

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

IZABELLA GENEROSO CÉSAR

**EFEITO DAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO DE ENDURECIMENTO
POR PRECIPITAÇÃO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS
DA LIGA DE ALUMÍNIO A356 EMPREGADA NA INDÚSTRIA
AUTOMOBILÍSTICA**

BELO HORIZONTE

2021

IZABELLA GENEROSO CÉSAR

EFEITO DAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO DE ENDURECIMENTO POR
PRECIPITAÇÃO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA
DE ALUMÍNIO A356 EMPREGADA NA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA

Trabalho de conclusão de curso
apresentado no Curso de Graduação em
Engenharia de Materiais do Centro Federal
de Educação Tecnológica de Minas Gerais
como requisito parcial para obtenção do
título de Bacharel em Engenharia de
Materiais

Orientadora: Profa. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientadora: Natasha Nogueira de Moraes

BELO HORIZONTE

2021

IZABELLA GENEROSO CÉSAR

EFEITO DAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO DE ENDURECIMENTO POR
PRECIPITAÇÃO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA
DE ALUMÍNIO A356 EMPREGADA NA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA

Trabalho de conclusão de curso
apresentado no Curso de Graduação em
Engenharia de Materiais do Centro Federal
de Educação Tecnológica de Minas Gerais
como requisito parcial para obtenção do
título de Bacharel em Engenharia de
Materiais

Aprovado em 03/09/2021

BANCA EXAMINADORA

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa (Orientadora)

Ma. Natasha Nogueira de Moraes (Coorientadora)

Prof. Dr. Wellington Lopes

Profa. Dra. Aline Silva Magalhães

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus por ter me dado saúde e forças para superar todas as dificuldades.

Agradeço a toda minha família e amigos pelo suporte e por serem a base de tudo. Por me darem todo o apoio necessário para chegar até aqui e dar o meu melhor para conclusão do trabalho.

À minha professora orientadora Elaine pela orientação, carinho, apoio e confiança. E à minha coorientadora Natasha por todos os conhecimentos fundamentais passados e grande ajuda em todos os momentos da elaboração do trabalho.

Agradeço a todos os meus colegas da Nemark que contribuíram de forma significativa para realização desse trabalho, por todo suporte técnico e prático recebido.

Ao CEFET-MG e todo o seu corpo docente por todo o suporte durante esses anos, principalmente durante o ensino remoto, quando trabalhou para minimizar os impactos e as dificuldades de um trabalho feito a distância.

RESUMO

As ligas de alumínio possuem diversas propriedades que fazem com que elas sejam largamente utilizadas na indústria automobilística. Uma das principais vantagens das diferentes ligas de alumínio é sua relação entre resistência mecânica e densidade, ou seja, apresentam uma elevada resistência e ao mesmo tempo uma baixa densidade. Entretanto, para que ocorra um ganho significativo em suas propriedades mecânicas, se faz necessário o emprego do tratamento térmico de endurecimento por precipitação, que consiste, de forma geral, na formação de precipitados finos e dispersos em uma matriz de uma segunda fase cristalina. Neste trabalho foram avaliados os efeitos das condições de tratamento térmico de endurecimento por precipitação na microestrutura e propriedades mecânicas da liga de alumínio A356, empregada na indústria automobilística. Para caracterização do material foram utilizadas técnicas de espectroscopia por emissão óptica, para análise da composição química, microscopia óptica, para análise da microestrutura, dureza Brinell e ensaio de tração, para as propriedades mecânicas. Como resultado, a análise química se encontrou dentro do especificado para a liga. Em relação à microestrutura, a matriz de alumínio se manteve inalterada, sendo possível perceber a mudança na morfologia do eutético de silício, como o esperado. Além disso, pode-se dizer que, apesar de os precipitados não serem visualizados pela técnica empregada, é possível dizer que as diferentes condições utilizadas no trabalho afetaram a formação dos mesmos, visto que há uma resposta no comportamento mecânico do material. Em relação às propriedades mecânicas, foram obtidos os maiores valores de dureza, limite de resistência a tração e limite de escoamento, para as amostras envelhecidas a 160°C e 190°C, fato que está relacionado a formação de precipitados coerentes na estrutura por meio do tratamento térmico de endurecimento por precipitação. Já os menores valores para essas propriedades foram obtidos nas amostras brutas, apenas solubilizada e envelhecida nas temperaturas de 130°C, 220°C e 250°C, já que nesses casos ou ainda não há formação de precipitados coesos ou eles perderam a sua coerência e se tornaram mais grosseiros com o aumento da temperatura de envelhecimento. Em relação ao alongamento uniforme a amostra bruta apresentou o maior valor e a envelhecida o menor valor, o que está coerente com as durezas apresentadas por essas amostras. Portanto, a melhor condição de tratamento térmico é a de solubilização à 535°C por 5 horas e envelhecimento à 190°C por 3 horas.

