INSTITUTO DE TECNOLOGIA E EDUCAÇÃO GALILEO DA AMAZÔNIA
PRÓ-REITORIA DE PÓS-GRADUAÇÃO, PESQUISA E EXTENSÃO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA, GESTÃO DE PROCESSOS, SISTEMAS E AMBIENTAL

RICARDO CRUZ DA SILVA

REDUÇÃO DE ENERGIA NO PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO T6 NAS LIGAS DE ALUMÍNIO AC2B - AlCuSi

MANAUS – AM
2024

RICARDO CRUZ DA SILVA

REDUÇÃO DE ENERGIA NO PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO T6 NAS LIGAS DE ALUMÍNIO AC2B - AlCuSi

Dissertação (Exame de Qualificação) de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia, Gestão de Processos, Sistemas e Ambiental — Mestrado Profissional, EGPSA/ITEGAM, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia de Processos.

Orientador: Prof. PhD. Gil Eduardo Guimarães
Co-Orientador: Prof. Dr. Jandecy Cabral Leite

Manaus - AM
2024

RICARDO CRUZ DA SILVA

REDUÇÃO DO CONSUMO DE ENERGIA NO PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO T6 NAS LIGAS DE ALUMÍNIO AC2B - AlCUSi

Esta dissertação foi julgada e aprovada para a obtenção do título de Mestre do Programa de Pós-Graduação em Engenharia, Gestão de Processos, Sistemas e Ambiental do Instituto de Tecnologia e Educação Galileo da Amazônia – ITEGAM.

Manaus, 21 março de 2024.

Jandecy Cabral Leite
Coordenador
PPG.EGPSA/ITEGAM

Prof. Dr. Jandecy Cabral Leite
Coordenador do PPG.EGPSA - ITEGAM

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Gil Eduardo Guimarães
Orientador (PPG.EGPSA/ITEGAM)

Prof. Dr. Milton Vieira Junior
Examinador Interno (PPG.EGPSA/ITEGAM)

Prof. Dr. Rodrigo Fernando dos Santos Salazar
Examinador Externo (ESAN/UPF)

S586r SILVA, Ricardo Cruz da.
Redução de energia no processo de tratamento térmico t6 nas ligas de alumínio AC2B - AlCuSi / Dr. Gil Eduardo Guimarães (Orient.). Manaus: UEA, 2024.
82fls.: il., color.

Dissertação (Mestrado) – Instituto de tecnologia e Educação Galileo da Amazônia (ITEGAM). Programa de Pós-Graduação em Engenharia, Gestão de Processos, Sistemas e Ambiental, Manaus-AM.
Orientador: Prof. Dr. Gil Eduardo Guimarães.

1. Redução de energia; 2. Tratamento térmico T6; 3. Consumo de Energia; 4. Liga AC2B. I. GUIMARÃES, Gil Eduardo.

CDU 621.74:629.2

Ficha catalográfica elaborada por Luiz Fernando Correia de Almeida
CRB 11/1041

Dedicado à Deus, à minha família e aos meus verdadeiros amigos.

AGRADECIMENTOS

À Deus, que me permitiu trilhar todos estes anos até atingir mais este objetivo.

À direção do Instituto de Tecnologia Galileo da Amazônia (ITEGAM) e Programa de Pós-Graduação em Engenharia, Gestão de Processos, Sistemas e Ambiental, EGPSA/ITEGAM

Aos professores do Instituto de Tecnologia Galileo da Amazônia (ITEGAM) e Programa de Pós-Graduação em Engenharia, Gestão de Processos, Sistemas e Ambiental, EGPSA/ITEGAM

Ao meu orientador, Prof. Dr. Gil Eduardo Guimarães e meu Co-orientador, Prof. Dr. Jandecy Leite Cabral pela orientação e a apoio durante todo o curso e desenvolvimento do trabalho.

Ao amigo, incentivador e orientador M.Sc. João Koity Wada que muito contribuiu com a minha resiliência para a conclusão deste trabalho.

Aos colegas do Lab. Materiais, Joaquim Oliveira, Renan Veiga e Haroldo Jacaúna, pela pronta disponibilidade e cooperação quanto a realização dos ensaios mecânicos e metalográficos necessários para conclusão deste trabalho.

Aos professores originais da empresa em que trabalho, onde tive o privilégio de conhecê-los e obter os primeiros conhecimentos em Eng. de Materiais: Osvaldo Irie (*in memoriam*), Moab Melo, Raimundo Rabelo, Antônio Cazuza e Miriam Ferreira.

Aos meus pais Raimundo Carlos Magno (*in memoriam*) e Jovelina Cruz (*in memoriam*) em que, apesar das muitas dificuldades, nunca desistiram de me proporcionar um futuro melhor.

À minha esposa, Andreza Oliveira, ao meu filho Ricardo Silva, minhas filhas Rita de Cássia, Ádilla Oliveira e Agnnes Oliveira.

RESUMO

SILVA, Ricardo Cruz. **Redução de energia no processo de tratamento térmico t6 nas ligas de alumínio AC2B – AlCuSi**. 2024. 84 fls. Dissertação do programa de pós-graduação em Engenharia, Gestão de Processos, Sistemas e Ambiental (EGPSA), Instituto de Tecnologia e Educação Galileo da Amazônia (ITEGAM), Manaus, 2024.

A utilização das ligas de alumínio pela indústria automotiva é um dos principais vetores para que as montadoras atinjam as metas importantes e sustentáveis que definem os limites de emissão de gases poluentes, consumo de combustível, segurança e performance. Uma vez que o alumínio apresenta cerca de 1/3 da densidade do aço e excelentes propriedades mecânicas, a substituição das ligas de aço por ligas de alumínio resulta em redução do peso veicular, impactando positivamente os aspectos listados. Há uma relação definida em algumas bibliografias que a redução de 10 % da massa veicular pode reduzir em até 8 g de CO_2 por km rodado e até 6,5% de consumo de combustível. No entanto, para que a aplicação dessas mudanças seja viáveis torna-se necessário otimizar etapas do processo de produção das ligas tradicionais que, por sua vez, permitam reduzir os custos energéticos e de materiais para sua produção. Neste contexto, as ligas de alumínio da série 2XXX, cujo elemento principal é o cobre, são as ligas mais utilizadas na indústria aeroespacial e automotiva na fabricação de componentes de suspensão, rodas forjadas, cabeçotes de motor, fuselagens de aeronaves etc. por serem em sua maioria ligas tratáveis termicamente, podendo, após os tratamentos, atingir-se a resistência de 450 MPa. No entanto, um dos desafios para atendimento de metas de redução do custo energéticos e ambientais pode estar na proposição de ligas e técnicas de tratamentos que permitam a produção destas ligas com menor custo energético e, simultaneamente, mantenha as propriedades físicas e mecânicas demandadas pelo setor automotivo e aeroespacial. Desta forma, o objetivo principal deste estudo foi avaliar diferentes composições de ligas de alumínio AC2B - AlCuSi que apresentasse o menor custo energético de processamento e mantendo as características físicas e mecânicas demandadas pelos setores citados anteriormente. Neste sentido, diferentes teores de elementos de liga a base de Cu, Si e Mg foram variados e ensaios mecânicos foram realizados para medir a dureza, bem como avaliou-se qual condição permitiu obter o menor tempo na etapa de envelhecimento artificial dos tratamentos térmicos T6 aplicado a liga AC2B, liga de AlCuSi. Foi observado que o melhor processo de tratamento térmico T6 proporcionou redução em 30,7% do tempo de produção através de propostas que alteram as faixas de elementos de liga Cu, Si e Mg sem comprometer as propriedades mecânicas das ligas. A partir da otimização da solubilidade de precipitados endurecedores foi obtido redução de 14,6% do consumo energético e redução da pegada global de carbono do processo, bem como a redução do custo de produção de 2,99% ocorrido pela redução do uso de Cu na liga.

Palavras-Chave: Redução de energia, Tratamento Térmico T6, Liga AC2B, Liga A319.

ABSTRACT

SILVA, Ricardo Cruz. **Energy reduction in the t6 heat treatment process in AC2B – AlCuSi aluminum alloys**. 2024. 84 pages. Dissertation of the postgraduate program in Engineering, Process, Systems and Environmental Management (EGPSA), Galileo da Amazônia Institute of Technology and Education (ITEGAM), Manaus, 2024.

The use of aluminum alloys by the automotive industry is one of the main vectors for automakers to achieve important and sustainable goals that define the limits of pollutant gas emissions, fuel consumption, safety and performance. Since aluminum has approximately 1/3 of the density of steel and excellent mechanical properties, replacing steel alloys with aluminum alloys results in a reduction in vehicle weight, positively impacting the listed aspects. There is a relationship defined in some bibliographies that a 10% reduction in vehicle mass can reduce up to 8 g of CO2 per km driven and up to 6.5% in fuel consumption. However, for the application of these changes to be viable, a high degree of innovation is necessary in traditional alloys, which, in turn, require a high consumption of electrical energy for their processing, as aluminum is present in nature in the form of an oxide. called alumina (Al2O3), which is obtained through the reduction of bauxite ore by electrolysis, where around 2000°C is required for the process, which consumes large amounts of energy, on the order of 15 kWh/kg of aluminum (50 to 55 MJ/kg) in steel mills, leaving the industry with only the possibility of reducing energy in fusion processes and heat treatments. At the same time, aluminum alloys of the 2XXX series, whose main element is copper, are the alloys most used in the aerospace and automotive industries in the manufacture of suspension components, forged wheels, engine heads, aircraft fuselages, etc. as they are mostly heat treatable alloys, and after treatments, resistance of 450 MPa can be reached. However, one of the challenges in meeting cost and environmental targets is the high energy consumption to melt and heat treat these mechanical components. In this way, this dissertation aims to provide a 30.7% reduction in time in the artificial aging stage of T6 heat treatments applied to AC2B alloy, AlCuSi alloy through proposals that change the ranges of alloy elements Cu, Si and Mg without compromising the mechanical properties of the material by optimizing the solubility of hardening precipitates in a shorter period of time, thus reducing electrical energy consumption and CO2 production in the process by 14.6% and 2.99% of Cu in the cost alloy manufacturing.

Keywords: Energy reduction, T6 heat treatment, AC2B alloy, A319 alloy.

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 - Consumo global de alumínio em (A) economias avançadas e (B) economias emergentes em 2013. 21
Figura 2 - Relação estimada entre os anos restantes de fornecimento de alguns metais e as taxas de reciclagem com base nas reservas conhecidas de minerais. 22
Figura 3 - Célula eletrolítica Hall-Héroult para produção de alumínio. 22
Figura 4 - Projeto de célula para redução eletrolítica de alumínio. 23
Figura 5 - *Potline* de células eletrolíticas para produção de alumínio. 24
Figura 6 - Fluxograma para produção integrada de alumínio a partir de bauxita. 25
Figura 7 - Consumo total de energia em megawatts-hora (térmicos) para cada etapa da produção alumínio e outros metais. 25
Figura 8 - Efeito da melhoria da propriedade sobre o peso estrutural. 27
Figura 9 - Nomograma que permite comparar pesos comparativos de diferentes metais ou ligas para níveis iguais de rigidez. 27
Figura 10 - Os Principais Elementos das Ligas de Alumínio. 29
Figura 11 - Diagrama eutético Al-Cu linhas do solvus para as zonas GP. 33
Figura 12 - Seção do diagrama de fase peritética de Al-Ti. 33
Figura 13 - Reforço em solução sólida de ligas binárias de alumínio de alta pureza. 34
Figura 14 - Modelos mostrando as estruturas cristalinas de (A) zonas GP, (B) θ", (C) θ′ e (D) θ (Al2Cu) que podem precipitar em ligas binárias Al-envelhecidas. 36
Figura 15 - Representação da distorção de planos de rede matricial próximos à zona coerente do GP. 37
Figura 16 - Diagrama de fases Al-Cu. 41
Figura 17 - Diagrama de Fases Al-Mg. 42
Figura 18 - Diagrama de fases Al-Si. 43
Figura 19 - Solubilidade sólida binária de equilíbrio em função de temperatura. 44
Figura 20 - Propriedades de tração de alta pureza, ligas forjadas de alumínio-cobre. 45
Figura 21 - Representação Esquemática do Ciclo de Tratamento térmico T6. 46
Figura 22 - Exemplo de uma solução sólida: solubilidade do cobre no alumínio. 47
Figura 23 - Exemplo de uma precipitação: envelhecimento do cobre no alumínio. 48
Figura 24 - Exemplo esquemático da determinação do ponto ótimo da precipitação. 49
Figura 25 - Evolução esquemática dos precipitados. 50
Figura 26 - Curvas de Envelhecimento e Limite de Resistência. 50
Figura 27 - Curvas de Envelhecimento e Limite de Escoamento. 51
Figura 28 - Curvas de Envelhecimento e Alongamento. 51
Figura 29 - Durômetro Rockwell 55
Figura 30 - Desenho do Corpo de Prova de Ensaio de Tração. 56
Figura 31 - Corpos de Prova Confeccionado para Ensaio de Tração. 57
Figura 32 - Máquina de Ensaio Universal Emic, modelo DL10000kN. 57
Figura 33 - Coordenadas das Secções das Amostras Metalográficas. 58
Figura 34 - Prensa de Embutimento Metalográfico a Quente. 59
Figura 35 - Equipamento de Lixamento e Polimento Manual. 60
Figura 36 - Microscópio Óptico Metalográfico. 62
Figura 37 - Microscópio Eletrônico de Varredura. 63
Figura 38 - Viscosidade Líquida. 64
Figura 39 - Fração Sólida. 65

Figura 40 - Experimento em Forno de Tratamento Témico T6. 66
Figura 41 - Solubilização Tratamento Térmico T6. 66
Figura 42 - Envelhecimento Tratamento Témico T6. 67
Figura 43 - Ensaio de Tração a Temperatura Ambiente. 69
Figura 44 - Ensaio de Tração a Alta Temperatura. 70
Figura 45 - Microestrutura Liga Atual AC2B-T6 a 243°C/130min. 71
Figura 46 - Microestrutura Liga Proposta AC2B-T6 a 200°C/90min. 72
Figura 47 - Microestrutura Liga Proposta AC2B-T6 a 240°C/90min. 73
Figura 48 - Microestrutura e Espectrografia da Liga Atual AC2B-T6 a 243°C/130min. 74
Figura 49 - Microestrutura e Espectrografia da Liga Proposta AC2B-T6 a 240°C/90min. 75
Figura 50 - Redução de Custo da Liga AC2B proposta x AC2B atual. 77
Figura 51 - Custo Energia no Tratamento T6 - AC2B atual e proposta. 77
Figura 52 - Redução da Emissão Anual de CO2 - AC2B atual e proposta. 78

INDICE DE TABELAS

Tabela 1 - Produção mundial de alumínio primário para os anos de 1995, 2005 e 2015. 20
Tabela 2 - Algumas propriedades físicas do metal puro. 26
Tabela 3 - Composição das diferentes series dos alumínios. 28
Tabela 4 - Classificação das condições metalúrgicas em ligas de alumínio. 31
Tabela 5 - Composição dos principais grupos de ligas fundidas de alumínio comerciais 40
Tabela 6 - Composição Química dos Materiais de Estudo. 53
Tabela 7 - Parâmetros de Fundição da Amostra. 53
Tabela 8 - Parâmetros de Tratamento Térmico T6 das Amostras. 54
Tabela 9 - Especificação de Dureza AC2B-T6. 54
Tabela 10 - Especificação de Ensaio de Tração AC2B-T6. 56
Tabela 11 - Reagente Keller´s. 61
Tabela 12 - Elementos de Liga e Temperaturas de fusão e Solidificação. 65
Tabela 13 - Parâmetros de Tratamento Térmico T6 das Amostras. 67
Tabela 14 - Condições de Tratamento T6 e Propriedades Mecânicas. 68
Tabela 15 - Ensaio de Tração a Temperatura Ambiente. 68
Tabela 16 - Ensaio de Tração a Alta Temperatura. 69

SÍMBOLOS E ABREVIAÇÕES

α – Fase *solidus*

$\alpha + \theta$ – Fase *solvus*

ASM – Sociedade Americana de Metais

ASTM – Sociedade Americana para Testes e Materiais

JIS – Padrões Industriais Japoneses

EDS – *Energy Dispersive Spectroscopy* (Técnica de difração de elétrons retro espalhados)

IADS – Sistema Internacional de Designação de Liga

kW – Unidade de potência

kWh – Quilowatt-hora

L – Fase líquida

MEV – Microscopia eletrônica de varredura

TT – Tratamento térmico

T6 – Envelhecimento artificial.

HRB – Unidade de medição de dureza Rockwell

MPa – Unidade de tensão, mega Pascal.

LPD – Lower Pression Die (Matriz da Baixa Pressão)

SSSS – Solução Sólida Supersaturada.

Sumário

CAPÍTULO I 14
1 INTRODUÇÃO 14
1.1 JUSTIFICATIVA 17
1.2 OBJETIVOS 17
1.2.1 Objetivo geral 17
1.2.2 Objetivos específicos 18
CAPÍTULO II 19
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 19
2.1. Alumínio: descoberta, características e aplicações 19
2.2. Cadeia produtiva do Alumínio 20
2.5.1 Sistema de designação de têmpera para alumínio e ligas de alumínio 29
2.5.2 Designações básicas de têmperas 30
2.5. Sistema para produtos endurecidos por tensão 31
2.6 Influência dos Elementos de Liga 31
2.7. Princípios do Endurecimento da Idade 35
2.7.1 Decomposição de soluções sólidas supersaturadas. 35
2.7.2 As zonas GP solvus 37
2.8 Ligas fundidas 38
2.9 Processo de fundição LPD (lower pressure die) 38
2.10 Ligas de Alumínio da Série 2xxx 40
2.11 Fases em ligas de alumínio 44
2.12 Tratamentos térmicos 45
2.13 Solubilização 46
2.14 Envelhecimento Artificial 48
2.15 Curvas de Envelhecimento 50
CAPÍTULO III 52
3 MATERIAIS E MÉTODOS 52
3.1. Metodologia 52
3.2. Composição Química 53
3.3. Parâmetros de Fabricação 53
3.4. Parâmetros de Tratamento Térmico 53
3.5. Ensaios de Dureza Rockwell 54
3.6. Ensaios de Resistência a Tração 55
3.7. Ensaios Metalográficos 58

3.7.1. Extração das Amostras 58
3.7.2. Embutimento 58
3.7.3. Lixamento e Polimento 59
3.7.4. Ataque com Regente Químico 60
3.7.5. Análise Micrográfica 61
CAPÍTULO IV 64
4 RESULTADOS PARCIAIS E DISCUSSÕES 64
4.1 Fundibilidade e Solidificação 64
4.2 Solubilidade e Precipitação 65
4.3. Propriedades Mecânicas 67
4.4. Análises Microestruturais 70
4.4.1 Caracterização dos Microconstituinte por MEV e Análise de EDS 73
4.5. Custos de Emissão de CO2 e Energia Elétrica 76
4.5.1. Custo de Matéria Prima 76
5. CONCLUSÕES 79
BIBLIOGRAFIA **80**

CAPÍTULO I

1 INTRODUÇÃO

O alumínio está presente na natureza sob forma de óxido denominado alumina (Al_2O_3), cuja obtenção é realizada através da redução do minério de bauxita por eletrólise dissolvida em criolita líquida. O processo chamado de Hall-Herolut foi desenvolvido em 1886 de maneira independente por Charles Hall (Estados Unidos) e Paul Heroult (França). As primeiras aplicações do alumínio foram objetos de decoração como molduras de espelhos, travessas e utensílios domésticos. Com o tempo, cresceu a diversidade das aplicações do alumínio de maneira que, praticamente, todos os aspectos da vida moderna são afetados diretamente ou indiretamente pelo seu uso, sendo amplamente usado na produção de embalagens para alimentos e medicamentos (34%); indústria automobilística e de transportes (21%); construção civil (17%); cabos e componentes elétricos (9%); bens duráveis (8%); indústria de equipamentos – (7%), entre outros (4%). [1]

Consequentemente, a diversidade do uso das ligas de alumínio na indústria é proveniente das características físico-químicas deste material, permitindo ligar-se a vários outros elementos químicos proporcionando-o atributos como moldabilidade, extrudabilidade, fusibilidade, usinabilidade, endurecimento, aumento de resistência etc., sem alterações consideráveis em suas características originais de baixa densidade, condutibilidade térmica e elétrica. Se por um lado são necessárias elevadas temperaturas para o processo de beneficiamento do minério de alumínio a partir da bauxita, por outro as baixas temperatura de fusão das ligas de alumínio na ordem de 660°C faz com que se torne viável a sua reciclagem. Fatores como esses tornam o alumínio o 2° material mais utilizado no mundo depois do aço [2].

Deste modo, as ligas de alumínio sempre tiveram um importante papel na evolução industrial ao longo da história uma vez que, com o avanço tecnológico, foi possível a aplicação de materiais mais leves, resistentes e de fácil produção. Neste cenário, as ligas de Al-Si-Cu apresentam boa representatividade na indústria de automóveis, engenharia aeroespacial e eletrônica devido a ótima fusibilidade, alta resistência específica e excelente condutividade térmica e elétrica [3-5]. Principalmente por apresentar requisitos de propriedades mecânicas e dissipação de calor, estas ligas estão se integrando cada vez mais na indústria eletrônica [6]. Porém, o uso das ligas de Al-Si-Cu ainda é restrito devido à dificuldade de obter aumento de resistência e alongamento, características necessárias para ampliar a gama de participação na indústria [5]. Em virtude de suas características, muitos estudos foram realizados no campo de

melhoria da resistência e ductilidade nas ligas de Al-Si-Cu através da modificação da fase eutética de Si [7] e fortalecimento da matriz de Al-Cu [8] e tratamentos térmicos.

Sendo o principal elemento de liga Al-Si-Cu, o Cu tem como características a formação de precipitados primários na matriz, que permite aumento de dureza como também precipitados secundários, dispersos na matriz durante o processo de tratamento térmico de envelhecimento, sendo assim necessário que o tratamento térmico seja bem desenvolvido para melhorar as propriedades mecânicas das ligas Al-Si-Cu [3,9]. É sabido também que, para as ligas de Al-Si-Cu o tratamento térmico T6 convencional, requer tempo e temperatura elevados para ser bem-sucedido. Parâmetros estes que comprometem a estabilidade dimensional, desmoldagem, reduz a produtividade e eleva os custos de consumo de energia elétrica [9,10].

Contudo os processos referentes a tratamentos térmicos estão sendo otimizados de forma contínua em diferentes perspectivas, sendo um deles na área do tratamento de solubilização e envelhecimento artificial T6 [11]. O tratamento térmico T6 é amplamente utilizado na indústria para aumentar as propriedades mecânicas das ligas de alumínio AC2B - AlCuSi. No entanto, esse processo frequentemente consome uma quantidade significativa de energia, contribuindo para os custos de produção e emissões de gases de efeito estufa. Neste contexto, diferentes estudos vêm sendo recentemente publicados em que são propostas diferentes estratégias para reduzir o consumo de energia durante o processo de tratamento térmico T6 dessas ligas [15].

Em um estudo realizado Retsch e colaboradores (2015) com liga A356 foi sugerido uma rota em que foi observado a redução do tempo deste processo e temperatura de trabalho de 540°C por 1h em componentes fundidos em molde permanente para fundição por gravidade. A composição da liga oscilava em 8% de Si e 0,5% de Mg, onde se aproximou da resistência máxima proposta pela liga [11]. Através dos estudos de realizados por Cai et al. (2020), que investigou o efeito do tratamento térmico curto T6 na microestrutura e nas propriedades mecânicas de ligas fundidas de Al – Si – Mg – Mn, observaram que tratamentos térmicos de solução de curto prazo podem reduzir as partículas alongadas de silício, esferoidizando-o e distribuindo de forma mais uniforme na matriz de alumínio, reduzindo assim o contorno de grãos, características que aumentam a resistência e o alongamento da liga [12].

Conforme Menargues et al. (2015), os solutos podem ser distribuídos mais uniformemente na matriz com apenas 0,5h de tratamento, com características similares ao tratamento térmico T6 convencional aplicado a liga A356 [13], sendo observados a melhoria da condutividade térmica e elétrica da liga. Desta forma, viabilizou-se a utilização de teores próximos de 0,5% Magnésio em baixo teor de Cobre.

