



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ - UFC  
CENTRO DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS  
CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

ARTHUR CÉSAR MINÁ ALBUQUERQUE COELHO

EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DA  
LIGA DE ALUMÍNIO AA5086 H116

Fortaleza-CE

Fevereiro de 2013



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ - UFC  
CENTRO DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS  
CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

ARTHUR CÉSAR MINÁ ALBUQUERQUE COELHO

EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DA  
LIGA DE ALUMÍNIO AA5086 H116

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará como parte dos requisitos para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva

Fortaleza-CE

Fevereiro de 2013

ARTHUR CÉSAR MINÁ ALBUQUERQUE COELHO

EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DA  
LIGA DE ALUMÍNIO AA5086 H116

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará como parte dos requisitos para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Aprovada em: \_\_\_\_/\_\_\_\_/\_\_\_\_

BANCA EXAMINADORA

---

Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva  
Universidade Federal do Ceará - UFC

---

Prof. Dr. Walney Silva Araújo  
Universidade Federal do Ceará - UFC

---

Prof. Dr. Willys Machado Aguiar  
Universidade Federal do Ceará - UFC

À Deus.  
Aos meus pais Júlio e Gilce.  
À minha esposa Arlene.

## AGRADECIMENTOS

À Deus, pelo dom da vida, fornecendo-me condições de trabalhar e realizar.

Aos meus pais, Júlio e Gilce, pela educação e apoio recebidos em todos os momentos de minha vida.

À Arlene Santisteban, minha esposa. Por sua compreensão, em cada ausência ou momentos de estresse que tive durante esta jornada. Por sua amizade, fornecendo-me apoio incondicional. Por sua confiança, acreditando em minha vitória mesmo quando eu julgava-me derrotado. Por seu amor, que permite com que eu lute pelos meus objetivos com a clareza e sutileza necessária para alcançá-los.

Aos meus sogros, Alfredo e Arli, à minha irmã Joyce e à minha conhada Arliene Santisteban, pelos valorosos apoios e pela amizade ao longo deste trabalho.

Ao Professor e Orientador Dr. Marcelo José Gomes da Silva, pela dedicação e disponibilidade na orientação deste trabalho, e principalmente, pela amizade e confiança construída durante toda a graduação.

Ao Professor Dr. Willys Machado de Aguiar, pela amizade e ensinamentos desde os tempos de CEFET, que foi uns dos principais motivos que despertou meu interesse à grande área de Materiais.

Ao Professor Elineudo Pinho de Moura pela amizade e confiança, dentro e fora de sala de aula, as quais certamente me ajudaram a está nessa etapa da minha vida.

Aos Laboratórios de Engenharia da Soldagem (ENGESOLDA), Caracterização de Materiais (LACAM) e de Corrosão do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFC, em especial aos Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda, Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta, Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva, Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu e Prof. Dr. Walney Silva Araújo.

À Industria Naval do Ceará (INACE), pelo apoio ao ceder o material necessário para a construção dos corpos de prova.

Aos meus colegas de curso, pela saudável convivência durante todo o período de graduação, em especial ao Émerson Miná, Francisco Nocy, Gilberto Pereira, Thiago Pontes e Abraão Danilo.

Aos amigos Adriana Celentano, pelo auxílio na preparação dos corpos de prova laminados e Amnon Rodrigues, pelo auxílio na preparação das soluções, além do agradável convívio, amizade e respeito de ambos, durante a elaboração deste trabalho.

“Um nobre exemplo torna fáceis as  
ações difíceis.”

(Johann Goethe).

## RESUMO

A liga AA5086, com ampla utilização na indústria naval, combina as propriedades: baixa densidade, resistência à corrosão, resistência mecânica e boa soldabilidade. Entretanto, para teores acima de 3,0 %p de Mg, a liga de Al-Mg quando expostas a temperaturas elevadas e a ambientes corrosivos pode se tornar susceptível à corrosão intergranular ou à esfoliação, devido a formação de precipitados de Mg. Desta forma, usuários e fabricantes utilizam-se tratamentos termomecânicos para solucionar ou amenizar os problemas oriundos do efeito deletério da formação de precipitados de Al-Mg. O objetivo deste trabalho é realizar uma análise de tratamentos termomecânicos em ligas AA5086, a fim de verificar o efeito na resistência à corrosão, seguindo as normas ASTM G66, referente à corrosão por esfoliação e ASTM G67, referente a suscetibilidade à corrosão intergranular. Foram realizados tratamentos térmicos de ligas AA5086, utilizando quatro níveis de temperaturas (75, 125, 250 e 500 °C) por 1 e 4 h, além de um tratamento escalonado de 18 e 24 h com temperatura indo de 75 a 250 °C e 75 a 500 °C, respectivamente. Foi realizada ainda análises em amostras laminadas com redução de 10 % após cada tratamento térmico, bem como em chapas soldadas por TIG e MIG/MAG. Além disso, como variável de controle, foi utilizada a liga conforme recebida, com o tratamento H116. Os resultados mostraram, com base nas condições testadas, que as amostras com tratamento térmico (TT) à 250 °C, independentemente do tempo de TT, obtiveram elevada suscetibilidade à corrosão intergranular, segundo propõe a norma ASTM G67. Entretanto para os demais tratamentos a 75, 125 e 500 °C, as amostras testadas, nas condições analisadas, apresentam boa resistência à corrosão intergranular. Os resultados mostram ainda que não existe diferença estatística a um nível de significância de 95 % entre as amostras soldadas ou não, entre as amostras laminadas ou não, bem como em relação ao processo TIG e MIG/MAG. Desta forma pode-se inferir, dadas as condições de teste, que o fator mais influente na suscetibilidade à corrosão intergranular é a temperatura por volta de 250 °C, o que supostamente está relacionada à precipitação de  $Mg_2Al_6$ , ocasionando então a denominada sensitização do Al-Mg.

Palavras chaves: Liga AA5086; tratamento termomecânico; resistência à corrosão, sensitização, ASTM G66, ASTM G67.

## ABSTRACT

The alloy AA5086, with widespread use in the marine industry, combines the properties: low density, corrosion resistance, mechanical strength and weldability. However, for contents above 3.0 wt% Mg, Al-Mg alloy when exposed to high temperatures and corrosive environments can become susceptible to intergranular corrosion or exfoliation due to formation of precipitates of Al-Mg. Thus, users and manufacturers are used thermomechanical treatments to solve or alleviate the problems arising from the deleterious effect of the formation of precipitates of Al-Mg. The objective of this work is to perform an analysis of thermomechanical treatments on AA5086 alloys in order to determine the effect on corrosion resistance, according to ASTM G66, on the exfoliation corrosion and ASTM G67 referring to susceptibility to intergranular corrosion. Thermal treatments were performed alloy AA5086, using four temperature levels (75, 125, 250 and 500 °C) for 1 to 4 h, plus a scaled treatment of 18 and 24 h with the temperature going from 75 to 250 °C and 75 to 500 °C, respectively. Analysis was further performed on samples rolled with a reduction of 10% after each heat treatment, and in plates welded by TIG and MIG/MAG welding. Moreover, as control variable, the alloy was used as received, with treatment H116. The results showed, based on the conditions tested, the samples with heat treatment (TT) to 250 °C irrespective of the time of TT had increased susceptibility to intergranular corrosion according to ASTM G67 proposed. However for the other treatments at 75, 125 and 500°C, the samples tested under the conditions examined, exhibit good resistance to intergranular corrosion. The results also show that there is no statistical difference at a significance level of 95% between samples soldered or not, among the samples laminated or not, as well as on the process TIG and MIG / MAG welding. Thus it can be inferred, given the conditions of testing, the most influential factor in susceptibility to intergranular corrosion is the temperature around 250 °C, which presumably is related to the precipitation of  $Mg_2Al_6$ , causing so-called sensitization Al-Mg.

Keywords: Alloy AA5086; thermomechanical treatment, corrosion resistance, sensitization, ASTM G66, ASTM G67.

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – Diagrama binário da liga Al-Mg. ....	22
FIGURA 2 – Comparação da morfologia dos precipitados $\beta$ e $\beta'$ . [12].....	24
FIGURA 3 - Padrão de difracção sobre [001] de uma liga de Al-Mg possuindo a estrutura ordenada. [12].....	26
FIGURA 4 - Estrutura de Widmanstätten de uma liga de alumínio com 12%pMg tratada a 150 °C por 50 h. [12].....	27
FIGURA 5 – Esquema do dimensionamento dos quatro corpos de prova iniciais cortados à plasma.....	28
FIGURA 6 – Preparação da junta para o procedimento de soldagem.....	29
FIGURA 7 – Dimensionamento das amostras para os ensaios de corrosão pelas normas ASTM G66 e G67 .....	30
FIGURA 8 - Esquema dos tratamentos térmicos de 18 e 24h.....	32
FIGURA 9 – Fluxograma simplificado da preparação dos corpos de prova para os ensaios de corrosão .....	33
FIGURA 10 – Fluxograma simplificado do processo da norma ASTM G67 .....	35
FIGURA 11 – Ensaio ASTM G66, corpos de prova na condição como recebido (CR). a) amostra do metal de base sem laminação. b) amostra soldada com TIG, c) amostra do metal de base com laminação de 10% e d) amostra soldada com MIG/MAG.....	36
FIGURA 12 – Ensaio ASTM G66, corpos de prova na condição de tratamento térmico a 75 °C por 4 h. a) amostra do metal de base sem laminação. b) amostra soldada com TIG, c) amostra do metal de base com laminação de 10% e d) amostra soldada com MIG/MAG.....	37
FIGURA 13 – Ensaio ASTM G66, corpos de prova na condição de tratamento térmico a 125 °C por 4 h. a) amostra do metal de base sem laminação. b) amostra soldada com TIG, c) amostra do metal de base com laminação de 10% e d) amostra soldada com MIG/MAG.....	37
FIGURA 14 – Ensaio ASTM G66, corpos de prova na condição de tratamento térmico a 250 °C por 4 h. a) amostra do metal de base sem laminação. b) amostra soldada com TIG, c) amostra do metal de base com laminação de 10% e d) amostra soldada com MIG/MAG.....	38

FIGURA 15– Ensaio ASTM G66, corpos de prova na condição de tratamento térmico a 500 °C por 4 h. a) amostra do metal de base sem laminação. b) amostra soldada com TIG, c) amostra do metal de base com laminação de 10% e d) amostra soldada com MIG/MAG. ....	38
FIGURA 16 – Comparação da perda de massa com relação ao tratamento térmico. ....	39
FIGURA 17 – Amostras de peças analisadas com base na norma ASTM G67. a) Peças tratadas a 250 °C por 1 h. b) Peças tratadas a 500 °C por 1 h.....	41
FIGURA 18 – Amostras de peças analisadas com base na norma ASTM G67. a) Peças tratadas com escalonamento de 75 a 250 °C, com 6 h em cada temperatura. b) Peças tratadas a 500 °C por 6 h, após tratamento prévio do item a).....	41
FIGURA 19 - Comparação da perda de massa com relação à laminação posterior ao tratamento térmico.....	42
FIGURA 20 - Comparação da perda de massa com relação ao processo de soldagem. ....	43
FIGURA 21 – Observação do ataque preferencial na ZAC. Tratamento de 250 °C por 4 h. ....	44
FIGURA 22 – Observação do ataque preferencial na ZAC. Tratamento de 250 °C por 1 h. ....	44

## LISTA DE QUADROS

QUADRO 1 –	Efeito nas propriedades conferidas pelos elementos de liga. ....	16
QUADRO 2 –	Principais aspectos de classificação das ligas de alumínio.....	17
QUADRO 3 –	Designação numérica das ligas de alumínio trabalhadas segundo AA.....	19
QUADRO 4 –	Designação dos tratamentos das ligas de alumínio trabalhadas segundo AA. .....	19
QUADRO 5 –	Subdivisões básicas do endurecimento por tratamento térmico (tratamento T). ....	20
QUADRO 6 –	Subdivisões básicas do endurecimento por deformação (tratamento H). ....	20
QUADRO 7 –	Subdivisões básicas do grau de encruamento dos tratamentos HX. ....	21
QUADRO 8 –	Principais designações com três dígitos após o H do tratamento de encruamento. ....	21
QUADRO 9 –	Demonstrações da identificação dos corpos de prova com suas devidas condições. ....	34

## SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS .....	iv
RESUMO .....	vi
LISTA DE FIGURAS .....	viii
LISTA DE QUADROS .....	x
1 INTRODUÇÃO .....	13
1.1 Objetivos gerais.....	14
1.2 Objetivos específicos.....	14
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	15
2.1 Generalidades .....	15
2.2 Principais características e propriedades .....	15
2.3 Classificação das ligas de alumínio.....	17
2.3.1. Significado dos quatro dígitos do sistema de classificação das ligas de alumínio trabalhadas.....	18
2.3.2. Designação de tratamento das ligas de alumínio trabalhadas .....	19
2.4 Metalurgia física das ligas de alumínio-magnésio .....	21
2.4.1. Diagrama binário das ligas de Al-Mg .....	22
2.5 Teoria da formação de precipitados de Al-Mg.....	23
2.5.1. Sequências de precipitação.....	23
2.6 Fases constituintes nas ligas de Al-Mg .....	25
2.6.1. Zonas GP.....	25
2.6.2. Fase $\beta''$ .....	26
2.6.3. Fase $\beta'$ .....	26
2.6.4. Fase $\beta$ .....	27
3 MATERIAIS E MÉTODOS .....	28
3.1 Equipamentos empregados.....	28
3.1.1. Equipamentos empregados para a preparação de amostras.....	28
3.1.2. Equipamentos empregados para ensaios de corrosão.....	30
3.2 Materiais de consumo.....	31
3.2.1. Corpos de prova .....	31
3.2.2. Material empregado para os ensaios de corrosão .....	31
3.3 Metodologia .....	32
3.3.1. ETAPA 1 – Metodologia para tratamentos térmicos .....	32

3.3.2. ETAPA 2 – Metodologia para laminação .....	34
3.3.3. ETAPA 4 – Metodologia para a avaliação da resistência à corrosão .....	34
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	36
4.1 Ensaio ASTM G66 .....	36
4.2 Ensaio ASTM G67 .....	39
5 CONCLUSÕES.....	45
6 SUGESTÃO DE TRABALHOS.....	47
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	48

## 1 INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio-magnésio, as quais compõem a série 5XXX, possuem ampla utilização comercial, como em decorações arquitetônicas, tampas de latas de Al, suportes para iluminação pública, tanques de criogenia, componentes de guindastes, componentes automotores, bem como peças e cascos de embarcações navais.

O alumínio AA5086, escopo deste trabalho, tem sua grande utilização na indústria naval, principalmente em virtude das propriedades: baixa densidade (inferior a do aço), resistência à corrosão, propriedades mecânicas elevadas e soldabilidade.

