez e equilíbrio térmico, deixando-a na faixa de trabalho de 150 a 350° Celsius, em alguns casos. Para um melhor preenchimento da matriz com o metal líquido e um aumento na qualidade do acabamento superficial da peça, utilizam-se lubrificantes especiais para reduzir os atritos envolvidos no processo produtivo e melhorar a desmoldagem (8).

Defeitos internos em peças fundidas podem não ser visíveis ao olho nu, entretanto comprometem seriamente a usinabilidade e a funcionalidade da peça. Defeitos como porosidades internas diminuem as propriedades mecânicas e a estanqueidade da peça, propriedades estas que devem obedecer a critérios de projetos, principalmente em projetos de alta responsabilidade. Fundidos que contenham densidade variável, ou seja, porosidades ou inclusões, comprometem as ferramentas de usinagem ou até mesmo, em longo prazo, os próprios equipamentos devido às vibrações causada na usinagem. A seguir são apresentados os principais

defeitos dos fundidos de alumínio obtidos no processo de fundição sob pressão. Os defeitos mais frequentes em peças injetadas sob pressão surgem devido à ocorrência de solda fria e vazios internos ou porosidade (8).

Junta fria ou Solda fria: é o encontro de diversas frentes de metal líquido que não se unem em função da baixa temperatura (Figura 1). É um dos defeitos mais comuns. A solda fria diminui a resistência mecânica do produto, agindo como um entalhe e, portanto, favorecendo a ocorrência e propagação de trincas (8).

Porosidades: As porosidades são vazios que se localizam nas partes internas do produto injetado. Estes defeitos provocam descontinuidades de material no produto diminuindo a resistência mecânica e também favorecendo a ocorrência de trincas quando em uso. Além disso, podem provocar vazamentos em componentes hidráulicos comprometendo o funcionamento do conjunto. Os mesmos podem ser causados por rechupes devido à contração do metal ou pela expansão dos gases aprisionados no metal durante o processo de preenchimento e solidificação da peça, ou pela combinação dos dois. O rechupe e a porosidade por presença de gases requerem geralmente ações de correção diferentes, por isso o operador deve se certificar do tipo de porosidade existente, de modo a agilizar o processo de correção (8).

A porosidade causada por aprisionamento de gases possui normalmente um formato esférico, com paredes internas dos poros lisas e brilhosas quando formadas por contaminação de hidrogênio ou ar e paredes escuras quando formadas por gases provenientes de desmoldantes e graxas utilizadas durante o processo de injeção. Isto se deve a

uniformidade da pressão que atua sobre a bolha de gás aprisionada ou formada dentro do metal líquido (8).

Rechupes: Quando um metal muda de fase, líquido para sólido, este cede calor com isso sua temperatura e conseqüentemente a agitação interatômica diminui. Com a redução da agitação entre os átomos há uma aproximação entre eles, causando um efeito visível chamado contração metálica. Esta contração provoca forças internas no fundido, causando vazios internos chamados de porosidade por contração ou rechupes (8).

Para se ter uma idéia, o Alumínio chega a contrair 6,6% do seu volume inicial, o magnésio e o zinco de 4% a 6% (8).

Diferentemente da porosidade por aprisionamento de gases, os rechupes ocorrem com formação bem irregular e com a superfície interna áspera. Isto se deve ao campo de forças formadas pela contração do metal na sua solidificação formando estruturas dendríticas, fazendo com que haja acúmulo de tensões residuais ao redor dos poros. A formação destes defeitos ocorre sem o contato com gases não havendo a impregnação de substancias, mantendo assim a coloração própria do metal (8).

O processo de solidificação é uma função da taxa de transferência de calor, portanto espera-se que a última região de uma peça a se solidificar seja aquela com mais dificuldade de liberar sua energia (calor). Conseqüentemente as regiões onde há menores taxas de transferências de calor, são as mais afastadas da superfície da matriz, que se encontra a menor temperatura. Portanto as regiões no centro da peça ou com maior volume são aquelas onde ocorreram os rechupes, chamados de pontos quentes (8).

3.3 - Influência dos elementos de liga na Fundição de Alumínio.

A liga de alumínio a ser usada nesta dissertação será a liga descrita no item 3.9.

A adição de elementos de liga em alumínio serve para melhorar as propriedades mecânicas e resistência a corrosão, cada elemento de liga tem sua contribuição particular nas propriedades, para a liga desta dissertação os efeitos dos elementos de liga estão descritos abaixo(8):

- Antimônio: contribui para a modificação do eutético da liga Al-Si, o grau de modificação depende da ausência do fósforo e da taxa de resfriamento. Antimônio pode reagir com o estrôncio e cálcio para formar fases intermetálicas grosseiras que afetam a fluidez e a estrutura eutética.
- Berílio: adicionado em partes por milhão só é efetivo para reduzir perdas por oxidação. Este elemento afeta a morfologia do ferro no banho, o qual corresponde a um ganho de resistência ou ductilidade.
- Boro: combina com alguns metais e forma AlB_2 e TiB_2 . O TiB_2 é adicionado como refinador de grão.
- Cálcio: é um fraco modificador de eutético, mas é pouco usado também pois aumenta a solubilidade do hidrogênio formando assim porosidade.

- Cromo: adicionado em baixa concentração para corrigir o aumento de grão em ligas suscetíveis a este fenômeno. O Cromo melhora a resistência a corrosão.
- Cobre: é empregado para aumentar a resistência e a dureza em ligas tratáveis termicamente, porém reduz a resistência à corrosão, raramente é usado em ligas para fundição.
- Ferro: melhora a resistência a alta temperatura. O Ferro reduz a ductilidade e a usinabilidade, ele forma uma série de compostos insolúveis que afetam a propriedade do fundido.
- Magnésio: Contribui com o aumento da dureza e da resistência na liga Al-Si formando Mg_2Si .
- Manganês: é considerada uma impureza no fundido e é controlado para que o fundido contenha níveis mínimos. Ele se combina com o ferro e forma compostos insolúveis.
- Níquel: é usado em combinação com o cobre para melhorar as características a quente.
- Fósforo: é considerado uma impureza no fundido por reduzir o efeito de alguns modificadores aplicados nas liga Al-Si como o sódio e estrôncio, porém ele contribui para redução da formação de partícula silício primário em ligas de Al-Si hipoeutético.
- Silício: aumenta as características do fundido como o aumenta da fluidez que ajuda no comportamento de vazamento da liga, a resistência a quente.

- Sódio: modifica o eutético da liga Al-Si. Ele prontamente rege com o fósforo aumentando a efetividade da modificação e reduzindo o tamanho do silício primário.
- Estrôncio: é usado em baixos níveis para modificar o eutético da liga Al-Si (0,008% - 0,04%). Em altos níveis é usado para diminuir a porosidade.
- Titânio: é extensamente usado para o refinamento de grão. É geralmente usado combinado com o Boro.
- Zinco: é adicionado ao alumínio em algumas ligas para aumentar o envelhecimento.

A liga desta dissertação contém um alto teor de cobre e de silício o que não é usual, geralmente as ligas comerciais que contém um alto teor de silício não contém cobre e ligas com alto teor de cobre não possui alto teor de silício conforme será visto no item 3.3 (10).

Como foi visto neste item as ligas alumínio-cobre são usadas em pacas que sofrerão tratamento térmico, a liga desta dissertação contém um alto teor de cobre porém não possui tratamento térmico.

Nos próximos itens serão discutidos alguns diagramas em equilíbrio, porém ligas fundidas não estão em equilíbrio, entretanto é importante discutir diagramas em equilíbrio para que se possa projetar os precipitados a serem encontrados na liga desta dissertação.