Paralelamente ao desenvolvimento de novas ligas e eficiência dos processos de produção, o uso do alumínio pelas indústrias é um dos principais meios para que este setor possa atingir os objetivos do desenvolvimento sustentável proposto globalmente e perseguido por diferentes segmentos produtivos, como a redução de emissão de gases poluentes; redução do consumo de combustível fóssil; aumento da segurança e aproveitamento energético conforme tarifas médias por classe de consumo e região (ANEEL. 2017) [14]. Uma vez que o alumínio apresenta cerca de 1/3 da densidade do aço e excelentes propriedades mecânicas, as substituições das ligas de aço por ligas de alumínio resultam em redução do peso veicular e, por consequência, um menor consumo de combustível para se deslocar, podendo reduzir em 10% da massa veicular e resultando na redução da emissão em até 8 g de CO_2 por quilômetro rodado, bem como na redução de consumo de combustível em até 6,5% [15]. No entanto, o custo de processamento do alumínio desde sua redução até os tratamento térmico necessário para a sua aplicabilidade contribui com o elevado consumo de energia elétrica e aumento nos indicadores de emissão de CO_2 (pegada do carbono) que se gasta para gerar esta energia, o que exige o desenvolvimento de fornos de tratamento térmico mais eficientes, como também a proposição de rotas que permitam a produção de novas ligas que reduzam estes indicadores, como exemplo o tratamento térmico de envelhecimento realizado diariamente a 190°C / 9h em 10 toneladas de alguma liga de alumínio tratável termicamente, com um consumo de energia de 55 kWh/t [14]. Considerando que no Brasil o custo médio da energia para o setor industrial seja 0,389 R$/kWh, o custo seria de R$ 693.198,00 por ano [14].

No que tange às metas para reduzir as emissões de CO_2 em 2050, os setores de aço e alumínio tem por meta a redução de 50% do que foi observado à época da proposição destas metas [15]. No entanto, estima-se que a demanda por ligas de alumínio deve dobrar no mesmo período, exigindo ainda mais do setor que estabeleça novas rotas e novas ligas que permitam a produção economicamente viável e ambientalmente segura. Portanto, opções que reduzam a demanda total pela produção de metal líquido também devem ser consideradas. Essas reduções podem ocorrer por meio da redução da demanda por bens finais (por exemplo, pela extensão da vida útil), redução da demanda por uso de material em cada produto (por exemplo, pelo design leve) ou redução da demanda por material para fabricar produtos existentes. A última opção, melhorando o rendimento dos processos de fabricação do metal líquido até o produto final, é atraente por ser invisível para o cliente final, mas recebeu pouca atenção até o momento [15].

1.1 JUSTIFICATIVA

As ligas de alumínio são indispensáveis para constante evolução de diversos segmentos tecnológicos e industriais tais como: setor de transporte; alimentos, aeronáuticas, aeroespacial, transporte etc. Além disso, é determinante a proposição de novas rotas de produção que resultem na redução de recursos para obtê-las, tornando-as mais limpas e competitivas. Entre estes processos estão os tratamentos térmicos em ligas tradicionais, cujo à teoria que os engloba evoluíram, mas seu emprego ainda engatinha nas indústrias tradicionais que prostaram-se em aspectos de produção e segurança que se encontram obsoletas ou aquém das novas demandas de mercado.

Adicionalmente, ganhos de performance podem ser contabilizados através da mudança de paradigmas tradicionalmente inseridos no setor que não avançam o suficiente em processos de tratamento térmico que possa abranger diversas ligas de alumínio, o que permitiria melhor controle e mapeamento do processo fabril. Tais ligas apresentam diferenças em suas composições químicas e propriedades mecânicas que poderão ser unificadas, podendo resultar em ganhos logísticos com a redução do tempo de estocagem e distribuição.

Com todo este potencial de evolução das ligas de alumínio, seria desperdícios não as aplicar a realidade industrial em ligas cotidianas, pois o reflexo de redução de CO_2/kg alumínio com ganhos de redução de energia poderá resultar em diferencial de mercado e redução dos impactos ao meio ambiente fabril e circunscrito. Deste modo, a necessidade de contribuir para o aprimoramento das atividades no setor, especialmente no que tange a processos metalúrgicos, justificaram a realização desta pesquisa.

Nesse sentido, o problema da pesquisa: é possível, por meio de alterações nos elementos de liga, mantendo ou melhorando as características micrográficas e de propriedades mecânicas, como resultado de tratamento térmico adequado, reduzindo os custos de matéria prima, consumo de energia elétrica e emissão de CO_2?

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivo geral

Reduzir custos de processo de fabricação de ligas de Al em termos de insumos, matéria prima, bem como a redução no consumo energético dos fornos de tratamentos térmicos e da emissão de gases de efeito estufa.

1.2.2 Objetivos específicos.

1.2.2.1. Definir a relação entre range de elementos de liga, temperatura e tempo necessários para realizar o tratamento térmico.

1.2.2.2. Demonstrar graficamente a redução de energia antes e depois da proposta das alterações da implantação e unificação das ligas.

1.2.2.3. Reduzir o custo de ajuste das ligas no processo de reciclagem com o menor consumo do cobre.

CAPÍTULO II

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Alumínio: descoberta, características e aplicações

Embora o alumínio seja hoje o segundo metal mais utilizado, é um recém-chegado comparativamente entre os metais comuns devido à dificuldade em extraí-lo de seus minérios. Ao contrário do ferro, por exemplo, ele se combina tão fortemente com o oxigênio que não pode ser reduzido com carbono. Uma forma impura de alumínio foi isolada pela primeira vez em 1809 na Inglaterra por Sir Humphry Davy, sendo produzido a partir de *alum*, seu sal bissulfato. Ele chamou esse novo metal de alumínio. A primeira preparação comercial de alumínio ocorreu na França em 1855, quando H. Sainte-Claire Deville reduziu o cloreto de alumínio com sódio. Como é frequentemente o caso, potenciais aplicações militares deste novo metal levaram ao apoio do governo porque Napoleão, o Terceiro, previu seu uso em armaduras leves. Durante o período 1855-59, o preço do alumínio por kg caiu de mais de US$ 500 para US$ 40, mas tudo o que o imperador teria recebido foram alguns capacetes militares decorativos, um conjunto de jantar de alumínio e alguns brinquedos de alumínio para as crianças da Corte Imperial. O alumínio produzido pelo processo da Sainte-Claire Deville possua pureza inferior a 95% e provou ser mais caro do que o ouro naquela época [34].

Descobertas independentes em 1886 por Hall nos Estados Unidos e Héroult na França levaram ao desenvolvimento de um método econômico para a extração eletrolítica de alumínio de pureza relativamente alta, que continua sendo a base para a produção hoje. Em 1888, o preço caiu para menos que US$ 4,00 por kg e, nos últimos tempos, tem variado entre US$1,00 e US$2,00 por kg. O alumínio é extraído da bauxita, que foi descoberta pelo químico francês P. Berthier, e recebeu o nome da cidade de Les Baux, na Provença, sul da França, onde o minério foi extraído pela primeira vez [34].

A bauxita é o produto de milhões de anos de intemperismo superficial de silicatos de alumínio (por exemplo, feldspatos) e minerais de argila, geralmente em locais tropicais. Os principais minerais portadores de alumínio na bauxita existem como várias formas de óxido de alumínio hidratado, notavelmente gibbsita ($Al_2O_3 \cdot 3H_2O$), que também é conhecida como hidragilito ou trihidrato, e boemita ($Al_2O_3 \cdot H_2O$) também conhecido como monohidratado. A composição química real varia com a localização e a geologia de cada depósito. A bauxita é geralmente extraída simplesmente por métodos a céu aberto e as maiores reservas conhecidas existem na Guiana, na África Ocidental (7.400 milhões de toneladas), Austrália (6.200 milhões

de toneladas) e Brasil (2.600 milhões de toneladas). Os principais produtores mundiais em 2014 foram Austrália (81 milhões de toneladas) (34,6%), China (47 milhões de toneladas) (20,1%) e Brasil (32,5 milhões de toneladas) (14%) [34].

As jazidas de bauxita normalmente contêm de 30 a 60% de Al_2O_3 hidratado, juntamente com impurezas que compreendem principalmente óxidos de ferro e sílica. Bauxitas com altos grau de qualidade espera-se que os baixos teores de sílica se esgotem dentro de 20 a 30 anos. Quando for necessário o uso de grades com maior teor de sílica, o minério precisará primeiro ser processado para remover essa impureza, o que acarretará uma penalidade de custo. Um método que foi desenvolvido na Rússia é chamado condicionamento alcalino termoquímico. Isso envolve torrar a bauxita em altas temperaturas para converter os dois minerais mais importantes portadores de sílica, caulinita e quartzo, em produtos que podem ser dissolvidos em soda cáustica aumentando o custo do processamento devido maior consumo de energia [34].

2.2. Cadeia produtiva do Alumínio

Dois eventos políticos tiveram um grande impacto na produção e no preço dos metais leves nos últimos anos. A primeira foi a mudança da antiga União Soviética para a Comunidade de Estados Independentes (C.I.S.) em 1991, que foi seguida pela liberação de grandes quantidades de metais para venda em nações ocidentais, muitas vezes a preços com desconto. Mais significativa tem sido a rápida transição da China nos últimos 30 anos de uma sociedade majoritariamente agrária para uma economia cada vez mais industrializada. Em 2015, a China produziu 57% do alumínio primário (novo) do mundo, enquanto as produções dos fornecedores tradicionais da América do Norte e da Europa tenderam a diminuir (tabela 1). [34]

Tabela 1 - Produção mundial de alumínio primário para os anos de 1995, 2005 e 2015.

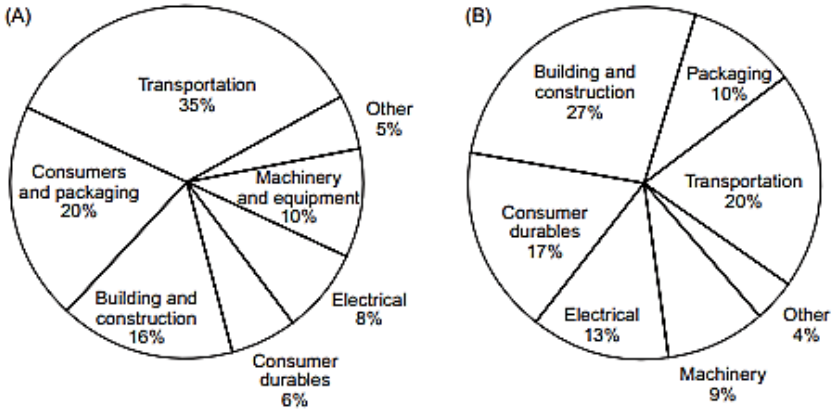
	1995	**2005**	**2015**
África	636	1753	1687
Ásia (exceto China)	1656	3139	3001
China	NA	7806	31672
Leste Europeu (incluída Federação Russa)	NA	4194	3829
Oeste Europeu	5885	4352	3715
Países do Golfo	-	-	5104
América do Norte	5546	5382	4469
América do Sul	2056	2391	1325
Oceania	1566	2252	1978

Fonte: [34]

Na maioria dos países, o alumínio é usado em cinco grandes áreas: transporte, construção civil, contêineres e embalagens, elétrica e máquinas e equipamentos (figura 1). Os padrões

variam muito de país para país, dependendo dos níveis de industrialização e riqueza. Para o ano de 2013, os principais usuários nas economias avançadas foram indústrias associadas a transportes (35%), contêineres e embalagens (20%), construção civil (16%) e máquinas e equipamentos (10%). Nos países em desenvolvimento, a ordem foi nas indústrias de construção civil (27%), transporte (20%), bens de consumo duráveis (17%) e elétrica (13%). Em 2013, a China consumiu 48% da produção mundial de alumínio, o que compara com 16% na Europa e 12% na América do Norte. [34]

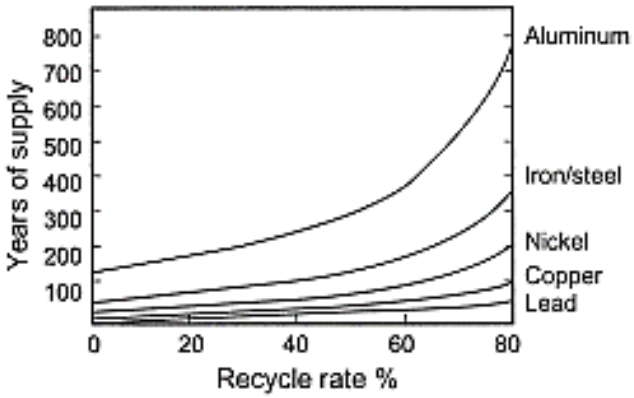
Figura 1 - Consumo global de alumínio em (A) economias avançadas e (B) economias emergentes em 2013.



Fonte: [34]

Devido à constatação de que a oferta de minerais é finita, muita atenção está sendo dada à reciclagem como meio de economizar metais, bem como reduzir tanto a quantidade de energia quanto a emissão de gases de efeito estufa envolvidos em sua extração. Com base nas reservas conhecidas, a figura 2 mostra uma estimativa do efeito dramático que a taxa de reciclagem pode ter sobre o suprimento restante de vários metais. Com o alumínio, por exemplo, previu-se que uma taxa de reciclagem de 50% permitiria que as reservas durassem cerca de 320 anos, enquanto uma taxa de 80% sustentaria essas reservas por mais de 800 anos. Nos Estados Unidos, Japão e grande parte da Europa, algumas restrições foram introduzidas que exigem que os materiais usados para produtos de consumo sejam reciclados de volta para os mesmos produtos. A partir de 2006, por exemplo, a União Europeia passou a exigir que a fração de metais recuperados para reutilização de veículos automotores antigos fosse aumentada para 85% do peso médio do veículo. [34]

Figura 2 - Relação estimada entre os anos restantes de fornecimento de alguns metais e as taxas de reciclagem com base nas reservas conhecidas de minerais.

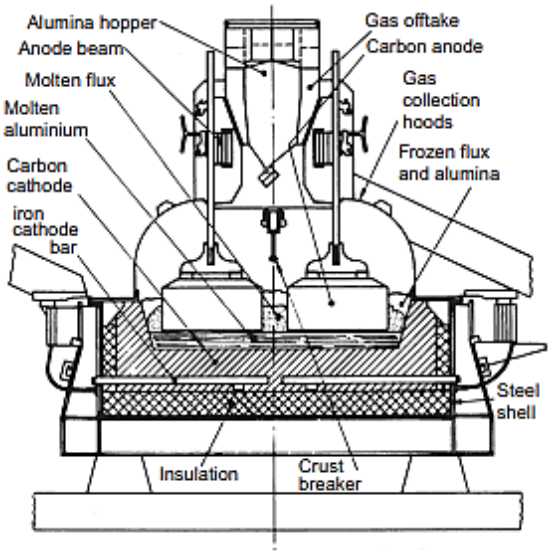


Fonte: [34]

2.3. Produção do alumínio

Toda a produção de alumínio é baseada no processo Hall-Heroult (Figura 2.3). O óxido de alumínio, alumina (Al_2O_3) refinada da bauxita é dissolvida em uma criolita (Na_3AlF_6, hexafluoraluminato de sódio), banho com várias adições de sais de flúor feitas para controlar a temperatura do banho, densidade, resistividade e solubilidade da alumina. Uma corrente elétrica é então passada através do banho para eletrolisar a alumina dissolvida com oxigênio formando e reagindo com o ânodo de carbono e alumínio coletando como uma almofada de metal no cátodo (Figura 4). O metal separado é periodicamente removido por métodos de sifão ou vácuo em cadinhos, que são então transferidos para instalações de fundição onde refundem ou lingotes de fabricação são produzidos. [1]

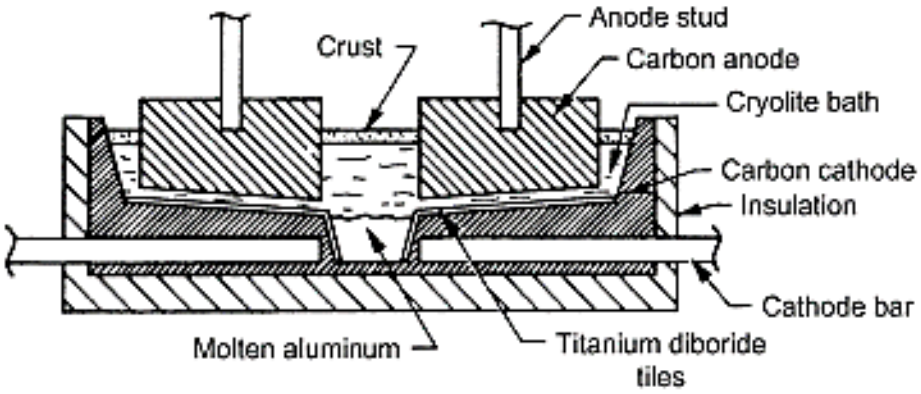
Figura 3 - Célula eletrolítica Hall-Héroult para produção de alumínio.



Fonte: [34]

As principais impurezas do alumínio fundido são ferro e silício. No entanto é possível detectar zinco, gálio, titânio e vanádio como contaminantes menores. Internacionalmente, a pureza mínima do alumínio é o principal critério para definir composição e valor. Nos Estados Unidos, uma convenção para considerar as concentrações relativas de ferro e silício como os critérios mais importantes evoluíram. A referência a graus de metal não ligado pode, portanto, ser apenas pela pureza, por exemplo, 99,70% de alumínio, ou pelo método sancionado pela Associação de Alumínio em que padronizou Pxxxx graus foram estabelecidos. Neste último caso, os dígitos que seguem a letra P referem-se às porcentagens decimais máximas de silício e ferro, respectivamente. Por exemplo, P1020 é um metal não ligado produzido por fundição contendo não mais que 0,10% Si e não mais que 0,20% Fe. P0506 é um grau que contém não mais que 0,05% de Si e não mais que 0,06% de Fe. [1]

Figura 4 - Projeto de célula para redução eletrolítica de alumínio.



Fonte: [34]

Os graus P comuns variam de P0202 a P1535, cada um dos quais incorpora limites de impureza adicionais para controle propósitos. Etapas de refino estão disponíveis para atingir níveis muito mais altos de pureza. Purezas de 99,99% são alcançadas por meio de cristalização ou operação da célula Hoopes. O último processo é um processo eletrolítico de três camadas que emprega sal fundido de maior densidade do que o alumínio fundido puro. As combinações dessas técnicas de purificação resultam em 99,999% de pureza para aplicações altamente especializadas [1].

Uma célula de redução eletrolítica (conhecida como pote) consiste essencialmente de ânodos de carbono cozidos que são consumidos e requerem substituição regular, o eletrólito criolita-alumina fundido, uma piscina de alumínio líquido, um recipiente revestido de carbono para conter o metal e o eletrólito e um sistema de coleta de gás para evitar que a fumaça da

célula escape para a atmosfera (Figura. 2.4). Existem também alimentadores de alumina que são ativados intermitentemente sob alguma forma de controle automático. Uma célula moderna típica é operada a cerca de 950°C e leva até 500kA a uma densidade de corrente de ânodo em torno de 0,7A.cm^{-2}. O ânodo e o cátodo são separados por 4–5cm e há uma queda de tensão de 4–4,5V em cada célula. A célula é operada de modo que os revestimentos laterais de carbono sejam protegidos com uma camada de criolita congelada e a superfície superior do banho seja coberta com uma crosta de alumina. O alumínio fundido é sifonado regularmente para ser fundido em lingotes e a alumina é reabastecida conforme necessário. As células maiores e mais produtivas operam com uma eficiência atual de cerca de 95% e têm uma produção diária de cerca de 4000kg de alumínio. Normalmente, 150 a 300 células são conectadas em série para formar uma linha de pote (Figura. 5). [34]

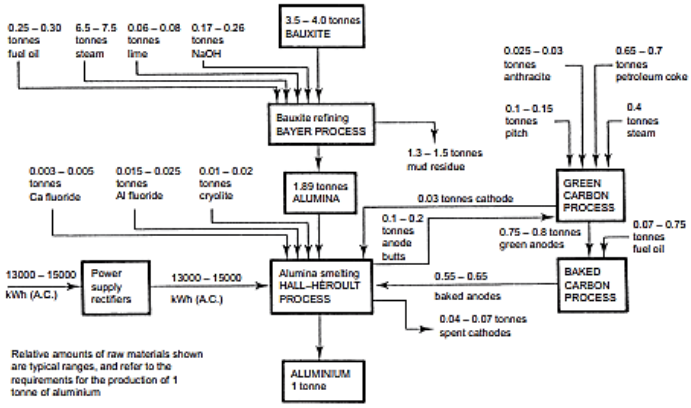
Figura 5 - *Potline* de células eletrolíticas para produção de alumínio.

Fonte: [34]

A figura 6 mostra um fluxograma para as matérias-primas necessárias para produzir 1 tonelada de alumínio. Geralmente, são necessárias cerca de 3,5 a 4 toneladas de bauxita, das quais são extraídas 2 toneladas de alumina que, por sua vez, produzem 1 tonelada de alumínio. Quantidades significativas de outros materiais, como 0,4 tonelada de carbono, também são consumidas. No entanto, o fator mais crítico é o consumo de eletricidade que, apesar dos contínuos refinamentos no processo, as fundições modernas ainda exigem cerca de 13.000kWh para extrair cada tonelada de alumínio da alumina. Este valor compara com os 28.000kWh por tonelada necessários logo após o processo Hall-Héroult ter sido comercializado pela primeira

vez no final do século 19, e o requisito teórico que é de cerca de 6500kWh. Tradicionalmente, cerca de 50% dessa energia vem da hidroeletricidade. As previsões sobre o desempenho das células sugerem que o consumo de energia elétrica pode ser reduzido para uma média de 9066 kWh por tonelada de alumínio produzido até o ano de 2020, conforme a ANEEL [14].

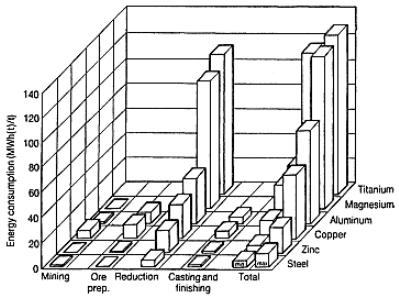
Figura 6 - Fluxograma para produção integrada de alumínio a partir de bauxita.



Fonte: [34]

A figura 7 resume a distribuição e somatório da energia total consumida durante todas as etapas da produção dos metais leves, bem como para cobre, zinco e aço. Para produzir 1 tonelada de alumínio primário a partir de bauxita no solo estima-se que sejam necessários entre 70.000 e 75.000 kWh (térmicos), onde a energia total necessária foi convertida de volta para uma quantidade equivalente de combustível fóssil assumindo 1 kWh (elétrico) = 3 kWh (térmico). [34]

Figura 7 - Consumo total de energia em megawatts-hora (térmicos) para cada etapa da produção alumínio e outros metais.



Fonte: [34]

Tendo como conclusão que, apesar dos esforços em reduzir energia no processo de beneficiamento da bauxita, a previsão de aumento de consumo de alumínio exige que alternativas de redução de energia e CO_2 sejam criadas tanto para os processos primários quanto

para os processos secundários de produção de alumínio; sendo que uma destas etapas são os tratamentos térmicos. [36]

2.4. Propriedades do alumínio

A preocupação com a viabilidade econômica não deve minimizar o fato de que os metais leves possuem outras propriedades de considerável importância tecnológica. A alta resistência à corrosão e altas condutividades elétricas e térmicas do alumínio, a estabilidade e usinabilidade do magnésio e extrema resistência à corrosão do titânio são exemplos de atributos desejáveis em metais e ligas. As comparações de algumas propriedades físicas são apresentadas na Tabela 2.

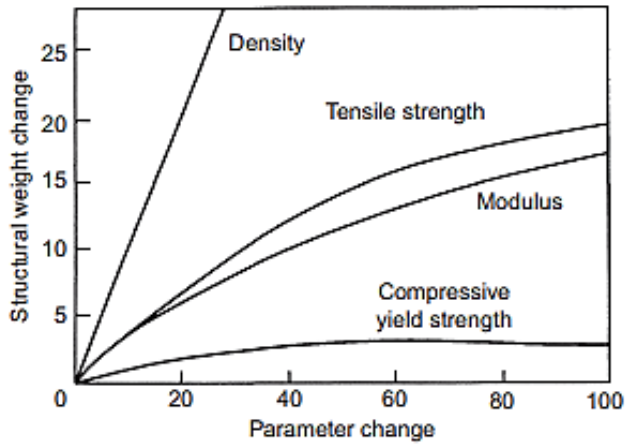
Tabela 2 - Algumas propriedades físicas do metal puro.

Propriedades	**Unit**	**Al**	**Mg**	**Ti**	**Be**	**Fe**	**Cu**
Número atômico	-	13	12	22	4	26	29
Massa atômica relativa (C= 12000)	-	26982	24305	47.90	9012	55847	63546
Estrutura cristalina	-	fcc	cph	cph	cph	bcc	fcc
A	nm	0,4041	0,3203	0,2950	0,2286	0,2866	0,3615
C	nm	-	0,5199	0,4653	0,3583	-	-
Ponto de fusão	°C	660	650	1678	1289	1535	1083
Ponto de ebulição	°C	2520	1090	3289	2472	2862	2563
Densidade relativa (d)	-	2.70	1,74	4,51	1,85	7,87	8,96
Módulo de elasticidade (E)	GPa	70	45	120	295	211	130
Módulo específico (Eld)	-	26	26	26	160	27	14
Calor específico 0-100°C	$Jkg^{-1}K^{-1}$	917	1038	528	2052	456	386
Condutividade térmica 20-100°C	$Wm^{-1}K^{-1}$	238	156	26	194	78	397
Coeficiente de expansão térmica (coeficiente de dilatação) 0-100°C	$10^{-6}K^{-1}$	23.5	26,0	8,9	12,0	12,1	17,0
resistividade elétrica a 20°C	μ ohm cm	2.67	4,2	54	3,3	10,1	1,69

Fonte: [37]

A propriedade de leveza se traduz diretamente no aumento da propriedade do material para muitos produtos, uma vez que, de longe, a maior redução de peso é alcançada por uma diminuição na densidade (fig. 8).