Sabe-se, entretanto, que para teores acima de 3,0% de Mg, a liga de Al-Mg quando expostas a temperaturas elevadas e a ambientes corrosivos pode se tornar suscetível à corrosão intergranular pela precipitação de  $Mg_2Al_6$  nos contornos de grão. Este precipitado é menos resistente à corrosão que a matriz, desta forma ocorre uma corrosão preferencial nos contornos de grão. Sabe-se ainda que nestas ligas, pode haver ainda susceptibilidade à corrosão por esfoliação, neste caso associada a disposição desfavorável dos precipitados de  $Mg_2Al_3$ .

Com o intuito de solucionar estes problemas, a indústria do alumínio desenvolveu alguns mecanismos de tratamento termomecânicos que tornam tais ligas mais resistentes a estes tipos de corrosão.

Um destes mecanismos é o tratamento H116, muito utilizado no alumínio AA5086 em usos navais, visando amenizar os problemas com corrosão por esfoliação. Entretanto na indústria naval, uma das ferramentas mais usuais de união de material é a soldagem. Tendo em vista que a soldagem fornece à junta uma quantidade razoável de energia térmica, pode, portanto, haver interferência desta com o tratamento H116 utilizado, que além possibilitar quedas nas propriedades mecânicas da junta (tanto na zona fundida, como na zona afetada pelo calor - ZAC), pode deixá-la mais susceptível a corrosão.

Além disso, muitas vezes a soldagem destas chapas não é autógena e utiliza um metal de adição de uma liga de alumínio diferente da liga do metal de base. Este fato pode potencializar ainda mais a corrosão nesta junta, pois poderemos ter a formação de uma pilha eletrolítica localizada.

Com base no pressuposto, este trabalho visa analisar o efeito do tratamento térmico (TT) na resistência à corrosão em juntas soldadas de alumínio AA5086 H116, utilizando como metal de adição o AWS ER 5356, tanto por TIG como por MIG/MAG.

Paralelamente é realizada uma análise do efeito na corrosão em chapas de alumínio AA5086 tratadas termicamente com e sem laminação a frio posterior ao TT.

Vale salientar que o objetivo deste trabalho não é analisar os efeitos dos parâmetros da soldagem, muito menos o processo de soldagem utilizado. Reitera-se que mesmo a energia térmica da soldagem não será parâmetro de análise neste trabalho, e que tal foca apenas no efeito da resistência à corrosão.

### **1.1 Objetivos gerais**

Analisar o efeito do tratamento térmico na resistência à corrosão de chapas de alumínio AA5086 H116, soldadas ou não e com ou sem laminação posterior.

### **1.2 Objetivos específicos**

São objetivos específicos deste trabalho:

- Avaliação do efeito do processo de soldagem (TIG e MIG/MAG) na resistência à corrosão da liga de alumínio AA5086 H116, baseando-se nos procedimentos propostos pelas normas ASTM G66 e G67.
- Avaliação do efeito do tratamento térmico seguido de laminação na resistência à corrosão da liga de alumínio AA5086, baseando-se nos procedimentos propostos pelas normas ASTM G66 e G67.
- Avaliação do efeito do tratamento térmico após a soldagem pelos processos TIG e MIG em juntas de alumínio AA5086 H116, baseando-se nos procedimentos propostos pelas normas ASTM G66 e G67.

## **2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 Generalidades**

O alumínio é produzido comercialmente a cerca de 150 anos, com uma acelerada expansão na produção tanto primária (a partir do minério) quanto secundária (a partir da reciclagem). Em 2006 uma produção total, nos 46 países produtores, foi de 60 milhões de toneladas (sendo 34 milhões oriundas da produção primária). Neste contexto, em relação à produção primária, o Brasil encontra-se em sexto lugar estando atrás apenas da China, Rússia, Canadá, EUA e Austrália. [1]

O minério mais utilizado para a produção do alumínio é a bauxita, que se trata de um óxido de alumínio hidratado ( $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ ). Estes minérios possuem uma concentração entre 40-60% de óxidos de alumínio (alumina). [1, 2]

Seu beneficiamento consiste, em uma primeira etapa, na cominuição para a separação da alumina, e posteriormente na redução (normalmente em um processo denominado Bayer) por meio de uma pilha eletroquímica. [1]

Entretanto, o óxido de alumínio é muito estável, isso acarreta na necessidade de uma alta energia elétrica para promover essa redução. Tal condição inferi em grande custo produtivo. Desta forma, os países produtores precisam ter um bom potencial energético, como é o caso do Brasil e do Canadá. [1, 3]

Vale salientar o grande potencial em minério de alumínio do Brasil, estando entre as três maiores reservas de minério de alumínio do mundo. Isto deixa o Brasil em uma posição privilegiada, pois além de ter esta grande reserva, ainda possui um grande potencial energético. Estas duas características juntas favorecem o potencial do Brasil em relação ao alumínio. Sendo, por tanto, necessário cada vez mais investimentos em pesquisas com relação a este metal. [3, 4]

### **2.2 Principais características e propriedades**

O alumínio puro, cujo símbolo do elemento químico é Al, possui em sua forma natural uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), é um metal de baixa densidade, baixa dureza, sendo facilmente conformável, possui ainda uma excelente condutibilidade elétrica e térmica, entretanto possui um baixo ponto de fusão.

Além disso, é um metal não tóxico, não magnético, não produz ignição e possui um alto poder redutor. O alumínio oxida-se ao ar, formando uma camada passiva (fina, densa e aderente) de alumina que o protege da corrosão em diferentes meios: em pH próximos do neutro, em alguns ácidos, em compostos de enxofre, em vários hidrocarbonetos, em óleos e em substâncias orgânicas. Entretanto, em ambientes salinos, em bases alcalinas (sódio e potássio) e por alguns ácidos fortes como o ácido clorídrico e fluorídrico, esta camada passiva não é eficiente. [2, 3]

Entretanto, o alumínio puro possui utilizações restritas. Desta forma é comum encontrar o alumínio sob a forma de ligas metálicas como: Al-Mg, Al-Cu, Al-Mn, etc. Estes metais adicionados ao alumínio visam modificar algumas características, sejam elas melhorias mecânicas ou de proteção contra a corrosão (QUADRO 1). Salienta-se ainda na possibilidade de melhoria das propriedades de várias destas ligas por meio de tratamento térmico e/ou mecânico. [2]

QUADRO 1 – Efeito nas propriedades conferidas pelos elementos de liga. [2, 5, 6, 7].

<b>Elementos de liga</b>	<b>Efeito na liga</b>
<b>Magnésio</b>	Melhora a resistência à corrosão e as propriedades de endurecimento a frio.
<b>Silício</b>	Melhora a resistência mecânica. Juntamente com o magnésio ocorre o endurecimento por precipitação.
<b>Zinco</b>	Melhora a resistência mecânica, pode ocorrer endurecimento por precipitação, mas pode deixar a liga susceptível à corrosão sob tensão (CST).
<b>Cobre</b>	Melhora a resistência mecânica, pode ocorrer endurecimento por precipitação, mas piora a resistência à corrosão, a soldabilidade e ductilidade.
<b>Manganês</b>	Melhora a resistência mecânica, influencia na estrutura granular e impede a recristalização.
<b>Níquel</b>	Melhora a resistência à alta temperatura.
<b>Titânio</b>	Diminui o tamanho do grão melhorando a resistência mecânica
<b>Cromo</b>	Aumenta a resistência à corrosão sob tensão (CST).
<b>Ferro</b>	Normalmente está presente como impureza, mas no alumínio puro, quando sua concentração é menor que 1% em peso, melhora a resistência mecânica. Diminui a resistência à corrosão nas ligas de alumínio.

### 2.3 Classificação das ligas de alumínio

Devido à grande variedade de ligas de alumínio e de suas condições de fabricação, como os diversos tratamentos térmicos e mecânicos existentes, torna-se indispensável o uso de um sistema para classificação deste metal, a fim de fornecer aos usuários e fabricantes, meios padronizados de caracterizar as ligas de alumínio e poder estimar, pelas condições citadas, às suas principais propriedades. Neste intuito foi desenvolvido pela Aluminium Association (AA) um sistema de numeração de âmbito internacional. [8]

De uma forma geral pode-se dizer que as ligas de alumínio são classificadas em função de três aspectos, conforme resumido no QUADRO 2.

QUADRO 2 – Principais aspectos de classificação das ligas de alumínio. [2, 9]

Aspectos	Subdivisões
<b>Composição</b>	Alumínio comercialmente puro ou ligas de alumínio
<b>Tratamento</b>	Tratáveis termicamente ou não tratáveis termicamente
<b>Modo de processamento</b>	Trabalhadas ou fundidas

Com relação ao tratamento térmico, costuma-se dividir as ligas de acordo com a sensibilidade ao tratamento térmico. Entretanto, esta sensibilidade estaria relacionada apenas as resistências mecânicas destas ligas. Por exemplo, uma liga de alumínio que é considerada tratável termicamente (ligas das séries 2XXX, 6XXX e 7XXX) pode ser endurecida por um processo de envelhecimento, ao qual se precipita fases intermetálicas. Desta forma, ligas que não sofrem efeito considerável do aumento da resistência mecânica por precipitação de fases durante o tratamento térmico, são classificadas não tratáveis termicamente (ligas das séries 1XXX, 3XXX e 5XXX). [2, 5, 7].

Entretanto deve-se ter um cuidado com esta divisão das ligas em tratáveis e não tratáveis termicamente, pois ligas não tratáveis termicamente ainda assim podem sofrer influências significativas da temperatura em suas propriedades como é o caso das ligas de Al-Mg (série 5XXX). Estas ligas, quando com teores de magnésio que superam o limite de solubilidade em temperatura ambiente (teores superiores a 3,0% pMg), podem promover, em condições termodinâmicas favoráveis, a formação de precipitados

nos contornos de grão (como o  $Mg_2Al_6$ ). Tais precipitados em vez de proporcionar algum ganho de dureza, inferem problemas como o aumento da susceptibilidade à corrosão nos contornos de grão e diminuição da resistência à corrosão sob tensão (CST). [7] Por isso ressalta-se que tal classificação leva em consideração apenas ao efeito do tratamento no endurecimento por precipitação, não levando em conta os efeitos (deletérios, inclusive) em outras propriedades, como na resistência à corrosão.

A *Aluminium Association* designa as ligas de alumínio por: EN AWXXXX, em que “XXXX” é um número de 4 dígitos e AW significa *Aluminium Wrought*, i.e., ligas de alumínio trabalhadas; e EN ACXXX.X o qual AC significa *Aluminium Cast* e informa que estas ligas são para fundição. Entretanto, é comum outra especificação por uma letra maiúscula (seguida ou não por um ou mais dígitos numéricos) que designa o tratamento térmico (ou mecânico) que a liga foi sujeita. [2, 5]

Entretanto é extremamente comum encontrar a classificação da liga apenas por AAXXXX ou AAXXX.X, seguida dos dígitos indicativos dos tratamentos térmicos (ou mecânicos). [2, 5]

No presente trabalho, não convém entrar em detalhes nas classificações das ligas para fundição. Por isso, os subcapítulos a seguir trarão apenas informações relativas às ligas trabalhadas (*Aluminium Wrought*).

### 2.3.1. Significado dos quatro dígitos do sistema de classificação das ligas de alumínio trabalhadas

O sistema de quatro dígitos numéricos é usado para a classificação do alumínio e de suas ligas trabalhadas. Desta forma, o primeiro dígito indica o principal elemento de liga (QUADRO 3). [7] O segundo dígito indica uma modificação na liga original, desta forma uma liga original possui o segundo dígito igual à zero. Entretanto se for necessário um controle especial sobre uma ou mais impurezas ou a adição de elementos de liga para melhorar alguma propriedade da liga originária, então este dígito pode assumir um valor de 1 a 9. Salienta-se que este valor é arbitrário e não corresponde a uma escala de impurezas.

Os dois últimos dígitos só terão um significado especial quando se tratar da série de alumínio comercialmente puro (série 1XXX), neste caso indicam o grau de

pureza acima de 99%. Por exemplo, 1050 e 1060 indicam que são alumínio que possuem 99,50% e 99,60% de pureza, respectivamente. [2, 5]

QUADRO 3 – Designação numérica das ligas de alumínio trabalhadas segundo AA. [2, 5, 7, 8, 9]

<b>Designação numérica</b>	<b>Principal elemento de liga</b>
<b>1XXX</b>	Alumínio Comercial Puro (99,00%)
<b>2XXX</b>	Cobre
<b>3XXX</b>	Manganês
<b>4XXX</b>	Silício
<b>5XXX</b>	Magnésio
<b>6XXX</b>	Magnésio e Silício
<b>7XXX</b>	Zinco
<b>8XXX</b>	Outros elementos de liga
<b>9XXX</b>	Série livre (não usual)

### 2.3.2. Designação de tratamento das ligas de alumínio trabalhadas

Como já mencionado, a designação da liga pode ser complementada por uma letra maiúscula (seguida ou não de mais dígitos numéricos) os quais caracterizarão o tratamento térmico ou mecânico desta liga. [2, 7] O QUADRO 4, mostra as principais designações para estes tratamentos. Os QUADRO 5 e 6 mostram as principais subdivisões para os tratamentos designados por T e por H, respectivamente e o QUADRO 7, por sua vez, indica uma divisão para o grau de encruamento do tratamento H.

QUADRO 4 – Designação dos tratamentos das ligas de alumínio trabalhadas segundo AA. [2, 7, 8, 9, 10].

<b>Designações</b>	<b>Características</b>
<b>F</b>	Como fabricado – Sem controle sobre as condições termomecânicas para garantir propriedades específicas.
<b>O</b>	Recozido e recristalizado – Permite aumentar a ductilidade e estabilidade dimensional. Entretanto correspondem a valores baixos de resistência mecânica. Pode ser seguido ou não de um dígito numérico.
<b>H</b>	Endurecido por deformação (encruamento) – Podem ser complementados por tratamentos térmicos para o alívio de tensões. São sempre seguido de dois ou mais dígitos numéricos para que caracterize melhor o tratamento.

<b>T</b>	Tratável termicamente para produzir um endurecimento estável – Pode ser usado com ou sem encruamento complementar, são sempre seguidos por um ou mais dígitos.
<b>W</b>	Solubilizada – Ligas sujeitas a envelhecimento natural. Esta designação só se completa quando usados complementos dizendo o tempo para o envelhecimento natural, por exemplo, W ½h.

QUADRO 5 – Subdivisões básicas do endurecimento por tratamento térmico (tratamento T). [11]

<b>Subdivisões de T</b>	<b>Características</b>
<b>T1</b>	Resfriamento a partir da temperatura de fabricação e naturalmente envelhecido.
<b>T2</b>	Resfriamento a partir da temperatura de fabricação, deformação a frio e naturalmente envelhecido.
<b>T3</b>	Tratamento de solubilização, deformação a frio e envelhecimento natural.
<b>T4</b>	Tratamento de solubilização e envelhecimento natural.
<b>T5</b>	Resfriamento na temperatura de fabricação e envelhecimento artificial.
<b>T6</b>	Solubilização e envelhecimento artificial.
<b>T7</b>	Solubilização e estabilizado por superenvelhecimento.
<b>T8</b>	Solubilização, deformação a frio e envelhecimento artificial.
<b>T9</b>	Solubilização, envelhecimento artificial e deformação a frio.
<b>T10</b>	Resfriado a partir da temperatura de fabricação, deformação a frio e envelhecimento artificial.