3.4 Composição química da liga de cabeçote de motor

A composição química a ser estudada está descrita na figura 3.3 e as características mecânicas estão na figura 3.4 (11).

Elementos Químicos	%
Si	8.00 - 9.50
Cu	4.30 - 5.00
Mn	0.30 - 0.50
Mg	0.50 - 0.70
Ti	0.10 - 0.20
Sr	0.012 - 0.02
Fe	0.75 Máx
Ni	0.30 Máx
Zn	0.70 Máx
Ca	0.003 máx
Total de outros Elementos	0.50 Máx

Figura 3.3 : Composição Química do cabeçote do motor(11).

Limite de Resistência (ASTM B 557)	190 MPa mín
Limite de Escoamento (ASTM B 557)	150 MPa mín
Alongamento (ASTM B 557)	0.7% Min
Limite a Fadiga a 5×10^7 (ASTM E 466)	55 MPa mín
Compressão (ASTM E 9)	130 MPa Min
Resistência ao Impacto (ASTM B 769)	130 MPa Min
Dureza (ASTM E 10)	75 HB Mín

Figura 3.4 : Característica mecânica do cabeçote do motor(11).

Esta é uma liga que não é possível encontrar nas normas que regem as composições químicas de ligas de alumínio fundido (figura 3.5) (10).

Alloy			Composition, (Values in Weight Percent)										Others	
ANSI	UNS	Aluminum	Silicon	Iron	Copper	Manganese	Magnesium	Chromium	Nickel	Zinc	Tin	Titanium	Each	Total
201.0	A02010	remainder	0.10	0.15	4.0–5.2	0.20–0.50	0.15–0.55	...	...	...	...	0.15–0.35	0.05 ^A	0.10
204.0	A02040	remainder	0.20	0.35	4.2–5.0	0.10	0.15–0.35	...	0.05	0.10	0.05	0.15–0.30	0.05	0.15
242.0	A02420	remainder	0.7	1.0	3.7–4.5	0.35	1.2–1.8	0.25	1.7–2.3	0.35	...	0.25	0.05	0.15
A242.0	A12420	remainder	0.6	0.8	3.7–4.5	0.10	1.2–1.7	0.15–0.25	1.8–2.3	0.10	...	0.07–0.20	0.05	0.15
295.0	A02950	remainder	0.7–1.5	1.0	4.0–5.0	0.35	0.03	...	...	0.35	...	0.25	0.05	0.15
319.0	A03190	remainder	5.5–6.5	1.0	3.0–4.0	0.50	0.10	...	0.35	1.0	...	0.25	...	0.50
328.0	A03280	remainder	7.5–8.5	1.0	1.0–2.0	0.20–0.6	0.20–0.6	0.35	0.25	1.5	...	0.25	...	0.50
355.0	A03550	remainder	4.5–5.5	0.6 ^B	1.0–1.5	0.50 ^B	0.40–0.6	0.25	...	0.35	...	0.25	0.05	0.15
C355.0	A33550	remainder	4.5–5.5	0.20	1.0–1.5	0.10	0.40–0.6	...	...	0.10	...	0.20	0.05	0.15
356.0	A03560	remainder	6.5–7.5	0.6 ^B	0.25	0.35 ^B	0.20–0.45	...	...	0.35	...	0.25	0.05	0.15
A356.0	A13560	remainder	6.5–7.5	0.20	0.20	0.10	0.25–0.45	...	...	0.10	...	0.20	0.05	0.15
443.0	A04430	remainder	4.5–6.0	0.8	0.6	0.50	0.05	0.25	...	0.50	...	0.25	...	0.35
B443.0	A24430	remainder	4.5–6.0	0.8	0.15	0.35	0.05	...	...	0.35	...	0.25	0.05	0.15
512.0	A05120	remainder	1.4–2.2	0.6	0.35	0.8	3.5–4.5	0.25	...	0.35	...	0.25	0.05	0.15
514.0	A05140	remainder	0.35	0.50	0.15	0.35	3.5–4.5	...	...	0.15	...	0.25	0.05	0.15
520.0	A05200	remainder	0.25	0.30	0.25	0.15	9.5–10.6	...	...	0.15	...	0.25	0.05	0.15
535.0	A05350	remainder	0.15	0.15	0.05	0.10–0.25	6.2–7.5	...	...	...	...	0.10–0.25	0.05 ^C	0.15
705.0	A07050	remainder	0.20	0.8	0.20	0.40–0.6	1.4–1.8	0.20–0.40	...	2.7–3.3	...	0.25	0.05	0.15
707.0	A07070	remainder	0.20	0.8	0.20	0.40–0.6	1.8–2.4	0.20–0.40	...	4.0–4.5	...	0.25	0.05	0.15
710.0 ^D	A07100	remainder	0.15	0.50	0.35–0.65	0.05	0.6–0.8	...	...	6.0–7.0	...	0.25	0.05	0.15
712.0 ^D	A07120	remainder	0.30	0.50	0.25	0.10	0.50–0.65	0.40–0.6	...	5.0–6.5	...	0.15–0.25	0.05	0.20
713.0	A07130	remainder	0.25	1.1	0.40–1.0	0.6	0.20–0.50	0.35	0.15	7.0–8.0	...	0.25	0.10	0.25
771.0	A07710	remainder	0.15	0.15	0.10	0.10	0.8–1.0	0.06–0.20	...	6.5–7.5	...	0.10–0.20	0.05	0.15
850.0	A08500	remainder	0.7	0.7	0.7–1.3	0.10	0.10	...	0.7–1.3	...	5.5–7.0	0.20	...	0.30
851.0 ^D	A08510	remainder	2.0–3.0	0.7	0.7–1.3	0.10	0.10	...	0.30–0.7	...	5.5–7.0	0.20	...	0.30
852.0 ^D	A08520	remainder	0.40	0.7	1.7–2.3	0.10	0.6–0.9	...	0.9–1.5	...	5.5–7.0	0.20	...	0.30

Figura 3.5 – Ligas fundidas comerciais (10).

3.5 Ligas Alumínio- Silício.

As Ligas Al – Si (figura 3.6) são usadas para produtos fundidos, que não são tratáveis termicamente. O silício é introduzido na liga por causa da formação do eutético α -Al + Si, responsável por sua excelente fluidez. Por esta razão a concentração de Si deve ser subdividida em dois: primeiro é o Si dissolvido na matriz que tem a concentração por volta de 1,65%; segundo é o precipitado de Si (12).

Figura 3.6 – Diagrama Al – Si (12).

3.6 Liga Alumínio Silício Magnésio

O Magnésio é frequentemente adicionado a liga Al-Si para formar um sistema pseudo binário Al-Mg₂Si onde se forma um forte precipitado Mg₂Si. Em ligas, com alto teor de Si, o teor de Mg₂Si pode ser calculado através da Formula abaixo:

$$\% \text{ Mg}_2\text{Si} = 1.578 * \% \text{ Mg} \quad (13)$$

A aplicação desta fórmula nos teores da liga desta dissertação esta abaixo:

- % de Mg entre 0,50 e 0,80 % (25)
- Resultado % Mg₂Si fica entre 0,80% – 1,11%.

O sistema pseudo binário, mostrado na figura 3.7, tem um eutético a 595°C solubilidade de solução sólida máxima de 1.85wt% Mg₂Si. O Si disponível para a formação de Mg₂Si é afetado pela presença de Mn e Fe na liga e a expressão é definida:

$$\text{Si (disponível para Mg}_2\text{Si)} = \text{wt\% Si} - \frac{1}{4}(\text{wt\% Fe} + \text{wt\% Mn}) \quad (14)$$

Se o resultado de % de Mg_2Si , calculado neste item, da liga desta dissertação for aplicado na fórmula acima, considerando o pior caso que seria com o teor máximo de Ferro (0,75%) e Manganês (0,50%) o resultado seria:

- Si (disponível para Mg_2Si) ficaria entre 8,00% e 9,50%

Figura 3.7 – Sistema Pseudo Binário Al- Mg_2Si (12).