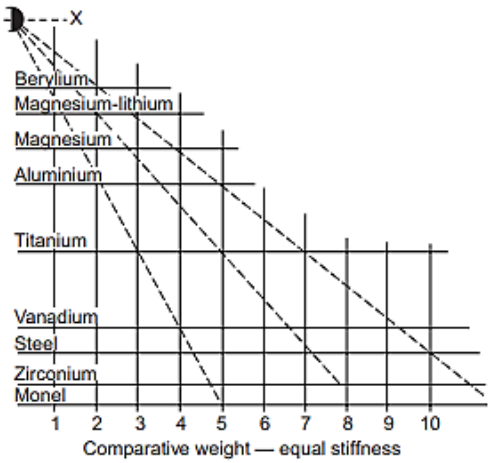
Figura 8 - Efeito da melhoria da propriedade sobre o peso estrutural.



Fonte: [34]

Esta propriedade dos metais leves tem sido associada ao transporte, notadamente o aeroespacial, que proporcionou grande estímulo ao desenvolvimento de ligas leves durante o último século. A relação força:peso também têm sido uma consideração dominante e as posições centrais das ligas leves baseadas em alumínio, magnésio e titânio em relação a outras ligas de engenharia e a todos os materiais estão representadas em um diagrama de Ashby na Figura 9. [34].

Figura 9 - Nomograma que permite comparar pesos comparativos de diferentes metais ou ligas para níveis iguais de rigidez.



Fonte: [34]

As vantagens da diminuição da densidade tornam-se ainda mais importantes no projeto de engenharia quando parâmetros como rigidez e resistência à flambagem estão envolvidos. Por exemplo, a rigidez de uma viga retangular simples é diretamente proporcional ao produto do

módulo de elasticidade e o cubo da espessura. O significado dessa relação é ilustrado pelo nomograma mostrado na figura 2.9, que permite estimar os pesos de feixes semelhantes de diferentes metais e ligas para valores iguais de rigidez. Uma viga de ferro (ou aço) pesando 10kg terá a mesma rigidez que vigas de igual largura e comprimento pesando 7 kg em titânio, 4,9kg em alumínio, 3,8 kg em magnésio e apenas 2,2kg em berílio. A liga Mg-Li está incluída porque é a liga estrutural mais leve (densidade relativa 1,35) disponível comercialmente. Rigidez comparativa para pesos iguais de um feixe semelhante aumenta nas relações 1:2,9:8,2:18,9 para aço, titânio, alumínio e magnésio, respectivamente. [34]

2.4 Nomenclatura de Ligas de Alumínio

Um sistema de designação numérica de quatro dígitos é usado para identificar ligas de alumínio forjado e alumínio. Como mostrado abaixo, o primeiro dígito da designação de quatro dígitos indica o grupo: Tabela 3. [38].

Tabela 3 - Composição das diferentes series dos alumínios.

Alumínio, ≥ 99,00%	1xxx
Ligas de alumínio agrupadas por principais elemento(s) de liga Cobre	2xxx
Manganês	3xxx
Silício	4xxx
Magnésio	5xxx
Magnésio e Silício	6xxx
Zinco	7xxx
Outros Elementos	8xxx
Séries não utilizadas	9xxx

Fonte: [38]

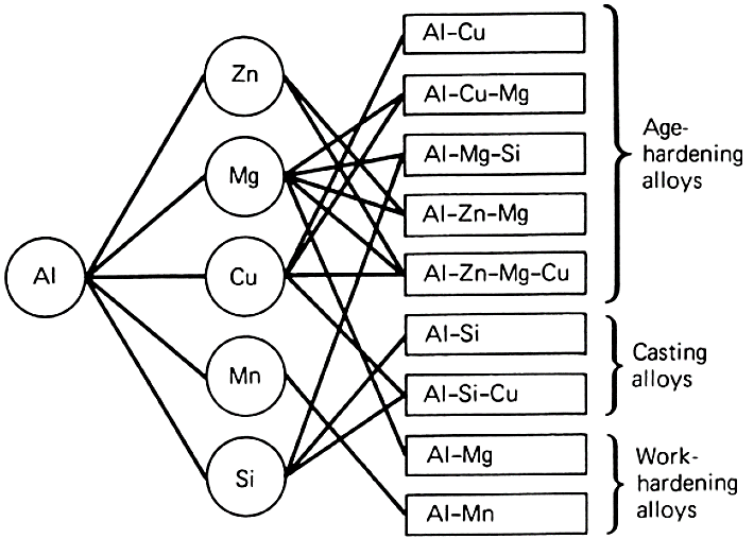
Para as séries de 2xxx a 7xxx, o grupo de ligas é determinado pelo elemento de liga presente na maior porcentagem média. Uma exceção são as ligas da série 6xxx, nas quais as proporções de magnésio e silício disponíveis para formar siliceto de magnésio (Mg_2Si) são predominantes. Outra exceção é feita nos casos em que a liga se qualifica como uma modificação de uma liga previamente registrada. Se a maior porcentagem média for a mesma para mais de um elemento, a escolha do grupo é por ordem de sequência de grupos: cobre, manganês, silício, magnésio, siliceto de magnésio, zinco ou outros [38].

Alumínio. No grupo 1xxx, a série 10xx é usada para designar composições não ligadas que têm limites naturais de impurezas. Os dois últimos dos quatro dígitos da designação indicam a

percentagem mínima de alumínio. Esses dígitos são os mesmos que os dois dígitos à direita da casa decimal na porcentagem mínima de alumínio quando expressos com a aproximação de 0,01%. Designações com segundos dígitos diferentes de zero (números inteiros de 1 a 9, atribuídos consecutivamente conforme necessário) indicam um controle especial de uma ou mais impurezas individuais. [38]

Ligas de alumínio. Nos grupos de ligas de 2xxx a 8xxx, o segundo dígito na designação indica modificação da liga. Se o segundo dígito for zero, indica a liga original. Os números inteiros 1 a 9, atribuídos consecutivamente, indicam modificações da liga original. Foram estabelecidas regras explícitas para determinar se uma composição proposta é apenas uma modificação de uma liga anteriormente registada ou se trata de uma liga inteiramente nova. Os dois últimos dos quatro dígitos nos grupos 2xxx a 8xxx não têm significado especial, mas servem apenas para identificar as diferentes ligas de alumínio no grupo.[38]

Figura 10 - Os Principais Elementos das Ligas de Alumínio.



Fonte: [38]

2.5.1 Sistema de designação de têmpera para alumínio e ligas de alumínio

O sistema de designação de têmpera usado nos Estados Unidos para ligas de alumínio e alumínio é usado para todas as formas de produto (forjado e fundido), com exceção do lingote. O sistema é baseado nas sequências de tratamentos mecânicos ou térmicos, ou ambos, usados para produzir as várias têmperas. A designação de têmpera segue a designação de liga e é separada dela por um hífen. As designações básicas de temperamento consistem em letras maiúsculas individuais. As principais subdivisões das têmperas básicas, quando necessário, são indicadas por um ou mais dígitos após a letra. Esses dígitos designam sequências específicas

de tratamentos que produzem combinações específicas de características no produto. As variações nas condições de tratamento dentro das principais subdivisões são identificadas por dígitos adicionais. As condições durante o tratamento térmico (como tempo, temperatura e taxa de têmpera) usadas para produzir uma dada têmpera em uma liga podem diferir daquelas empregadas para produzir a mesma têmpera em outra liga [23].

2.5.2 Designações básicas de têmperas

As designações para as têmperas comuns e as descrições das sequências de operações usadas para produzir essas têmperas são dadas nos parágrafos seguintes [23]:

F, como fabricado. Sigla aplicada a produtos moldados por processos de trabalho a frio, trabalho a quente ou fundição nos quais nenhum controle especial sobre condições térmicas ou endurecimento por tensão é empregado. Para produtos forjados, não há limites de propriedades mecânicas.

O, Recozido. Aplica-se a produtos forjados que são recozidos para obter têmpera de menor resistência e a produtos fundidos que são recozidos para melhorar a ductilidade e a estabilidade dimensional, o "O" pode ser seguido por um dígito diferente de zero.

H, endurecido por tensão (apenas produtos forjados). Isso indica produtos que foram reforçados por endurecimento por deformação, com ou sem tratamento térmico suplementar para produzir alguma redução na resistência.

W, solução tratada termicamente. Trata-se de uma têmpera instável aplicável apenas a ligas cuja resistência muda naturalmente (espontaneamente) à temperatura ambiente ao longo de meses ou mesmo anos após o tratamento térmico da solução. A designação é específica apenas quando o período de envelhecimento natural é indicado (por exemplo, "W" 1/2 h).

T, solução tratada termicamente. Esta denominação aplica-se a ligas cuja resistência é estável dentro de algumas semanas após o tratamento térmico da solução. O "T" é sempre seguido por um ou mais dígitos, conforme discutido na seção [23].

O sistema de designação de têmpera para ligas de alumínio que incorporam a forma do produto (forjado, fundido ou lingote de fundição) e sua respectiva têmpera (com exceção dos lingotes de fundição, que não têm classificação de têmpera) são cobertos pela norma H35.1 do *American National Standards Institute* (ANSI). A Associação de Alumínio é o registrador sob ANSI H35.1 com relação à designação e composição de ligas de alumínio e têmperas registradas nos Estados Unidos. Tabela 4. [23].

Tabela 4 - Classificação das condições metalúrgicas em ligas de alumínio.

Classificação	Estado
F	Bruto de vazamento
O	Recozimento: aplicado a produtos laminados submetidos à recristalização
H	Encruado: produtos endurecidos por deformação plástica
W	Solubilizado: aplicado a ligas para envelhecimento posterior
T	Tratamento térmico: tratado para obter melhores propriedades mecânicas

Fonte: [23].

2.5. Sistema para produtos endurecidos por tensão

As designações de têmpera para produtos forjados que são reforçados por endurecimento por tensão consistem em um H seguido de dois ou mais dígitos. O primeiro dígito após o H indica a sequência específica de operações básicas [37].

H1, apenas endurecido por tensão. Isso se aplica a produtos que são endurecidos por tensão para obter a resistência desejada sem tratamento térmico suplementar. O dígito após o H1 indica o grau de endurecimento da deformação.

H2, endurecido por tensão e parcialmente recozido. Isso se refere a produtos que são endurecidos por tensão mais do que a quantidade final desejada e, em seguida, reduzidos em resistência ao nível desejado por recozimento parcial. O dígito que segue o H2 indica o grau de endurecimento da deformação remanescente após o produto ter sido parcialmente recozido.

H3, endurecido por tensão e estabilizado. Isto aplica-se a produtos endurecidos por tensão e cujas propriedades mecânicas são estabilizadas por um tratamento térmico a baixa temperatura ou como resultado do calor introduzido durante a fabricação. A estabilização geralmente melhora a ductilidade. Esta designação aplica-se apenas às ligas que, a menos que estabilizadas, envelhecem gradualmente à temperatura ambiente. O dígito que segue o H3 indica o grau de endurecimento da deformação remanescente após a estabilização.

2.6 Influência dos Elementos de Liga

Cada elemento exerce um efeito diferente sobre o alumínio, permitindo obter diferentes propriedades dependendo do tipo de liga [37].

Silício: modifica as propriedades do fundido, melhorando a fundibilidade, resistência a quente e alimentação. A concentração de silício na liga pode variar entre 5-30%. Isso vai depender da fluidez exigida na fundição, que aumenta com o percentual de silício, e da taxa de resfriamento do molde. Por esta razão, o teor de silício é estabelecido: em moldes de areia,

cerâmica e cera (5-7%) / moldes de metal permanentes (7-9%) / processos de injeção de pressão (8-12%).

Titânio: é usado para ajustar o tamanho do grão. Em moldes complexos, o gradiente térmico pode variar dependendo da área, obtendo-se uma microestrutura com granulometria heterogênea. Desta forma, o uso de titânio permitirá que o tamanho destes seja homogeneizado.

Magnésio: aumenta a dureza e a resistência das ligas de alumínio-silício quando submetidas a tratamento térmico. Este elemento é adicionado em uma porcentagem em peso entre 0,07-0,4%.

Cobre: permite melhorar a dureza e a resistência à tração após a realização do tratamento térmico. Este elemento é adicionado em uma porcentagem em peso entre 4-5,5%. Por outro lado, deve-se levar em conta que causa uma redução na ductilidade e um aumento na contração interdendrítica.

Ferro: aparece como uma impureza nas ligas de alumínio. Em pequenas quantidades pode ser benéfico, aumentando a dureza, mas sua capacidade de formar fases intermetálicas acaba enfraquecendo a microestrutura da liga.

Manganês: é considerado uma impureza, mesmo assim, diferentes estudos demonstraram que é de alguma utilidade quando se realizam tratamentos térmicos, pois permite reduzir o efeito nocivo das fases intermetálicas causadas pelo ferro, modificando sua morfologia.

Os principais elementos de ligas são divididos em três grupos [37].

Primeiro grupo: cobre, magnésio e zinco formam soluções sólidas em variados percentuais, em temperaturas relativamente elevadas. A solubilidade é quase nula em temperatura ambiente. O cobre e o magnésio originam as fases intermediárias $CuAl_2$ - θ e Al_3Mg_2 - β.

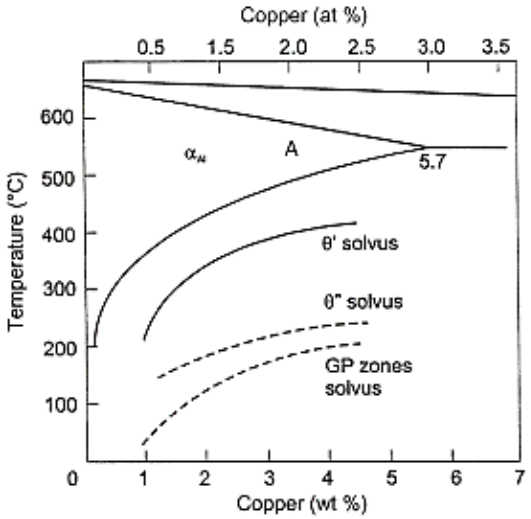
Segundo grupo: silício e estanho são formadores de eutéticos. O silício na forma eutética com 12,6% deste elemento e a fase rica em alumínio apresenta baixo teor de silício. Silício e estanho são igualmente insolúveis em temperatura ambiente.

Terceiro grupo: ferro, manganês, níquel, titânio e cromo são pouco solúveis no alumínio, formando determinadas fases ou compostos intermediários, tais como: Fe_3Al, β-Al_6Mn, Al_3Ni, Al_7Cr, Al_3Ti, promovendo alterações significativas nas propriedades mesmo em pequenas quantidades. [31]

Embora a maioria dos metais se ligue ao alumínio, comparativamente poucos têm solubilidade sólida suficiente para servir como grandes adições de liga. Dos elementos comumente utilizados, apenas zinco, magnésio (ambos > 10at%), cobre e silício apresentam solubilidades significativas. No entanto, vários outros elementos com solubilidades abaixo de 1 at% conferem melhorias importantes nas propriedades da liga. Exemplos são alguns dos

metais de transição, por exemplo, cromo, manganês e zircônio, que são usados principalmente para formar compostos que controlam a estrutura do grão. Com exceção do hidrogênio, os gases elementares não têm solubilidade detectável em alumínio líquido ou sólido. Além do estanho, que é pouco solúvel, a solubilidade máxima de sólidos em ligas binárias de alumínio ocorre em temperaturas eutéticas e peritéticas. Seções de diagramas de fase binária eutéticos e peritéticos típicos são mostradas nas figuras 11 e 12. O alumínio de alta pureza na condição recozida tem resistência ao escoamento muito baixa (7–11MPa). [34]

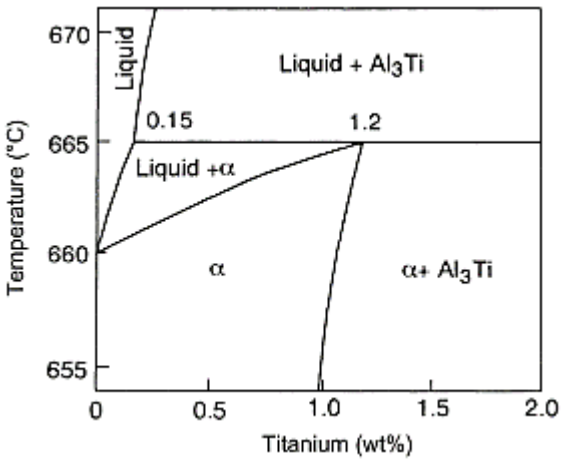
Figura 11 - Diagrama eutético Al-Cu linhas do solvus para as zonas GP.



Fonte: [34]

Canto rico em alumínio do diagrama eutético Al-Cu. As posições das linhas do *solvus* para as zonas GP e os outros precipitados metaestáveis também são mostradas [34].

Figura 12 - Seção do diagrama de fase peritética de Al-Ti.



Fonte: [34]

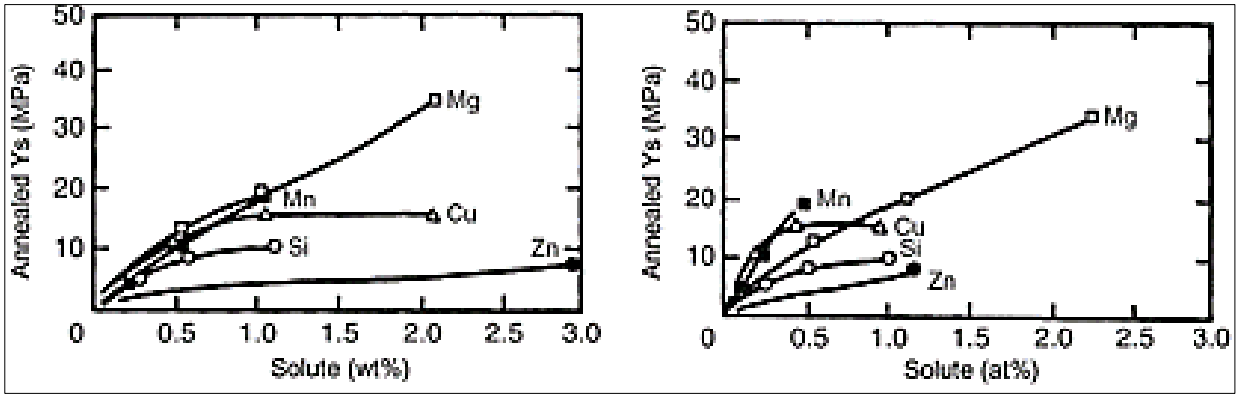
As ligas de alumínio podem ser divididas em dois grupos. Um grupo que abrange as ligas para as quais as propriedades mecânicas são controladas por trabalho de endurecimento e recozimento. Alumínio de pureza comercial e ligas baseadas nos sistemas Al-Mg e Al-Mn são os exemplos comuns. O segundo grupo compreendendo as ligas como Al-Mg, Al-Mg-Si e Al-Zn-Mg que respondem ao endurecimento da idade ou precipitação. Nas próximas duas seções, portanto, é desejável apresentar breves revisões dos princípios essenciais associados a esses processos antes de considerar sistemas de ligas específicos. Essas observações também são relevantes para a maioria das ligas de magnésio e titânio. [34]

Quando se deseja usar material recozido, a resistência pode ser aumentada apenas pelo endurecimento da solução sólida. Para que isso seja alcançado, o soluto deve: [34]

1. Ter uma solubilidade sólida apreciável à temperatura de recozimento,
2. Permanecer em solução sólida após um resfriamento lento,
3. Não ser removido reagindo com outros elementos para formar fases insolúveis.

A figura 13 mostra o aumento da resistência ao escoamento que ocorre quando solutos selecionados são adicionados ao alumínio de alta pureza. Alguns elementos são mostrados em concentrações além de sua solubilidade à temperatura ambiente, mas cada liga foi processada para reter todo o soluto em solução. Em bases atômicas, manganês e cobre são os reforços mais eficazes com 0,5% ou menos [34].

Figura 13 - Reforço em solução sólida de ligas binárias de alumínio de alta pureza.



Fonte: [34]

Onde podemos constatar que, devido a diferença de solubilidade alguns elementos, conseguem proporcionar a matriz de alumínio maior resistência. Comparando Mg, Cu e Si, a ocorre a variação entre 50% para Mg/Cu e Cu/Si e 75% para Mg/Cu. Então se todos apresentam boa solubilidade com alumínio, uma combinação adequando entre as faixas destes elementos

pode favorecer as etapas de solubilização e precipitação (envelhecimento) durante o tratamento térmico, reduzindo tempo e temperatura. [34]

2.7. Princípios do Endurecimento da Idade

Já se passaram 100 anos desde que o fenômeno do endurecimento por idade ou precipitação foi descoberto pelo metalúrgico alemão Alfred Wilm, que trabalhava em Berlim, onde tentava desenvolver uma forte liga de alumínio para substituir o latão nas munições. Naquela época, sabia-se que o aço podia ser endurecido pela têmpera em água a partir de uma alta temperatura e Wilm estava tentando reproduzir esse comportamento em ligas de alumínio. Para sua frustração, a maioria das ligas de alumínio de fato se tornava mais macia quanto mais rápido eram apagadas [34]. Aconteceu então que as medições de dureza que estavam sendo feitas em alguns corpos de prova de liga Al-extinta foram interrompidas no final de uma semana e, na segunda-feira seguinte, ele ficou surpreso ao descobrir que a dureza havia aumentado consideravelmente. O que só se percebeu alguns anos depois foi que esse aumento da dureza foi causado pela precipitação de uma fina dispersão de partículas de tamanho nanométrico. [34]

2.7.1 Decomposição de soluções sólidas supersaturadas.

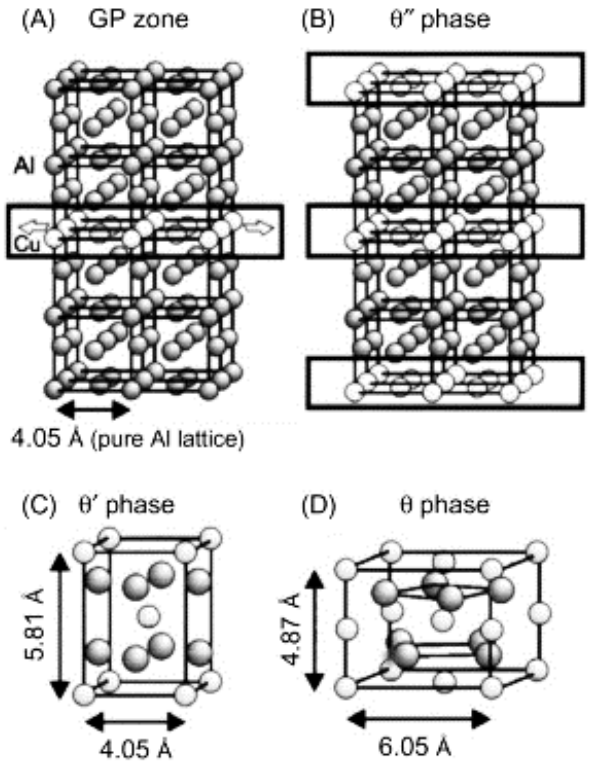
O requisito básico para que uma liga seja passível de endurecimento tange na diminuição da solubilidade sólida de um ou mais dos elementos de liga com a diminuição da temperatura. O tratamento térmico normalmente envolve as seguintes etapas:

1. Tratamento da solução a uma temperatura relativamente alta dentro da região monofásica, para dissolver os elementos de liga.
2. Resfriamento ou têmpera rápidos, geralmente à temperatura ambiente, para obter uma solução sólida supersaturada (SSSS) desses elementos em alumínio.
3. Decomposição controlada do SSSS para formar um precipitado finamente disperso, geralmente por envelhecimento por tempos convenientes em uma e às vezes duas temperaturas intermediárias.