QUADRO 6 – Subdivisões básicas do endurecimento por deformação (tratamento H). [11]

<b>Subdivisões de H</b>	<b>Características</b>
<b>H1</b>	Apenas endurecido por deformação – Sem tratamento térmico complementar.
<b>H2</b>	Endurecido por deformação e parcialmente recozido – Com o recozimento a dureza pode cair.
<b>H3</b>	Endurecido por deformação e estabilizado - Aplicam-se a produtos que tenham sido encruados e depois estabilizados, quer por um tratamento a baixa temperatura, ou como resultado de calor introduzido durante a fabricação do produto. A estabilização geralmente melhora ductilidade.
<b>H4</b>	Endurecido por deformação e recobrido ou pintado - Aplica-se a produtos que foram encruados e que tenham sido submetidos ao calor durante a pintura posterior ou durante operações de recobrimentos.

QUADRO 7 – Subdivisões básicas do grau de encruamento dos tratamentos HX. [11]

Subdivisões de H	Principal elemento de liga
<b>HX1</b>	Aumento de 1/8 da dureza original.
<b>HX2</b>	Aumento de 2/8 da dureza original.
<b>HX3</b>	Aumento de 3/8 da dureza original.
<b>HX4</b>	Aumento de 4/8 da dureza original.
<b>HX5</b>	Aumento de 5/8 da dureza original.
<b>HX6</b>	Aumento de 6/8 da dureza original.
<b>HX7</b>	Aumento de 7/8 da dureza original.
<b>HX8</b>	Aumento de 8/8 (100%) da dureza original (conseguido com aproximadamente 75% de redução).
<b>HX9</b>	Extra duro (limitados à certas ligas e/ou geometria do produto).

Costuma-se, ainda, encontrar três dígitos após o H. O terceiro dígito, quando usado, indica uma variação do temperamento de dois dígitos. É usado quando o grau de controle do temperamento ou as propriedades mecânicas são diferentes (mas próximas) das designações de dois dígitos para o qual ele é adicionado, ou ainda quando alguma outra característica é significativamente afetada. [5] Desta forma as principais designações de três dígitos numéricos após o H, estão mostradas no QUADRO 8.

QUADRO 8 – Principais designações com três dígitos após o H do tratamento de encruamento. [11]

Subdivisões de H	Principal elemento de liga
<b>HX11</b>	Aplicado a produtos que sofreram um determinado nível de encruamento após o recozimento final. Não sendo classificados como recozidos puramente, mas também não podem estar inclusos na classificação HX1.
<b>H112</b>	Aplicado a produtos que podem adquirir algum tratamento ao se trabalhar a uma temperatura elevada ou a partir de uma quantidade limitada de trabalho a frio, e para os quais há limites de propriedades mecânicas.
<b>H116</b>	Aplicados a produtos, como os da série 5XXX contendo mais de 4% de magnésio, os quais necessitam de uma determinada resistência mecânica e uma boa resistência a corrosão por esfoliação.

#### 2.4 Metalurgia física das ligas de alumínio-magnésio

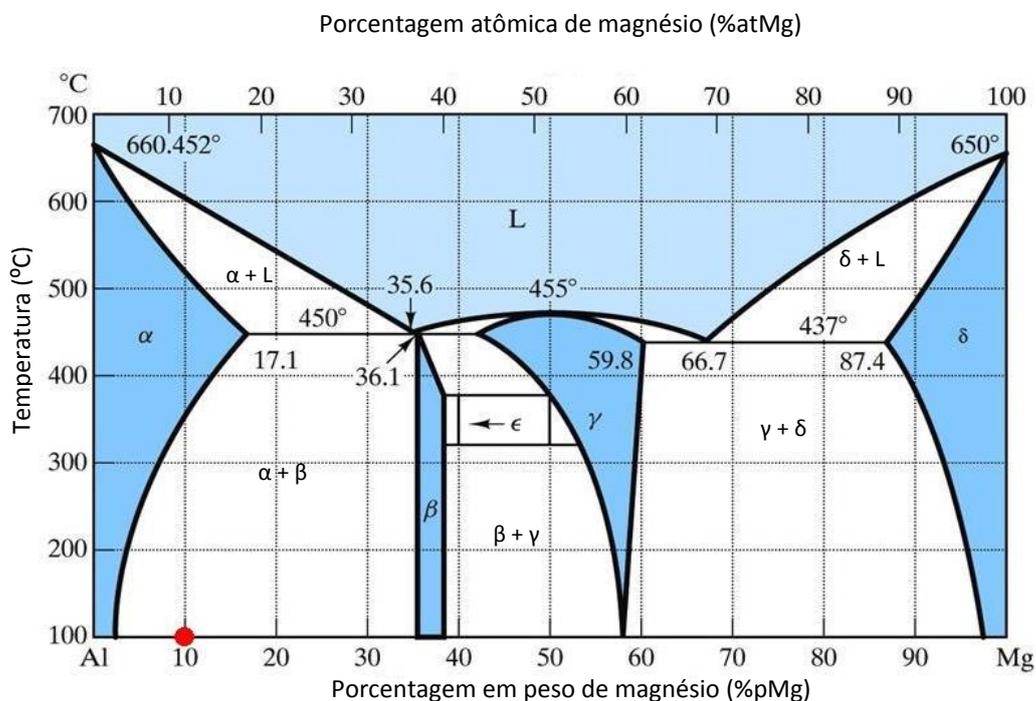
Ligas onde o principal elemento de liga é o magnésio compreendem a série 5XXX, segundo a *Aluminium Association*. Estas ligas são consideradas não tratáveis termicamente, pois o principal método de endurecimento destas ligas é por solução

sólida e/ou por encruamento (trabalho mecânico). Entretanto estas ligas em particular, podem formar várias fases de precipitados. Estes precipitados são altamente dependentes da química da liga e das condições de processamento térmico, sendo necessária certa atenção no que diz respeito a estes precipitados, aos seus efeitos e aos seus mecanismos de precipitação.

#### 2.4.1. Diagrama binário das ligas de Al-Mg

Através do diagrama de fase do Al-Mg (FIGURA 1) é possível prever as composições típicas das fases em equilíbrios em função da temperatura. Desta forma pode-se descrever cinco fases sólidas em equilíbrio ao longo de toda a gama de composições: i) Solução sólida de Al-Mg ( $\alpha$ ); ii) O componente intermetálico  $\beta$  ( $\text{Al}_2\text{Mg}_3$ ); iii) O composto de linha  $\epsilon$ ; iv) O composto  $\gamma(\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17})$ ; e v) Solução sólida de Mg-Al ( $\delta$ ). [12]

FIGURA 1 – Diagrama binário da liga Al-Mg.



Fonte: Adaptação de [13]

A análise do diagrama da FIGURA 1, mostra que a solubilidade de Mg em solução sólida de alumínio é relativamente alta (17,1 % pMg a 450 °C). O composto intermetálico  $\beta$ , cuja composição é  $\text{Al}_2\text{Mg}_3$ , possui uma fase estreita de concentração (36,1 a 37,8 % pMg) ao qual é estável, entretanto esta estabilidade ocorre desde temperaturas por volta de 450 °C até 0 °C. O composto de linha  $\varepsilon$  (39 % pMg) é estável em temperaturas altas, por volta de 320-370 °C. A fase  $\gamma$  é estável dentro de uma composição de 42-59,8 % pMg a 450 °C, mas declina consideravelmente com a queda de temperatura (sendo aproximadamente 53-57,5 % pMg a 300 °C). Por último, a solubilidade do alumínio em solução sólida de magnésio é de 12,6 % pAl a 437 °C. [12]

Um fato extremamente importante de se observar no diagrama de fase desta liga, é que a inclinação da linha *solvus* tem uma curvatura positiva, o que é indicativo de um sistema de liga que pode haver eventos de precipitação. [12]

## 2.5 Teoria da formação de precipitados de Al-Mg

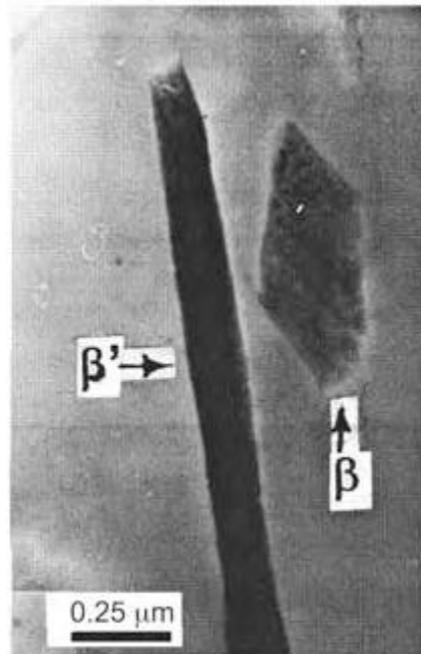
O comportamento das precipitações nas ligas de Al-Mg tem sido objeto de muitas pesquisas destinadas a investigar a maneira pela qual ocorre a nucleação e desenvolvimento dos precipitados estáveis e metaestáveis destas ligas. [12] Os subcapítulos seguintes refere-se a uma rápida tentativa de compreender este assunto no referente a teoria da nucleação e a caracterização de tais precipitados.

### 2.5.1. Sequências de precipitação

Kelly *et. al* (1963). foram os primeiros a propor uma sequência plausível de precipitação das ligas de Al-Mg. A qual estas ligas ao serem aquecidas e mantidas a uma temperatura em que toda a liga fosse solubilizada em uma solução sólida supersaturada  $\alpha$ , e depois de um período esta liga fosse resfriada, então ocorreria à precipitação de duas fases  $\beta'$  e  $\beta$ , que são similares em composição, mas diferentes em estrutura (FIGURA 2). Desta forma tem-se a seguinte sequência de precipitação: [12, 14]



FIGURA 2 – Comparação da morfologia dos precipitados  $\beta$  e  $\beta'$ . [12]



Posteriormente, Pollard (1965) mostrou que a sequência de precipitação deve envolver zonas de Guinier-Preston (zonas GP), mudando assim a sequência de precipitação. Komarova *et al* (1973)., analisando pesquisas anteriores e observando os efeitos nas propriedades mecânicas, mostrou com o auxílio de um microscópio eletrônico de transmissão e de análises da resistividade, que sob determinada temperatura e parâmetros de envelhecimento natural, ocorreria a formação de duas fases metaestáveis (zonas GP, já mostradas por Pollard (1965), e a fase  $\beta''$ ), com isto a sequência de precipitação passou a ser: [12, 15, 16]



Analisando os mecanismos de precipitação destas diferentes fases, os pesquisadores observaram que as únicas fases que se precipitam com nucleação homogênea são as zonas GP. [12, 17, 18, 19, 20, 21].

Observando ainda a sequência de precipitação, agora no que diz respeito as faixas de temperatura de formação e dissolução das fases, pode-se dizer que as zonas GP e as fases  $\beta''$  se formam em faixas de temperaturas por volta de 0-45 °C e suas dissoluções encontra-se entorno de 50-100 °C. Um aumento desta temperatura para faixa de 100-200 °C marca a formação da fase  $\beta'$  seguido pela formação do estável da

fase  $\beta$  na faixa de 250-300 °C. Já a dissolução da fase  $\beta$ , por análise calorimétrica, observou-se está por volta de 430 °C, o que é condizente com as condições do diagrama de equilíbrio mostrado na FIGURA 1. [12, 17, 21]

## 2.6 Fases constituintes nas ligas de Al-Mg

O estudo das fases constituintes nas ligas de Al-Mg vem sendo desenvolvido com a adequação e utilização de diversas técnicas (espalhamento de raios-x, espalhamento de nêutrons, análises de calorimétricas, análises de resistência elétrica, etc.). Entretanto existem ainda algumas divergências entre autores sobre a formação de algumas fases específicas (como as zonas GP), contudo, mesmo com estas divergências, é possível descrever algumas características destas fases. [12]

### 2.6.1. Zonas GP

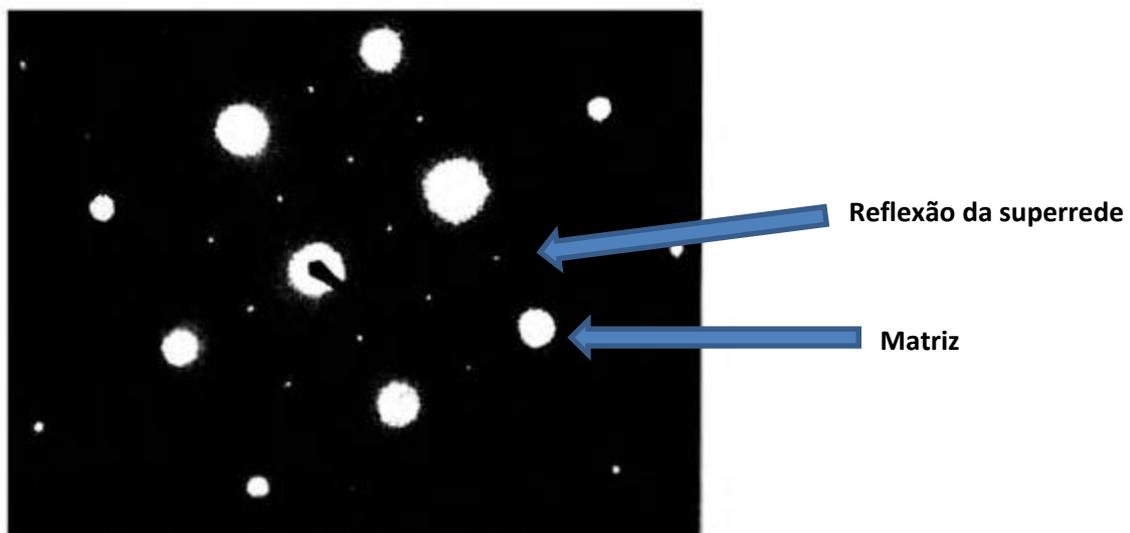
Como já mencionado anteriormente a formação das zonas GP ocorrem em temperaturas relativamente baixas (0-50°C), tendo sua dissolução por volta de 50-100°C. [12, 15, 21, 22, 23, 24, 25] Estas zonas são extremamente pequenas e de difíceis de visualizações, contudo, medições de resistência elétrica e de análise de dureza são utilizadas para dá suporte na confirmação da existência destas fases, que vale ressaltar serem coerentes com a matriz. [12, 18, 22, 26, 27, 28] Além disso, apesar da dificuldade, foi descrito que as zonas GP são placas finas, com dimensões da ordem de um a dois planos atômicos, ricas em magnésio e orientadas ao longo da direção  $\langle 100 \rangle$ . [12]

A formação das zonas GP estaria relacionada ao movimento difusional dos átomos entre as lacunas da matriz. Entretanto, salienta-se que o movimento dos átomos é lento, devido à baixa temperatura, por isso torna-se necessário que a matriz possua uma quantidade razoável de lacunas, o que pode ser causado com um resfriamento rápido. Além disso, um aumento da quantidade de magnésio estaria relacionado a um aumento das zonas GP. [12]

### 2.6.2. Fase $\beta''$

Prolongando o tempo de envelhecimento, as zonas GP se ordenam em uma fase esférica, fase  $\beta''$  [25]. Com isso, pode-se dizer que a fase  $\beta''$  se forma a partir das zonas GP, formando, também, estruturas coerentes com a matriz de alumínio. [25, 29] Esta coerência foi mostrada através de padrões de dispersão ultra-sônicos, e os precipitados que formam esta fase possuem a estequiometria de  $\text{Al}_3\text{Mg}$  e dimensões por volta de 8-10 nm, dispersos formando uma superrede na matriz (FIGURA 3). [12, 24, 25].