Ligas Al-Si-Mg (5-20 wt% Si) são as mais usadas em fundição de alumínio por possuírem excelentes propriedades no produto fundido. A expansão da fase que contém Si durante a solidificação compensa parcialmente a contração do alumínio garantindo a estabilidade dimensional da peça final (12). Entretanto o tamanho, a forma e a orientação da partícula de Silício determina o comportamento da fratura

em ligas fundidas (16). A microestrutura de uma liga Al-7wt% Si fundida está na figura 3.3 que mostra Al-Si eutético entre as dendritas brancas. A adição de Mg diminui a temperatura do Si eutético em 10°C (12).

Ligas Al- Mg_2Si são normalmente envelhecidas a cerca de 170°C a 200°C onde há o processo completo de precipitação.

O Precipitado Mg_2Si tem estrutura cúbica, temperatura de fusão de 1085° C, densidade 1.88 g/cm³ (12).

3.7 Liga Alumínio Cobre Silício Magnésio

Este sistema é muito importante para todas as ligas Al – Si que contem magnésio e cobre. Esta liga não pode ser analisada satisfatoriamente usando um diagrama ternário por causa da formação do componente quaternário $Cu_4Mg_5Si_4Al_x$. Este é usualmente chamado de Q ou W. Este componente pode apenas aparecer em ligas com alto teor de silício.

Segundo o diagrama Al – Cu – Mg – Si (figura 3.8) (17) o campo da solidificação primária da fase Mg_2Si ocupa uma parte significativa de todo a concentração(14).

Figura 3.8 – Diagrama de fases Al – Cu – Mg – Si: (a) diagrama politermica e (b) distribuição dos campos das fases no estado sólido no alumínio(17).

As reações das fases na liga quaternária estão representadas na tabela 3.9(9). Dado que o Si, Cu, e o Mg possui relativamente alta solubilidade no alumínio (Figura 3.10) (17), essa influência é extremamente importante para seleção de uma concentração dos elementos de liga e temperatura de tratamento térmico (envelhecimento). Essa influência pode ser ilustrada pelo volume total da fase dominante e os valores correspondentes da máxima solubilidade (figura 3.11) (18).

Phase reaction	Content of alloying elements (%)			T (°C)
	Cu	Mg	Si	
$L \rightarrow Al + Mg_5Al_8 + Mg_2Si + CuMg_4Al_6$	1.5	32.9–33	0.3	444–448
$L + CuMgAl_2 \rightarrow Al + Mg_2Si + CuMg_4Al_6$	10	25.5	0.3	467
$L \rightarrow Al + Mg_2Si + CuMgAl_2$	23	10.5	0.3	516
$L \rightarrow Al + CuAl_2 + CuMgAl_2 + Mg_2Si$	30–33	6.1–7.1	0.3–0.4	500
$L \rightarrow Al + CuAl_2 + Mg_2Si$	31.5	3.9	2.3	515
$L + Mg_2Si \rightarrow Al + CuAl_2 + Cu_2Mg_8Si_6Al_5$	31	3.3	3.3	512
$L \rightarrow Al + CuAl_2 + Si + Cu_2Mg_8Si_6Al_5$	28	2.2	6	507
$L + Mg_2Si + Si \rightarrow Al + Cu_2Mg_8Si_6Al_5$	13.8	3.3	9.6	529

Figura 3.9 – Reações na liga quaternária Al – Cu – Mg – Si (17).

A análise do constituinte primário indica que esses cristais contém de 14-17% Cu, 28-30%Mg, e 27-29%Si. Essa composição química corresponde as fórmulas $CuMg_4Si_4Al_4$ e $CuMg_5Si_4Al_4$. Componentes contendo 19.2% de Cu, 33%Mg, 32.1%Si e 20.6%Cu, 31.8%Mg, 31.4%Si podem ser adequadamente descrito pela fórmula $Cu_2Mg_8Si_6Al_5$. Esta fase é hexagonal compacta e densidade de 2.79 g/cm³ (19)

No.	Alloying elements	C_a^a		C_e^b		T_e^c (°C)	Phases in equilibrium with (Al) (contents of the 2nd component, mass%)
		Mass%	At.%	Mass%	At.%		
1	Cu	5.7	2.5	33.2	17.5	547	CuAl ₂ (52%Cu)
2	Mg	17.4	18.5	35	36	450	Mg ₁₅ Al ₈ (35%Mg)
3	Zn	82	49.3	94.9	75	382	(Zn) (99%Zn)
4	Si	1.65	1.59	12	12	577	(Si) (99.5%Si)

^a Limit solubility at eutectic temperature.
^b Concentration at eutectic point.
^c Solidification temperature of binary eutectic.

Figura 3.10 – Limite de solubilidade dos elementos de liga no alumínio, concentração no ponto eutético e temperatura de solidificação(17).

Point on Figure 1.39c	Concentration (%)			Boundary of phase domain ^a
	Cu	Mg	Si	
A	–	–	0.80	(Si)
B	–	0.55	0.80	(Si), Mg ₂ Si, (Si) + Mg ₂ Si
D	4.00	–	–	Al ₂ Cu
E	4.00	–	0.80	(Si), Al ₂ Cu, (Si) + Al ₂ Cu
F	4.00	0.30	0.77	(Si), Al ₂ Cu, Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅ , (Si) + Al ₂ Cu, (Si) + Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅ , Al ₂ Cu + Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅ , (Si) + Al ₂ Cu + Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅
G	3.85	0.60	0.35	Mg ₂ Si, Al ₂ Cu, Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅ , Mg ₂ Si + Al ₂ Cu, Mg ₂ Si + Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅ , Al ₂ Cu + Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅ , Mg ₂ Si + Al ₂ Cu + Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅
H	3.70	1.40	0.05	Mg ₂ Si, Al ₂ Cu, CuMgAl ₂ , Mg ₂ Si + Al ₂ Cu, Mg ₂ Si + CuMgAl ₂ , Al ₂ Cu + CuMgAl ₂ , Mg ₂ Si + Al ₂ Cu + CuMgAl ₂
K	3.90	1.50	–	CuMgAl ₂ , Al ₂ Cu, CuMgAl ₂ + Al ₂ Cu
L	1.05	0.40	0.77	Mg ₂ Si, (Si), Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅ , Mg ₂ Si + (Si), Mg ₂ Si + Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅ , (Si) + Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅ , Mg ₂ Si + (Si) + Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅

Figura 3.11 – Valores correspondentes da máxima solubilidade do Cu, Mg, e Si no alumínio para diferentes fases a 500°C (18).

3.8 Liga Alumínio Cobre.

A figura 3.12 mostra o diagrama de fases da liga alumínio cobre (20). Se uma liga contém cerca de 4% de cobre e for aquecido a 500°C todo o cobre estará em solução sólida como uma fase estável alfa que é CFC, se ela for resfriada rapidamente até a temperatura ambiente não haverá tempo de ocorrer transformação, portanto a solução sólida ficará retida sem que haja modificação na temperatura ambiente. Entretanto, quando a solução sólida está supersaturada de cobre e há uma força motriz aplicada aparecerá um precipitado em equilíbrio θ (CuAl_2) (20).

Figura 3.12 – Diagrama de fases Al – Cu mostra a zona metaestável GP(20).

Se a liga é agora envelhecida por um período de tempo por volta de 180 °C começará uma nucleação de precipitado coerente, rico em cobre as zonas GP, essas zonas são totalmente coerentes com a matriz, portanto tem uma pequena energia de interface, enquanto que a fase θ tem uma complexa estrutura cristalina tetragonal no qual pode formar apenas uma interface incoerente de alta energia. Apesar do fato que a força motriz

para a precipitação da Zona GP é menor que para a fase em equilíbrio, a barreira para a nucleação é ainda menor, e a zona nucleia mais rapidamente(20).