Palavras-chave: liga de alumínio, indústria automobilística, tratamento térmico, endurecimento por precipitação.

ABSTRACT

Aluminum alloys have several properties that make them widely used in the automotive industry. Among them, the one that represents a great advantage is the relationship between mechanical strength and density, in other words, these alloys present high strength at the same time as a low density. However, for a significant increase in the mechanical properties, it is necessary to carry out a precipitation hardening heat treatment, which consists in the development of finely dispersed precipitates in a matrix of the crystalline α phase. This work evaluated the effects of precipitation hardening heat treatment parameters on the microstructure and on the mechanical properties of the A356 aluminum alloy used in the automotive industry. In order to characterize the material, optical emission spectroscopy was used to evaluate the chemical composition, optical microscopy was employed in the analysis of the microstructure, Brinell hardness and tensile tests were carried out for the study of mechanical properties. The result shows that the chemical analysis was according to the specification for the alloy. Regarding the microstructure, the aluminum matrix remained unchanged, and it is possible to notice the change in the morphology of the silicon eutectic, as expected. Furthermore, although the precipitates were not visualized by the technique employed, it is possible to say that the different conditions used in the work affected their formation, because there was an answer in the mechanical behavior of the material. Regarding the mechanical properties, the highest values of hardness, tensile strength and yield strength were obtained, for those aged at 160 °C and 190°C, a fact that is related to the formation of coherent precipitates in the structure through treatment thermal refraction hardening. The lowest values for these properties were obtained in the as cast samples, only solubilized and aged in temperatures of 130°C, 220°C and 250°C, in these cases either there is no formation of precipitated cohesives or they have lost their coherence and become coarser with increasing of aging temperature. Regarding uniform elongation, the as cast sample presented the highest value and the aged at 190°C sample the lowest value, which is coherent with the hardness of this sample. Therefore, the best heat treatment condition is solubilization at 535°C for 5 hours and aging at 190°C for 3 hours.

Keywords: Aluminium alloy, automotive industry, heat treatment, precipitation hardening.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	12
2	OBJETIVOS	13
2.1	Objetivo Geral	13
2.2	Objetivos Específicos	13
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
3.1	Ligas de alumínio	14
3.1.1	História e obtenção do alumínio	14
3.1.2	Características gerais do alumínio e suas ligas	15
3.1.3	Ligas de alumínio fundidas para a indústria automobilística	20
3.1.4	Características e propriedades gerais da liga A356	21
3.2	Tratamento térmico de endurecimento por precipitação	26
3.2.1	Características gerais do processo	26
3.3	Endurecimento por precipitação em ligas alumínio: microestrutura e propriedades.	29
4	MATERIAIS E MÉTODOS	34
4.1	Descrição Geral do trabalho	34
4.2	Material	35
4.3	Tratamento térmico	35
4.4	Caracterização	37
4.4.1	Análise química	37
4.4.2	Análise microestrutural	38
4.4.3	Ensaio de dureza Brinell	40
4.4.4	Ensaio de tração	41
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	43
5.1	Análise química da liga A356	43
5.2	Análise da dureza Brinell da liga A356 em diferentes condições de tratamento térmico	43
5.3	Análise da microestrutura da liga A356 em diferentes condições de tratamento térmico	46
5.4	Análise das propriedades mecânicas sob tração da liga A356 em diferentes condições de tratamento térmico	50
6	CONCLUSÃO	58
	REFERÊNCIAS	59