FIGURA 3. Padrão de difracção sobre [001] de uma liga de Al-Mg possuindo a estrutura ordenada. [12]



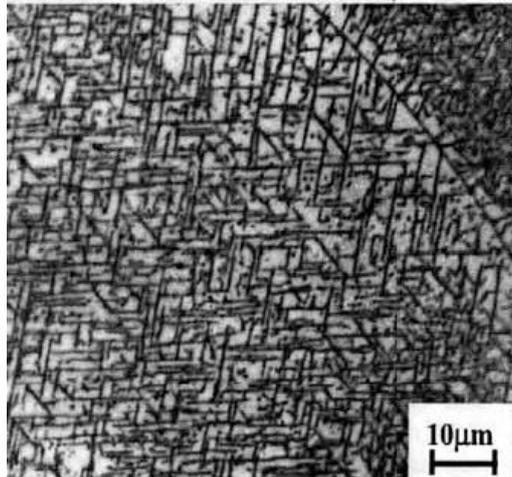
### 2.6.3. Fase $\beta'$

Estes precipitados formam fases metaestáveis semi-coerentes com a matriz de alumínio, têm a estrutura hexagonal compacta (HC) e possuem estequiometria  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ . Estão ainda, orientados na matriz seguindo a direção  $(0001)_{\beta'} // (001)_{\alpha}$  e  $[01\bar{1}0]_{\beta'} // [110]_{\alpha}$ . Estes precipitados possuem variações, dependendo do envelhecimento e da composição da liga, podendo ser encontrado com dimensões da ordem de 10nm até 300 nm. [12]

A fase  $\beta''$  formam diversos tipos de estruturas, dependendo das condições. A FIGURA 2 mostra um tipo de estrutura de bastonetes (*rod-like*), já a FIGURA 4,

exemplifica um tipo de estrutura denominada de Widmanstätten, possuindo duas características básicas, a primeira é que não sofrem reversão como nas zonas GP e a segunda é que a precipitação ocorre em regiões próximas aos contornos de grão. [12]

FIGURA 4 - Estrutura de Widmanstätten de uma liga de alumínio com 12%pMg tratada a 150 °C por 50 h. [12]



#### 2.6.4. Fase $\beta$

Esta estrutura forma fases estáveis e incoerentes com a matriz de alumínio, têm a estrutura cúbica de face centrada (CFC), possuem estequiometria  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  e tamanho aproximadamente igual a 250nm, estando orientados na matriz na direção  $(111)_\beta // (001)_\alpha$  e  $[110]_{\beta'} // [010]_\alpha$ . Esta fase pode formar estruturas em placas (*plate-like*) ou em bastonetes (*rod-like*). Um exemplo de fase  $\beta$  em placas é mostrado na FIGURA 2. [12, 15, 21, 26, 30, 31, 32].

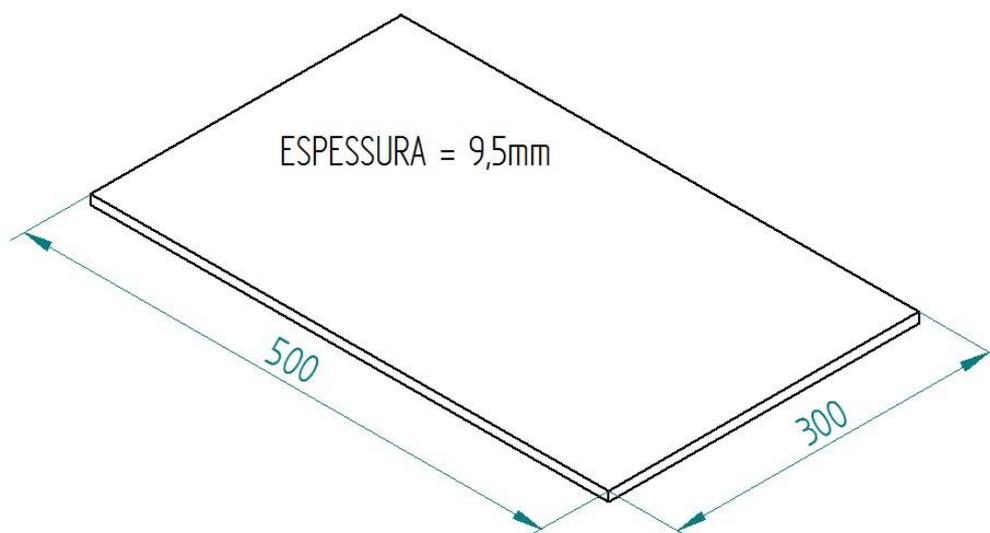
### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Equipamentos empregados

##### 3.1.1. Equipamentos empregados para a preparação de amostras

As amostras de alumínio AA5086 H116 foram primeiramente retiradas de uma chapa de 9,4mm de espessura através de um corte a plasma, realizado na Indústria Naval do Ceará (INACE). Desta forma foram cortados quatro corpos de prova com dimensões 500 x 300 x 9,5 mm (FIGURA 5) .

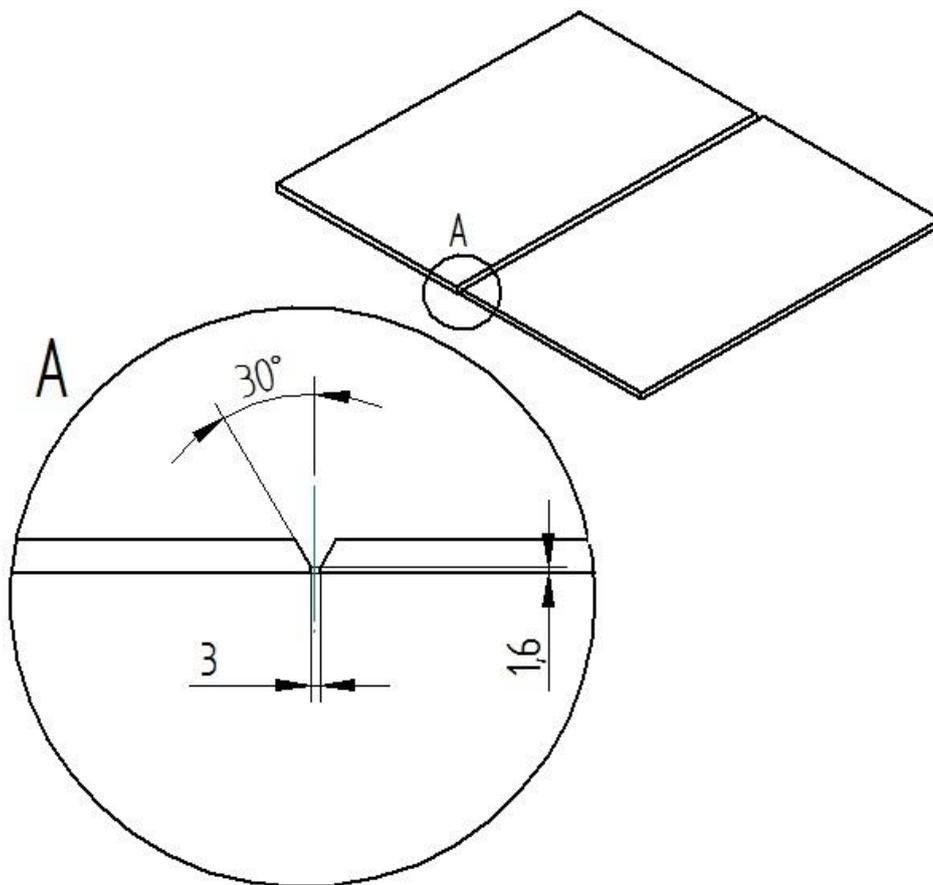
FIGURA 5 – Esquema do dimensionamento dos quatro corpos de prova iniciais cortados à plasma



Fonte: Autor

Estes quatro corpos de prova foram então soldados 2 a 2 formando dois corpos de prova, sendo um soldado a TIG e o outro a MIG/MAG. Para a soldagem destes corpos de prova utilizou-se de uma fonte universal. Além disso, os corpos foram chanfrados com o uso de uma máquina de serra-fita com ângulo ajustável, de forma obter um ângulo de  $70^{\circ} (+5^{\circ} - 0^{\circ})$ , conforme mostra FIGURA 6 baseada do Registro de Qualificação de Procedimento de Soldagem (RQPS) realizado na INACE.

FIGURA 6 – Preparação da junta para o procedimento de soldagem

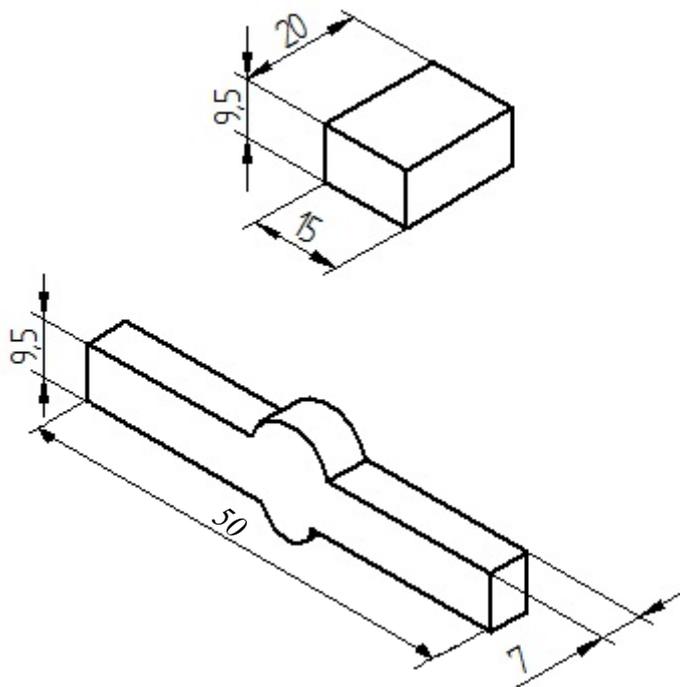


Fonte: Autor

Antes da soldagem foi realizada uma limpeza da junta a ser soldada a fim de evitar incrustações de impurezas e óxidos afetando a solda. Esta limpeza foi realizada com uma escova rotativa.

Após a soldagem destes corpos de prova, foi então realizado no Laboratório de Engenharia da Soldagem (ENGESOLDA), situado na Universidade Federal do Ceará (UFC) o corte destes corpos primeiro com uma serra-fita, e depois com uma cortadeira metalográfica, de forma obter 132 corpos de prova, sendo 66 do metal base, 33 de soldagem TIG e 33 de soldagem MIG/MAG. Os 66 corpos de prova do metal base foram retirados com largura de  $15,0 \pm 0,5$  mm e comprimento de  $20,0 \pm 0,5$  mm (FIGURA 7). Já os corpos soldados foram retirados com as dimensões de  $75,0 \pm 1,0$  mm e  $7,0 \pm 0,5$  mm (FIGURA 7).

FIGURA 7 – Dimensionamento das amostras para os ensaios de corrosão pelas normas ASTM G66 e G67



Todos os corpos de prova foram lixados com lixas de granulometria 100, 220, 320 e 400 mesh, com uso de uma politriz, ou quando não possível, no caso dos corpos soldados, foram lixados manualmente. Salienta que os cantos vivos foram retirados para evitar acidentes ou interferência no procedimento de corrosão.

### 3.1.2. Equipamentos empregados para ensaios de corrosão

A corrosão nos corpos de prova foi analisada de duas formas: baseado no procedimento ASTM G66 e baseado no procedimento ASTM G67.

O procedimento ASTM G66, necessita da manutenção da temperatura a  $60^{\circ}\text{C}$  ( $\pm 1^{\circ}\text{C}$ ) durante 24 h. Desta forma foi utilizado o equipamento automático de banho termostático com bomba de demanda, do ENGESOLDA. Neste equipamento as amostras foram postas no banho dividida em dois béqueres contendo a solução de ataque. A verificação da temperatura do banho foi conferida por um termômetro de mercúrio de uso laboratorial.

Para o procedimento ASTM G67, a temperatura deveria ser mantida a 30 °C ( $\pm 1$  °C) durante 24 h, desta forma foi utilizado uma placa de aquecimento ajustável, além de um termômetro para controlar a temperatura do banho. Ressalta ainda que todo o sistema foi preparado e utilizado dentro de uma capela.

Para o preparo das soluções, tanto para o procedimento ASTM G66, quanto para o G67, além dos reagentes, que serão mencionados nos materiais de consumo, foi utilizado, conforme necessidade, de uma balança de precisão de quatro casas decimais, além de balões volumétricos, béquer, pipeta graduada, proveta e bureta. A preparação da solução foi realizada no Laboratório de Corrosão, além do Laboratório de Química Geral e Analítica da UFC. Salienta ainda da necessidade de em cada etapa do processo o uso dos Equipamentos de Proteção Individual (EPI) como luvas, máscaras e óculos, a fim de evitar ou amenizar o dano de possíveis acidentes.

## **3.2 Materiais de consumo**

### **3.2.1. Corpos de prova**

Os corpos de prova soldados foram preparados utilizando arames de alumínio da ESAB AA 5356. Além disso, o próprio procedimento de soldagem necessitou tanto para o processo MIG/MAG, quanto para o TIG do gás de proteção argônio.

Durante o lixamento dos corpos de prova, lixas de granulometrias 100, 220, 320 e 400 mesh foram consumidas. Já durante o corte dos corpos de prova, tanto na serra-fita, quanto na cortadeira metalográfica, foi consumido líquidos refrigerantes a fim de evitar que a peça sobreaquecesse, além de ajudar na lubrificação do equipamento.