A formação da Zona GP é usualmente seguida pela precipitação de fases de transição. No caso das ligas Al – Cu a fase de equilíbrio θ é precedida pelo θ'' e θ' . O processo total de precipitação pode ser escrito descrito:

Onde α_0 é a solução sólida supersaturada original, α_1 é a composição da matriz em equilíbrio com a zona GP, α_2 é a composição em equilíbrio com θ'' e etc.

A figura 3.13 mostra o diagrama da cinética da energia livre das fases. Uma vez que a zona GP e a matriz tem a mesma estrutura cristalina eles estão sobre a mesma curva de energia livre. A transição da fase θ'' para a fase θ' são menos estáveis do que a fase θ em equilíbrio e consequentemente tem maior energia livre. As composições das matrizes em equilíbrio com cada fase – α_1 , α_2 , α_3 , α_4 – são dados da construção da tangente em comum(20).

Figura 3.13 – Diagrama da cinética da energia livre para liga Al-Cu (20).

3.9 Envelhecimento de ligas alumínio cobre.

Ligas de alumínio podem ser ou não envelhecidas artificialmente, porém com adição de cobre com teores acima de 2% estas ligas se tornam envelhecíveis artificialmente. As duas principais variáveis que aceleram ou retardam o envelhecimento são temperatura e o tempo.

O envelhecimento pode trazer ganhos de propriedade mecânicas como limite de resistência e dureza.

A velocidade de difusão é influenciada pela temperatura. A solução supersaturada se decompõe mais rápido com alto coeficiente de difusão em temperatura de envelhecimento alta, com isso o precipitado cresce mais rapidamente pela absorção de átomos de soluto próximos. Precipitados absorvem átomos próximos para crescer rapidamente em altas temperaturas de envelhecimento (21). A figura 3.14 mostra um exemplo de teste de envelhecimento de uma liga Al – Cu.

Figura 3.14 – Resultado experimental de uma liga Al-Cu (21).

A figura 3.15 (22) mostra um envelhecimento a 150°C para vários teores de cobre. É possível observar que todos os teores de cobre são envelhecíveis menos o com teor de 0,56% de cobre. O Pico de ganho de dureza (Hv) ocorre no tempo de 1×10^7 segundos, e depois sofre um lento decréscimo. As curvas apresentam cinco estágios, a dureza aumenta no primeiro estágio, mas ela para no segundo estágio logo após o tempo de 5×10^3 . No terceiro estágio a dureza volta a crescer e vem o ponto de inflexão onde no quarto estágio a dureza começa a decrescer, sendo que no quinto estágio esta dureza decresce mais rapidamente.

Figura 3.15 – Envelhecimento de ligas de Al-Cu a 150°C(22).

Através do microscópio de transmissão de alta resolução (HRTEM) (23,24), foi possível que Son, Takeda, Mitome, Bando e Endo (22) pudessem fazer análise visual dos cinco estágios (figura 3.16). na figura a figura a é do estágio 1 a figura b é do estágio 2 a figura c é do estágio 3 a figura d é do estágio 4 e a figura e é do estágio 5, na figura a é possível observar que um aglomerados de átomos de Cu com cerca de aproximadamente 5nm. Na figura b e c observa-se uma típica camada singular rica em cobre. Na figura d é possível observar pequenas zonas que é alterado para precipitados na figura d. O precipitado envolvido é um precipitado semi-coerente θ' mostrado na figura 3.16 (22).

Figura 3.16 – Imagem do HRTEM para uma liga Al – Cu envelhecida a 150°C(22).

Portanto o primeiro estágio do envelhecimento é a formação de aglomerados de átomos de cobre, logo após no segundo estágio ocorre a formação de zona GP com estrutura com camada singular rica em cobre, já no terceiro estágio ocorre a formação da zona GPII no qual há a formação de uma estrutura com camada dupla rica em cobre resultando em um aumento da dureza. Já no estágio quatro no qual há uma pequena queda na dureza há a formação do precipitado θ'' que corresponde a várias camadas de cobre. Já no estágio cinco, onde há uma queda

drástica na dureza, há a formação do precipitado θ' no qual é uma fase com uma camada espessa (22).

3.10 Cabeçote de motor.

O nome cabeçote se originou devido à função que esta peça fixa realiza no motor. É a cabeça do motor (figura 3.17), é o componente responsável, devido sua construção, por conduzir a entrada e saída de ar e combustível dos cilindros localizados no bloco (25).

Geralmente construído em uma liga de Alumínio (Al), para dissipar o calor, o cabeçote é constituído de um corpo fundido com dutos ou vias por onde a mistura de ar mais combustível é direcionada até as sedes das válvulas. Internamente o cabeçote possui galerias que dão a continuidade daquelas que vem do bloco para a circulação da água e também do óleo. Na parte superior do cabeçote encontramos os mancais de apoio do comando de válvulas quando a configuração do motor para OHC ou DOHC (sigla em inglês para comando ou duplo comando de válvulas no cabeçote). É no cabeçote que as válvulas de admissão e escape estão alojadas juntamente com as molas de retorno de abertura, os retentores, as chavetas, os tuchos e balancins formando um cabeçote completo com todas as peças. Na parte inferior do cabeçote encontramos os semiesféricos ou câmara de combustão juntamente com as sedes de válvulas, local onde a mistura ar combustível é comprimida, e rosqueada nesta câmara se encontra a vela de ignição (25).

Figura 3.17 – Foto do cabeçote de motor em alumínio montado (25).

Como o cabeçote de motor está em contato com vapor e com a explosão do combustível, a temperatura é alta, a figura 3.18 apresenta uma simulação das temperaturas a que o cabeçote de motor está submetido em serviço (23). A simulação mostra que as máximas temperaturas são observadas quando o motor trabalha a uma rotação de 6500 RPM (26).

Figura 3.18 – Distribuição de temperatura no cabeçote do motor a 6500rpm(26).

Nesta simulação é possível concluir que a temperatura de trabalho do cabeçote varia entre 90°C a 210°C, dependendo da posição na peça.

Tsuyoshi e Katsuhiko (27) estudaram o envelhecimento do cabeçote de motor em liga de alumínio e verificaram que quanto maior o envelhecimento artificial do cabeçote do motor maior a vida em fadiga (figura 3.19 e 3.20).

Aging time (h)	Aging Temp (°C)	Number of cycle to fatigue failure (10^3)
0	250	530
1	250	702
10	250	870
100	250	1700

Figura 3.19 – Variação do números de ciclos pelo tempo de envelhecimento (27).

Figura 3.20 – Gráfico de vida em fadiga X tempo de envelhecimento a 250°C (27).

Após toda discussão da revisão bibliográfica pode –se verificar que, o uso do silício no cabeçote do motor se deve a complexidade da peça pois o silício garante fluidez no metal liquido e como o cabeçote tem uma dimensão complexa o uso do silício garante o preenchimento de todo o molde.

Conforme as referências usadas para revisão bibliográfica desta monografia é possível verificar que as ligas fundidas envelhecíveis tem um tratamento de solubilização antes do envelhecimento, pois sem o tratamento térmico de solubilização toda a precipitação ocorreria no resfriamento do material fundido e portanto não ocorrerá o envelhecimento.

As ligas comerciais de alumínio-silício não são envelhecíveis e não possuem níveis elevados de cobre, assim como as ligas comerciais de alumínio-cobre não tem níveis significativos de silício e são envelhecíveis.