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Processo Hall-Hérault	15
Figura 2- Micrografia liga alumínio-cobre	19
Figura 3- Micrografia liga alumínio-magnésio	19
Figura 4- Micrografia liga alumínio-silício	19
Figura 5 - Diagrama de fases Al-Si	21
Figura 6- Morfologia típica das dendritas de alumínio.	23
Figura 7 - Diferenças na microestrutura de acordo com a adição de estrôncio	24
Figura 8 - Microscopia eletrônica de varredura Si eutético com variação do estrôncio	24
Figura 9 - Diferenças na microestrutura de acordo com a taxa de resfriamento	25
Figura 10- Microscopia eletrônica da estrutura da liga binária Al-Si	25
Figura 11- Efeito da taxa de resfriamento na microestrutura da liga Al-Si	26
Figura 12- Endurecimento por precipitação liga não ferrosa	27
Figura 13- Processo de superenvelhecimento	28
Figura 14- Relação entre tempo de envelhecimento e propriedade mecânica	29
Figura 15- Diagrama de solubilidade do Mg ₂ Si em relação à temperatura	30
Figura 16 - Morfologias do eutético de silício na liga A356	32
Figura 17- Influência do tempo de solubilização na morfologia do eutético de silício na liga A356	33
Figura 18- Fluxograma do procedimento geral do trabalho experimental	34
Figura 19- Forno MUFLA	36
Figura 20- Gaiola de tratamento térmico	36
Figura 21 - Espectrometro Spectrolab LAVM10	38
Figura 22 - Politriz Arotec	39
Figura 23 - Microscópio óptico Olympus	39
Figura 24 - Amostras para análise metalográfica	40
Figura 25 - Durômetro Wolpert	40
Figura 26 - Máquina de Tração Instron	41
Figura 27 - Dimensões corpos de prova para ensaio de tração norma ASTM E8	41
Figura 28 - Corpos de prova usinados ensaio de tração	42
Figura 29 - Microestrutura liga A356 bruta	46
Figura 30 - Microestrutura liga A356 solubilizada	47

Figura 31 - Microestrutura da amostra solubilizada a 535°C e envelhecida a 130°C	48
Figura 32 - Microestrutura da amostra solubilizada a 535°C e envelhecida a 160°C	48
Figura 33 - Microestrutura da amostra solubilizada a 535°C e envelhecida a 190°C	49
Figura 34 - Microestrutura da amostra solubilizada a 535°C e envelhecida a 220°C	49
Figura 35- Microestrutura da amostra solubilizada a 535°C e envelhecida a 250°C	50

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação por grupos de ligas de alumínio	17
Tabela 2 - Composição química liga A356	22
Tabela 3- Propriedades mecânicas liga A356-T6 fundida	22
Tabela 4- Parâmetros de tratamento térmico liga A356	31
Tabela 5 - Principais propriedades mecânicas segundo cada tratamento térmico na liga A356	31
Tabela 6- Especificação dos elementos químicos para liga A356	35
Tabela 7- Especificações das propriedades mecânicas para a liga A356 - T7	35
Tabela 8- Parâmetros de tratamento térmico utilizados	37
Tabela 9 - Procedimento de preparação metalográfica	38
Tabela 10 - Resultado composição química liga A356	43
Tabela 11- Resultados dureza Brinell (HB)	43
Tabela 12 - Resultados das propriedades mecânicas	54

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1- Resultados de dureza Brinell	44
Gráfico 2 – Curva tensão - deformação convencional da amostra bruta	51
Gráfico 3 – Curva tensão - deformação convencional da amostra solubilizada	51
Gráfico 4 – Curva tensão - deformação convencional da amostra solubilizada e envelhecida a 130°C	51
Gráfico 5 – Curva tensão - deformação convencional da amostra solubilizada e envelhecida a 160°C	52
Gráfico 6 – Curva tensão - deformação convencional da amostra solubilizada e envelhecida a 190°C	52
Gráfico 7 – Curva tensão - deformação convencional da amostra solubilizada e envelhecida a 220°C	53
Gráfico 8 – Curva tensão - deformação convencional da amostra solubilizada e envelhecida a 250°C	53
Gráfico 9 – Resultados de limite de escoamento	54
Gráfico 10 – Resultados de limite de resistência a tração	55
Gráfico 11 – Resultados de alongamento uniforme	57

1 INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio têm sido amplamente utilizadas na indústria automotiva, essa tendência mundial se deve ao fato de o alumínio melhorar o desempenho em relação à segurança e ao consumo energético, fato que contribui consideravelmente para a sustentabilidade na produção de veículos. O alumínio e suas ligas possuem grande versatilidade e vantagens, como baixa densidade e propriedades mecânicas elevadas quando comparado a outros materiais com densidade semelhante (AKHIL et al., 2014). O aprimoramento dessa relação de características se dá pela aplicação do tratamento térmico de endurecimento por precipitação (DANG et al. 2014).