### **3.2.2. Material empregado para os ensaios de corrosão**

Os ensaios de corrosão foram realizados com base nos procedimentos da ASTM G66 e G67, para isso foi utilizado como material de insumo os reagentes propostos pelos procedimentos como: ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ), hidróxido de sódio ( $\text{NaOH}$ ), nitrato de amônio ( $\text{NH}_4\text{NO}_3$ ), cloreto de amônio ( $\text{NH}_4\text{Cl}$ ), peróxido de

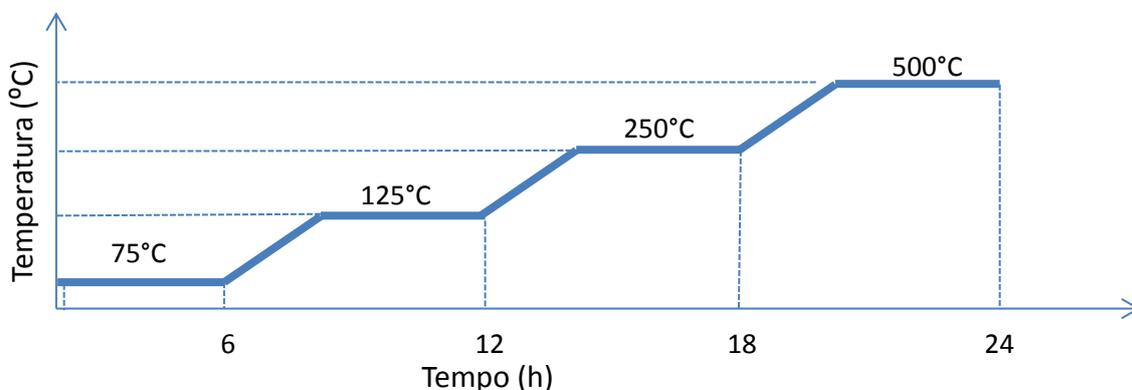
hidrogênio ( $H_2O_2$ ), tartarato de amônio ( $(NH_4)_2C_4H_4O_6$ ) e água destilada. Todos, conforme quantidades propostas pelas próprias normas.

### 3.3 Metodologia

#### 3.3.1. ETAPA 1 – Metodologia para tratamentos térmicos

Foram realizados dez condições de tratamento térmico: 75, 125, 250 e 500°C, durante 1 e 4 h, além de um tratamento de 18 h escalonado com 6 h de permanência em cada uma das temperaturas de 75, 125 e 250 °C e um outro tratamento posterior a este de 18h com mais 6h em 500 °C, em algumas amostras. A taxa de aquecimento foi de 5 °C/min e o resfriamento das amostras realizados ao ar. A FIGURA 8 exemplifica melhor o procedimento do tratamento escalonado. Estas dez condições de tratamento foram sempre analisadas com a condição de conforme recebida (CR).

FIGURA 8 - Esquema dos tratamentos térmicos de 18 e 24h.

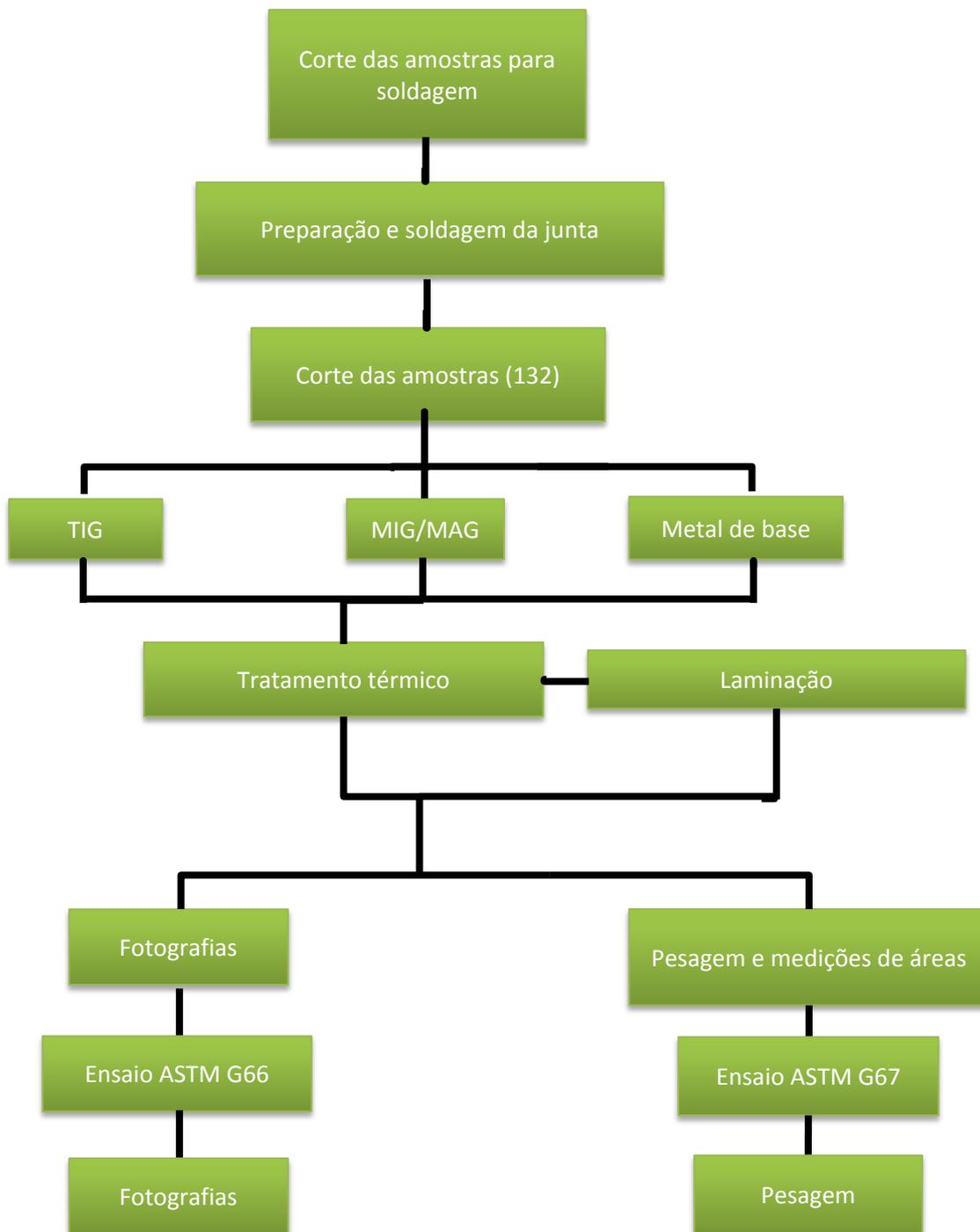


Além dos tratamentos térmicos, em algumas amostras de metal de base foi feito uma laminação com 10% de redução da espessura, sempre após o tratamento térmico.

Desta forma obtêm-se 44 condições distintas para análise (QUADRO 9), onde para cada uma destas condições foram realizadas 3 amostras, somando um total de 132 amostras. Destas 132 amostras preparadas 44 foram separadas para “*stand by*”, para uso em caso de algum ensaio dar errado, as demais 88 amostras foram divididas sendo

44 para o ensaio ASTM G66 e 44 para o ASTM G67. O fluxograma mostrado na FIGURA 9, juntamente com o QUADRO 9, exemplifica melhor este procedimento.

FIGURA 9 – Fluxograma simplificado da preparação dos corpos de prova para os ensaios de corrosão



QUADRO 9 – Demonstrações da identificação dos corpos de prova com suas devidas condições.

		Corpo de Prova			
		Laminados		Soldados	
		SL	10%	TIG	MIG/MAG
TRATAMENTO TÉRMICO	Sem tratamento térmico	1	2	3	4
	75°C 1h	5	6	7	8
	75°C 4h	9	10	11	12
	125°C 1h	13	14	15	16
	125°C 4h	17	18	19	20
	250°C 1h	21	22	23	24
	250°C 4h	25	26	27	28
	75°C - 250°C 18h	29	30	31	32
	500°C 1h	33	34	35	36
	500°C 4h	37	38	38	40
	75°C - 250°C 18h e 500°C 6h	41	42	43	44

Fonte: Autor

### 3.3.2. ETAPA 2 – Metodologia para laminação

Foram preparados no total 44 corpos de prova do metal de base, destes 22 foram laminados para uma redução de 10 %, ou seja, de 9,5 mm de espessura passaram a ter 8,5 mm com uma precisão de  $\pm 0,05$  mm, medidas com um paquímetro. A laminação foi feita de forma suave, com aproximadamente 15 a 20 passes, a fim de evitar erros e/ou danos ao laminador e/ou amostras.

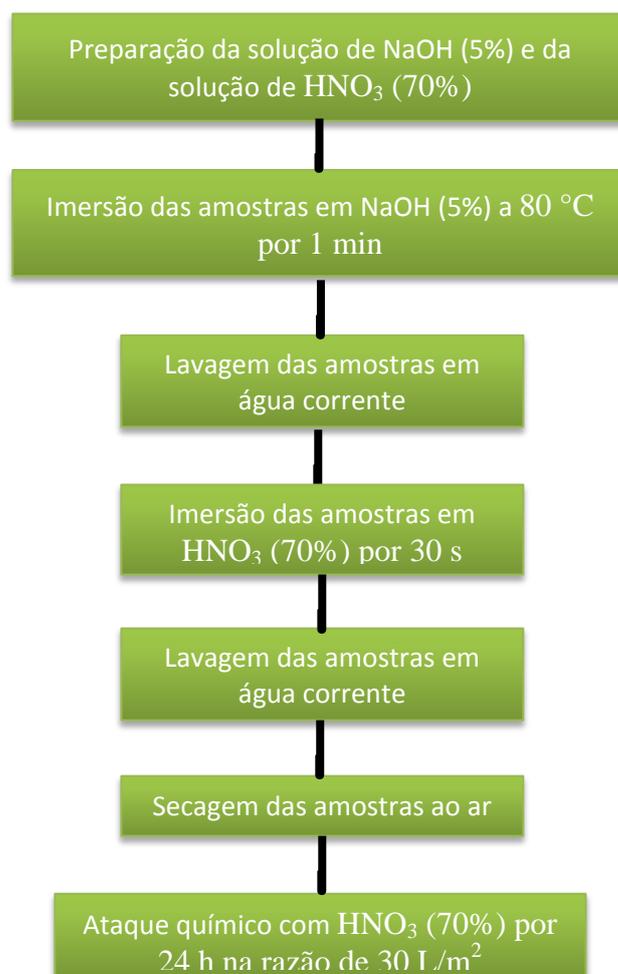
### 3.3.3. ETAPA 4 – Metodologia para a avaliação da resistência à corrosão

A metodologia para os ensaios de corrosão foi baseada nas normas ASTM G66 e ASTM G67. Na G66, os corpos de prova foram preparados e lixados conforme procedimento já mencionado, após isso foram imersos em uma solução contendo de 20,0 g de nitrato de amônio ( $\text{NH}_4\text{NO}_3$ ), 53,5 g de cloreto de amônio ( $\text{NH}_4\text{Cl}$ ), 10 ml de peróxido de hidrogênio ( $\text{H}_2\text{O}_2$ ) 30%, 1,8 g de tartarato de amônio ( $(\text{NH}_4)_2\text{C}_4\text{H}_4\text{O}_6$ ) e água destilada, para diluição até 1 L solução. Deve-se levar em consideração para o volume de solução a ser preparada, a razão proposta pela norma de  $100 \text{ L/m}^2$  de área exposta. Desta forma as amostras foram imersas na solução mantendo-se a temperatura de  $60^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$  por 24h.

A metodologia do ensaio ASTM G67, consiste pelo ataque químico da amostra em uma solução de 70 a 72% de Ácido Nítrico ( $\text{HNO}_3$ ) a qual as amostras são imersas por 24 h a uma temperatura de  $30^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$  numa razão de  $30 \text{ L/m}^2$ .

Entretanto, antes de imergir as amostras na solução de ataque químico ( $\text{HNO}_3$ ) é necessário fazer uma limpeza (*desmuting*), conforme procedimento, com a imersão em hidróxido de sódio ( $\text{NaOH}$ ), mantido a  $80^\circ\text{C}$  e na concentração de 5% durante 1 min. Logo após a imersão em  $\text{NaOH}$ , faz-se uma lavagem das peças, e em seguida imersão de 30 s em ácido nítrico, com 70 a 72% de concentração, seguida de outra lavagem. Após este procedimento de *desmuting* as amostras são secadas ao ar (não secar com papel toalha ou panos) e somente após secas é que é realizado o procedimento de ataque, conforme já mencionado. A FIGURA 10 mostra um fluxograma simplificado deste procedimento.

FIGURA 10 – Fluxograma simplificado do processo da norma ASTM G67



Fonte: Autor

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

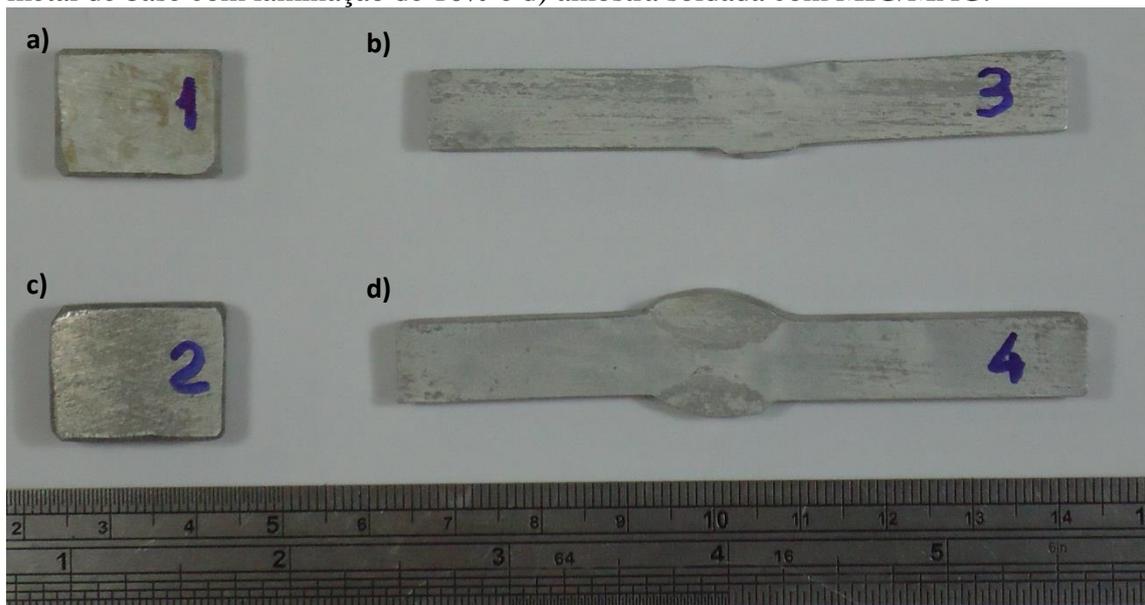
### 4.1 Ensaio ASTM G66

O ensaio ASTM G66 é um ensaio qualitativo, o qual a mensuração da susceptibilidade à corrosão por esfoliação se dá por meio da observação macroscópica e da comparação com as figuras da norma.

Após os ensaios das peças em todas as condições testadas neste trabalho do AA5086, foi observado que de uma forma geral todas as condições se mostraram resistentes à corrosão por esfoliação, sendo a condição de 250 °C a que mais atacou, entretanto, mesmo assim nenhum ataque apreciável foi verificado, conforme pode ser visto comparando às FIGURAS 11 a 15.