A decomposição completa de um SSSS é geralmente um processo complexo que pode envolver várias etapas. Tipicamente, zonas de Guinier-Preston (GP) e um precipitado intermediário podem ser formados além da fase de equilíbrio. No sistema Al-Cu, que tem sido estudado em detalhes, quatro estágios podem ser envolvidos, cujas estruturas cristalinas são descritas na Figura 14. Além disso, a técnica de microscopia de íons de campo de sonda atômica (APFIM) confirmou que pequenos aglomerados desordenados de átomos (por exemplo, 20-50

em número) podem preceder a formação de zonas de GP em algumas ligas (ver Fig. 2.15). Estes agrupamentos podem ser retidos na têmpera ou formam-se à medida que o envelhecimento começa. Em algumas ligas, parece que elas podem contribuir para os estágios iniciais de endurecimento da idade. Bolas mais claras representam átomos de cobre e bolas mais escuras representam átomos de alumínio. [34]

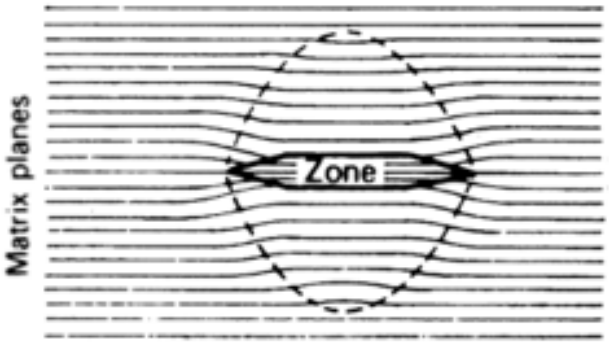
Figura 14 - Modelos mostrando as estruturas cristalinas de (A) zonas GP, (B) θ", (C) θ′ e (D) θ (Al2Cu) que podem precipitar em ligas binárias Al-envelhecidas.



Fonte: [34]

As zonas GP são grupos ordenados de átomos ricos em solutos que podem ter apenas um ou dois planos de átomos em espessura (Figura. 2.15A). Eles mantêm a estrutura da matriz com a qual se diz coerente, embora possam produzir deformações elásticas apreciáveis na matriz circundante (figura. 15).

Figura 15 - Representação da distorção de planos de rede matricial próximos à zona coerente do GP.



Fonte: [34]

A difusão associada à sua formação envolve o movimento dos átomos em distâncias relativamente curtas e é assistida por sítios de rede vagos que também são retidos na têmpera. As zonas GP são normalmente muito finamente dispersas e as densidades podem ser tão altas quanto 1017–1018 cm^{-3}. Dependendo do sistema de liga em particular, a taxa de nucleação e a estrutura real podem ser grandemente influenciadas pela presença do excesso de áreas de rede vagas [34].

2.7.2 As zonas GP solvus

Um conceito importante é o das zonas GP solvus, que pode ser mostrado como uma linha metaestável no diagrama de equilíbrio (figura 2.12). Ele define o limite superior de temperatura de estabilidade das zonas GP para diferentes composições, embora sua localização precisa possa variar dependendo da concentração de vagas excedentes. Linhas de *solvus* também podem ser determinadas para outros precipitados metaestáveis. Há um forte suporte experimental para o modelo proposto por Lorimer e Nicholson, segundo o qual as zonas GP formadas abaixo da temperatura do *solvus* das zonas GP podem atuar como núcleos para o próximo estágio do processo de envelhecimento, geralmente o precipitado intermediário, desde que tenham atingido um tamanho crítico d_{crit}. Com base nesse modelo, as ligas foram classificadas em três tipos [34].

1. Ligas para as quais a temperatura do banho de têmpera e a temperatura de envelhecimento estão ambas acima das zonas GP *solvus*. Tais ligas apresentam pouca ou nenhuma resposta ao endurecimento por idade devido à dificuldade de nuclear um precipitado finamente disperso. Um exemplo é o sistema Al-Mg em que a têmpera resulta em um nível muito alto de supersaturação, mas onde o endurecimento está ausente em composições contendo < 5-6% de magnésio.

2. Ligas em que as temperaturas de banho de têmpera e de envelhecimento estão abaixo do *solvus* das zonas GP, por exemplo, algumas ligas Al-Mg-Si.

3. Ligas em que as zonas GP se situam entre a temperatura do banho de têmpera e a temperatura de envelhecimento. Esta situação é aplicável na maioria das ligas de alumínio endurecíveis por idade. Pode-se tirar proveito da nucleação de um precipitado intermediário de zonas de GP preexistentes de tamanhos acima do d_{crit} usando tratamentos de envelhecimento em dois estágios ou duplex. Estes são agora aplicados a algumas ligas para melhorar certas propriedades relevantes no que diz respeito ao problema da fissuração tensão-corrosão (CAA) em ligas de alumínio de alta resistência.

2.8 Ligas fundidas

As peças fundidas de liga de alumínio são rotineiramente produzidas por matriz sob pressão, molde permanente, areia verde e seca, investimento, e fundição de gesso. As variações do processo incluem vácuo, baixa pressão, processos centrífugos e relacionados a padrões, como espuma perdida. As peças fundidas são produzidas preenchendo-se moldes com alumínio e são usados para produtos com contornos intrincados e áreas ocas ou tubulares. A escolha de peças fundidas em detrimento de outras formas de produtos é muitas vezes baseada em considerações de forma líquida. Nervuras de reforço, passagens internas e design complexo são características que seriam dispendiosas para usinar em uma peça feita de um produto forjado, muitas vezes podem ser fundidas por métodos padrão apropriados e design de molde ou matriz. Fundições de engenharia premium exibem integridade extrema, tolerâncias dimensionais estreitas e propriedades mecânicas consistentemente controladas na faixa superior das capacidades de alta resistência existentes para ligas selecionadas e temperamentos [21].

2.9 Processo de fundição LPD (lower pressure die)

A fundição sob baixa pressão é um processo de manufatura que ocorre mediante a transferência do metal líquido para o interior de um molde metálico, sob a ação de um pistão a elevada pressão. As peças obtidas através deste processo possuem altas características mecânicas e tolerâncias dimensionais restritas [21].

Durante o processo de fundição sob baixa pressão o molde é preenchido e o metal solidificado mediante baixos níveis de pressão, que podem variar de 0,2 e 1 bar. O metal, na maioria das vezes, fica em um forno, abaixo do molde sendo que, esse metal é injetado no molde diretamente do forno. As peças extraídas da fundição sob baixa pressão costumam

apresentar boas propriedades mecânicas na condição bruta ou após tratamento térmico, produtos como, cabeçotes de motor, rodas de liga leve e carcaças são os mais produzidos através deste processo [21]. Exemplo de produtos que podem ser utilizados na fundição sob baixa pressão: Ligas de alumínio, zinco, bronze e latão.

A estabilidade produtiva da fundição sob baixa pressão faz com que seja eliminado a influência do homem no processo e otimiza a utilização dos canais de preenchimento dos moldes, podendo reduzir, ou até eliminar, massalotes que auxiliam na alimentação das peças. Sendo assim, a fundição sob baixa pressão, apresenta reduzido tempo de processamento na fundição, na quantidade de material para refusão e nas operações de acabamento do fundido [21]

As ligas utilizadas em fundição por gravidade geralmente também são utilizadas na fundição sob baixa pressão**.** Ligas com menor fluidez podem ser utilizadas para o preenchimento, desde que a geometria do fundido não seja complexa e as paredes muito finas. Na grande maioria das vezes os moldes são metálicos, porém, tintas específicas são aplicadas na superfície de contato com o metal para evitar a aderência do metal no molde durante o processo de preenchimento, minimizando a perda de temperatura durante o processo e direcionando à solidificação [21].

Na fundição sob baixa pressão, para alguns tipos de peças, é possível utilizar-se de núcleos (Machos) produzidos em areia. Porém, as condições operacionais são bastante específicas e restritivas [21].

Também conhecido como processo de fundição de alumínio por injeção em baixa pressão, o metal é conduzido desde um forno de espera até o molde (metálico ou em areia) com pressão controlada, objetivando um vazamento monitorado e não turbulento, obtendo-se fundidos com baixa porosidade e pouca formação de óxidos. Com a dinâmica de solidificação sendo controlada, tem-se como resultado peças com excelentes propriedades mecânicas e ótima sanidade metalúrgica. Deste modo, o processo de fundição LPD possui elevado rendimento metalúrgico (em geral acima de 90%), dispensando massalotes na maioria dos casos, com consequente redução dos custos de usinagem [21].

Equipamentos de última geração, com rampas de pressurização programáveis, linhas de refrigeração de moldes por ar, água ou mix, controlados por tempo ou por temperatura, compensação de pressão automática e redução no consumo de energia definem um processo de alto grau de automação e baixa necessidade de intervenção humana, com modelos de máquinas adequados à tipologia de produção da indústria garantindo maior produtividade. Este processo

vem consagrando-se mundialmente no mercado, indicado para a produção de autopeças, moto peças, blocos, cabeçotes, peças para turbo, carcaças de embreagem, freio e diferenciais, suportes de suspensão, rotores de bombas, polias industriais e especiais, peças para indústria moveleira e motores elétricos [21].

2.10 Ligas de Alumínio da Série 2xxx

As ligas de alumínio abrangem mais de trezentas composições de ligas comumente reconhecidas e muitas variações adicionais desenvolvidas nas relações fornecedor/consumidor. Todas as ligas de alumínio comerciais contêm algum ferro e silício, bem como dois ou mais elementos adicionados intencionalmente para melhorar as propriedades. Os principais grupos de ligas de alumínio comerciais de diferentes composições químicas são apresentados na Tabela 5. Os principais tipos de ligas de alumínio atingem o fortalecimento pelos efeitos de liga de cobre, magnésio, manganês, silício e/ou zinco em conjunto com encruamento, tratamento térmico ou ambos [18].

Tabela 5 - Composição dos principais grupos de ligas fundidas de alumínio comerciais

	Composição química nominal, % em peso									
Série	**Mg**	**Si**	**Ti**	**Cr**	**Mn**	**Fe**	**Ni**	**Cu**	**Zn**	**Sn**
1xxx	-	0.10 – 0.15	0.15 – 0.35	-	-	0.25 – 0.8	-	0.05 – 0.10	0.05	-
2xxx	0.03 – 2.30	0.05 – 3.50	0.06 – 0.30	0.15 – 0.40	0.05 – 0.70	0.04 – 1.50	0.03 – 2.30	3.50 – 10.9	0.05 – 2.50	-
3xxx	0.03 – 1.50	4.5 – 23.0	0.04 – 0.25	0.05 – 0.35	0.03 – 0.80	0.06 – 1.50	0.10 – 3.00	0.03 – 5.00	0.03 – 4.50	-
4xxx	0.05 – 0.10	4.5 – 23.0	0.04 – 0.25	0.05 – 0.35	0.03 – 0.80	0.06 – 1.50	0.10 – 3.00	0.03 – 5.00	0.03 – 4.50	-
5xxx	1.40 – 10.6	0.10 – 2.20	0.10 – 0.25	0.25	0.05 – 0.60	0.10 – 1.30	0.05 – 0.40	0.05 – 0.30	0.04 – 0.20	-
7xxx	0.20 – 2.40	0.10 – 0.30	0.10 – 0.25	0.06 – 0.60	0.05 – 0.60	0.10 – 1.40	0.15	0.10 – 1.00	2.00 – 7.80	-
8xxx (Sn)	0.10 – 0.90	0.40 – 6.50	0.25	-	0.10 – 0.50	0.50 – 0.70	0.30 – 1.50	0.70 – 4.00	-	5.50 – 7.00

Fonte: [18].

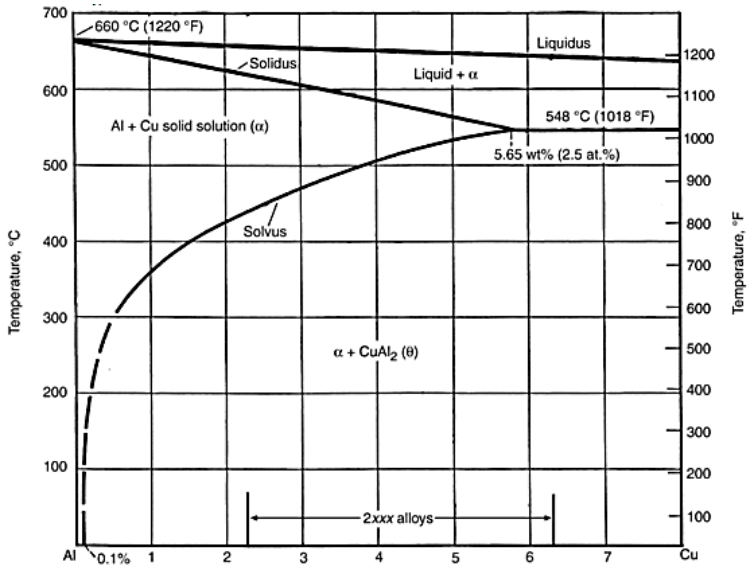
O Cobre é o elemento de liga principal e, na maioria das ligas, o Mg é o elemento de liga secundária. São ligas tratáveis termicamente, podendo, após os tratamentos, atingir-se a resistência de aço baixo carbono (450 MPa). A resistência à corrosão das ligas da série 2xxx é inferior à de outras ligas de alumínio. Sob certas condições estas podem apresentar corrosão

intergranular. As ligas desta série apresentam boa usinabilidade e características de soldagem limitadas com exceção da liga 2219 [18].

Entre suas aplicações estão o emprego em componentes com elevada relação resistência/peso, sujeitos a temperaturas inferiores à 130ºC; rodas forjadas para a indústria aeronáutica e de caminhões; fuselagem e componentes estruturais de aeronaves; componentes de suspensão de automóveis [18].

O diagrama de fase alumínio-cobre (Fig. 16), que inclui a classe comercialmente importante de 2xxx ligas de alumínio, podem ilustrar as regiões básicas de formação de fase da liga. As três regiões importantes da fase de formação são a região de solução sólida (α) (abaixo de 0,1% em peso Cu): onde os átomos de liga permanecem dissolvidos por substituição dos átomos de alumínio na rede alumínio/cúbica centrada na face (CFC). Nesta região de liga, a condição de estado sólido terminal (temperatura ambiente) é essencialmente uma estrutura monofásica. A região do estado sólido abaixo da linha *solvus*, onde as partículas dispersas do intermetálica θ (Al_2Cu) precipitam em um sólido supersaturado de alumínio-cobre. A região à direita do ponto máximo de solubilidade sólida (5,65% em peso de Cu), onde a fase θ (Al_2Cu) precipita durante a solidificação e, assim, forma uma rede de partículas de segunda fase em torno dos grãos α previamente solidificados na região L + α. As duas últimas reações têm uma influência importante na morfologia das partículas da segunda fase [18].

Figura 16 - Diagrama de fases Al-Cu.



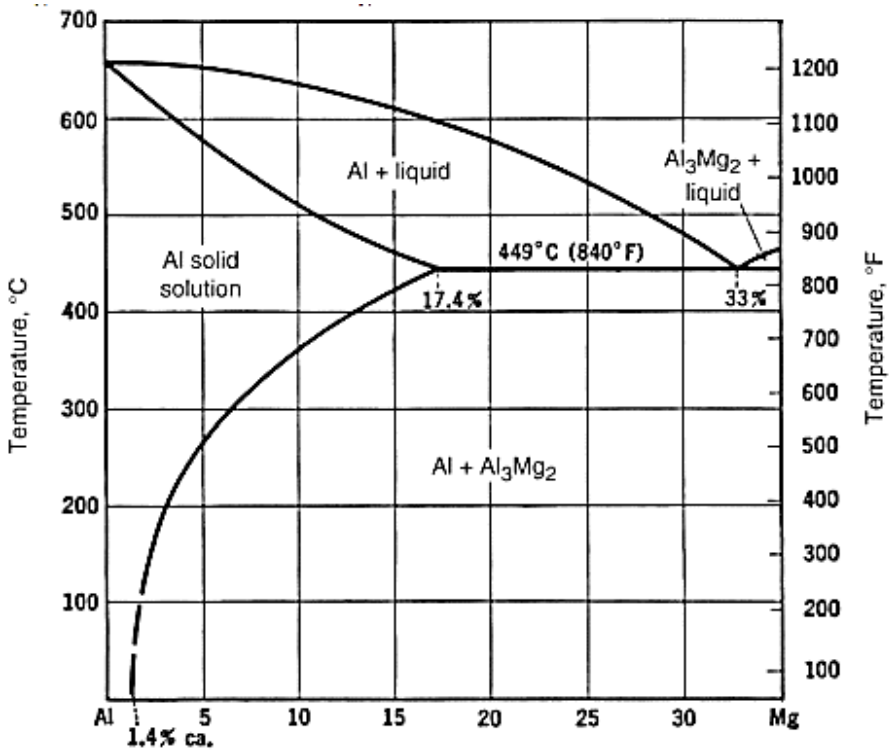
Fonte: [18]

Quando precipitação de fase ocorre durante uma transformação líquido-sólido (como para reações eutéticas descritas subsequentemente), os precipitados formam uma morfologia

semelhante a uma rede solidificando-se em torno dos grãos α. Em contraste, processos de estado sólido tendem a produzir uma segunda fase mais dispersa [18].

Magnésio, elemento secundário da liga 2xxx, apresenta o sistema alumínio-magnésio que é a base para as ligas de alumínio forjado 5xxx e fundido 5xx.x não tratáveis termicamente, que fornecem excelentes combinações de força e resistência à corrosão por reforço de solução sólida e encruamento. O diagrama de fases alumínio-magnésio tem um efeito positivo *solvus* inclinado, que é uma condição necessária para um sistema de endurecimento por precipitação, como alumínio-cobre (Fig. 17). No entanto, a dificuldade em nuclear os precipitados CFC Al_3Mg_2 no sistema alumínio-magnésio têm impedido a comercialização de ligas de alumínio-magnésio tratáveis termicamente, a menos que contivessem silício suficiente, cobre ou zinco para formar precipitados de Mg_2Si, Al_2CuMg ou $Al_2Mg_3Zn_3$. As ligas binárias de alumínio-magnésio são amplamente utilizadas em aplicações que requerem um acabamento superficial brilhante e resistência à corrosão, bem como atrativas combinações de resistência e ductilidade [18].

Figura 17 - Diagrama de Fases Al-Mg.



Fonte: [18].

O silício é o elemento de liga principal. A maior parte das ligas desta série não são tratáveis termicamente. O Si pode ser adicionado para abaixar a temperatura de fusão sem provocar

fragilidade excessiva, assim, ligas Al-Si são utilizadas em arames de solda ou como ligas para brazagem de Al (soldagem de Al). A liga 4032 é empregada na fabricação de pistões forjados devido ao baixo coeficiente de expansão e sua alta resistência ao desgaste. Ligas contendo entre 4 e 7% de Si apresentam cores que variam do cinza ao negro após serem submetidas a anodização e assim são utilizadas em painéis decorativos na construção civil [18].

As ligas alumínio-silício são denominadas 4XX.X. Eles são caracterizados por terem boas propriedades no estado líquido, como a fluidez. A liga mantém uma baixa densidade graças ao alumínio e propriedades mecânicas aceitáveis, mas sempre abaixo dos benefícios que as ligas da série 7XXX podem oferecer. Sua resistência à tração está contida na faixa de 100-400 MPa e sua ductilidade pode variar dependendo da concentração de impurezas na peça fundida. Esta última propriedade é favorecida nas ligas hipoeutéticas, por isso são as mais utilizadas na fundição [5].

O diagrama de fases Al-Si (figura 18) é um sistema binário simples, onde o silício tem solubilidade limitada no alumínio. Neste sistema existe apenas um invariante de reação (L→α+Si).

Com o diagrama de fases, as seguintes informações podem ser extraídas:

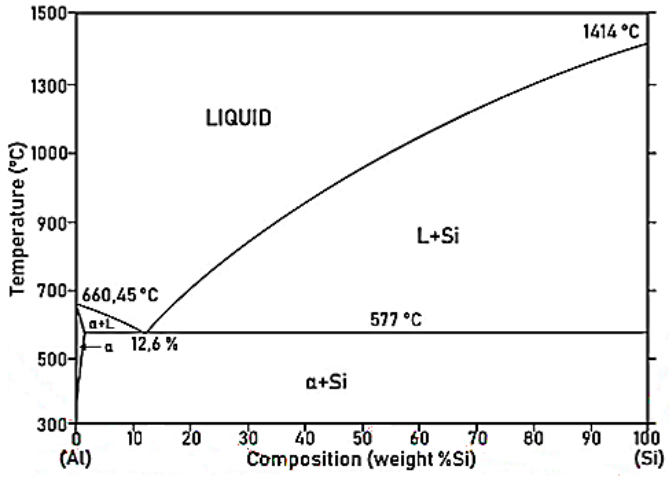
• Ponto de fusão do alumínio (T=660 °C);

• Ponto de fusão do silício (T=1414 °C);

• A reação eutética ocorre (T=577 °C) com uma concentração de Si =12,6%;

• A solubilidade máxima do Si na fase α é Si=1,65% e ocorre na temperatura eutética.

Figura 18 - Diagrama de fases Al-Si.

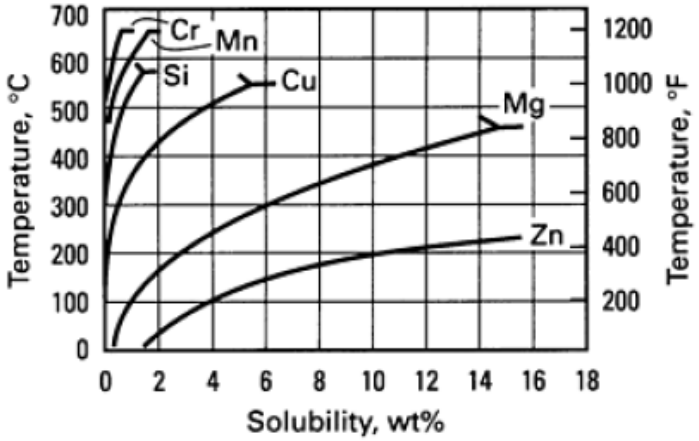


Fonte: [18].

2.11 Fases em ligas de alumínio

Os elementos que estão mais comumente presentes em ligas de alumínio comerciais para fornecer maior resistência – particularmente quando combinado com encruamento por trabalho a frio ou com tratamento térmico, ou ambos - são cobre, magnésio, manganês, silício e zinco. Todos esses elementos têm solubilidade sólida significativa em alumínio e, em todos os casos, a solubilidade aumenta com o aumento da temperatura (figura. 19).

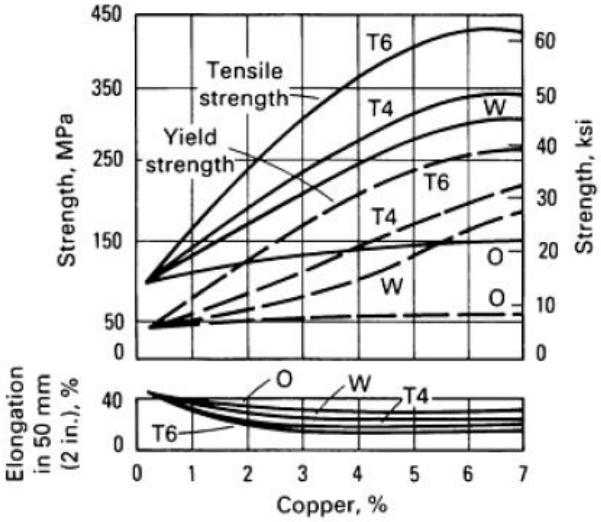
Figura 19 - Solubilidade sólida binária de equilíbrio em função de temperatura.



Fonte: [18].

Ligas de alumínio-cobre contendo 2 a 10% de Cu, geralmente com outras adições, formam importantes famílias de ligas. Tanto as ligas de alumínio-cobre fundidas quanto forjadas respondem ao tratamento térmico da solução e ao subsequente envelhecimento com um aumento da resistência, dureza e diminuição do alongamento. O reforço é máximo entre 4 e 6% Cu, dependendo da influência de outros constituintes presentes. As propriedades da folha de liga de alumínio-cobre em diferentes condições térmicas são mostradas na figura 20. As características de envelhecimento das ligas binárias de alumínio-cobre foram estudadas em maior detalhe do que qualquer outro sistema, mas na verdade existem muito poucos binários em ligas alumínio-cobre comerciais. A maioria das ligas comerciais contém outros elementos de liga [18].

Figura 20 - Propriedades de tração de alta pureza, ligas forjadas de alumínio-cobre.



Fonte: [18]

Cobre-Magnésio, o principal benefício de adicionar magnésio para ligas de alumínio-cobre é o aumento da resistência possível após o tratamento térmico da solução e têmpera. Em material forjado de certas ligas deste tipo, um aumento na resistência acompanhado de alta ductilidade ocorre no envelhecimento à temperatura ambiente. No envelhecimento artificial, um aumento adicional na resistência, especialmente na resistência ao escoamento, pode ser obtido, mas com um sacrifício substancial em tração alongamento [18].