Portanto depois de toda esta discussão neste capítulo 3 os testes a serem realizados nesta liga teriam que responder algumas perguntas:

- Se é uma liga fundida haverá envelhecimento?
- Se sim qual o mecanismo de envelhecimento?
- Quais os precipitados estão no produto final?
- Se é uma liga Alumínio – Silício – Magnésio por que o alto teor de cobre?

4 Materiais e Métodos

4.1 Fundição e preparação das amostras

O componente, com dimensões complexas e com massa de cerca de 4 Kg, foi fundido sob pressão com a composição química apresentada na tabela 3.18. A fundição deste matéria é feito pelo processo de fundição sobre pressão e tem o seguinte fluxo:

- Recebimento do metal liquido;
- Inspeção da composição química;
- Adição de Estrôncio;
- Desgazeificação com nitrogênio;
- É injetado sobre pressão no molde;
- Desmoldagem;
- Inspeção da composição química.

O molde é metálico e os machos são de areia (Cold Box), a areia recebe os testes de granulometria e teste de tração assim que é misturado com a resina no misturador automático, depois que os machos são moldados e vão para a rebarbação.

O material é vazado a 733°C, as paredes do molde metálico são pré aquecidos a 250°C e no final as paredes estão a 350°C, o tempo injeção é de 400 segundos e o de cura é de 414 segundos.

Devido a complexidade na dimensão do componente as amostras foram retiradas do canal de ataque e só depois foram retirados corpos de prova

do próprio cabeçote do motor. Este material é usado em cabeçote de motores flex fuel 1.0 e 1.6 litros, oito válvulas.

Os corpos de prova, para envelhecimento, ensaio de tração e dureza, foram retirados do canal de ataque e tem o diâmetro de 8mm conforme ASTM B557-10, já os corpos de prova retirados do cabeçote de motor tem dimensões variados que foram usados apenas para envelhecimento e ensaio de dureza.

4.2 Extração dos corpos de prova de tração

A figura 4.1 representa o canal de ataque. O material é vazado sob pressão, passa pelos filtros para retirada das impurezas e logo após passa pelo canal de ataque. Para cada canal de ataque foram retirados quatro corpos de prova de tração.

Figura 4.1 – Canal de ataque e a posição de onde foram retirados os corpos de prova de tração.

Um segundo conjunto de corpos de prova foi retirado do próprio cabeçote do motor, houve o cuidado de retirá-los da mesma distância da face de fogo (figura 4.2) para que as microestruturas de partida fossem aproximadamente as mesmas para todos os corpos de prova, pois caso

as amostras fossem retiradas de distâncias diferentes poderia acarretar em microestruturas divergentes entre si acarretando assim uma interpretação errônea dos resultados dos testes.

Figura 4.2 – Local de retirado do corpo de prova para realização dos testes de dureza e microestrutura após envelhecimento.

4.3 Envelhecimento dos corpos de prova

Com o objetivo de verificar o efeito do tempo e da temperatura de trabalho do cabeçote de motor nas propriedades mecânicas do material foi adotado o procedimento de envelhecimento do corpo de prova de tração retirado do canal de ataque de 150°C, 200°C e 250°C nos tempos de 1 hora e 10 horas, portanto a distribuição ficou (figura 4.3):

Tempo de envelhecimento (h)	Temperatura de Envelhecimento (°C)
1	150
10	150
1	200
10	200
1	250
10	250

Figura 4.3 - Tempo e temperatura de envelhecimento dos corpos de prova de tração

Para cada combinação tempo X temperatura foram retirados três corpos de prova.

Para as amostras retiradas do cabeçote de motor o procedimento de testes foi alterado, as temperaturas se mantiveram as mesmas porém foi introduzido mais um tempo de envelhecimento, 100 horas, portanto a distribuição dos testes ficou conforme figura 4.4

Tempo de envelhecimento (h)	Temperatura de Evnvelhecimento (°C)
1	150
10	150
100	150
1	200
10	200
100	200
1	250
10	250
100	250

Figura 4.4 - Tempo e temperatura de envelhecimento dos corpos de prova para dureza Brinell.

4.4 Ensaio de tração à temperatura ambiente

Após usinagem e envelhecimento dos corpos de prova (figura 4.5), os corpos de prova foram submetidos a ensaio de tração a temperatura ambiente, devidamente identificados. O equipamento usado para o teste de tração foi uma máquina universal de ensaios eletromecânica da marca Kratos, com a célula de carga de 10000 Kgf. (calibrada em 22/03/2011) e a velocidade de deformação adotada foi de 3 mm/min. O procedimento do ensaio seguiu o especificado pela norma ASTM B557-10.

Figura 4.5 – Corpos de prova após tratamento de envelhecimento a ser submetido a teste de tração.

4.5 Microscopia Óptica

Os corpos de prova para microscopia óptica foram retirados das cabeças dos corpos de prova de tração (figura 4.6), que não foram deformados no ensaio (não tracionados). Foram lixados até a lixa 1200 e polidos com alumina até 1 micrômetro, e observados com e sem ataque. Como na microscopia sem ataque já foi possível observar a microestrutura em alguns corpos de prova a microscopia óptica foi feita apenas sem ataque. O corpo de prova com e sem ataque permitiu verificar os precipitados

da microestrutura do alumínio. O ataque químico foi efetuado à temperatura ambiente, no ataque foi usado Hidróxido de Sódio com concentração diluído em água a 30% , imerso por 15 segundos e foi interrompido em água. Os corpos de prova foram examinados no microscópio ótico Olympus BX60M que utiliza o software de reprodução da imagem Micrometrics SE Premium. Foi considerado aumento de 200X para todas os corpos de prova.

Figura 4.6 – Croquis do corpo de prova de tração indicando a seção usada para a realização da microscopia ótica.

4.6 Microscópio eletrônico de varredura (MEV)

As análises da microestrutura (dendritas e precipitados) foram efetuadas a partir dos corpos de prova utilizados na microscopia ótica, esses corpos de prova são dos canais de ataque, para os corpos de prova retirados do cabeçote do motor não houve análise na microscopia eletrônica, as dimensões são variadas devido a complexidade das dimensões do cabeçote de motor (figura 4.7).

Figura 4.7 – Corpos de prova retirados do cabeçote do motor.

O equipamento usado para realizar análise pelo MEV foi o Philips XL30 com acessório de microanálise por EDS que é calibrado semanalmente. Para análise da microestrutura foi usado o detector BSE (retroespalhado), conseguindo distinguir as dendritas dos precipitados e também conseguindo distinguir os precipitados através das tonalidade.

4.7 Dureza Brinell

O ensaio de dureza foi realizado no durometro Dynatest com carga de 300 gramas. Os corpos de prova foram polidos.

Para cada corpo de prova de dureza foi medido dez pontos distribuídos aleatoriamente pelo corpo de prova. A carga usada foi de 187,5 Kg com esfera de diâmetro de 2,5mm.

5. Resultados e Discussão.

Conforme descrito no capítulo anterior, este trabalho foi organizado em duas etapas. Na primeira fez-se uma tentativa de caracterizar as propriedades mecânicas da liga por ensaios de tração. Tendo em vista a geometria complexa do componente fundido, optou-se por retirar as amostras do canal de ataque. Esta opção é a única viável sem que se incorram em custos extremados para a obtenção de amostras de tração, o que seria a opção mais viável para caracterização do material, por exemplo, por um fornecedor. Apesar de todos os cuidados tomados, como será descrito em breve, não foi possível obter amostras com microestruturas reprodutíveis e isentas de defeitos de fundição. A segunda etapa do trabalho, então, foi concebida, substituindo-se o ensaio de tração pelo ensaio de dureza Brinell, mas em corpos de prova retirados direto do cabeçote de motor.

No que segue, iremos descrever os resultados respeitando esta estrutura em duas etapas.