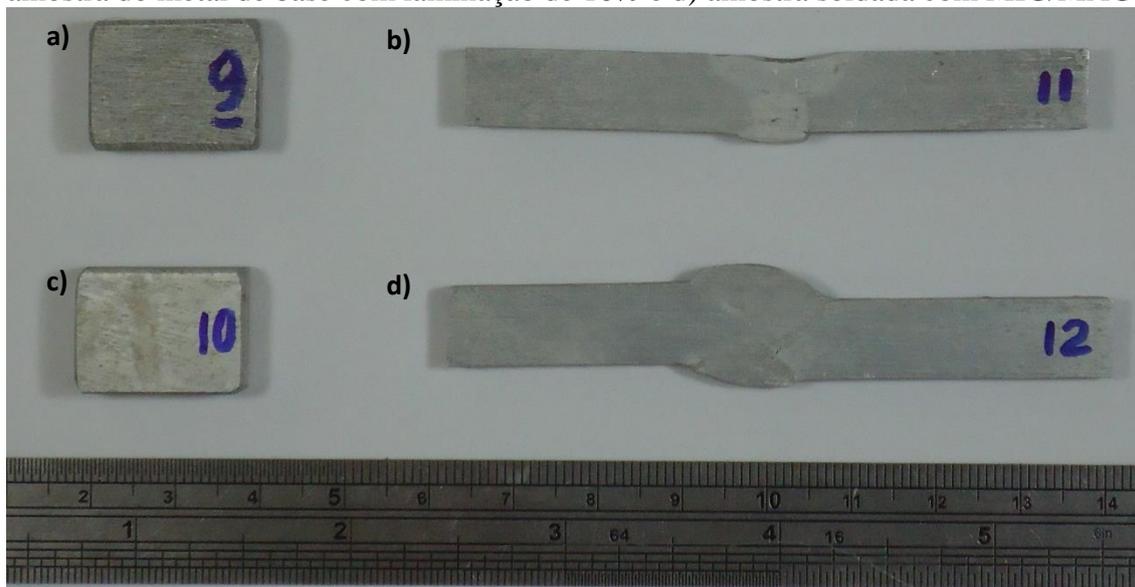
Entretanto este resultado demonstrou-se esperado, tendo em vista que o tempo de envelhecimento foi curto, no máximo de 24 h para o caso de 500 °C e que ainda assim esta temperatura é alta demais e promove a dissolução dos precipitados deletérios. A temperatura que gera os precipitados mais agravante são as acima de 125°C, mas estas precisariam de uns 10 dias para mostrar algum resultado relevante, conforme a literatura.

FIGURA 11 – Ensaio ASTM G66, corpos de prova na condição como recebido (CR). a) amostra do metal de base sem laminação. b) amostra soldada com TIG, c) amostra do metal de base com laminação de 10% e d) amostra soldada com MIG/MAG.



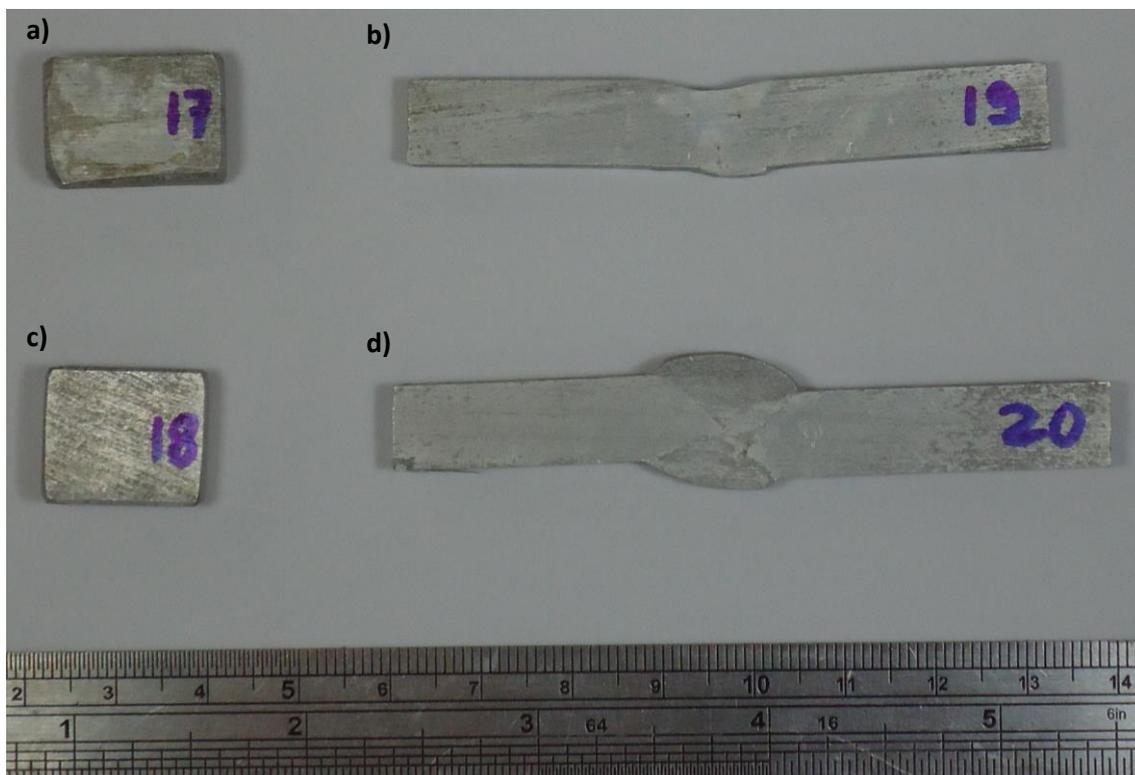
Fonte: Autor

FIGURA 12 – Ensaio ASTM G66, corpos de prova na condição de tratamento térmico a 75 °C por 4 h. a) amostra do metal de base sem laminação. b) amostra soldada com TIG, c) amostra do metal de base com laminação de 10% e d) amostra soldada com MIG/MAG.



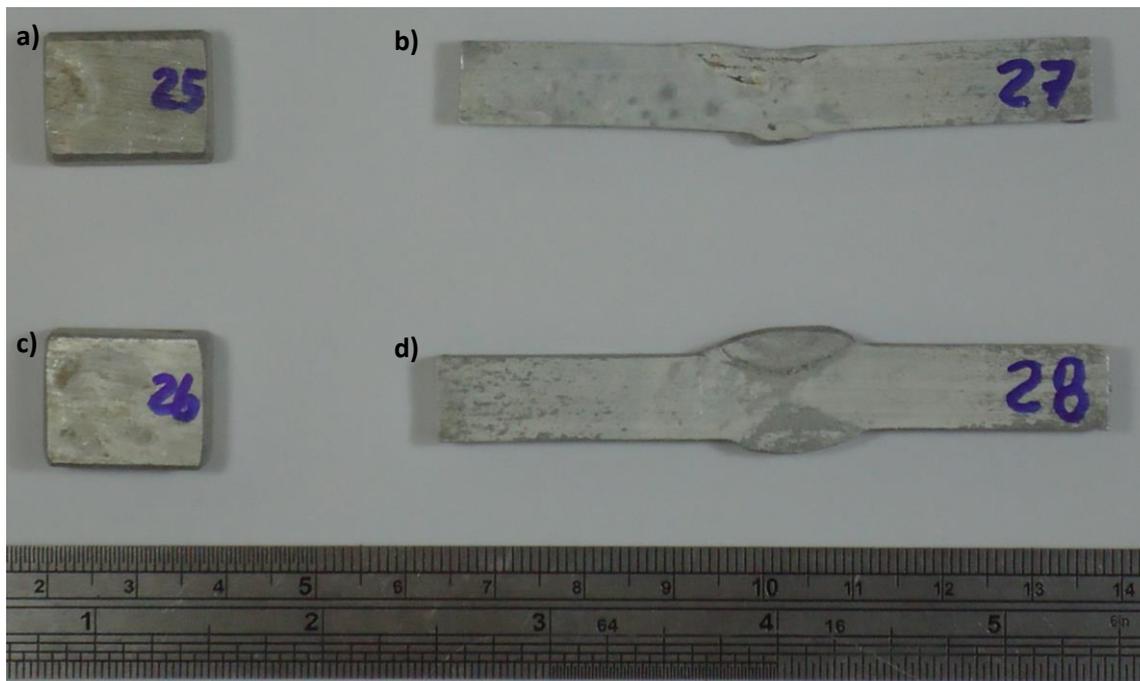
Fonte: Autor.

FIGURA 13 – Ensaio ASTM G66, corpos de prova na condição de tratamento térmico a 125 °C por 4 h. a) amostra do metal de base sem laminação. b) amostra soldada com TIG, c) amostra do metal de base com laminação de 10% e d) amostra soldada com MIG/MAG.



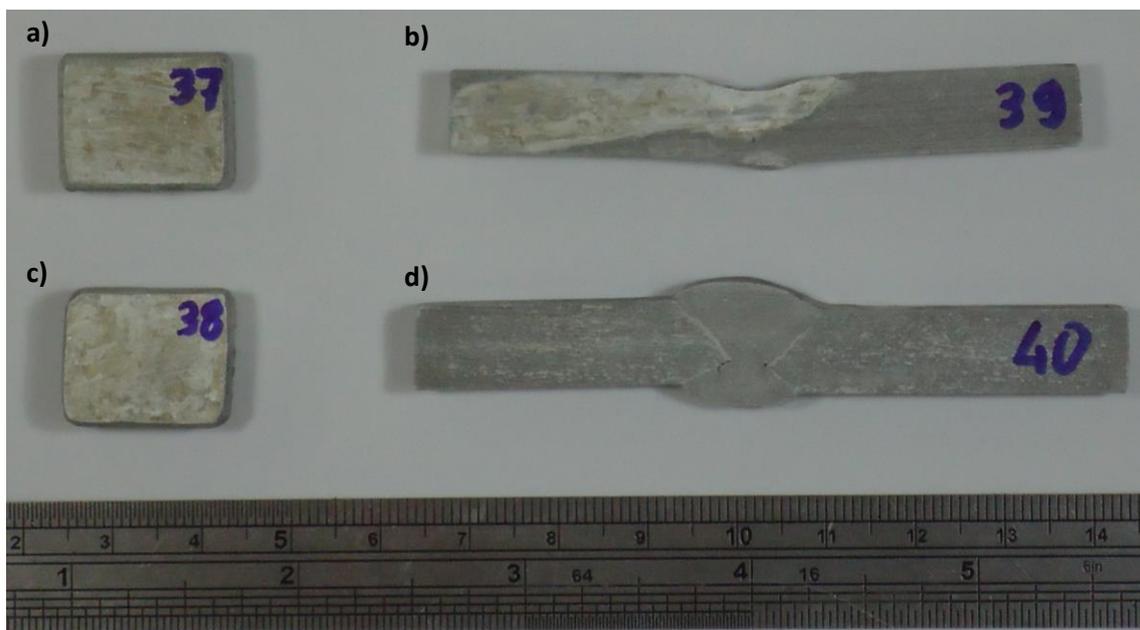
Fonte: Autor

FIGURA 14 – Ensaio ASTM G66, corpos de prova na condição de tratamento térmico a 250 °C por 4 h. a) amostra do metal de base sem laminação. b) amostra soldada com TIG, c) amostra do metal de base com laminação de 10% e d) amostra soldada com MIG/MAG.



Fonte: Autor

FIGURA 15– Ensaio ASTM G66, corpos de prova na condição de tratamento térmico a 500 °C por 4 h. a) amostra do metal de base sem laminação. b) amostra soldada com TIG, c) amostra do metal de base com laminação de 10% e d) amostra soldada com MIG/MAG.

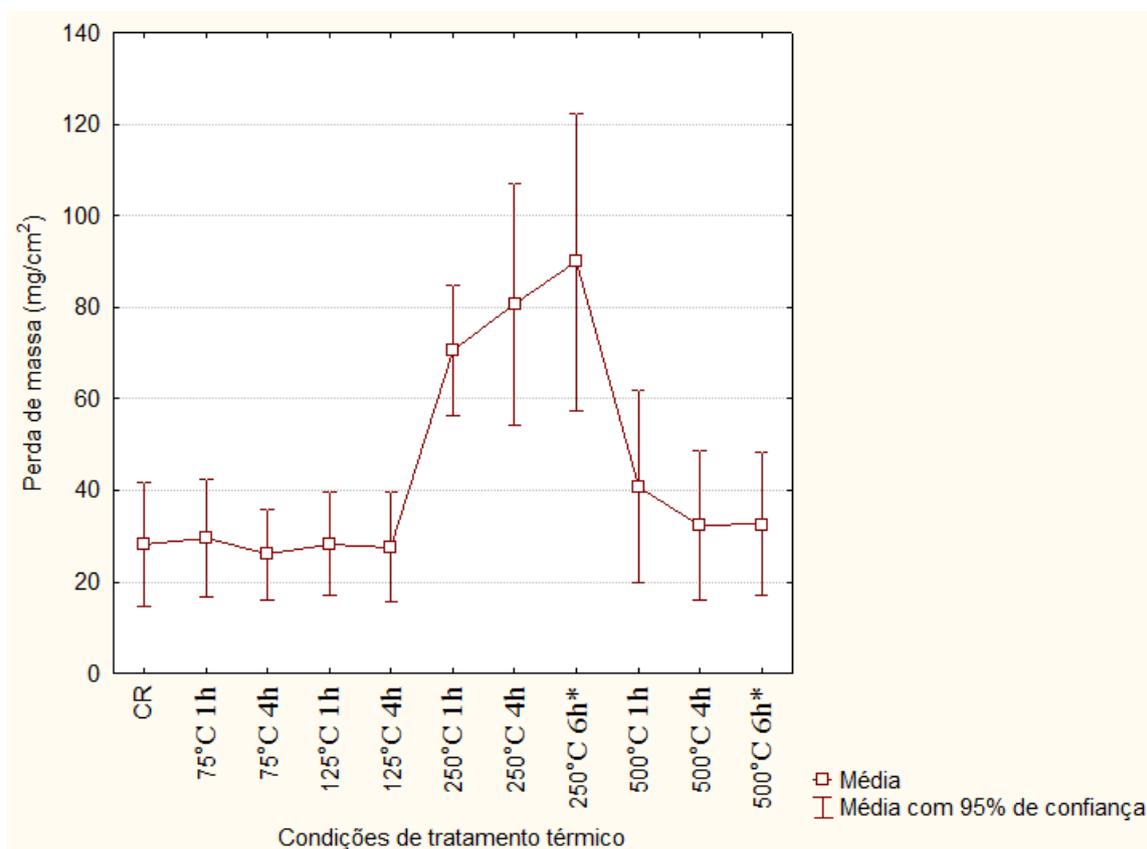


Fonte: Autor

## 4.2 Ensaio ASTM G67

O ensaio ASTM G67 mostrou (FIGURA 16) que não houve diferença significativa a um nível de confiança de 95 % entre os tratamentos CR, 75 °C, 125 °C e 500 °C, independente do tempo de tratamento. Entretanto para os tratamentos de 250°C, houve diferença significativa a um nível de confiança de 95 %, com relação a quase todos os demais, sendo somente com relação ao de 500 °C por 1 h que esta diferença significativa não foi observada ao nível de confiança adotado.