Em ligas de alumínio-cobre fundidas e forjadas, com cerca de 0,5% de Mg, é eficaz na mudança das características de envelhecimento. Em produtos forjados, o efeito de adições de magnésio pode ser maximizado em materiais envelhecidos artificialmente por trabalho a frio antes do envelhecimento. Em materiais envelhecidos naturalmente, no entanto, o benefício de adições de magnésio pode diminuir com trabalho a frio. O efeito do magnésio na resistência à corrosão das ligas de alumínio-cobre depende do tipo de produto e do tratamento térmico [18].

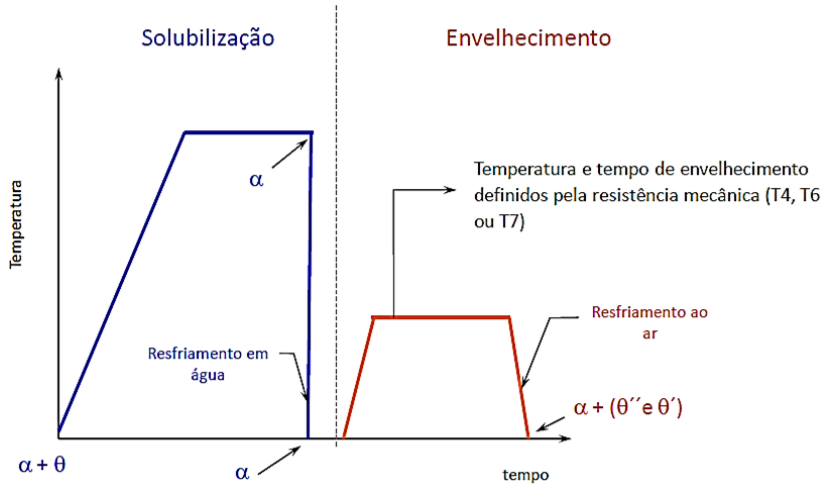
2.12 Tratamentos térmicos

O conceito básico que englobam os tratamentos térmicos é a padronização de parâmetros de controle de temperatura, tempo e resfriamento aos quais são submetidas as ligas de alumínio, visando buscar melhorar suas propriedades mecânicas e, por consequência, ampliar o seu uso na diversidade de necessidades da indústria, podendo ser divididos em três etapas denominadas: solidificação, resfriamento e envelhecimento [18, 24, 25, 26].

O tratamento térmico T6 é o mais comum, baseado no endurecimento por precipitação, desenvolvendo aumentos de dureza, limite de escoamento e limite de resistência a tração dos

componentes com pequenas reduções na ductilidade. O tratamento T6 é iniciado com a primeira etapa de solubilização. Em seguida, resfriado bruscamente (têmpera) e posteriormente levado a uma estufa para a última etapa, de envelhecimento artificial. A Figura 21 abaixo traz uma representação esquemática do ciclo de tratamento T6 [25].

Figura 21 - Representação Esquemática do Ciclo de Tratamento térmico T6.



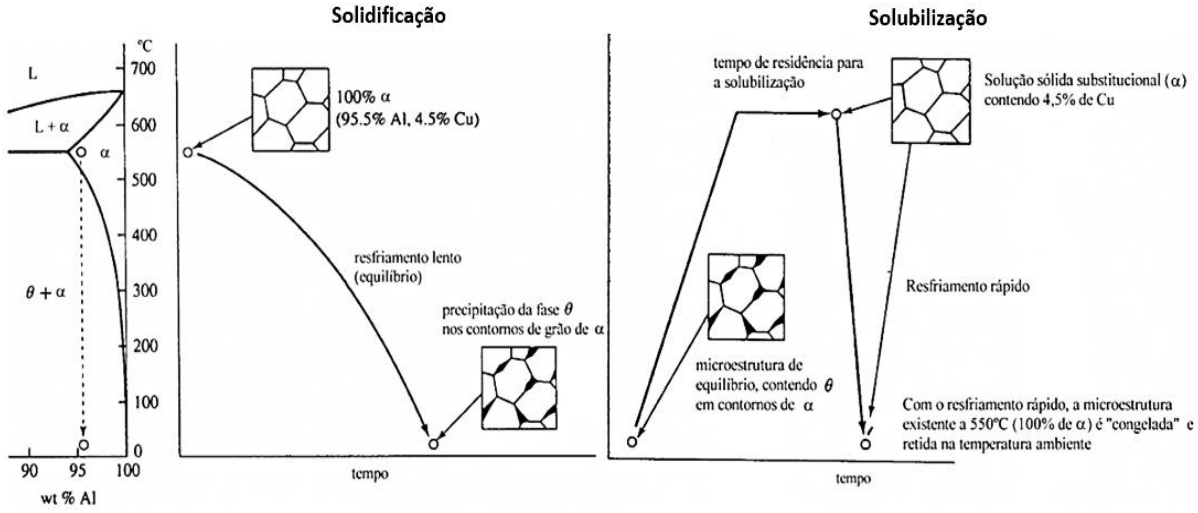
Fonte: [25].

O meio para se obter as alterações das propriedades mecânicas em uma liga tratada termicamente é a formação de uma dispersão densa e fina de partículas dentro da liga, esta impede o movimento das deslocações durante a deformação, porque as deslocações são obrigadas a rodear as partículas precipitadas. Ao restringir o movimento nas deslocações durante a deformação, a liga reforça-se devido à presença de precipitados, que promovem um aumento na resistência mecânica, necessárias para aplicações de construção mecânica que requerem limites de escoamento superiores a 150 MPa, onde são empregadas ligas fundidas tratáveis do sistema Al-Si (contendo Cu, Mg ou Zn) [25; 27].

2.13 Solubilização

A solubilização consiste em aquecer uma liga tratável a uma temperatura exata, mantê-la a essa temperatura por um tempo determinado e resfriá-la rapidamente. A teoria metalúrgica do tratamento térmico consiste em um mecanismo simples, onde dois metais que foram fundidos juntos e aparentemente combinados a mistura líquida, tais metais podem estar completamente dissolvidos entre si, ou somente dissolvidos em parte, de modo que se forme uma mistura dos cristais e dos metais não dissolvidos, e de uma solução sólida, figura 22 [25].

Figura 22 - Exemplo de uma solução sólida: solubilidade do cobre no alumínio.



Fonte: [25].

Também é possível que estas ligas contenham compostos intermetálicos ou constituintes como são chamados. A solubilidade de um metal no outro depende em grande parte da temperatura, como por exemplo o caso da solubilidade da água com sal. Em certa quantidade de sal em um copo de água, este dissolve até que a água fique saturada considerando-se temperatura ambiente. Porém, se houver aumento da temperatura da água, também aumentará a quantidade de sal que poderá se dissolver no meio. Se a água esfriar, o excesso de sal a temperatura normal se precipita. Porém, se a solução se esfria rapidamente não se precipitará todo o excedente de sal e a solução ficará supersaturada. Esta condição não é estável e se corrige pela precipitação gradual do sal em excesso de uma saturação. Portanto, para que o endurecimento por precipitação se desenvolva, é necessário obter uma solução sólida supersaturada. Quando a liga é submetida a temperaturas elevadas permitem manter em solução a maior porcentagem de elementos que promovem o endurecimento [24].

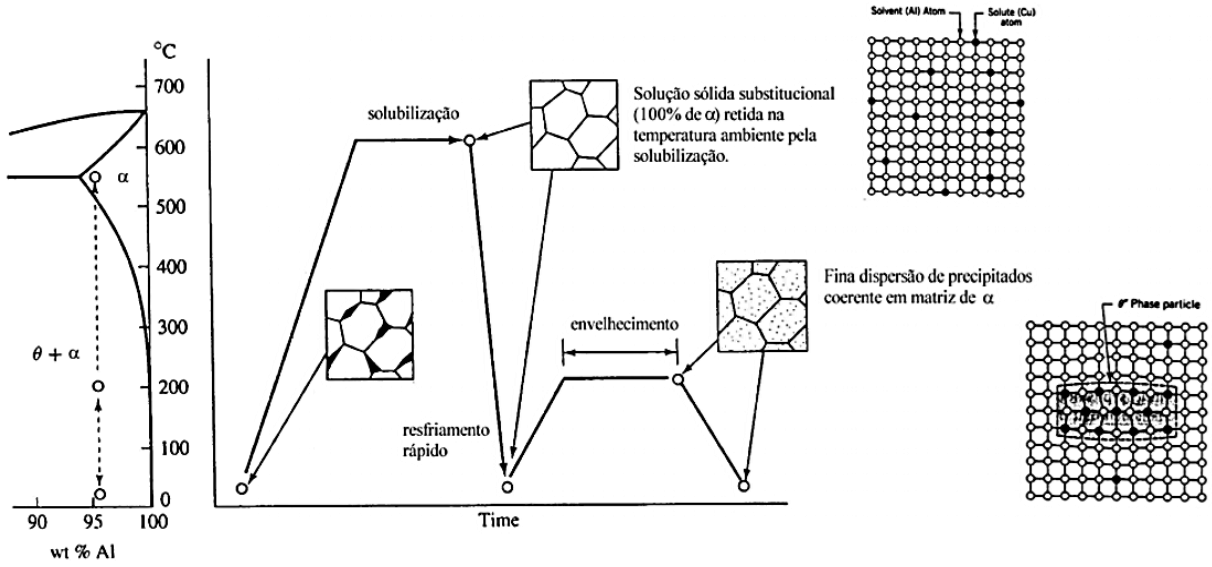
Os metais também podem ser solúveis entre si, exceto quando uma solubilização ou precipitação puder ocorrer no estado sólido. O cobre, por exemplo, tem uma solubilidade de aproximadamente 0,5% a uma temperatura ambiente, porém a 520ºC a solubilidade aumenta até 4,0% no alumínio [24].

2.14 Envelhecimento Artificial

O processo de envelhecimento ocorre após a solubilização e têmpera. O envelhecimento pode ser natural ou artificial, ou seja, em temperatura ambiente ou em altas temperaturas, abaixo do ponto de fusão do alumínio. Em geral, o envelhecimento artificial tem picos mais elevados de dureza, com um tempo maior nas horas de envelhecimento. Para o envelhecimento natural, *ASM Handbook* afirma que este tratamento T4 pode ser aceito com 72 h de envelhecimento natural [24]. No caso do envelhecimento artificial, é necessário definir os ciclos de tratamento, em especial o binômio temperatura e tempo. A temperatura de envelhecimento que permita o endurecimento no menor intervalo de tempo, figura 23. [18]

O envelhecimento tem como objetivo a precipitação controlada da fase endurecedora na matriz previamente solubilizada. A temperatura e o tempo de envelhecimento determinam a mobilidade dos átomos de Cu, que tendem a formar a fase θ [18].

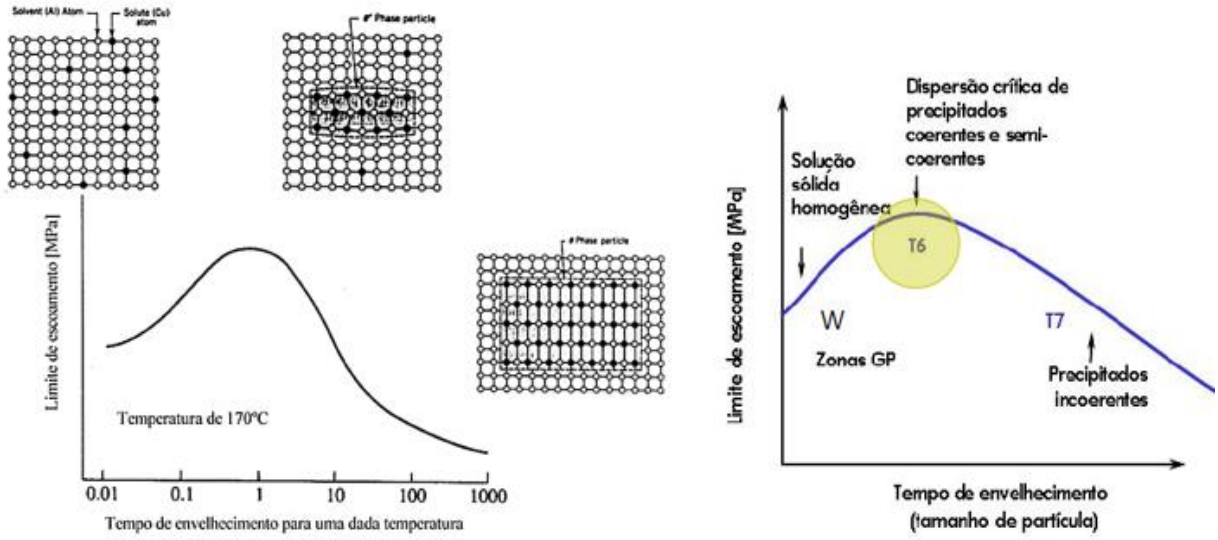
Figura 23 - Exemplo de uma precipitação: envelhecimento do cobre no alumínio.



Fonte: [25].

Nas ligas de alumínio tratáveis, o envelhecimento é realizado em temperaturas de até 280°C (dentro do campo α + θ) por um intervalo de tempo precisamente determinado. A combinação do binômio "temperatura e tempo de envelhecimento" determinam as características da dispersão da fase θ. Para uma determinada temperatura existe um tempo "ótimo" em que a dispersão de precipitados é, na maior parte, coerente provocando o endurecimento máximo da liga (figura 24) [18]

Figura 24 - Exemplo esquemático da determinação do ponto ótimo da precipitação.

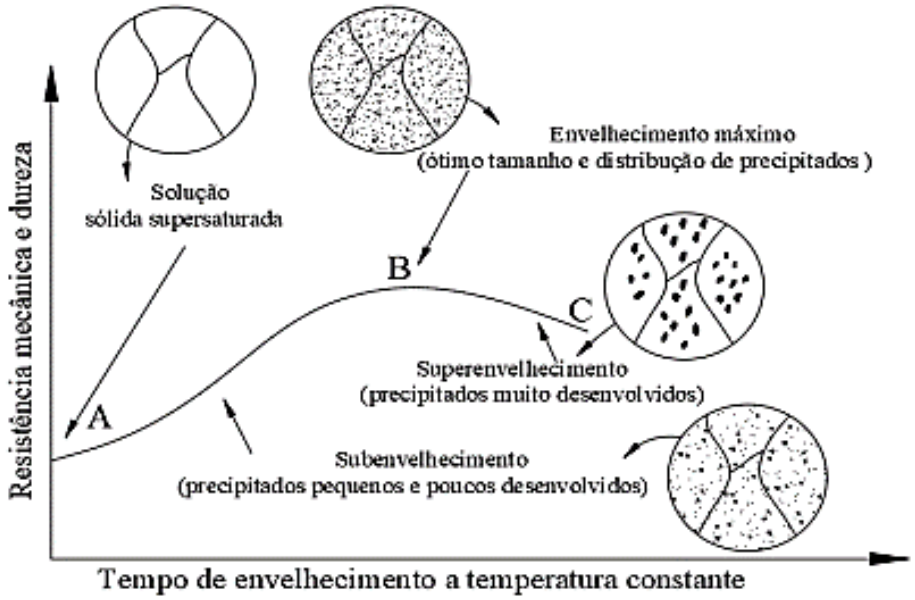


Fonte: [25].

A representação esquemática da figura 25. Mostra a variação da resistência, em função do tempo de envelhecimento a uma temperatura constante. Nesta representação, é possível associar as variações de resistência com as modificações de tamanho e distribuição que os precipitados sofrem ao longo do envelhecimento. Nesta curva, a resistência mecânica corresponde à da solução sólida supersaturada para um tempo zero. Com maiores tempos de envelhecimento, vão se formando precipitados cujo tamanho aumentam e, concomitantemente, elevam a resistência e a dureza da liga, o que promove a diminuição da sua ductilidade. A resistência máxima se consegue se a temperatura de envelhecimento é suficientemente alta, se o envelhecimento continua, de modo que o intermédio se colapsa e aumento de volume, a liga envelhece demais e torna-se mais débil que com respeito à condição ótima de envelhecimento [13].

Mediante ao conhecimento desses fenômenos, um dos principais objetivos de determinar corretamente a temperatura e o tempo no processo de envelhecimento é a definição do ponto ótimo, o que garante ao processo produtivo a fabricação de componentes que atendam às necessidades do projeto, permitindo uma liga dura e ao mesmo tempo maleável, evitando assim quebras repentinas ou a redução da vida útil do componente [13]. No caso de não atingir este ponto ideal, a perda de resistência, se passar, a continuidade do processo de envelhecimento proporciona a formação de precipitados alongados e frágeis, e ainda deve-se levar em consideração, neste último caso, o gasto de tempo e energia no processo de tratamento térmico [13]

Figura 25 - Evolução esquemática dos precipitados.

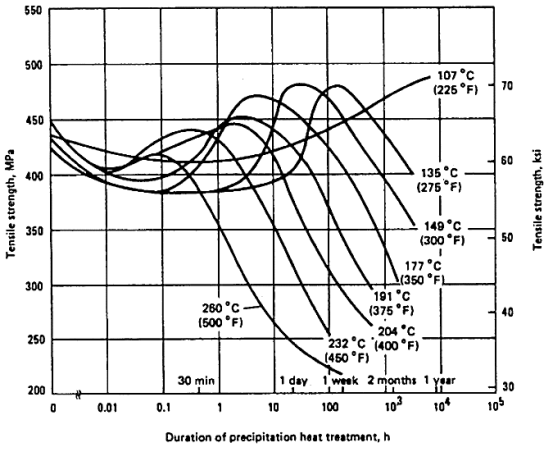


Fonte: [25]

2.15 Curvas de Envelhecimento

Exemplos da influência da relação entre tempo e temperaturas nos tratamentos térmicos de envelhecimento são mostradas nas curvas de envelhecimento das propriedades mecânicas obtidas em corpos de prova da liga 2014 (Al-Cu) previamente solubilizada a 540°C (Figura 26). É possível observar o aspecto típico de curvas de envelhecimento. As curvas demonstram que quanto maior a temperatura de envelhecimento, o ponto de resistência máxima ocorre mais rápido, porém com um valor de resistência menor [18].

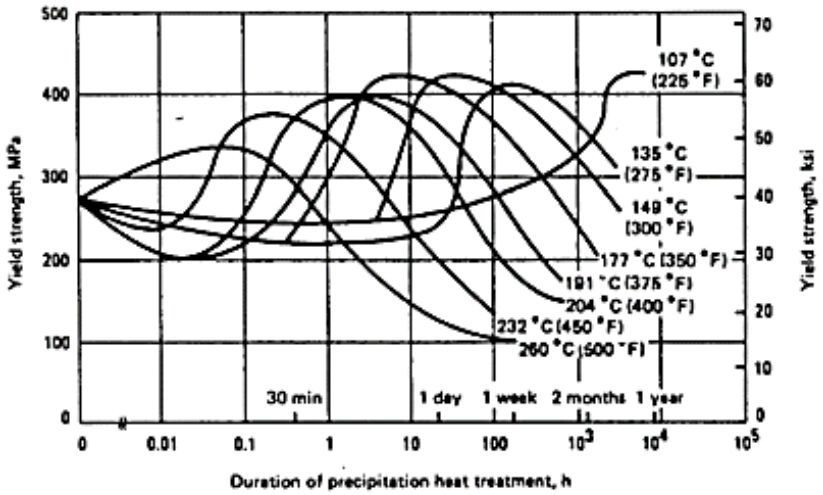
Figura 26 - Curvas de Envelhecimento e Limite de Resistência.



Fonte: [18]

A figura 27 mostra a relação da propriedade mecânica de limite de escoamento em relação a temperatura e tempo de envelhecimento. A figura demonstra uma relação bem específica onde todas as curvas atingem um ponto máximo de resistência e que depois decaem com o aumento do tempo do tratamento, sendo que este ponto ótimo é mais rapidamente atingindo quanto maior for a temperatura a qual a liga está sendo submetida [18].

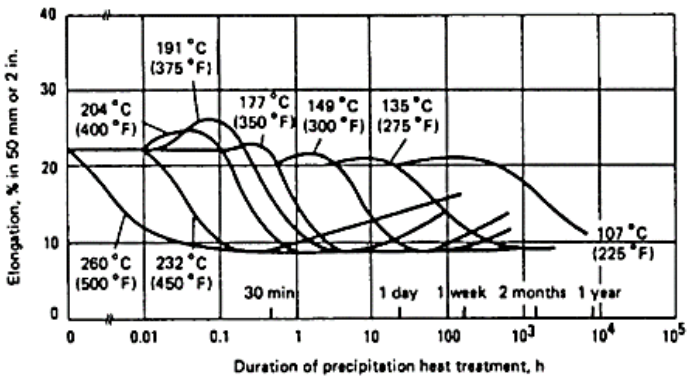
Figura 27 - Curvas de Envelhecimento e Limite de Escoamento.



Fonte: [18]

Por consequência do que foi explanado na figura 27, os resultados de alongamento serão consideravelmente menores quanto maior for a temperatura do tratamento térmico, conforme demonstrado na figura 28, o que nos leva a concluir que a definição do ponto ideal da relação tempo e temperatura do processo de tratamento térmico de envelhecimento de buscar o equilíbrio entre estas propriedades mecânicas, que busca uma liga tenaz.

Figura 28 - Curvas de Envelhecimento e Alongamento.



Fonte: [18]

CAPÍTULO III

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Metodologia

A liga AC2B que corresponde aos requisitos da norma JIS H 5202 [28] foi submetida a alterações em duas variáveis de grande relevância: composição química (nas faixas dos elementos Si, Cu e Mg) e tempo do tratamento térmico T6, definiu-se os parâmetros a serem usados para a etapa de envelhecimento para posterior análise de resistência através de ensaios de dureza e tração, determinar suas microestruturas através de microscopia óptica e MEV, assim como obter dados para a definição das curvas da relação de temperaturas entre a fusão e solidificação através do software JMatPro®.

Fundamentalmente para obter a manutenção dos limites de resistência, escoamento e dureza, características desejadas para a aplicação estrutural e exigidas pela Norma Japanese Industrial Standards, JIS H 5202. Depois de realizar um processo de envelhecimento, pretendeu-se alcançar tais propriedades mecânicas em um menor tempo, sendo um fator relevante para obter a redução de energia elétrica e redução da pegada de emissão de CO_2.

Os materiais foram definidos mediante dois fatores: afinidade e solubilidade, ambas características importantes para a redução de temperatura ou tempo durante a etapa de tratamento térmico. Os principais elementos de liga modificados foram o Si (de 5,0~8,0% para 7,5 ~ 8,0%), Cu (de 2,5~4,0% para 1,3 ~ 2,0%) e o Mg (de 0,30% máx. Para 0,30 ~ 0,45%). Em seguida as ligas de prova foram submetidas a condições específicas na etapa de envelhecimento do tratamento térmico T6 as condições mínimas, médias e máximas de tempo e temperatura (Atua: 243 ±5°C/130 ±10min) e (Proposta: 220 ±10°C/90min.).

Foram realizados ensaios mecânicos para definir propriedades mecânicas como limite de resistência e dureza; ensaio metalográfico com a finalidade de registrar as alterações microestruturas das ligas e a sua caracterização com o uso do microscópio eletrônico de varredura (MEV) através de registros micrográficos de alta resolução e análise químicas das fases das ligas com auxílio da espectroscopia por energia dispersiva (EDS), recurso acoplado ao MEV.

Os resultados quantitativos e qualitativos obtidos nestas análises foram utilizados para a definição da viabilidade de implementação da proposta, e assim a validação do trabalho científico.

3.2. Composição Química

Para a análise química da liga AC2B atual e proposta, utilizou-se um espectrômetro de Plasma Acoplado Indutivo (ICP) da marca Varian, modelo Vista – MPX CCD Simultaneous ICP-OES. A Tabela 6 mostra as faixas dos elementos químicos das ligas que foram utilizadas neste trabalho.

Tabela 6 - Composição Química dos Materiais de Estudo.

Elementos %	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn
Atual	2,5 a 4,0	5,0 a 8,0	0,3 máx.	0,4 máx.	0,65 máx.	0,30 máx.
Proposta	1,3 a 2,0	7,5 a 8,5	0,30 a 0,45	0,4 máx.	0,65 máx.	0,30 máx.

Fonte própria

A diferença entre o material proposto e o atual está relativamente em reduzir o teor de Cu, baixando o custo da liga. Restringir os limites de controle do teor de Si, garantido assim a fundibilidade e transformar o teor de Mg antes residual em uma faixa específica de controle, aumentando a solubilidade e reduzindo a temperatura da curva de solvus. Quanto a variação dos limites, serão avaliados o comportamento de temperaturas ideais para se obter a fusão e solidificação da liga.

3.3. Parâmetros de Fabricação

Amostras obtidas através do processo de fundição LPD (*lower pressure die*), processo de fundição de alumínio por injeção em baixa pressão, tabela 7.

Tabela 7 - Parâmetros de Fundição da Amostra.

Itens de Controle	AC2B Atual
Temperatura de Fusão	800°C máx.
Temperatura de Vazamento	700±10°C
Desgaseificação	10 minutos
Volume de Total de Gás	0.30 (cc/100g Al) máx.
K-molde	0.05 máx.