O tratamento térmico consiste nas etapas de solubilização, resfriamento brusco e envelhecimento. Seu mecanismo é baseado na formação de precipitados dispersos na matriz do material principal da liga, nesse caso o alumínio (DANG et al. 2014). Com esse tratamento é possível obter um aumento da resistência mecânica e da dureza, já que essas partículas de tamanho reduzido dificultam a movimentação das discordâncias (SHACKELFORD, 2008).

Dessa forma, a partir desses conceitos, os efeitos do tratamento térmico de endurecimento por precipitação na microestrutura e nas propriedades mecânicas foram estudados para a liga de alumínio A356, utilizada na indústria automotiva. Foram então realizados experimentos variando a temperatura de envelhecimento, mantendo constantes as temperaturas de solubilização e também o tempo dessas duas etapas. Para caracterização foi realizada a análise química, via espectrometria de emissão óptica, análise microestrutural, via microscopia óptica, e ensaios de dureza Brinell e tração, para avaliação das propriedades mecânicas do material.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Avaliação dos efeitos da alteração de parâmetros de envelhecimento no tratamento térmico de endurecimento por precipitação na liga de alumínio A356.

2.2 Objetivos Específicos

- Avaliar a influência da temperatura na etapa de envelhecimento do tratamento térmico de endurecimento por precipitação na microestrutura da liga de alumínio silício A356.
- Analisar a alteração do parâmetro de temperatura de envelhecimento no comportamento mecânico, nos quesitos limite de resistência à tração, limite de escoamento, alongamento e dureza, da liga A356.
- Comparar os resultados obtidos para as propriedades mecânicas e microestrutura ao alterar o parâmetro temperatura de envelhecimento com as amostras nas condições ainda bruta e somente solubilizada.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Ligas de alumínio

3.1.1 *História e obtenção do alumínio*

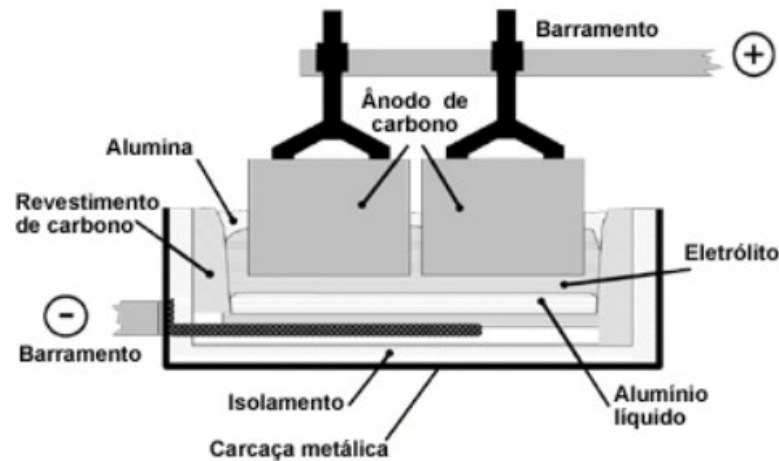
O alumínio vem sendo cada vez mais consumido no mundo, isso se deve, principalmente, às suas principais propriedades, como seu baixo peso específico, elevada resistência à corrosão e alta condutividade térmica e elétrica (AKHIL et al., 2014). Além disso, o alumínio na forma de óxido de alumínio (Al_2O_3) ou alumina, está presente de forma abundante na crosta terrestre, representando cerca de 15% das reservas naturais de elementos químicos (ABAL, 2011).

A descoberta do alumínio ocorreu no ano de 1809 por Sir Humphrey Davy, porém o elemento foi isolado somente no ano de 1825 por H.C. Oersted. Contudo, foi no ano de 1886 em que se desenvolveu um processo industrial economicamente viável para sua produção em maior escala. Esse processo foi desenvolvido pelos cientistas Charles Martin Hall e Paul Héroult, que, de forma independente, inventaram a mesma maneira de se obter alumínio a partir da alumina, sendo ele conhecido como o procedimento Hall-Héroult (ABAL, 2011).

Esse procedimento se baseia em três etapas, sendo elas: mineração, refino e redução. Primeiramente, a bauxita é extraída, pela mineração, lavada e seca. Após esses procedimentos, ela é enviada à etapa de refino, onde é produzido o alumínio. Existem diferentes tipos de processo para a extração da alumina, porém o mais utilizado no ramo industrial é o Processo Bayer, o qual consiste na obtenção de um pó branco de alumina, obtido pela calcinação dos cristais de alumina, que é enviado para a etapa de redução (ABAL, 2011).