5.1 Resultados da primeira etapa.

5.1.1. - Resultados dos ensaios de tração

A figura 5.1 apresenta a média de três resultados dos ensaios de tração nos corpos de prova em função da temperatura e do tempo de envelhecimento das amostras.

Figura 5.1 - Resultados do ensaio de tração.

Nota-se que as amostras apresentam um inequívoco aumento de resistência com o tratamento térmico atingindo um máximo por volta da temperatura de 200°C. O desvio padrão dos resultados não foi apresentado na figura, mas suas dimensões são da ordem de grandeza do tamanho dos pontos utilizados no gráfico, o que mostra que efetivamente esta liga apresenta um endurecimento durante o envelhecimento. Estes

resultados também mostram que este endurecimento é estável, pelo menos até 10 horas de tratamento térmico.

No início deste trabalho a previsão era de que a liga não fosse envelhecível, porque não há histórico de tratamento térmico após a fundição. As temperaturas e os tempos para os testes de tração foram definidos após o estudos de algumas referências (28, 29, 30), a figura 5.2 (28) apresenta a curva de envelhecimento de uma liga de alumínio-silício- magnésio para comparação.

Figura 5.2 – Curva de envelhecimento de uma liga Alumínio - Silício - Magnésio(28).

5.2 – Microestruturas

5.2.1 – Microscopia óptica

As microestruturas das amostras no estado bruto de fusão e no estado envelhecido, como analisadas em microscópio óptico não apresentam diferenças significativas entre si, desta forma selecionamos uma amostra como representante de todas as outras. A figura 5.3 apresenta a microestrutura da amostra envelhecida a 150°C/1h (as demais são apresentadas no anexo A, para consulta).

Nesta microestrutura observamos uma fase clara, com morfologia nitidamente dendrítica e pelo menos três tipos diferentes de partículas. As partículas com tonalidade cinza escura apresentam morfologia regular e correspondem, provavelmente, à forma modificada do eutético Al + Si. Outras partículas, com morfologia mais irregular, entretanto, são visíveis nesta imagem. A identificação positiva destes precipitados, evidentemente, não pode ser feita apenas por microscopia óptica.

A análise destas microestruturas, entretanto, mostra que não há alterações significativas que poderiam justificar o aumento de resistência observado nos ensaios de tração.

Evidentemente a causa do aumento de resistência está em uma resolução que não pode ser alcançada com a microscopia óptica. O suspeito mais provável é a precipitação de partículas nanométricas coerentes ou semicoerentes na matriz.

Figura 5.3 - Microestruturas dos corpos de prova de tração que sofreram envelhecimento a 150°C por uma hora com aumento de 200X.

5.2.2 - Microscopia eletrônica de varredura para corpos de prova de tração.

A figura 5.4 mostra as microestruturas no MEV, obtidas com o detector de elétrons retroespalhados (BSE), na amostra bruta de fusão. É possível observar que os precipitados tem tonalidades diferentes indicando que são precipitados com composição química distinta.

Figura 5.4 – Microestruturas da amostra sem envelhecimento.
Microscopia eletrônica de varredura, detector BSE.

A figura 5.5 mostra as microestruturas do MEV da amostra com envelhecimento a 200°C por uma hora. A comparação com os resultados da amostra bruta de fusão (figura 5.4) não apresenta alterações significativas da microestrutura. A fração volumétrica e a morfologia das partículas permanece a mesma, o que corrobora os resultados obtidos na microscopia óptica.

Figura 5.5 – Microestruturas da amostra envelhecida a 200° por uma hora.

A figura 5.6 mostra as microestruturas no MEV na amostra com envelhecimento a 250°C por dez horas. Aqui observa-se que houve uma alteração microestrutural. Alguns dos precipitados nitidamente se dissolveram e foram substituídos por uma fina precipitação, com partículas de dimensões próximas às do limite de resolução do microscópio

Figura 5.6 – Microestruturas da amostra envelhecida a 250° por dez horas.

Estas alterações não seriam suficientes para justificar a variação de comportamento mecânico observado para a liga. Primeiramente, a dissolução dos precipitados deveria levar a uma redução do limite de resistência, e não a um aumento. Em segundo lugar, a resistência da amostra em questão é apenas levemente inferior ao máximo observados para 200°C/10h e é superior à da amostra bruta de fusão.

5.2.3 - Caracterização das fases da microestrutura dos corpos de prova de tração

A figura 5.7 mostra de onde foram retiradas as composições químicas da amostra que não sofreu envelhecimento, observa-se que há três tipos de precipitados (os espectros estão no apêndice B).

Figura 5.7: Identificação dos pontos onde foi medido a composição química por EDS.

Foi feito varias medidas de EDS porém os precipitados e a matriz apresentaram um resultado padrão.

A figura 5.8 mostra o resultado da composição química medida no MEV no ponto 1, observa-se que o ponto 1 é um precipitado de Al_2Cu .

	wt %	at %
Mg	1,08	1,70
Al	45,79	65,38
Si	0,84	1,16
Mn	0,25	0,18
Fe	0,44	0,30
Cu	51,60	31,29
Total	100,00	100,00

Figura 5.8: Composição química do ponto 1.

A figura 5.9 mostra o resultado da composição química medido no MEV no ponto 2, observa-se que o ponto 2 é um precipitado de Mg_2Si .

	wt %	at %
Mg	31.43	39.61
Al	16.41	18.17
Si	31.44	33.44
Mn	0.31	0.17
Fe	0.46	0.25
Cu	19.95	9.38
Total	100,00	100,00

Figura 5.9: Composição química do ponto 2.

A Figura 5.10 mostra o resultado da composição química medido no MEV no ponto 3, observa-se que o ponto 3 é um precipitado com composição química complexa.

	wt %	at %
Mg	0.8	1.06
Al	56.68	66.18
Si	10.67	12.33
Mn	13.1	7.74
Fe	15.7	9.13
Cu	3.05	1.56
Total	100,00	100,00

Figura 5.10: Composição química do ponto 3.

A figura 5.11 mostra o resultado da composição química medido no MEV no ponto 4, observa-se que o ponto 4 é a matriz composta basicamente de Alumínio.

	wt %	at %
Mg	1.42	1.61
Al	93.39	95.6
Si	0.85	0.84
Mn	0.44	0.22
Fe	0.55	0.27
Cu	3.35	1.45
Total	100,00	100,00

Figura 5.11: Composição química do ponto 4.

A figura 5.12 mostra de onde foram retiradas as composições químicas da amostra que sofreu envelhecimento de 200° por 10 horas, observa-se também que há três tipos de precipitados.

Figura 5.12: Identificação dos pontos onde foi medida a composição química.

A composição química dos precipitados e da matriz são praticamente idênticas dos precipitados da amostra sem tratamento de envelhecimento mostrado no gráfico 5.17 e mostrado nas figuras 5.14, 5.15, 5.16 e 5.17.

Levando em conta a composição química do ponto 4 é possível verificar uma quantidade alta de cobre, cerca de 3,35% na matriz alfa, o que conforme foi visto no capítulo 3 item 3.6 para esta quantidade de cobre a matriz sofre envelhecimento a temperatura alta e com isso há um ganho de propriedade mecânica (dureza ou resistência a tração) pela precipitação de cobre.

Através das referências(28, 29, 30) foi possível verificar que as ligas de alumínio envelhecíveis tinham um ganho de dureza ou de resistência a tração até cerca de 10 horas de envelhecimento e que após este tempo a dureza tem um pequeno decréscimo e logo após mantém-se constante.