Fonte própria

3.4. Parâmetros de Tratamento Térmico

Parâmetros determinados para o tratamento térmico T6, tabela 8, utilizado em fornos de planta industrial.

Tabela 8 - Parâmetros de Tratamento Térmico T6 das Amostras.

Itens de Controle	AC2B Atual	AC2B Proposto
Temperatura de Solubilização	520 ±5°C	525 ±10°C
Tempo de Solubilização	190 ±10min.	210min.
Temperatura de Envelhecimento	243 ±5°C	220 ±10°C
Tempo de Envelhecimento	130 ±10min.	90min.

Fonte própria

3.5. Ensaios de Dureza Rockwell

A dureza é uma propriedade muito utilizada para a caracterização de um material. Pode ser definida como a resistência a penetração de um material mais duto em outro. É um ensaio considerado não destrutivo, pois deixa apenas uma pequena marca na superfície do material ensaiado, não comprometendo a utilização da peça ou do corpo de prova. Os ensaios de dureza podem ser divididos em três tipos: por risco, por choque ou ressalto e por penetração [41].

Usado o método de dureza por penetração Rockwell na escala HRB, onde consiste em parâmetros de pré-carga de 10 kgf, carga de 60 kgf, aplicada sobre um penetrador de esfera de aço com diâmetro de 1/16" (1,5875 mm) por um tempo de 15 segundos.

Os corpos de prova utilizados neste método possuem dimensões de espessuras e larguras através do diâmetro da impressão, onde a proporção oscilava de cinco (5) vezes o diâmetro da impressão para a largura e de dez (10) vezes o diâmetro da impressão para a altura. Neste caso, dimensões de um corpo de prova retangular de 10mm de largura por 20mm de altura.

Especificação de dureza correspondente ao material AC2B-T6, Norma JIS H 5202 [28], tabela 9, e o ensaio foi conduzido conforme norma JIS Z 2242 [29], Método de Teste de Dureza Rockwell.

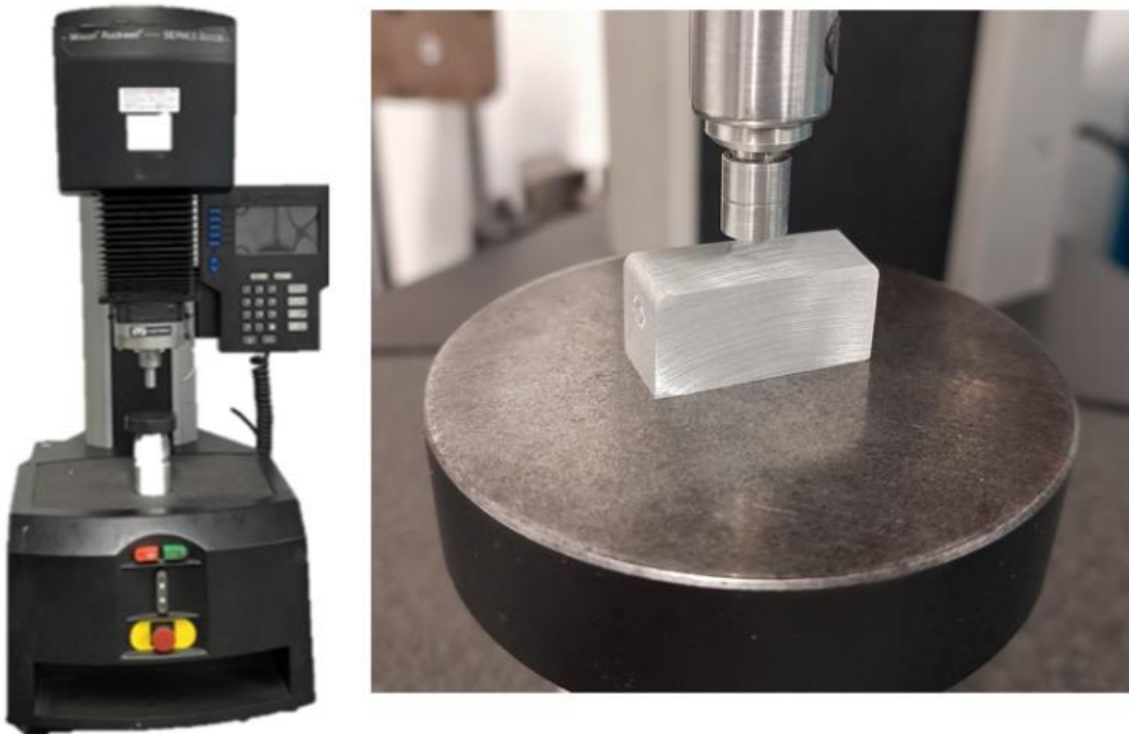
Tabela 9 - Especificação de Dureza AC2B-T6.

Itens de Controle	AC2B Atual
Dureza	HRB 56 mín.

Fonte: [28]

Equipamento utilizado no ensaio, figura 29, Durômetro Wilson® Rockwell®, INSTRON SERIES B2000.

Figura 29 - Durômetro Rockwell®



Fonte: própria (2024).

3.6. Ensaios de Resistência a Tração

Um dos ensaios mecânicos de tensão-deformação mais comuns é executado sobre tração. O ensaio de tração é utilizado para avaliar diversas propriedades mecânicas dos materiais que são importantes em projetos. Uma amostra é deformada, geralmente até sua fratura, mediante uma carga de tração gradativamente crescente, que é aplicada uniaxialmente ao longo do eixo mais comprido de um corpo de prova. Normalmente a seção reta é circular, porém corpos de prova retangulares também são usados.

Durante os ensaios, a deformação é confinada a região central, mais estreita do corpo de prova, que possui uma seção reta uniforme ao longo do seu comprimento. O corpo de prova é preso pelas suas extremidades nas garras de fixação do dispositivo de testes. A máquina de ensaios de tração alonga o corpo de prova a uma taxa constante, e também mede contínua e simultaneamente a carga e os alongamentos resultantes. Tipicamente, um ensaio de tensão-deformação leva vários minutos para ser executado e é destrutivo, isto é, até a ruptura do corpo de prova.

Especificação de ensaio de tração conforme Norma JIS H 5202, AC2B-T6, tabela 10.

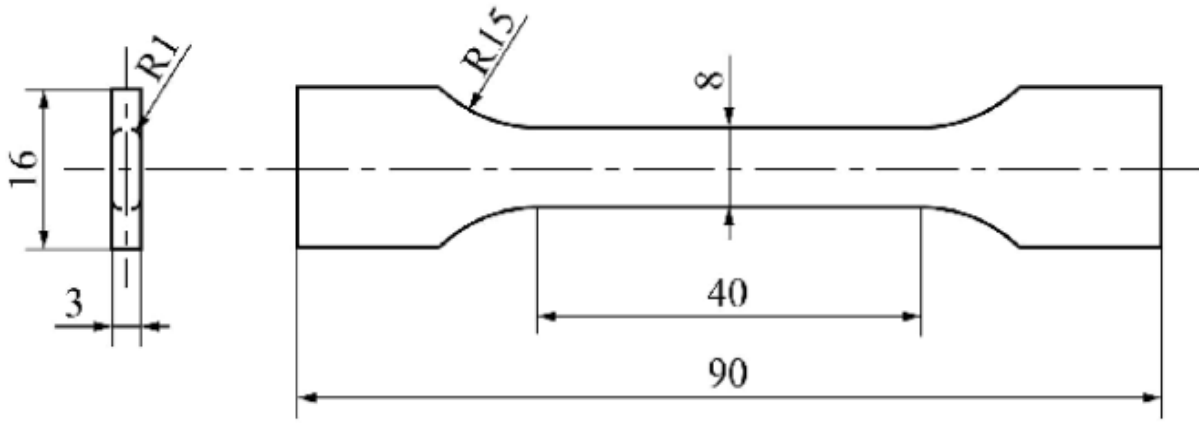
Tabela 10 - Especificação de Ensaio de Tração AC2B-T6.

Itens de Controle	AC2B Atual
Limite de Resistência	240 MPa mín.
Limite de Escoamento	–
Alongamento	1% mín.

Fonte: [28]

As amostras foram submetidas a processo de corte, lixamento, usinagem para atender o perfil de corpos de prova conforme estabelecido em norma JIS Z 2241 (Figuras 30 e 31).

Figura 30 - Desenho do Corpo de Prova de Ensaio de Tração.



Fonte: [29]

Figura 31 - Corpos de Prova Confeccionado para Ensaio de Tração.

Fonte: própria

O equipamento utilizado para realização do ensaio de tração foi um dinamômetro: Modelo DL 10000kN – Emic, célula de 500 kgf e velocidade de 5mm/min (Figura 32).

Figura 32 - Máquina de Ensaio Universal Emic, modelo DL10000kN.

Fonte: própria

3.7. Ensaios Metalográficos

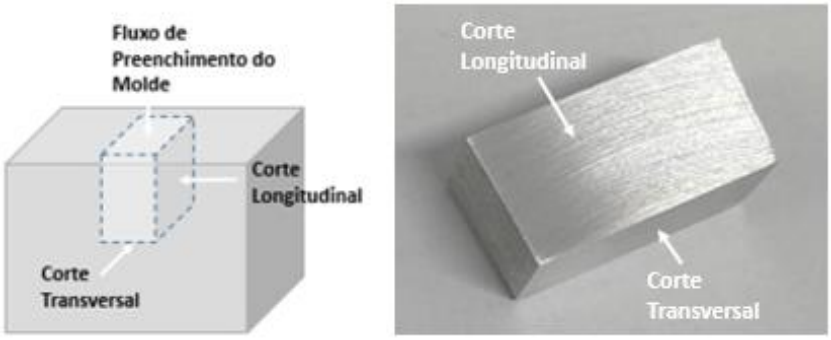
A metalografia é uma importante ferramenta para se conhecer as transformações resultantes no material a partir dos diferentes processos de fabricação e solidificação. O conhecimento da microestrutura do material e seus microconstituintes se faz extremamente necessária para antecipar o comportamento do material quanto à análise de falhas. Para possibilitar essa análise se faz necessária a preparação metalográfica da amostra (ASM, 2004).

Têm como objetivo proporcionar condições ideais para se obter as microestruturas dos materiais metálicos e interpretação de acordo com as condições pelas quais foram produzidos, conforme estabelecido na norma ASTM E3/2011[30], guia padrão para preparação de amostras metalográficas, e para isso torna-se necessário o cumprimento de algumas etapas que enumerei a seguir:

3.7.1. Extração das Amostras

As amostras removidas que definem as diferentes faixas de elementos de liga e de parâmetros de tratamentos térmicos apresentam forma geométrica retangular com dimensões 20x10x10mm, obedecem aos eixos de coordenadas definidas pela linha de fluxo de preenchimento do molde, conforme figura 33.

Figura 33 - Coordenadas das Secções das Amostras Metalográficas.



Fonte: própria

3.7.2. Embutimento

Consiste em revestir o material devidamente cortado e rebarbado em uma resina plástica termo fixo, neste caso denominada baquelite, produto plástico pertencente ao grupo das resinas fenólicas, que se obtém na polimerização do fenol (C_6H_5OH) e do formaldeído ou aldeído fórmico (HCHO), pela ação do calor e da pressão. Tem como objetivo aumentar as dimensões

do material a ser analisado, proporcionando maior estabilidade e segurança nos processos subsequentes de lixamento e polimento. O embutimento é realizado através da compactação do baquete previamente aquecido ao redor da amostra metálica com auxílio de pressão, figura 34.

Figura 34 - Prensa de Embutimento Metalográfico a Quente.

Fonte: própria

3.7.3. Lixamento e Polimento

O processo de lixamento visa remover os sulcos e riscos provocados nas amostras durante o processo de corte do corpo de prova. A profundidade das deformações após o lixamento dever ser suficientemente fina para que ocorra o seu desaparecimento após o posterior polimento. Para auxiliar o processo de lixamento são utilizadas lixadeiras fixas ou lixadeiras rotativas elétricas. No lixamento, se faz necessário o uso de lixas subsequentes onde a granulometria de cada lixa decresce com a evolução do processo. Normalmente, a seguinte sequência é utilizada: 80, 120, 240, 320, 400, 600, 1000 e 1200 mesh. Para amostras cortadas com baixa velocidade de corte, onde se verifica uma superfície menos agredida pelo corte, inicia-se com uma granulometria mais fina, no caso a lixa 320. Cada vez que ocorre a mudança de uma lixa para uma de menor granulometria deve-se girar o corpo de prova a 90° visando eliminar os riscos da lixa anterior. O lixamento é normalmente feito com presença de água ou outro líquido refrigerante, objetivando minimizar o aumento de temperatura no processo de lixamento por ação do atrito. O líquido também minimiza o empastamento da amostra e ajuda a remover as partículas de abrasivo da lixa, que podem ficar aderidas na superfície da peça [40].

Após concluído o processo de lixamento deve ser realizado a etapa de lavagem das amostras com água correte, com objetivo de remover todas as partículas oriundas do lixamento, posteriormente a amostras dever ser lavada com álcool e submetida a secagem, evitando assim o fenômeno de oxidação imediata.

O polimento se faz necessário para obter uma superfície plana, com alta refletividade e livre de riscos, possibilitando uma boa análise metalográfica. Assim como o lixamento, tem

como objetivo remover camadas deformadas, além da remoção completa dos riscos presentes na amostra, mesmo aqueles que sejam microscópicos. O polimento pode ser realizado com métodos químicos, eletrolíticos ou mecânicos. O método mais utilizado e também abordado neste trabalho é o polimento mecânico. Este processo é realizado com partículas abrasivas, normalmente o diamante ou de óxido de alumínio (alumina) ambos utilizado em suspensão em líquidos como água, álcool, glicol e oleosos (ASM, 2004).

No polimento mecânico se utiliza de politrizes elétricas, conforme Figura 35 que fazem uso de um prato metálico coberto por panos especiais, que serão umedecidos por soluções polidoras. Os panos de polimento podem ser divididos em quatro categorias: papel, filtro, lã e pano com pelos (feltro). À medida que o pano vai sendo usado, sua superfície vai se tornando achatadas aumentando a área de contato, o que resulta no aumento da eficiência do mesmo.

Figura 35 - Equipamento de Lixamento e Polimento Manual.

Fonte: própria

3.7.4. Ataque com Regente Químico

Objetivando uma melhor visualização da estrutura do material das amostras, foram desenvolvidos mecanismos de criação de contrastes visuais na microestrutura da amostra. Muitas vezes a superfície polida das amostras acaba refletindo a luz de forma praticamente homogêneas, tornando a criação desses contrastes imprescindível para a visualização de estruturas especificas (ASM, 2004).

O ataque químico faz o uso de reagentes químicos para revelar microconstituintes de uma amostra sob a luz de um microscópio ótico. Os reagentes químicos realizam na superfície e do

corpo de prova uma forma de corrosão localizada. Consequentemente, ocorre modificação na forma que a luz reflete, dispersando em diferentes direções. Existe uma gama muito grande de diferentes composições químicas, podendo ser criados diferentes tipos de contrastes. A temperatura e o tempo de exposição também podem ser os mais variados [30].

Com o objetivo de revelar os microconstituintes oriundos da composição química e tratamentos térmicos, os corpos de provas após o processo de polimento eram submetidos ao ataque com reagente químico por imersão. Neste trabalho o reagente utilizado foi Keller´s (tabela 11).

Tabela 11 - Reagente Keller´s.

Compostos	ml
Ácido fluorídrico	2
Ácido clorídrico	3
Ácido nítrico	5
Água	190

Fonte: própria

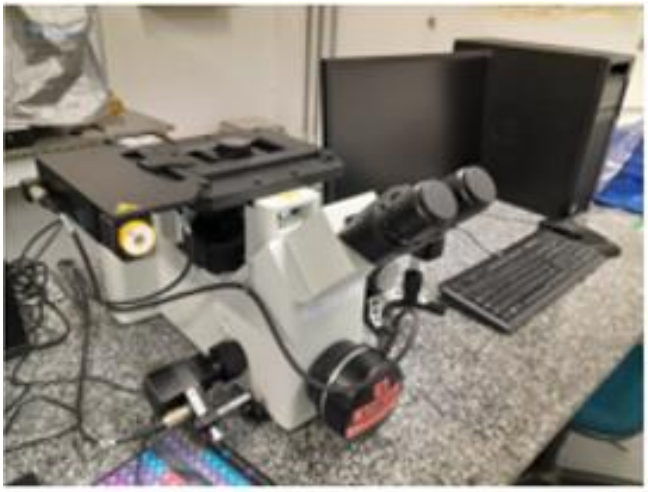
3.7.5. Análise Micrográfica

Após a preparação da amostra, executava-se a análise macrográfica do material. Previamente aos ensaios micrográficos é necessário a verificação da qualidade do polimento da superfície e a distribuição das falhas, em seguida a amostra segue para uma análise micrográfica. Dentre as diversas técnicas para estudo da microestrutura dos corpos de prova, a mais comum é a microscopia ótico. A análise da microestrutura do material é extremamente importante pois avalia características estruturais não visíveis em análise macrográfica, como trincas, porosidades e inclusões não metálicas. Tais características na constituição do material possuem uma forte influência no comportamento do mesmo [40]

O microscópio ótico funciona com a incidência de uma luz visível sobre a amostra, que é refletida até o observador. A resolução da imagem a ser obtida dependerá do comprimento de onda da radiação empregada e também da combinação das lentes utilizadas. Existem inúmeras técnicas a serem aplicadas para produzir a resolução e o contraste necessário para a observação. Luzes polarizadas, filtros e contrastes de fases são exemplos de recursos utilizados que objetivam o aumento do contraste da imagem possibilitando a realização da análise estrutural [40]

Esta análise de uma peça previamente polida e, em geral, atacada por um reagente específico e apropriado para cada tipo de metal, de modo a revelar a microestrutura da peça metálica em análise, ou seja, através deste ensaio é possível com o uso de microscópio determinar os microconstituintes de um metal utilizando aumentos superiores a 50x. Neste trabalho foram utilizados dois equipamentos de microscopia: um microscópio metalográfico ótico modelo DFC295 de 3MP, software LAS (Figura 36), com aumentos entre 50x a 1000x:

Figura 36 - Microscópio Óptico Metalográfico.



Fonte: própria

E um microscópio eletrônico de varredura (MEV), fabricante Jeol, modelo JSM5600 (Figura 37), com aumento entre 25x a 30000x, com espectroscopia por energia dispersiva (EDS) acoplado, o que permite a caracterização dos microconstituintes por composição química pontual.

Figura 37 - Microscópio Eletrônico de Varredura.

Fonte: própria

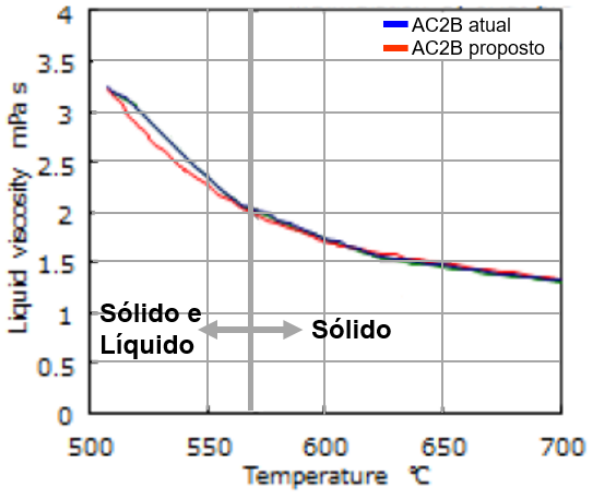
CAPÍTULO IV

4 RESULTADOS PARCIAIS E DISCUSSÕES

4.1 Fundibilidade e Solidificação

A partir dos dados obtidos através do software de simulação que calcula uma ampla gama de propriedades de elementos para ligas e é particularmente voltado para ligas multicomponentes JMatPro®, a relação entre as temperaturas de fusão e solidificação das ligas AC2B, sugerindo assim as faixas de elementos de ligas que mais se aproxima dos resultados da liga original. Em valores médios não houve alteração na temperatura de fusão da liga proposta, no entanto apresentou uma redução de 17,7% no tempo de solidificação, o que representa redução no tempo de moldagem e índice de contração. A figura 38 demonstra em forma gráfica o compotamento da viscosidade líquida em relação as duas ligas.

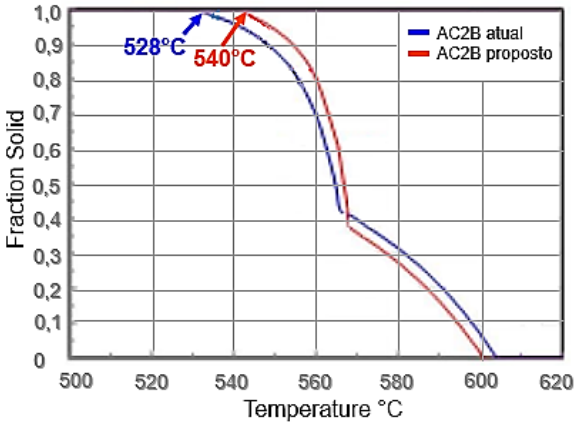
Figura 38 - Viscosidade Líquida.



Fonte: Própria (2024).

A figura 39 demonstra em forma gráfica as curvas de solidificação das duas ligas, onde pode-se perceber que a alteração média das temperaturas de fusão é de 4°C e de solidificação 12°C, e a diferença entre os extremos de 17,7% o que proporciona uma redução na taxa de solidificação da liga proposta.

Figura 39 - Fração Sólida.



Fonte Própria

Desta forma foi possível definir a variação dos limites mínimo, médio e máximo dos elementos de ligas Si, Cu e Mg, tabela 12.

Tabela 12 - Elementos de Liga e Temperaturas de fusão e Solidificação.

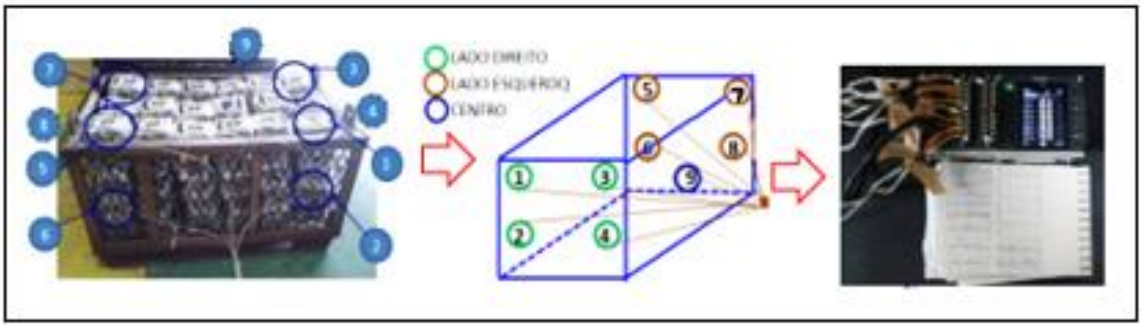
		Composição Química %						Temperatura °C	
Ligas	**Limites**	**Cu**	**Si**	**Mg**	**Zn**	**Fe**	**Mn**	**Fusão**	**Solidificação**
AC2B Atual	Mínimo	2,50	5,00	0,10				619.7	540.0
	Médio	3,00	7,00	0,20	0,25	0,45	0,20	604.1	530.0
	Máximo	4,00	8,00	0,30				583.3	515.0
AC2B Proposta	Mínimo	1.40	7,50	0,32				605.7	545.0
	Médio	1.70	8,00	0,40	0,25	0,45	0,20	600.9	540.0
	Máximo	2,00	8,50	0,45				596.1	535.0

Fonte própria

4.2 Solubilidade e Precipitação

Uma vez defimidas os teores adequados dos elementos Si, Cu e Mg para a proposta de uma nova liga, torna-se necessário a definição das faixas de temperaturas e tempo das etapas do tratamento térmico T6 (solubilização e envelhecimento) com objetivo de determinar a viabilidade através estabilidade dentro das várias regiões do forno de tratamento conforme experimento demonstrado na figura 40 realizado com 90 amostras por fornada.