Na redução, é realizado o processo Hall-Héroult, no qual, por meio de uma eletrólise, ocorre a divisão da alumina em alumínio e oxigênio. Ao final desse procedimento, obtém-se o alumínio puro e é liberado gás carbônico (CO_2) (ABAL, 2011). Na Figura 1 é possível observar a ilustração desse processo.

Figura 1- Processo Hall-Hérault



Fonte: ABAL, 2011.

3.1.2 Características gerais do alumínio e suas ligas

De acordo com ASM (1990), uma das principais características do alumínio é a sua versatilidade, já que ele possui uma ampla gama de propriedades químicas e físicas tanto em sua forma pura quanto em suas ligas.

As principais propriedades do alumínio e suas ligas, que os tornam extremamente atraentes e econômicos para seu uso na indústria, são: baixo peso, facilidade de fabricação e moldagem, propriedades físicas e mecânicas e resistência à corrosão (AKHIL et al., 2014).

O alumínio puro possui densidade de aproximadamente $2,7 \text{ g/cm}^3$, sendo esse valor um terço da densidade do aço, cobre e latão. Além disso, ele apresenta uma excelente resistência à corrosão em diferentes ambientes, incluindo em regiões úmidas, com maresia e produtos químicos. O alumínio também possui uma superfície altamente reflexiva quando polido, ou seja, capaz de refletir radiação, luz visível e ondas eletromagnéticas com eficiência. A elevada condutividade térmica e elétrica também podem ser apontadas como características desse material, sendo a condutividade térmica do alumínio cerca de 50% a 60% da do cobre, conhecido por ser um material altamente condutor (ASM, 1990).

Segundo Coutinho (1980), o alumínio puro tem a sua estrutura cristalina organizada de forma cúbica de faces centradas e sua temperatura de fusão é de 660°C , sendo ela considerada baixa quando comparada a outros tipos de metais. Isso é visto como uma desvantagem em relação a esse material, visto que limita a temperatura máxima em que pode ser utilizado.

Quando o alumínio entra em contato com o oxigênio, ele reage formando a alumina (Al_2O_3). Esse composto é o responsável por proteger o alumínio da maioria das formas de corrosão, isso se deve ao fato de a camada de óxido formada ser contínua, transparente, inerte e aderente à superfície do alumínio. Portanto, somente haverá corrosão do alumínio quando o agente externo for capaz de reagir com essa película de alumínio formada, como o hidróxido de sódio (NaOH) e ácido fluorídrico (HF) (COUTINHO, 1980).

Os elementos de liga que podem ser utilizados para formação de ligas de alumínio são: silício, cobre, magnésio, manganês, ferro, zinco, níquel, titânio, cromo, cobalto, estanho e chumbo. Estes, junto ao alumínio, são capazes de formar sistemas binários, ternários e complexos, os quais originam diversos microconstituintes que modificam as propriedades do alumínio puro (COUTINHO, 1980).

Em relação às modificações das propriedades da liga, segundo a ABAL (2011), cada elemento contribui de uma forma diferente para essas alterações. O elemento mais comum presente em ligas de alumínio é o silício, já que ele é um resíduo do processo de fabricação do alumínio a partir da bauxita. Dessa forma, ele apresenta uma baixa solubilidade e tende a se combinar de forma prioritária com o ferro, manganês e magnésio. Um dos principais componentes formado é o composto com o magnésio, o Mg_2Si , o qual é responsável pelo endurecimento da liga quando o tratamento térmico é realizado. No caso de ligas fundidas, o silício é o principal elemento utilizado, já que ele traz benefícios para o processo e para os produtos finais, como: melhor preenchimento de detalhes e cavidades do molde, melhor controle da contração no processo de solidificação e da porosidade e aumenta a resistência ao desgaste nas peças vazadas.

O cobre também é um elemento muito presente nas ligas de alumínio, sendo ele responsável por promover o aumento de resistência mecânica da liga, visto que quando em solução sólida ele promove a formação de precipitados endurecedores quanto contribui para o endurecimento da liga, como o CuAl_2 (ABAL, 2011).