FIGURA 16 – Comparação da perda de massa com relação ao tratamento térmico.



\* Tratamentos escalonados conforme FIGURA 8.

Fonte: Autor.

Observou-se pela FIGURA 16 que a condição de 250 °C foi a que mais apresentou susceptibilidade à corrosão intergranular, causada provavelmente pela precipitação de  $Mg_2Al_6$  nos contornos de grão. Esta afirmação provém de que tais precipitados são propícios à precipitação em temperaturas por volta de 250 °C. Salienta ainda que temperaturas acima de 450 °C solubilizam estes precipitados. Desta forma é

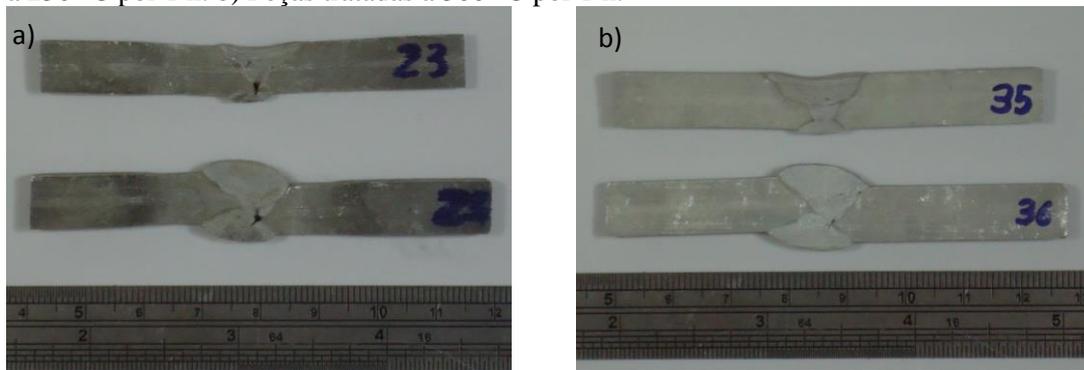
possível prever que os tratamentos de 500 °C fossem mais resistentes do que os de 250°C, tendo em vista que os precipitados de  $Mg_2Al_6$  nos contornos do grão seriam solubilizados. [12] O tratamento de 500 °C por 1 h não mostrou diferença significativa (a 95% de confiança), possivelmente porque o tempo não foi suficiente para a solubilização completa dos precipitados de  $Mg_2Al_6$ , deletérios ao contorno de grão por serem mais susceptíveis à corrosão do que a matriz.

Um fator muito importante de salientar é que conforme a norma, materiais com perda de massa acima de 25  $mg/cm^2$ , são consideráveis susceptíveis à corrosão, com perda de massa entre 1 e 15  $mg/cm^2$  são considerados resistentes à corrosão intergranular e com perda de massa intermediária às citadas possuem resistência à corrosão moderada. Desta forma os resultados do trabalho mostram que todas as condições analisadas estariam susceptíveis, entretanto pode-se observar macrograficamente que os materiais CR, 75 °C, 125 °C e 500 °C, não apresentam nível de corrosão aparente. Um dos motivos para que tenha ocorrido esta divergência pode estar relacionado ao dimensionamento das peças de teste, todas tiveram o dimensionamento diferentes do proposto pela ASTM G67, e isto possivelmente teria influenciado no efeito quantitativo desta análise, desta forma contribuindo apenas para o efeito qualitativo.

Outra possível razão está na reação de ataque químico da liga de Al-Mg com o ácido nítrico, conforme a norma esta reação era pra ocorrer mantendo-se a temperatura em 30 °C ( $\pm 1$  °C), entretanto a reação de ataque químico é exotérmica, isso fez com que a temperatura subisse até 45 °C, esse acréscimo de 50 % na temperatura é a causa mais provável para que todas as amostras tenham apresentado susceptibilidade à corrosão, conforme critério de perda de massa proposto pela norma. Por este motivo ao fazer-se tal reação aconselha-se fazer em banho térmico, a fim de procurar ter um maior controle da temperatura.

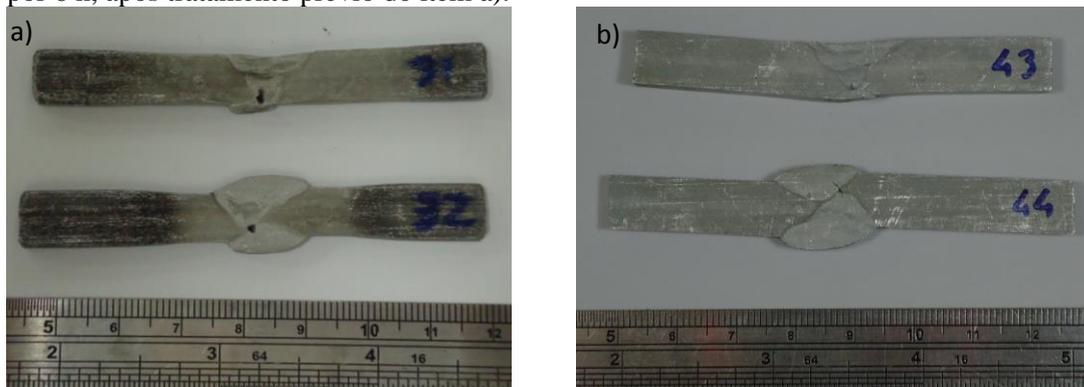
Analisando as FIGURA 177 e 18, foi observado que os tratamentos com 500 °C mostraram maior resistência à corrosão do que os de 250 °C. Isto se deve, possivelmente ao motivo já comentado relativo à solubilização dos precipitados de Al-Mg que ocorre por volta de 450 °C, segundo pode-se prever também (logicamente desconsiderando o efeito da dinâmica dos precipitados) pelo diagrama binário Al-Mg mostrado na FIGURA 1.

FIGURA 17 – Amostras de peças analisadas com base na norma ASTM G67. a) Peças tratadas a 250 °C por 1 h. b) Peças tratadas a 500 °C por 1 h.



Fonte: Autor.

FIGURA 18 – Amostras de peças analisadas com base na norma ASTM G67. a) Peças tratadas com escalonamento de 75 a 250 °C, com 6 h em cada temperatura. b) Peças tratadas a 500 °C por 6 h, após tratamento prévio do item a).



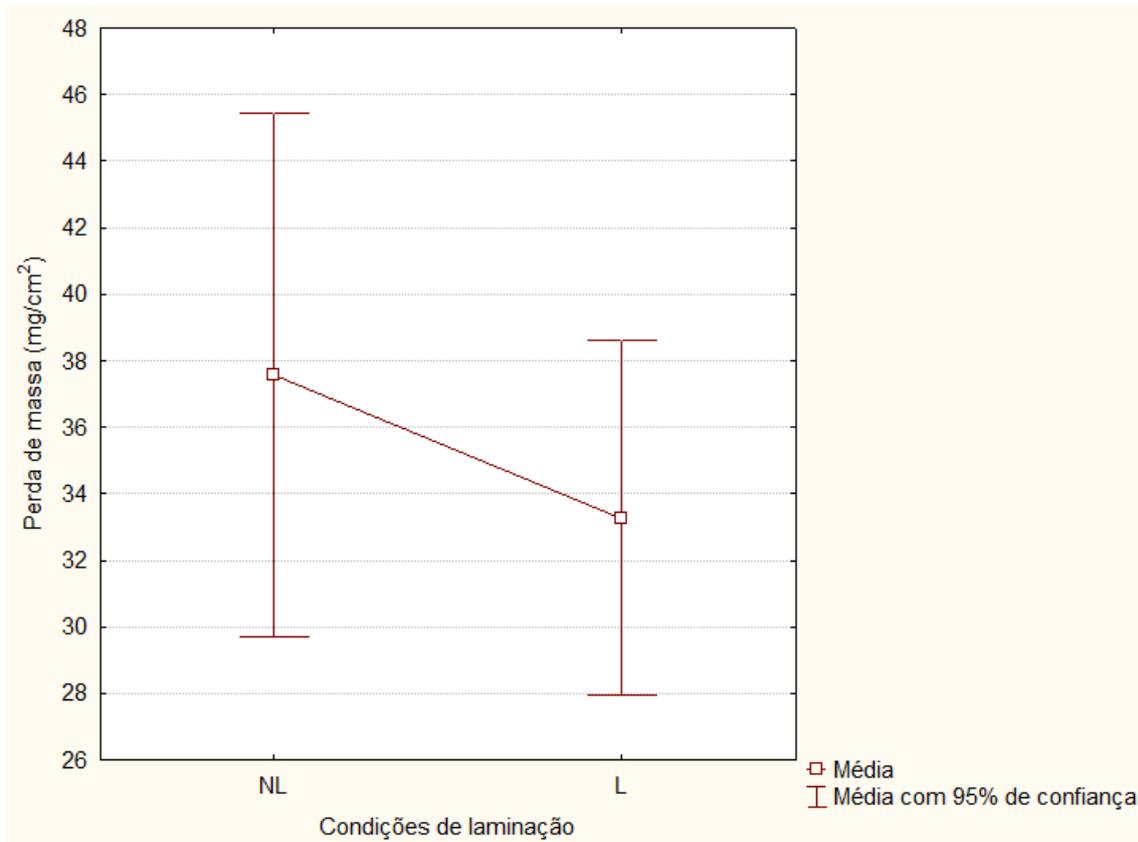
Fonte: Autor.

Com relação à análise das amostras levando em consideração apenas ao efeito da laminação posterior ao tratamento térmico e com redução de 10%, o resultado obtido foi que a um nível de confiança de 95%, não há diferença significativa entre a amostra que foi laminada e as que não foram. Entretanto, o trabalho mostrou (FIGURA 19) que as médias da susceptibilidade à corrosão das amostras não laminadas mostraram-se maiores do que as médias das amostras laminadas. Porém, a quantidade de análises não foram suficientes para mostrar se há ou não realmente essa diferença, já que a amplitude de erro ficou grande, e com isso não gerando resultados com a confiabilidade estatística adotada.

Salienta-se que macrograficamente também não foi possível verificar diferença entre as condições laminadas e sem laminação.

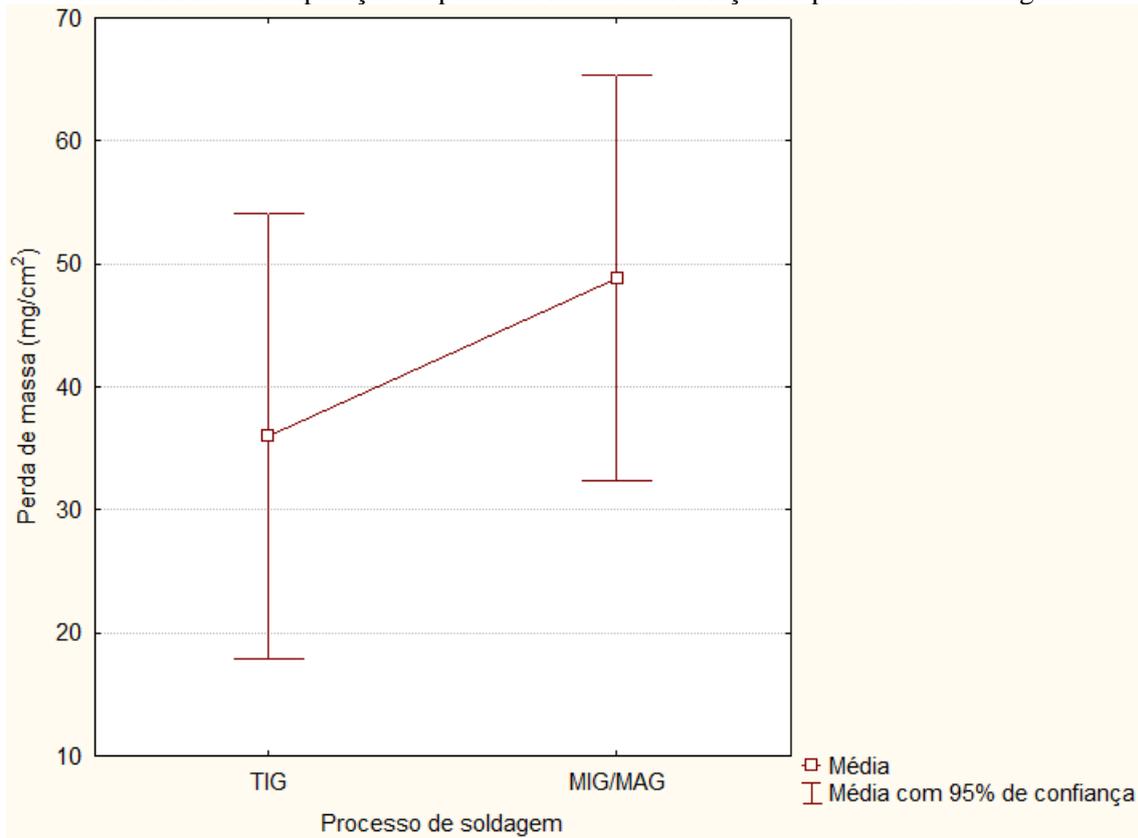
Com relação ao processo de soldagem, o trabalho desenvolvido mostrou que não houve diferença significativa a um nível de 95 % de confiança entre os processos MIG/MAG e TIG com relação à resistência à corrosão, conforme se verifica na FIGURA 20. Entretanto as médias das perdas de massa das amostras MIG/MAG se mostraram maiores que as TIG, visualmente o que aparenta ser o contrário. Entretanto, este é um resultado que embora não tenha significância a priori, pode ser estudado em trabalhos futuros, analisando com mais detalhe os parâmetros de soldagem.

FIGURA 19 - Comparação da perda de massa com relação à laminação posterior ao tratamento térmico



Fonte: Autor.