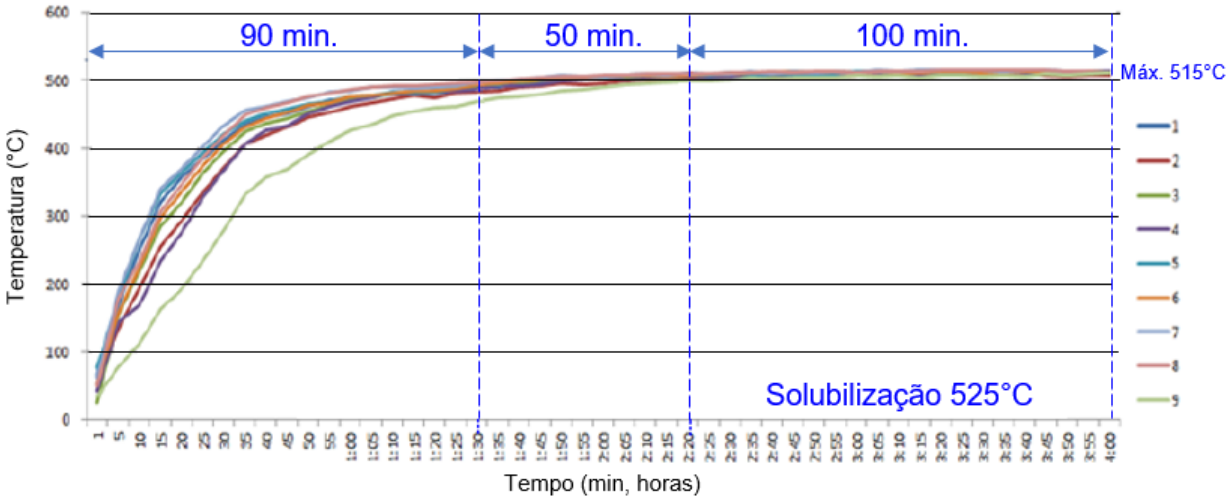
Figura 40 - Experimento em Forno de Tratamento Témico T6.



Fonte própria

Os resutados termográficos definidos pelos pirômetros distribuídos equalitariamente em 9 pontos no interior do forno propocionou os seguinte gráficos expressos no forno de solubilização (figura 41) onde, a temperatura manteve-se acima de 500°C por 100 minutos. No entanto a região central (ponto 9) do forno necessitou de mais de 50 minutos para estabilizar-se em 500°C quando comparados a outros 8 pontos do forno. Temperatura final do tratamento térmico 510 ~ 515°C com variação de apenas 5°C.

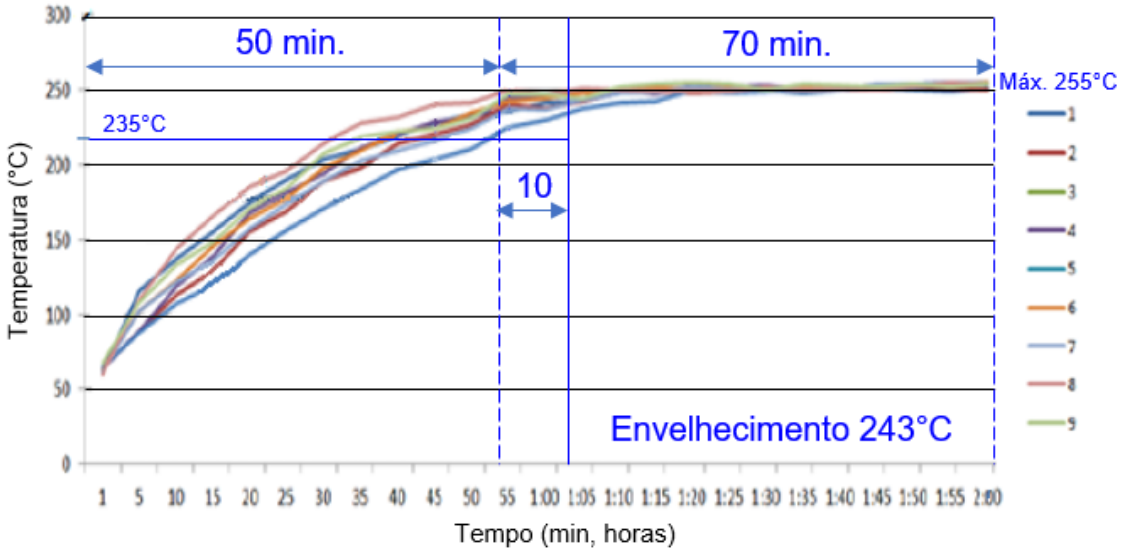
Figura 41 - Solubilização Tratamento Térmico T6.



Fonte própria

Para o forno de envelhecimento, a temperatura manteve-se acima de 235°C por 70 minutos, no entanto a região central (ponto 9) do forno necessitou de mais de 10 minutos para estabilizar-se em 235°C quando comparados a outros 8 pontos do forno. Temperatura final do tratamento térmico 250 ~ 255°C com variação de apenas 5°C (figura 42).

Figura 42 - Envelhecimento Tratamento Témico T6.



Fonte própria

E assim estabelecer os parâmetros de tempo e temperatura nas etapas de tratamento témico de solubilização e envelhecimento artificial – T6, Tabela 13.

Tabela 13 - Parâmetros de Tratamento Térmico T6 das Amostras.

Itens de Controle	AC2B Atual	AC2B Proposto
Temperatura de Solubilização	520 ±5°C	525 ±10°C
Tempo de Solubilização	190 ±10min.	210min.
Temperatura de Envelhecimento	243 ±5°C	220 ±10°C
Tempo de Envelhecimento	130 ±10min.	90min.

Fonte própria

4.3. Propriedades Mecânicas

Nesta primeira fase de ensaios para definição das propriedades mecânicas, foram realizadas em ambas as ligas submetidas a temperaturas equivalentes no tratamento T6 nas etapas de solubilização (~520°C) e envelhecimento (~240°C), e ensaiadas em duas condições de temperatura do corpo de prova: temperatura ambiente (25°C) e alta temperatura (200°C), com o objetivo de determinar a perda de resistência quando as ligas são submetidas a variação de temperatura, conforme demonstrado os parâmetros na tabela 14. Os parâmetros definidos na JIS H 5202 serviram como referêncial para os resultados obtidos.

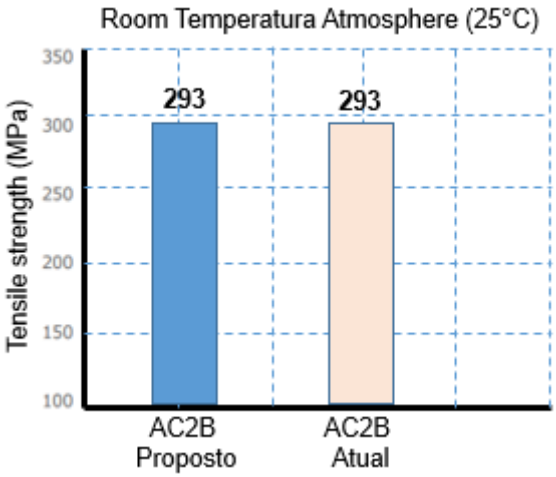
Tabela 14 - Condições de Tratamento T6 e Propriedades Mecânicas.

Material	Solubilização		Envelhecimento		Limite de Resistência		Dureza
					25°C	200°C	
	°C	minutos	°C	minutos	Mpa	MPa	HRB
AC2B JIS H 5202	500	600	160	300	240 mín.	–	56 mín.
AC2B Atual	520	190	243	130	293	180	56 ~ 59
AC2B Proposto	525	210	240	90	293	220	56 ~ 57

Fonte própria

Os resultados apresentados na tabela 14 mostram que as ligas AC2B atual e proposta não apresentaram quaisquer variações consideráveis nos resultados de limite de resistência no ensaio de tração a temperatura ambiente (25°C), o que nos vale concluir que as alterações propostas nas faixas dos elementos de liga Cu, Si e Mg não comprometeram a solubilidade e precipitação.

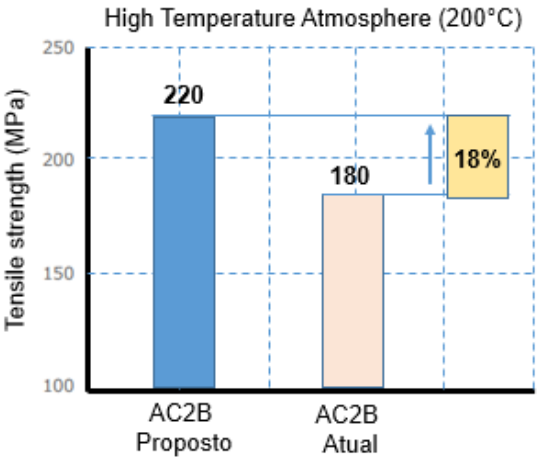
Tabela 15 - Ensaio de Tração a Temperatura Ambiente.



Fonte: própria (2022).

Quanto ao ensaio de tração a alta temperatura (200°C), a liga AC2B proposta apresentou o limite de resistência 18% maior que a liga atual, diferença considerada relevante se a liga for aplicada em componentes de máquinas térmicas, conforme demonstrado na figura 16.

Tabela 16 - Ensaio de Tração a Alta Temperatura.

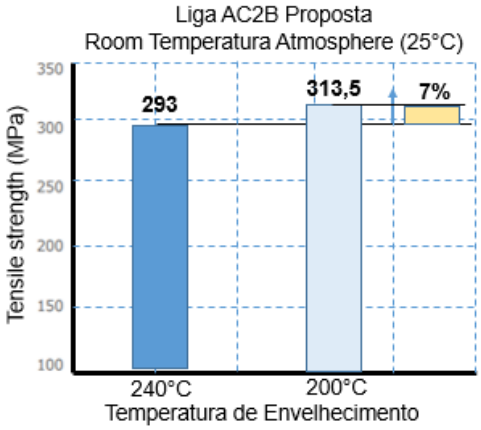


Fonte própria

Nesta segunda fase de ensaio, as ligas AC2B proposta foram submetidas à análise comparativa entre a faixa de 200°C e 240°C, faixas mínima e máxima de temperatura especificada para a proposta. O objetivo foi determinar o nível de alteração no limite de resistência dentro da faixa de temperatura especificada para o tratamento de envelhecimento da liga proposta, estes ensaios foram realizados com as variáveis de temperatura do corpo de prova, anteioremente mesionada neste trabalho, a temperatura ambiente (25°C) e alta temperatura (200°C). A liga AC2B é bastante utilizada em sistemas com variação térmica, por esse motivo a certificação que a liga não perderá propridades mecânica durante o uso faz-se obrigatória.

A figura 43 ilustra um aumento de 7% no limite de resistência da liga proposta tratada na condição de limite mínimo de temperatura 200°C quando comparado com o resultado da mesma liga proposta com temperatura de envelhecimento setada no limite máximo de 240°C.

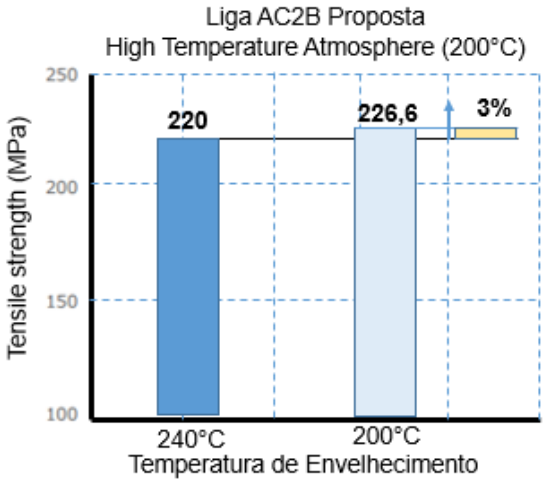
Figura 43 - Ensaio de Tração a Temperatura Ambiente.



Fonte própria

As mesmas condições de variação mínima e máxima de temperatura de envelhecmento foram utilizados nos ensaios com alta temperatura (200°C), onde o melhor desempenho da liga proposta támbem ocorreu com corpos de prova tratados no limite mínimo de 200°C, conforme demonstrado na figura 44.

Figura 44 - Ensaio de Tração a Alta Temperatura.

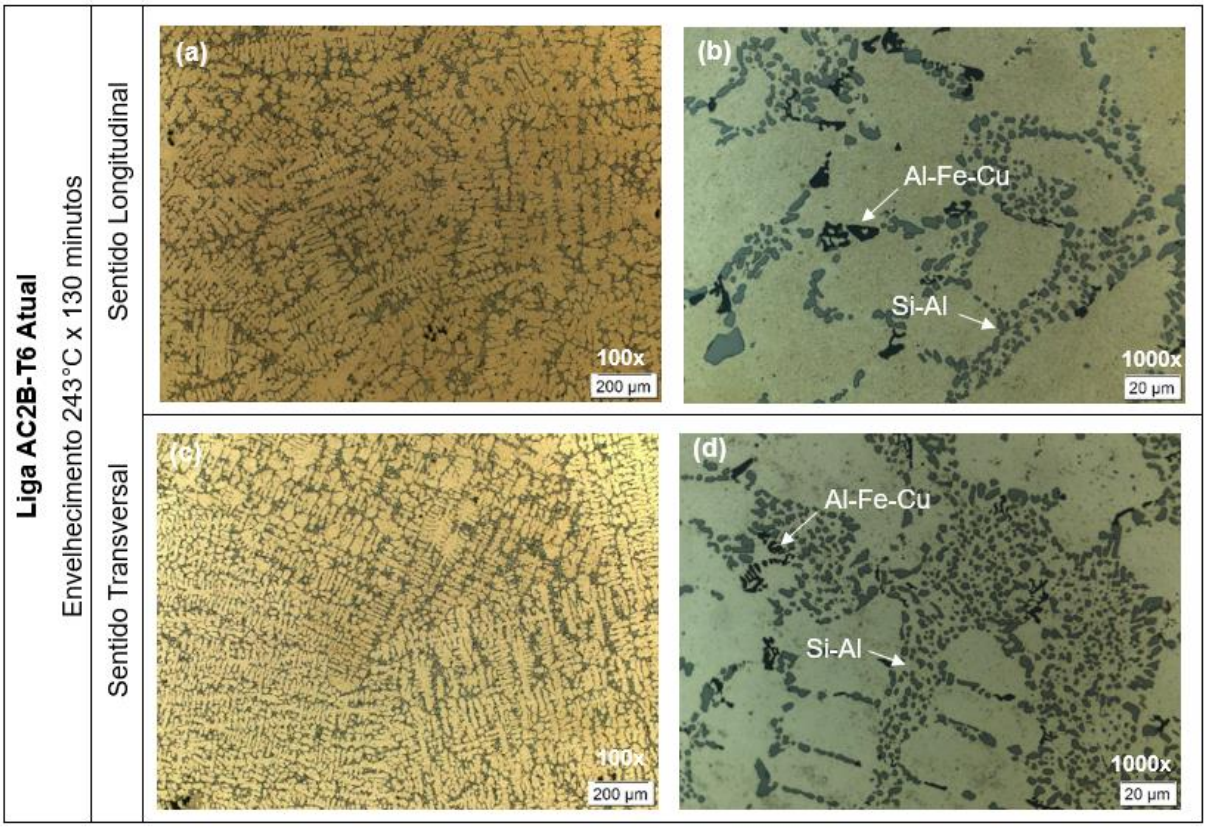


Fonte própria

4.4. Análises Microestruturais

Micrografias obtidas através do microscópio óptico com aumentos de 100x e 1000x, ataque com reagente keller´s. A figura 45 mostra as microestruturas referentes a liga AC2B-T6 atual submetida ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, sendo este último realizado a 243°C por 130 minutos. O comprimento dos braços das dendrintas não revelaram quaisquer diferenças entre os planos de corte transversal e longitudinal, com espaçamentos de 40μm entre os braços secundários. Microestrutura composta por matriz de Al-Cu, cristais esferoidizados de Si-Al, caracterizando que a liga apresentou bom desempenho no processo de refino durante a solidificação, e cristais dispersos de Al-Fe-Cu.

Figura 45 - Microestrutura Liga Atual AC2B-T6 a 243°C/130min.

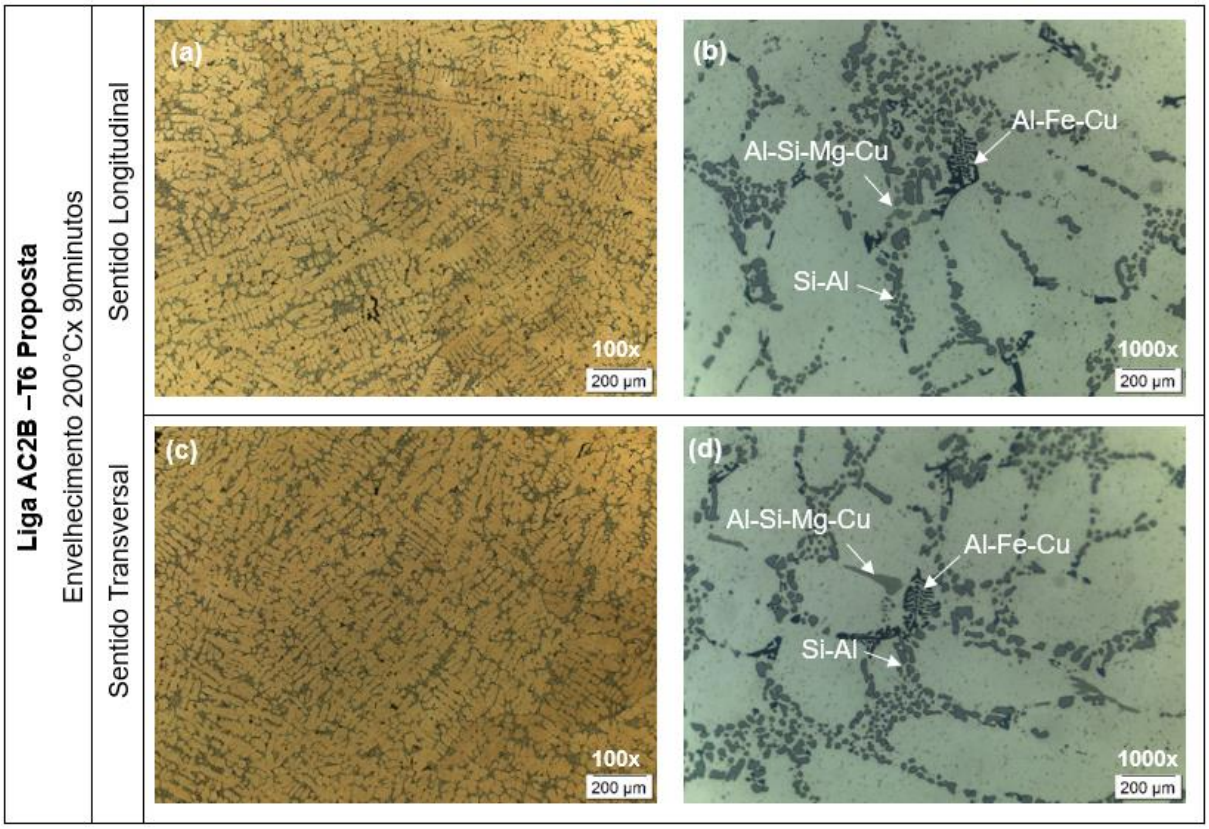


Fonte Própria

A figura 46 mostra as microestruturas referentes a liga AC2B-T6 proposta submetida ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, sendo este último realizado nas condições mínima de temperatura, ou seja 200°C por um tempo de 90 minutos.

A análise morfológica do aspecto das dendritas e esferoidização dos cristais de Al-Si apresentadas por estas amostras não revelaram diferenças consideráveis quando comparado ao tratamento T6 atual descrito na figura 4.7. No entanto, nota-se que a formação do composto de Al-Fe-Cu absorveu uma morfologia descrita como escrita chinesa e também a formação de intermetálicos dispersos de Al-Si-Mg-Cu.

Figura 46 - Microestrutura Liga Proposta AC2B-T6 a 200°C/90min.

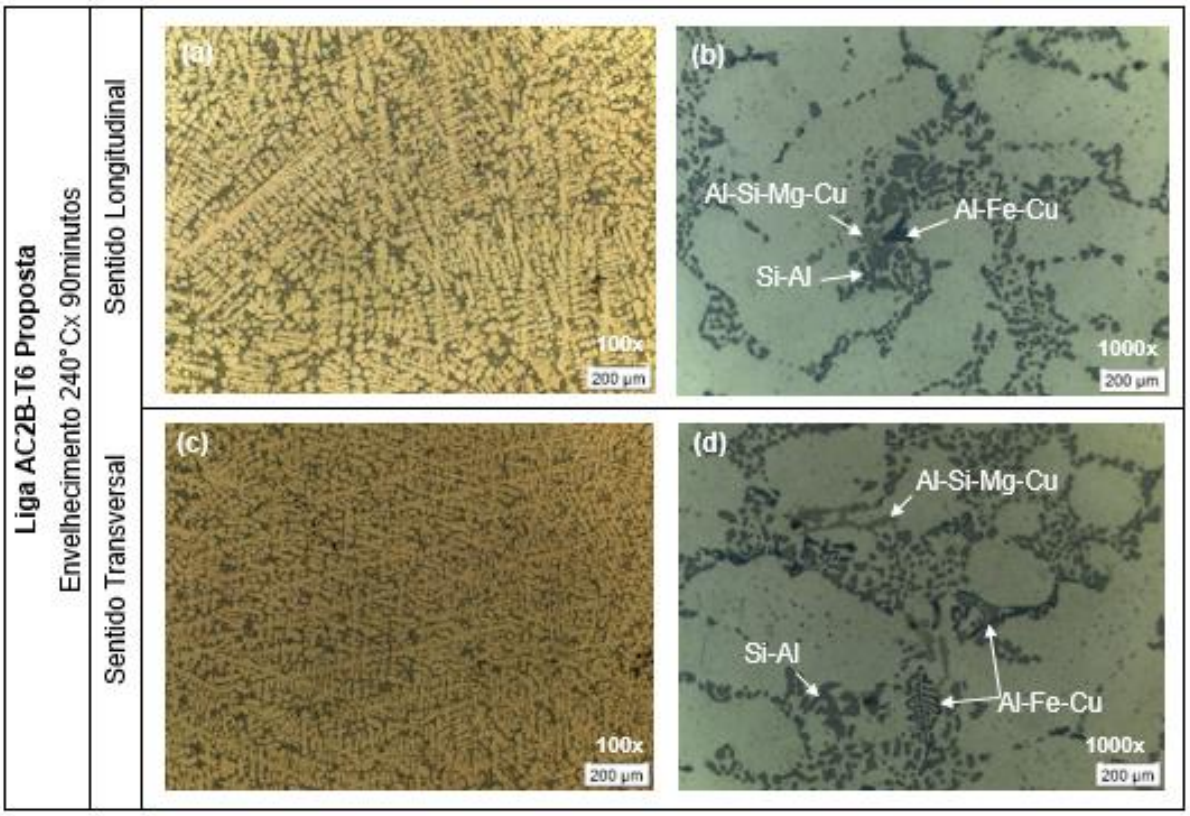


Fonte Própria

A figura 47 mostra as microestruturas referentes a liga AC2B-T6 proposta submetida ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, sendo este último realizado nas condições máxima de temperatura, ou seja, 240°C por 90 minutos.

A análise morfológica apresentou dendritas com braços maiores (Figuras 4.9a e 4.9c). No entanto, estas características estão associadas ao processo de solidificação e não de tratamento térmico. Igualmente a condição descrita na figura 4.11, os cristais de Al-Si apresentam-se esferoidizados, formação de escrita chinesa de Al-Fe-Cu e intermetálicos dispersos de Al-Si-Mg-Cu.

Figura 47 - Microestrutura Liga Proposta AC2B-T6 a 240°C/90min.