Porém o resultado do teste de tração pode não ser um teste que apresente um resultado confiável por uma série de fatores. O primeiro fator é que como foi visto no capítulo 4, os corpos de prova de tração foram retirados dos canais de ataque e os canais de ataque não possuem resfriamento uniforme, podendo assim apresentar uma heterogeneidade de microestrutura com isso o ganho de característica mecânica poderia ser devido a essa heterogeneidade da microestrutura. Para que o canal de ataque pudesse ser usado para retirada do corpo de prova seria necessário que todos os corpos de provas de tração fossem retirados sempre da mesma posição o que não aconteceu para este trabalho. Outro fator é que os corpos de prova retirados do canal de ataque apresentaram diversos vazios de fundição (vide figura 5.13) o que também pode acarretar em um erro na leitura da curva de envelhecimento da liga.

Figura 5.13 - Microestrutura retirada no MEV apresenta vazios de fundição.

Portanto, a segunda parte dos testes desta dissertação foram feitos em corpos de prova de dureza retirados direto do cabeçote de motor, não foi possível retirar corpos de prova de tração pois não há local onde possa ser retirado corpo de prova devido a complexidade dimensional do cabeçote de motor, não há local onde haja massa suficiente para retirada de corpo de prova de tração. Outro fato que impossibilita a retirada do corpo de prova de tração do cabeçote de motor é que haveria uma necessidade de um número muito grande de cabeçotes de motor pois os corpos de prova dever ser retirados sempre do mesmo local.

5.3 – Resultados da segunda etapa

5.3.1 - Ensaio de dureza em corpos de prova retirados do cabeçote de motor.

Após a constatação da inadequação da utilização de corpos de prova de tração retirados do canal de alimentação, conforme discutido no item 5.1. decidiu-se por uma segunda etapa de testes usando o ensaio de dureza em corpo de prova diretamente usinados a partir de cabeçote fundido.

Os resultados do ensaio de dureza estão mostrados nas figuras 5.14 a 5.16 para envelhecimentos a 150 °C, 200 °C e 250 °C, respectivamente.

	150 °C		
	1 hora	10 horas	100 horas
1	70	76	99
2	74	84	93
3	72	84	96
4	70	86	93
5	74	80	93
6	72	84	103
7	70	86	99
8	70	84	93
9	72	86	96
10	72	80	99
Média	71,6	83	96,4
Desv. Padrão	1,6	3,3	3,5

Figura 5.14 - Dureza de amostra usinada do cabeçote de motor e envelhecida a 150 °C (HB).

	200 °C		
	1 hora	10 horas	100 horas
1	76	78	96
2	78	88	99
3	78	86	103
4	78	91	106
5	78	80	109
6	80	88	103
7	80	86	103
8	78	84	103
9	78	88	99
10	78	82	99
Média	78,2	85,1	102
Desv. Padrão	1,1	4,1	3,8

Figura 5.15 - Dureza de amostra usinada do cabeçote de motor e envelhecida a 200 °C (HB).

	250 °C		
	1 hora	10 horas	100 horas
1	78	82	103
2	78	86	106
3	80	90	99
4	82	93	110
5	86	86	114
6	76	96	99
7	82	91	106
8	80	88	103
9	80	88	103
10	82	91	107
Média	80,4	89,1	105
Desv. Padrão	2,8	4,0	4,7

Figura 5.16 - Dureza de amostra usinada do cabeçote de motor e envelhecida a 250 °C (HB).

A figura 5.17 mostra o gráfico com as curvas de endurecimento com os dados mostrados nas figuras 5.14 a 5.16.

Figura 5.17 - O gráfico dureza (HB) X tempo (s) mostra a curva de envelhecimento para três temperaturas.

Na figura 5.17 pode ser verificado que quanto maior a temperatura maior a dureza, é possível, porém, observar que o tempo de envelhecimento tem um papel muito mais preponderante que a temperatura no envelhecimento desta liga. Os resultados também sugerem que o processo de endurecimento não se esgota a 100h de envelhecimento e que as curvas tem basicamente a mesma curvatura.

Na figura 5.18 apresenta-se para comparação., um resultado obtido da literatura (19) plotado juntamente com os pontos obtidos no presente trabalho, os dados escolhido para plotados na figura 5.18 da figura 3.12 foram os dados da curva de envelhecimento (tempo (s) X dureza (HV)) a 150°C do Al com 1,66% at. de cobre pois como foi visto no item 5.3.2 o teor de cobre na matriz dos corpos de prova são por volta de 1,45% at. (tempo (s) X dureza (HB)).

Figura 5.18 – Dados plotados da figura 3.12 e da figura 5.17 mostra que o comportamento das amostras são semelhantes.

No gráfico é possível verificar que o comportamento do corpo de prova retirado do cabeçote do motor é similar ao do experimento do Takeda, Mitome, Bando e Endo (19) o que já era esperado, portanto podemos concluir que o primeiro estágio do envelhecimento é consistente com a formação de aglomerados de átomos de cobre, logo após no segundo

estágio ocorre a formação de zona GP com estrutura com camada singular rica em cobre, já no terceiro estágio ocorre a formação da zona GPII na qual há a formação de uma estrutura com camada dupla rica em cobre resultando em um aumento da dureza. Já no estágio quatro no qual há uma pequena queda na dureza há a formação do precipitado θ'' que corresponde a varias camadas de cobre.

Os resultados da presente série de experimentos basicamente corroboram os resultados obtidos no ensaio de tração, na primeira etapa deste trabalho e mostram , inequivocamente que a resistência do material evolui em serviço no motor.

É comumente usado na indústria automobilística uma prática que correlaciona o tempo X temperatura de motor e quilometragem rodada pelo automóvel, uma aproximação de 100 horas a 200°C correlaciona aproximadamente que o carro rodou mais de 100.000 km.

5.3.2 Microscopia ótica dos corpos de prova retirado do cabeçote de motor.

A figura 5.19 mostra a microestrutura do corpo de prova envelhecido a 150°C por 100 horas.

Figura 5.19 - Microestrutura do corpo de prova envelhecida a 150°C por 100 horas com aumento de 200X.

É possível verificar a fase α com tonalidade clara e os precipitados com tonalidade mais escuras, nesta microestrutura

A figura 5.20 mostra a microestrutura do corpo de prova envelhecido a 250 °C por 100 horas

Figura 5.20 - Microestrutura do corpo de prova envelhecida a 250°C por 100 horas com aumento de 200X.

As microestruturas das amostras no estado bruto de fusão e no estado envelhecido, como analisadas em microscópio óptico não apresentam diferenças significativas entre si, desta forma selecionamos uma amostra como representante de todas as outras. (as demais são apresentadas no anexo C, para consulta).

6. Conclusão

Os ensaios mecânicos de tração a frio não são adequados para caracterização das propriedades mecânicas da liga. Eles evidenciam um leve ganho na resistência a tração a 150 , 200, 250 °C por 1 e 10 horas, porém os resultados são comprometidos pela presença de vazios oriundos da solidificação, dado que os corpos de prova somente podem ser extraídos do canal de ataque de forma factível.

Com o auxílio de MEV e EDS foi constatado uma porcentagem grande de cobre dissolvido na matriz, cerca de 3% em massa, o que poderia justificar o leve incremento de resistência observado nos corpos de prova de tração no estado envelhecido. Estes resultados foram confirmados pela segunda série de testes, na qual os corpos de prova foram extraídos diretamente do cabeçote de motor , o aumento de resistência, caracterizado por um aumento da dureza, foi positivamente confirmado, mostrando que o componente apresenta um aumento de resistência em serviço no interior do motor.

Os resultados do presente trabalho justificam, com base no método científico, a pratica tecnológica de caracterizar a resistência do material do cabeçote pelo ensaio de dureza, dado que a obtenção de amostras para ensaios de tração são ou muito custosas, ou sujeitas a defeitos oriundos do processo de fundição. Observa-se, entretanto, que o incremento de resistência à tração, medido no ensaio com os corpos de prova extraídos do canal de ataque, correlacionou com um aumento de dureza nos corpos de prova extraídos diretamente do cabeçote.