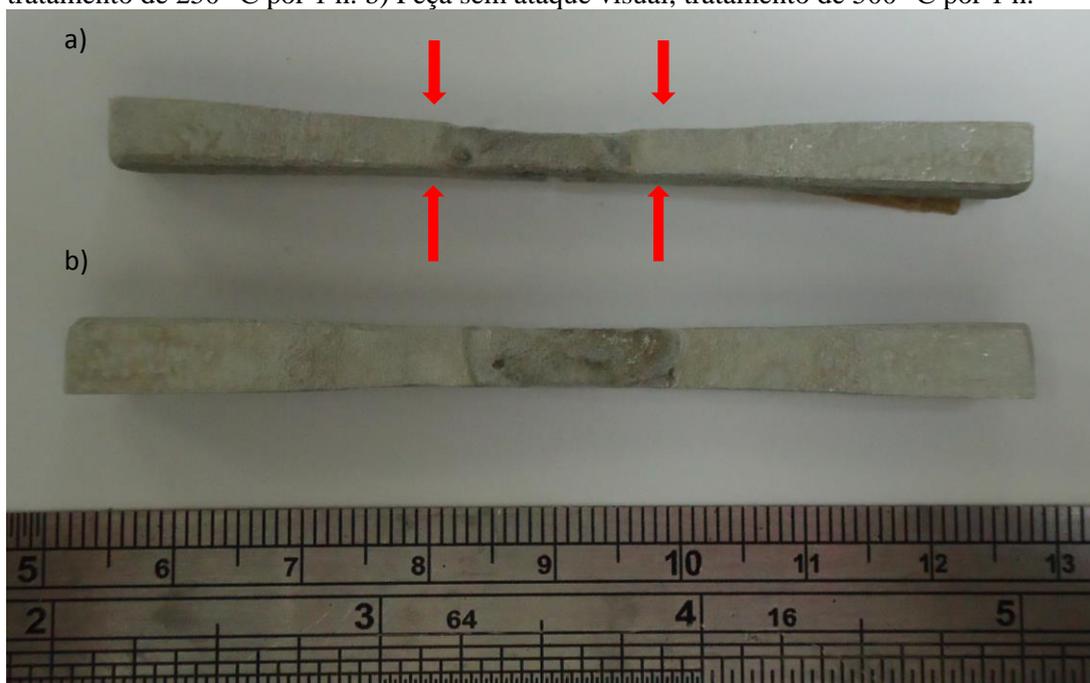
FIGURA 20 - Comparação da perda de massa com relação ao processo de soldagem.



Fonte: Autor.

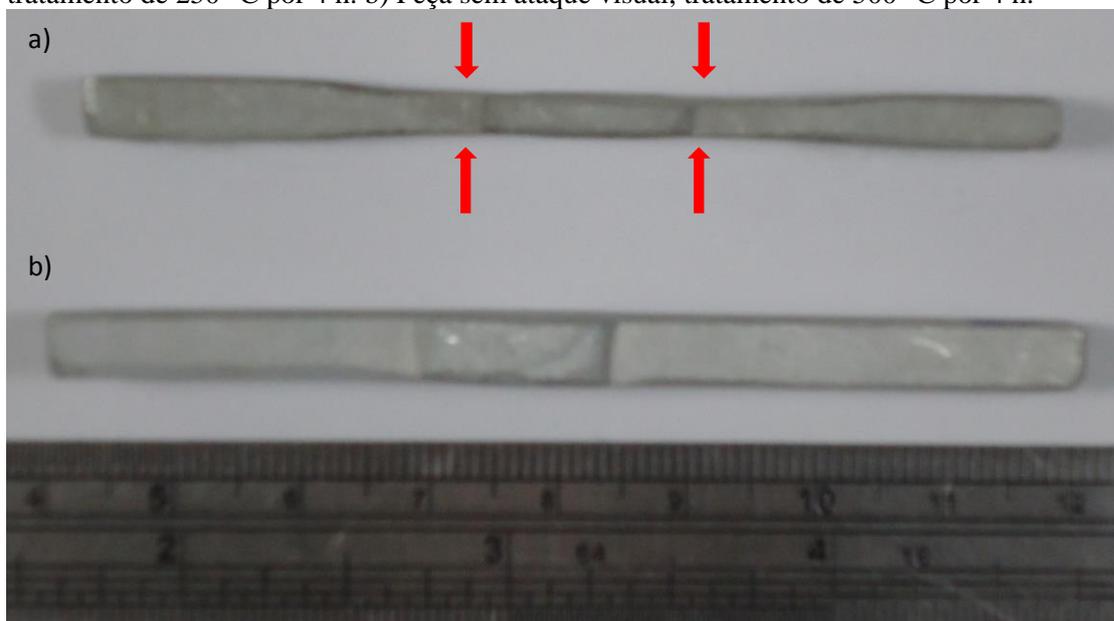
Analisando macrograficamente os corpos de prova (FIGURA 21) pode-se observar que nas condições onde houve relevância da perda de massa nos corpos de prova soldados, houve uma preferência de corrosão para as regiões da ZAC (zona afetada pelo calor). A razão disso não é clara e precisaria ser observado a um nível microestrutural. Entretanto podem-se supor duas causas possíveis, a primeira é com relação à taxa de resfriamento que é maior das bordas para o centro, o que pode gerar uma tendência da migração (difusão) dos precipitados ou mesmo suas precipitações nas regiões onde mantem a temperatura elevada por mais tempo. O outro possível fator é referente à diferença de composição do metal base com o metal de solda, lembrando que o metal base é o AA5086 enquanto que o de solda é o AA5356. Essa diferença pode ocasionar a formação de uma pilha eletrolítica que poderia relacionar essa perda de massa preferencial pela região da ZAC. Salienta-se que tais justificativas são apenas hipóteses para o fenômeno observado, a análise correta precisaria ser feita com base na microestrutura, aliada possivelmente as propriedades mecânicas de cada região do material.

FIGURA 21 – Observação do ataque preferencial na ZAC. a) Peça com ataque visual, tratamento de 250 °C por 1 h. b) Peça sem ataque visual, tratamento de 500 °C por 1 h.



Fonte: Autor.

FIGURA 22 – Observação do ataque preferencial na ZAC. a) Peça com ataque visual, tratamento de 250 °C por 4 h. b) Peça sem ataque visual, tratamento de 500 °C por 4 h.



Fonte: Autor.

## 5 CONCLUSÕES

As análises qualitativas de corrosão para as amostras analisadas pelo teste ASTM G66 não mostraram susceptibilidade à corrosão por esfoliação seja qual foi a condição analisada. Mostrando apenas uma pequena diferença com relação a maior facilidade de ataque das amostras de 250 °C. Entretanto sem caracterizar por esta metodologia uma condição de susceptibilidade a corrosão por esfoliação, como propõe a norma G66.

Já os ensaios de corrosão ASTM G67 mostrou haver diferença significativa a um nível de 95 % de confiança quando comparado o tratamento térmico de 250 °C com os demais realizados (exceto para o de 500 °C por 1 h). De forma que as amostras tratadas a 250 °C mostraram-se mais suscetíveis à corrosão, o que propõe ter ocorrido à sensitização destas amostras pela precipitação de  $Mg_2Al_6$  nos contornos de grão.

Ao analisar, pela norma ASTM G67, os efeitos da laminação posterior ao tratamento térmico e o efeito dos processos de soldagem MIG/MAG e TIG, ambos não mostraram diferença significativa a um nível de 95 % de confiança. Com as peças laminadas e as peças soldadas com TIG mostrou um leve decréscimo do valor da taxa de corrosão ( $mg/cm^2$ ) intergranular.

Vale salientar que todas as amostras analisadas pela norma G67, conforme o critério de classificação da referida norma, foram consideradas suscetíveis à corrosão intergranular. Entretanto, a reação de ataque químico da liga de Al-Mg com ácido nítrico é exotérmica, o que não foi previsto, por este motivo o controle da temperatura a 30 °C não foi realizado e a temperatura subiu até 45 °C. Este acréscimo de temperatura é a causa mais provável das amostras estarem na condição de susceptibilidade em relação aos critérios da norma ASTM G67. Outra possível causa, embora menos provável, está relacionado ao dimensionamento das amostras que difere do proposto pela norma ASTM G67.

Por último, foi observado visualmente ao analisar a corrosão das peças soldadas que havia uma preferência de corrosão pelas áreas mais próximas da solda. Entretanto não é possível afirmar qual seria a razão dessa preferência. Apenas pode

supor se tratar ou do efeito da taxa de resfriamento que vai das extremidades da peça para o interior, coincidindo com a ZAC, e que pode favorecer a precipitação de  $Mg_2Al_6$ , nestas regiões. O outro motivo poderia está relacionado à diferença de potencial gerada pela formação de uma pilha devido às diferentes composições do metal de base (AA 5086) e metal de solda (AA5356).

## 6 SUGESTÃO DE TRABALHOS

- a) Analisar o efeito da energia de soldagem na resistência à corrosão da liga de alumínio AA5086 soldada com o processo MIG/MAG e TIG.
- b) Analisar o efeito da laminação antes e após o tratamento térmico, considerando reduções de 10, 20 e 30 %.
- c) Analisar o efeito da sensitização do alumínio AA5086 tratados a 250 °C por 4 h por ensaio de PERC e compará-la com o tratamento H116.
- d) Analisar o efeito do tratamento térmico na resistência à corrosão de chapas de alumínio AA5086 tratadas por 125 °C, durante 1, 2, 10, 15 e 30 dias.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] SANTOS FILHO, Olmede Celestino dos. **Caracterização de propriedades microestruturais e mecânicas de ligas AA 1100 e AA 5052 processadas pela técnica de laminação acumulativa (“Accumulated Roll Bonding – ARB”)**. 2009.167p. Dissertação (Engenharia de Materiais e Metalurgia). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.
- [2] PEREIRA, Jorge Manuel Martins Vieira. **Estudo das ligas de alumínio aplicadas em construção naval nomeadamente na resistência à corrosão em estruturas navais soldadas**. 2010.108p. Dissertação (Engenharia de Materiais). Faculdade de Ciências e Tecnologia (FCT), Universidade Nova de Lisboa.
- [3] SPINELLI, Dirceu ; BOSE FILHO, W. W. ; MILAN, Marcelo Tadeu ; MALUF, Omar . **Metais - Uma visão Objetiva**. 01. ed. São Carlos: Suprema Gráfica e Editora Ltda, 2004. v. 01. 264 p.
- [4] ABAL. **O alumínio: Introdução**. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/aluminio/introducao.asp>>. Ultimo acesso: 06/02/2013.
- [5] ALUMINIUM ASSOCIATION, **Welding Aluminium: Theory and Practice**, 2ed., 1991.
- [6] HYDRO ALUMINIUM VESKST, **Aluminium in the marine environment**, 2002.
- [7] SMITH, William F. **Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais**; McGraw-Hill, 3ª edição; 1998, Lisboa.
- [8] KAUFMAN, J. Gilbert. **Introduction to Aluminium Alloys and Tempers**, ASM International.
- [9] BRITO, Gonçalves; GORDO, José Manuel. **Tecnologia Naval – Materiais Metálicos**. IST-UTL; Lisboa; 2004
- [10] MATHERS, Gene. **The welding of aluminium and its alloys**. Woodhead Publishing Lda, Cambridge, England, 2002.
- [11] SMITH, William Fortune. **Structure and Properties of Engineering Alloys**, McGraw-Hill, 2ed, 1993.
- [12] KINGA A, Unocic, M.S. **Structure-composition-property relationships in 5xxx series aluminum alloys**. 2008.293p. Dissertation (Materials Science and Engineering ). The Ohio State University.

- [13] DIAGRAMA BINÁRIO Al-Mg. Disponível em: <[http://fog.ccsf.cc.ca.us/~wkaufmyn/ENGN45/ENGN45\\_Online\\_Homework/10\\_Homework\\_Kinetics\\_SOLUTIONS\\_files/Al-Mg\\_PhaseDiagram.JPG](http://fog.ccsf.cc.ca.us/~wkaufmyn/ENGN45/ENGN45_Online_Homework/10_Homework_Kinetics_SOLUTIONS_files/Al-Mg_PhaseDiagram.JPG)>. Último acesso: 02/02/2013.
- [14] KELLY A, NICHOLSON R. B., THOMAS G. **Electron Microscopy and Strength of Crystals**. John Wiley & Sons, Inc. 1963.
- [15] POLLARD W. A. **Long-term aging behavior of aluminum-10 percent magnesium casting alloys**. Journal of the Institute of Metals 1965.
- [16] KOMAROVA M. F., BUYNOV N. N., KAGANOVICH L. I. **Microstructure and Corrosion Properties of an Aluminum-Magnesium Alloy After Long Natural Ageing**. Fiz. Metal Metalloved. 1973.
- [17] HAMANA D., NEBTI S., BOUCHEAR M. **On the origin of the heterogeneous precipitation and dissolution in Al-Mg alloys**. Z. Metallkd. 1996.
- [18] NOZATO R, ISHIHARA S. **Calorimetric study of precipitation process in aluminum-magnesium alloys**. Transactions of the Japan Institute of Metals. 1980.
- [19] KAYGORODOVA L. I., BUYNOV N. N., KOMAROVA M. F. **Investigation of the structure and properties of aluminum-magnesium alloys with high magnesium content after different deformation and heat treatment programmes**. Fiz. Metal Metalloved. 1982.
- [20] PAINE D. C., WEATHERLY G. C., AUST K. T. **A STEM study of grain-boundary segregation in aluminum 6.5 wt.% magnesium alloy**. Journal of Materials Science 1986.
- [21] NEBTI S, HAMANA D., CIZERON G. **Calorimetric study of pre-precipitation and precipitation in Al-Mg alloy**. Acta Metallurgica et Materialia 1995.
- [22] VAN ROOYEN M., MAARTENSDIJK J. A. S., MITTEMEIJER E. J. **Precipitation of Guinier- Preston zones in aluminum-magnesium; a calorimetric analysis of liquidquenched and solid-quenched alloys**. Metallurgical Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science 1988.
- [23] KAYGORODOVA L. I. **Natural aging of aluminum-magnesium alloys. Ways to stabilize their properties**. Fiz. Metal. Metalloved. 1994.
- [24] SATO T., KOJIMA Y., TAKAHASHI T. **Modulated structures and GP zones in aluminum-magnesium alloys**. Metallurgical Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science 1982.
- [25] OSAMURA K., OGURA T. **Metastable phases in the early stage of precipitation in aluminum-magnesium alloys**. Metallurgical Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science 1984.

- [26] HAMANA D., BOUCHEAR M., BETROUCHE M., DERAFA A., ROKHMANOV N. Y. **Comparative study of formation and transformation of transition phases in Al-12 wt.% Mg alloy.** Journal of Alloys and Compounds 2001.
- [27] STARINK M. J., ZAHRA A. M..  **$\beta'$  and  $\beta$  precipitation in an Al-Mg alloy studied by DSC and TEM.** Acta Materialia 1998.
- [28] DOBROMYSLOV A. V., SHASHKOV O. D., BUYNOV N. N. **Influence of the concentration of alloys components in an Al-Zn-Mg alloy on the composition of Guinier-Preston zones.** Fiz. Metal. Metalloved. 1967.
- [29] GAULT C., DAUGER A., BOCH P. **Decomposition of aluminum-magnesium solid solutions studied by ultrasonic measurements of elastic properties and electron microscopy.** Acta Metallurgica 1980.
- [30] KOMAROVA M. F., LERINMAN RM, BUYNOV NN, FEDOROV V. M., ELAGIN V. I. **Effect of plastic deformation during interrupted aging on the structure and properties of aluminum-magnesium alloys.** Fiz. Metal. Metalloved. 1966.
- [31] KOMAROVA M. F., LERINMAN R. M., BUYNOV N. N., BULYCHEV D. K., RODIONOV K. P., ELAGIN V. I., FEDOROV V. M.. **Effect of hydroextrusion deformation on the structure and properties of an aging aluminum-magnesium alloy.** Fiz. Metal. Metalloved. 1969.
- [32] PERRYMAN E. C. W., BROOK G. B. **Mechanism of Precipitation in Aluminum-Magnesium Alloys.** J. Inst. Metals 1951.