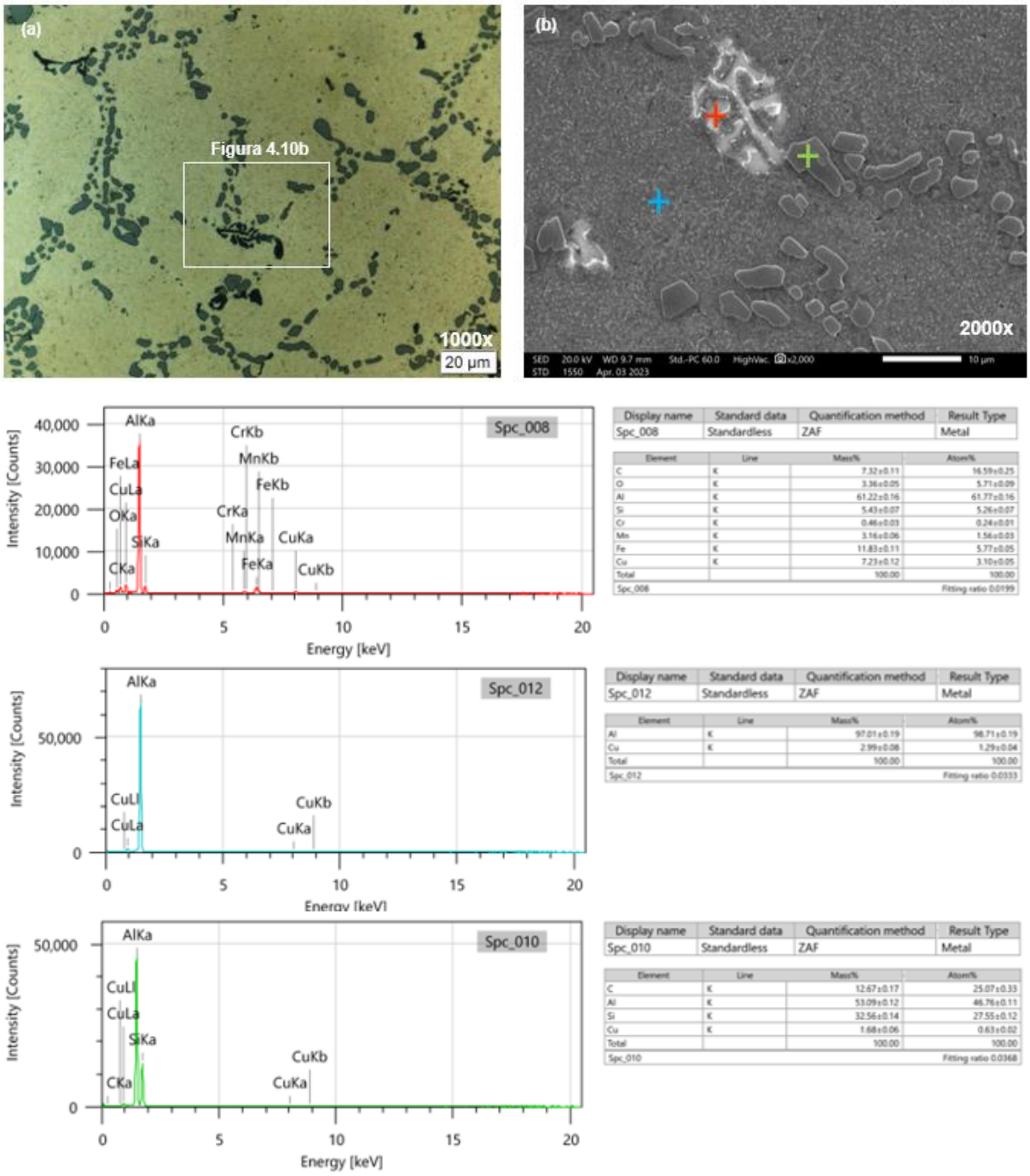
Fonte Própria

Posso concluir que nesta etapa a maior diferença microestrutural entre as condições da liga proposta e atual foram duas, a morfologia dos cristais de Al-Fe-Cu que apresentam-se com similar a escrita chinesa enquanto a liga atual este microstituinte apresenta-se como forma de cristais circulares dispersos; a segunda, a formação de intermetálico Al-Si-Mg-Cu com morfologia circular dispersos na matriz, diferenças que mediante aos resultados de desempenho demonstrados nos ensaios mecânicos não afetaram as propriedades mecânicas e térmicas da liga proposta.

4.4.1 Caracterização dos Microconstituinte por MEV e Análise de EDS

Nesta etapa da análise micrográfica foram analisados os microconstituintes e suas respectivas composição químicas utilizando do microscópio eletrônico de varredura (MEV) e espectroscopia por energia dispersiva (EDS). Na figura 48, as micrografias apresentadas têm um aumento de 1000x e 2000x referente a liga AC2B-T6 atual, envelhecida a 243°C por um tempo de 130 minutos. Os indicadores na figura 48 demonstra os locais de análise do EDS.

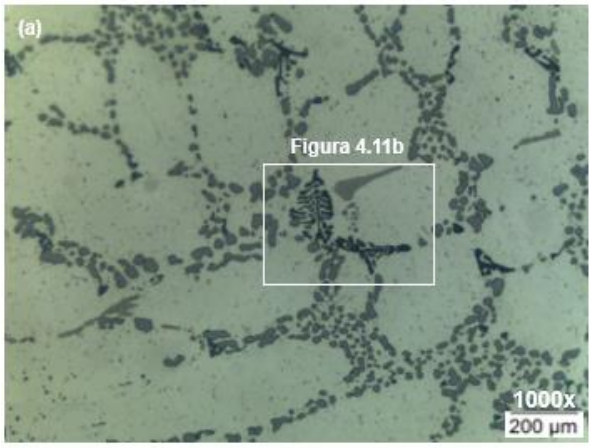
Figura 48 - Microestrutura e Espectrografia da Liga Atual AC2B-T6 a 243°C/130min.

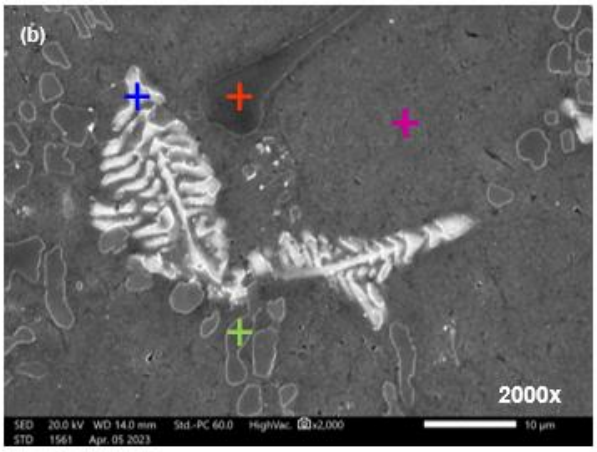


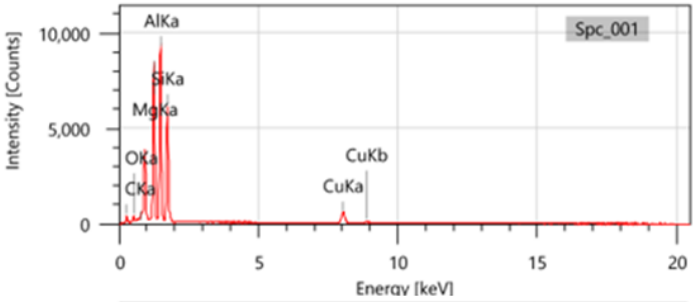
Fonte própria

Os marcadores coloridos na figura 48 demonstram a correspondente cor da imagem gráfica do EDS, assim como os valores atômicos e de massa nas tabelas. Desta forma podemos constatar que o espectro vermelho é composto de Al-Fe-Cu, azul corresponde a matriz solubilizada composta de Al-Cu e o verde, partículas de cristais eutéticas de Al-Si que compõem os contornos das dendritas.

Figura 49 - Microestrutura e Espectrografia da Liga Proposta AC2B-T6 a 240°C/90min.



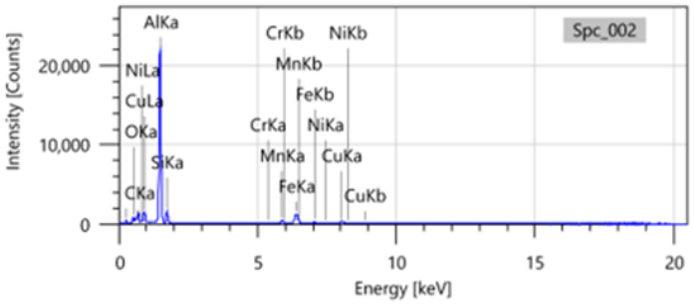




Display name	Standard data	Quantification method	Result Type
Spc_001	Standardless	ZAF	Metal

Element	Line	Mass%	Atom%
C	K	17.07±0.20	32.85±0.39
O	K	2.05±0.06	2.96±0.08
Mg	K	19.11±0.10	18.17±0.10
Al	K	27.16±0.14	23.26±0.12
Si	K	22.15±0.14	18.23±0.12
Cu	K	12.46±0.18	4.53±0.06
Total		100.00	100.00

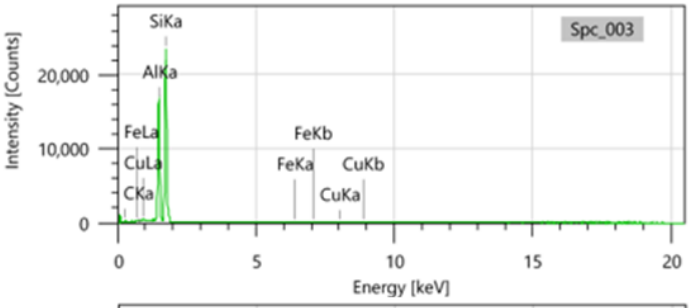
Spc_001 — Fitting ratio 0.0235



Display name	Standard data	Quantification method	Result Type
Spc_002	Standardless	ZAF	Metal

Element	Line	Mass%	Atom%
C	K	11.78±0.15	25.48±0.33
O	K	4.09±0.07	6.65±0.12
Al	K	52.60±0.18	50.67±0.17
Si	K	6.23±0.08	5.76±0.08
Cr	K	0.72±0.03	0.36±0.02
Mn	K	3.95±0.08	1.87±0.04
Fe	K	13.35±0.13	6.21±0.06
Ni	K	0.54±0.04	0.24±0.02
Cu	K	6.74±0.13	2.76±0.05
Total		100.00	100.00

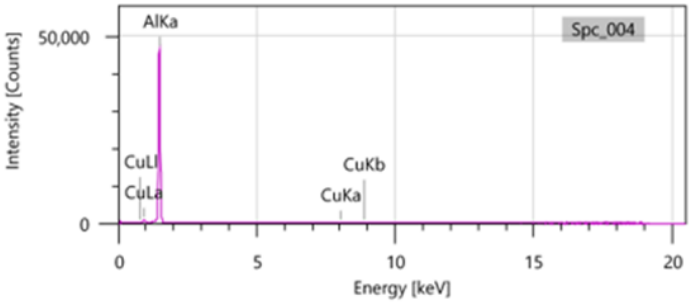
Spc_002 — Fitting ratio 0.0222



Display name	Standard data	Quantification method	Result Type
Spc_003	Standardless	ZAF	Metal

Element	Line	Mass%	Atom%
C	K	18.51±0.24	34.56±0.44
Al	K	25.27±0.10	21.01±0.08
Si	K	55.09±0.18	44.00±0.14
Fe	K	0.53±0.03	0.21±0.01
Cu	K	0.61±0.04	0.21±0.02
Total		100.00	100.00

Spc_003 — Fitting ratio 0.0565



Display name	Standard data	Quantification method	Result Type
Spc_004	Standardless	ZAF	Metal

Element	Line	Mass%	Atom%
Al	K	97.77±0.22	99.04±0.22
Cu	K	2.23±0.09	0.96±0.04
Total		100.00	100.00

Spc_004 — Fitting ratio 0.0360

Fonte Própria

Na figura 49, as micrografias apresentadas têm um aumento de 1000x e 2000x referente a liga AC2B-T6 Proposta, envelhecida a 240°C por um tempo de 90 minutos. Os indicadores na figura 4.14b demonstra os locais de análise do EDS. Os marcadores coloridos na figura 4.11b demonstram a correspondente cor da imagem gráfica do EDS, assim como os valores atômicos e de massa nas tabelas. Desta forma podemos constatar que o espectro azul é composto de Al-Fe-Cu, purpura corresponde a matriz solubilizada composta de Al-Cu, o verde partículas de cristais eutéticas de Al-Si que compõem os contornos das dendritas, e o espectro vermelho é a formação do intermetálico Al-Si-Mg-Cu.

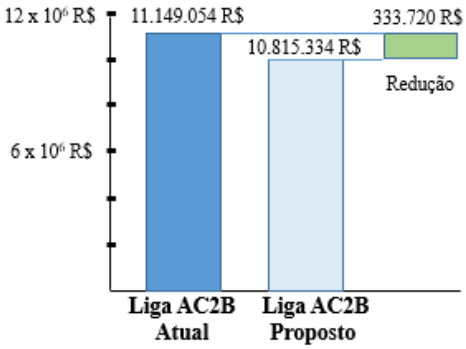
4.5. Custos de Emissão de CO2 e Energia Elétrica

Os valores de custos de matéria prima, energia elétrica e emissões de CO_2 para avaliarmos os ganhos da utilização da liga AC2B porposta foi baseada nos indicadores da empresa Bafesa © Copyright Befesa, referente ao ano 2019 para um consumo mensal de 200 ton/mês.

4.5.1. Custo de Matéria Prima

Com um consumo médio mensal de 1544 toneladas de liga de alumínio AC2B, onde a proposta está relacionada a alteração de faixas de elemento de liga como o Cu com porcentagem média (Cu 3,25% $\rightarrow$ 1,65%) de especificação reduzida em 50,77%, silício acrescido em média (Si 6,50% $\rightarrow$ 8,00%) na especificação em 23,08% e o Mg acrescido em média (Mg 0,300% $\rightarrow$ 0,375%) de especificação em 25%, sendo o Si e Mg elementos de reposição de controle durante o processo de fundição. O custo estimado pela Befesa© Copyright corresponde a uma redução de 2,99% com o uso da liga proposta, o que possibilita uma redução de R$333.720,00 /1.544 toneladas ao ano, conforme figura 50.

Figura 50 - Redução de Custo da Liga AC2B proposta x AC2B atual.



Fonte Própria

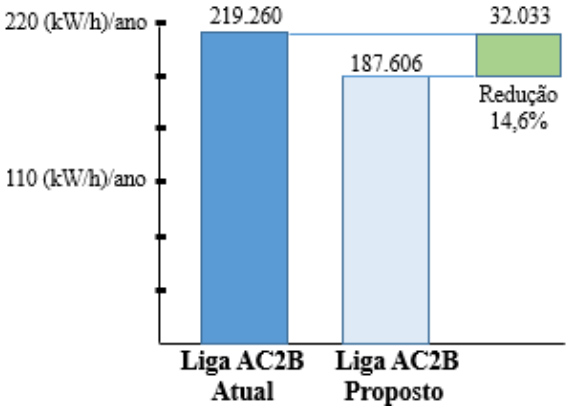
Para o cálculo de consumo:

Quantidade de energia 1kw/h ≒ Emissões de CO_2 0,1244kg ≒ Custo da energia 0,3R$

4.5.2. Redução do Consumo anual de Eletricidade Com Tratamento T6

Redução da quantidade de eletricidade ao reduzir o tempo de tratamento térmico T6 de 130 minutos para 90 minutos.

Figura 51 - Custo Energia no Tratamento T6 - AC2B atual e proposta.



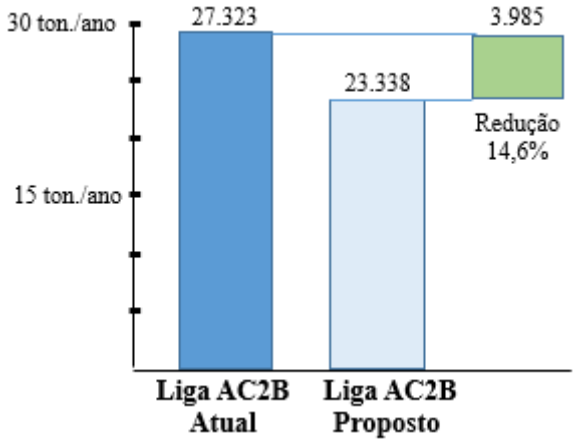
Fonte Própria

Uma redução de 32.033 kW/h por ano em consumo de energia elétrica devido a redução do tempo de tratamento térmico T6.

4.5.3. Redução da Emissão Anual de CO_2

Redução das emissões de CO_2 através da redução da quantidade de eletricidade.

Figura 52 - Redução da Emissão Anual de CO2 - AC2B atual e proposta.



Fonte Própria

Uma redução de 3985 kg/CO_2 ao ano devido a redução de consumo de energia elétrica.

5. CONCLUSÕES

Este trabalho promove uma proposta de um material AC2B novo que, através das alterações nas faixas de elementos de liga de silício, cobre e magnésio, permite variar os parâmetros de tempo e temperaturas do processo de tratamento térmico T6 reduz o consumo de energia elétrica e emissão de CO_2 em 14,6% seguido de redução de custo com o material em 2,99%, sem alterações prejudiciais as propriedades mecânicas, térmicas e fusibilidade da liga, contribuindo com a indústria através de redução custo e tempo processo de tratamento T6 e aumento de produtividade.

- Determina-se o tempo e temperatura óptimos para um tratamento T6, com solubilização a 525°C por 3,5h e de envelhecimento a 240°C por 1,5h.
- Para o tratamento T6, o processo de solubilização foi desenvolvido com sucesso por apresentar valores de propriedade mecânicas de Limite de Resistência de 293MPa e Dureza de 56 a 57 HRB, valores similares a liga atual, atendendo aos requisitos especificados ao material e por consequência o produto.
- As alterações microestruturais como a mudança de aspecto do composto de Al-Fe-Cu para morfologia escrita chinesa e a formação do intermetálico de Al-Si-Mg-Cu, resultado da interação do Mg com os demais elementos, não afetaram aos demais resultados por se apresentarem com distribuição dispersas na matriz. Da mesma forma como também não fora registradas alterações consideráveis projudiciais a morfologia das dendritas formadas durante o processo de solidificação em temperaturas mínimas e maximas especificadas.
- O comportamento mecânico do material se mostrou estável mesmos quando submetidos a ensaio de tração em alta temperatura, apresentando uma redução menor que o material atual submetido as mesmas condições de testes.
- Por tratar-se de uma liga muito aplicada em produtos e componentes mecânicos que são submetidos a cargas compressivas estáticas e variações cíclicas de temperatura, os resultados apresentados pela a liga proposta revela grande potencial de uso na indústria automotiva em fabrico de componentes de motor por apresentar uma boa resistência mecânica e térmica.

BIBLIOGRAFIA

[1] I. ASM International. Handbook Committee. TA459.M43 1990 620.1'6 90-115 ISBN 0-87170-378-5 (v. 2) SAN 204-7586 Printed in the United States of America.

[2] Niranjan DB, Shivashankar GS, Sreenivas Rao K V., et al. Optimization of Cutting Process Parameters on AL6061 Using ANOVA and TAGUCHI Method. Mater Today Proc 2017; 4: 10845–10849.

[3] X.P. Li, X.J. Wang, M. Saunders, A. Suvorova, L.C. Zhang, Y.J. Liu, M.H. Fang, Z.H. Huang, T.B. Sercombe, A selective laser melting and solution heat treatment refined Al–12Si alloy with a controllable ultrafine eutectic microstructure and 25% tensile ductility, Acta Mater. 95 (2015) 74–82.

[4] Y. Li, B. Hu, B. Liu, A. Nie, Q. Gu, J. Wang, Q. Li, Insight into Si poisoning on grain refinement of Al–Si/Al–5Ti–B system, Acta Mater. 187 (2020) 51–65.

[5] N. Fang, C. Zou, Z. Wei, H. Wang, R. Zhang, Z. Ran, T. Chang, Microstructural evolution and mechanical properties of Al–Si–Cu–(Ge)–(Mg) alloy solidified under high pressure, Mater. Sci. Eng. A 827 (2021) 142065.

[6] L. Chang, Y. Ding, B. Guo, J. Ding, X. Xia, Y. Tang, C. Li, X. Sun, J. Guo, K. Song, L. Wang, K. Zhou, X. Chen, Y. Liu, Modification mechanism and tensile property of Al-9Si-0.4Mg-0.1Cu alloy, Mater. Char. 184 (2022) 111693.

[7] J. Eiken, M. Apel, S.M. Liang, R. Schmid-Fetzer, Impact of P and Sr on solidification sequence and morphology of hypoeutectic Al–Si alloys: Combined thermodynamic computation and phase-field simulation, Acta Mater. 98 (2015) 152–163.

[8] K. Wang, H.Y. Jiang, Y.W. Jia, H. Zhou, Q.D. Wang, B. Ye, W.J. Ding, Nanoparticleinhibited growth of primary aluminum in Al–10Si alloys, Acta Mater. 103 (2016) 252–263.

[9] R. Li, M. Wang, Z. Li, P. Cao, T. Yuan, H. Zhu, Developing a high-strength Al– Mg–Si–Sc–Zr alloy for selective laser melting: crack-inhibiting and multiple strengthening mechanisms, Acta Mater. 193 (2020) 83–98.

[10] F. Yan, W.C. Yang, S.X. Ji, Z.Y. Fan, Effect of solutionising and ageing on the microstructure and mechanical properties of a high strength die-cast Al–Mg– Zn–Si alloy, Mater. Chem. Phys. 167 (2015) 88–96.

[11] Rometsch, P.A.; Arnberg, L.; Zhang, D.L. Modelling dissolution of Mg2Si and homogenisation in Al-Si-Mg casting alloys. Int. J. Cast Met. Res. 2016, 12, 1–8. [CrossRef].

[12] Cai, Q.; Mendis, C.L.; Chang, I.T.H.; Fan, Z. Effect of short T6 heat treatment on the microstructure and the mechanical properties of newly developed die-cast Al–Si–Mg–Mn alloys. Mater. Sci. Eng. A 2020, 788. [CrossRef].

[13] Menargues, S.; Martín, E.; Baile, M.T.; Picas, J.A. New short T6 heat treatments for aluminium silicon alloys obtained by semisolid forming. Mater. Sci. Eng. A 2015, 621, 236–242. [CrossRef].

[14] ANEEL. Tarifas médias por classe de consumo e região. 2017. Disponível em: https://www.aneel.gov.br/dados/tarifas. Acesso em: 4 jun. 2020.

[15] Assessing the potential of yield improvements, through process scrap reduction, for energy and CO_2 abatement in the steel and aluminium sectors Author links open overlay panelRachel L. Milford, Julian M. Allwood, Jonathan M. Cullen

[16] Padilha AF. Materiais de Engenharia Microestrutura e Propriedades. 2000. Epub ahead of print 2000. DOI: 10.1017/CBO9781107415324.004.

[17] Ferrari RB. Caracterização de liga metálica a base de alumínio - magnésio obtida por método convencional após tratamentos termomecânicos visando estruturas monocristalinas. D 2008; IPEN: 83.

[18] ASM Handbook. Heat Treating of Aluminum Alloys. ASM International® 1991; 4: 1862–1960

[19] Mazzolani FM. Competing issues for aluminium alloys in structural engineering. Prog Struct Eng Mater 2004; 6: 185–196.

[20] Starke E., Staleyt J. Application of Modern Aluminum Alloys to Aircraft. Pergamon 1996; 32: 131–172.

[21] Santos MC, Machado AR, Sales WF, et al. Machining of aluminum alloys: a review. Int J Adv Manuf Technol 2016; 86: 3067–3080.

[22] Long RS, Boettcher E, Crawford D. Current and Future Uses of Aluminum in the Automotive Industry. Miner Met Mater Soc 2017; 69: 2635–2639.

[23] Rooy EL, Linden JHL Van. ASM Metals Handbook, Vol 02 Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. 1990; 3330–3345

[24] Maisonnette D, Suery M, Nelias D, et al. Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a 6061 aluminium alloy. Mater Sci Eng A 2011; 528: 2718–2724

[25] Callister Jr W, Rethwish DG. Materials Science and Engineering. Eighth., http://kaizenha.com/wp-content/uploads/2016/04/Materials-Textbook-8thEdition.pdf (2010).

[26] Makhlouf MM, Guthy H V. The aluminum-silicon eutectic reaction: Mechanisms and crystallography. J Light Met 2001; 1: 199–218.

[27] Smith WF. Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales. Cuarta. México: Mc Graw Hill, 2004.

[28] JIS H 5202, 10th Edition, October 21, 2019 - Aluminium alloy castings.

[29] JIS Z 2241:2011. JAPANESE INDUSTRIAL STANDARD, Metallic materials - Tensile testing

[30] ASTM E3, 2011 Edition, May 1, 2011 - Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens

[31] UFPR, 2018. Fonte: htttp://ftp.demec.ufpr/disciplinas/TM052/Prof.Sheid/aula_alumínio.

[32] JIS Z 2245:2021. JAPANESE INDUSTRIAL STANDARD, Rockwell hardness test — Test method

[33] Ligas Leves. DOI: Direitos autorais © Ian Polmear, David StJohn, Jian-Feng Nie, Ma Qian. Publicado por Elsevier Ltd. Todos os direitos reservados. 2017 http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-08-099431-4.00001-4

[34] Metalurgia das ligas leves Quinta Edição, Direitos autorais © 2017 Ian Polmear, David StJohn, Jian-Feng Nie, Ma Qian. Publicado por Elsevier Ltd. Todos os direitos reservados.

[35] Takashi Maeshima, Keiichiro Oh-ishi. Solute clustering and supersaturated solid solution of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting. Heliyon 5 (2019) e 01186. doi: 10.1016/j.heliyon.2019. e 01186

[36] D.L. Zhang, L.H. Zheng, D.H. StJohn, Effect of a short solution treatment time on microstructure and mechanical properties of modified Al-7wt.%Si-0.3wt.%Mg alloy, J. Light Met. 2 (2002) 27–36, https://doi.org/10.1016/S1471-5317(02) 00010-X.

[37] ASM Handbook Volume 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials

[38] Aluminum and Aluminum Alloys, 1993. **(**ASM **Specialty Handbook)**

[39] Um modelo de economia de energia para o tratamento térmico de fundição, Worcester Instituto Politécnico 100 Instituto Estrada Worcester, MA 01609-2280 12.29.2006.

[40] Metallography and Microstructures was published in 1985 as Volume 9 of the 9th Edition Metals Handbook. With the fifth printing (1992)

[41] Ensaios Mecânicos de Materiais Metálicos, Editora Edgard Blucher Ltda em 1982, 6ª edição (1995).