Apêndice A

Figura A.1 - Microestruturas dos corpos de prova de tração que não sofreram envelhecimento com aumento de 200X.

Figura A.2 - Microestruturas dos corpos de prova de tração que sofreram envelhecimento a 150°C por dez horas com aumento de 200X.

Figura A.3 - Microestruturas dos corpos de prova de tração que sofreram envelhecimento a 200°C por uma hora com aumento de 200X.

Figura A.4 - Microestruturas dos corpos de prova de tração que sofreram envelhecimento a 200°C por 10 horas com aumento de 200X.

Figura A.5 - Microestruturas dos corpos de prova de tração que sofreram envelhecimento a 250°C por uma hora com aumento de 200X.

Figura A.6 - Microestruturas dos corpos de prova de tração que sofreram envelhecimento a 250°C por dez horas com aumento de 200X.

Apêndice B

C:\Professores\SCHON EDS\1_05 ponto1.spc

Label A:

Figura B.1: Gráfico da composição química do ponto 1.

C:\Professores\SCHON EDS\1_05 ponto2.spc

Label A:

Figura B.2: Gráfico da Composição química do ponto 2

C:\Professores\SCHON EDS\1_05 ponto3.spc

Label A:

Figura B.3: Gráfico da composição química do ponto 3

Figura B.4: Gráfico da composição química do ponto 4

Apêndice C

Figura C.1 - Microestrutura do corpo de prova retirado do cabeçote de motor envelhecida a 200°C por 1 hora com aumento de 200X.

Figura C.2 - Microestrutura do corpo de prova retirado do cabeçote de motor envelhecida a 200°C por 10 horas com aumento de 200X.

Figura C.3 - Microestrutura do corpo de prova retirado do cabeçote de motor envelhecida a 200°C por 100 horas com aumento de 200X.

Figura C.4 - Microestrutura do corpo de prova retirado do cabeçote de motor envelhecida a 150°C por 1 hora com aumento de 200X.

Figura C.5 - Microestrutura do corpo de prova retirado do cabeçote de motor envelhecida a 250°C por 1 hora com aumento de 200X.

Figura C.6 - Microestrutura do corpo de prova retirado do cabeçote de motor envelhecida a 250°C por 100 horas com aumento de 200X.

7. Referências Bibliográficas.

1. <http://diariodebordonovoecosport.blogspot.com/2012/05/relembre-historia-do-ford-ecosport-no.htm> - acesso em 01/07/2012;
2. <http://nautilus.fis.uc.pt/st2.5/scenes-p/elem/e01310.html> - acesso em 10/10/2011;
3. <http://www.abal.org.br/aluminio/historia.asp> - acesso em 17/10/2011;
4. Gonçalves M., **Atualização do alumínio em veículos de passeio nacional**, Seminário sobre utilização de alumínio em automóveis, IPT, 2009;
5. **Aluminum association auto and light truck group 2009** – Ducker Worldwide LLC, 2008;
6. Totten, G. E. and MacKenzie, D. S., **Handbook of aluminum**, vol. 1, 2003, pp 215-230.
7. Ailor, W. H. **A review of aluminum corrosion in tap water**, J. Hidronautics 1969, pp 105 – 115;
8. <http://www.metalmundi.com/si/site/2023> - acesso em 01/07/2012
9. ASM International, the material information company - **ASM metals handbook**, volume 15 - casting, ed. 9, 1992, pp1631-1634;
10. American Society for Testing and materials. Annual Book of ASTM Standards, **B26M Standard specification for aluminum alloy sand casting**;
11. Ford Motors Company Specification, **WSS-M2A169-A Aluminum casting alloy, engine cylinder head, as casting condition**;
12. Hornboerg, E., Mukhopadhyay, A. K. and Starke, E. A. **Precipitation hardening of Al-Si alloys**, Scr. Met., et Mat., 1992, 27, pp 733-738;

13. Austen, P.R. and Williamson, H. M. **The Effects of Non-Standard Ageing Treatments on the Fracture proprieties Of Al-Mg-7 wt% Si Alloys**, J. Austral. Inst. Met., Mar., 1975, 20, pp 39-43;
14. Dorward, R. C., **Preaging effects in Al-Mg-Si alloys containing 0,6 to 0,9 Pct Mg₂Si**, Metall. Trans., 1973, 4 507-512;
15. Charbonnier, J., Perrier, J. J. and Portalier, R., **Recent development in aluminum-silicon alloys having guaranteed structure of proprieties**, AFS int. Cast. Met. J. Dec., 1978, pp 17-26
16. Lee, F.T., Major, J.F., and Samuel, F.H., **Effect of silicon particles on the fatigue growth characteristic of Al 12 wt Pct Si-0,35 Wt Pct Mg-(0 to 0.02) Wt Pct Sr casting alloys**, Metal. Mater. Trans. A, 1995, 26A, pp 1553-1570.
17. Zolotarevsky, V.S., Belov, N.A., and Glazoff, M.V., ***Casting Aluminum Alloys***, ed.1, 2007, pp 64-66;
18. Mondol'fo, L.F. **Aluminum Alloys – Structure and Properties**, Butterworth, Boston, 1976, pp 424;
19. Entony, U.N., Ashton, F.R., and Boll, M.D. et al., **Aluminum. Properties and Physical Metallurgy**, edited by John E. Hatch, ASM, Metals Park, OH, 1984;
20. Porter, D.A. and Easterling, K.E. **Phase Transformations in Metals and Alloys**, ed.2, pp 291-295;
21. Hou Yan-Hui, Gu Yan-xia, and Liu Zhi-yi, Li Yun-tao, Chen Xu, **Modeling of whole process of ageing precipitation and strenghtening in Al-Cu-Mg-Ag alloys with high Cu to Mg mass ratio**, Trans. Nonferrous Met. Soc China (2010) pp. 863-869;

22. Son, S.K., Takeda, M., Mitome, M., Bando, Y. and Endo, T. **Precipitation behavior of an Al-Cu alloy during isothermal aging at low temperatures**, Materials Letters (2005) pp. 629-632;
23. Yoshida, H., Hashimoto, H., Yokota, Y., Ajika, N., Trans. JIM 24 (1983) 378;
24. Karlik, M., Jouffrey, B. Acta Mater. 45 (1997), pp 3251;
25. <http://www.infomotor.com.br/site/2009/02/cabecote-do-motor/>, acesso em 10/01/2012;
26. Chang-Chun Lee, Kuo-Ning Chiang, Wen-King Chen, Rong-Shieh Chen, **Design and analysis of gasket sealing of cylinder head under engine operation conditions**, Finite Elements in Analysis and Design (2005) pp. 1160-1174;
27. Tsuyoshi-Takahashi, Katsuhiko Sasaki, **Low cycle thermal fatigue of aluminum alloy cylinder head in consideration of changing metrology microstructure**, Procedia Eng. (2010) pp.767-776;
28. Wang Tao, Yin Zhi-min, Shen Kai, Li Jie, Huang ji-wu, **Single-aging characteristics of 7055 aluminum alloy**, Trans. nonferrous Met. Soc. China (2007) pp. 548 552
29. Siddiqui, R.A., Abdul-Wahab, S.A. and Pervez, T., **Effect of aging time and aging temperature on fatigue and fracture behavior of 6063 aluminum alloy under seawater influence**, Materials and Design (2008), pp 70-79;
30. Hirth, S.M., Marshall, G.j., Court, S.a. and Lloyd, D.J., **Effects of Si on the aging behavior and formability of aluminum alloys based on AA 6016**, Material Science and Eng (2001) pp. 452-456.