O magnésio também é um componente capaz de endurecer as ligas de alumínio tanto combinado com outros elementos, quanto em solução sólida. Além disso, promove uma alta resistência à corrosão em ligas fundidas. O manganês, quando usado na faixa de 1% a 2%, é responsável pelo aumento significativo da resistência mecânica, o que garante uma melhor conformabilidade a frio, sendo suas ligas com o alumínio muito utilizadas na laminação. O zinco também forma precipitados endurecedores juntamente ao magnésio, o MgZn_2 , o que faz

com que as ligas com a presença desse elemento sejam as que possuem a mais alta resistência mecânica dentre as ligas de alumínio comerciais (ABAL, 2011).

O ferro é considerado uma impureza no alumínio, sendo a mais comum encontrada no material. Os teores desse elemento devem ser bem controlados, já que ele possui uma tendência a se combinar com silício formando um composto cuja morfologia é capaz de prejudicar as propriedades mecânicas do produto final. Entretanto, ao ser adicionado um teor de ferro muito baixo, pode ocorrer o crescimento desenfreado de grãos, o que também é prejudicial (ABAL, 2011).

Ainda de acordo com a ABAL (2011), é importante salientar que um elemento de liga é aquele que foi colocado intencionalmente na liga com algum objetivo final. Dessa forma, em ligas de alumínio altamente puras os elementos citados correspondem às impurezas presentes na liga e devem ser controlados de forma rígida. Esse conceito é extremamente importante para a definição da classificação das ligas de alumínio e suas nomenclaturas.

Para realizar essa classificação, as ligas de alumínio são divididas em grupos de acordo com seu principal elemento de liga, como é mostrado na Tabela 1.

Tabela 1 - Classificação por grupos de ligas de alumínio

Principal elemento de liga	Grupo
Alumínio não-ligado com, no mínimo, 99,00% de pureza	1XXX
Ligas de alumínio agrupadas segundo o elemento de liga principal:	
- Cobre	2XXX
- Manganês	3XXX
- Silício	4XXX
- Magnésio	5XXX
- Magnésio e Silício	6XXX
- Zinco	7XXX
- Outros Elementos	8XXX

Fonte: Adaptado ABAL, 2011.

O primeiro dígito mostrado é referente ao grupo de ligas ao qual pertence. Já o segundo dígito indica as modificações sofridas pela liga original ou dos limites de impurezas, ou seja, se a liga é normal ou apresenta alguma variante. O terceiro dígito é de acordo com a

identificação da liga ou revela a pureza do alumínio, dessa forma, é responsável pela diferenciação das ligas em uma classe. Além disso, costuma-se colocar um hífen após a numeração e posteriormente adicionar uma letra que indica o tratamento térmico e/ou mecânico pelo qual a liga passou. (ABAL, 2011)

Segundo ASM (1990), as ligas devem ser divididas entre fundidas e forjadas e, de acordo com essa classificação, são definidas algumas especificações em suas nomenclaturas. Para as ligas forjadas são utilizadas as regras dos quatro dígitos, já nas ligas fundidas é colocado um ponto entre os dois últimos dígitos.

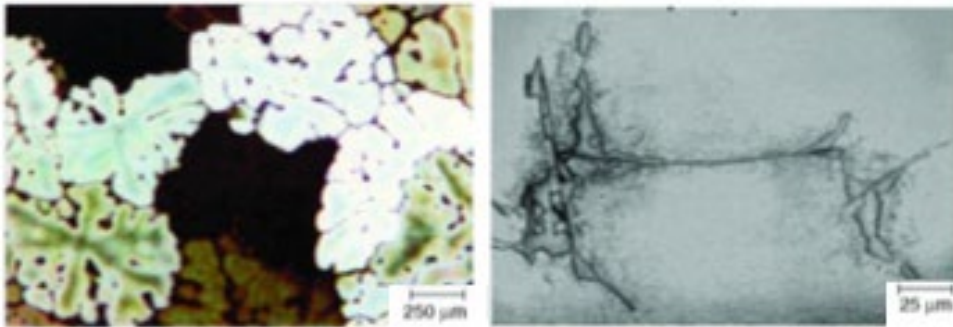
As propriedades de cada grupo são diferentes entre si e, por isso, apresentam diferentes aplicações finais. Seguem abaixo algumas das características desses grupos:

- 1- Ligas 1XXX: São extremamente puras, apresentando 99% de pureza. Dessa forma os elementos de liga não são responsáveis por afetar as suas propriedades e são considerados impurezas quando encontrados. Suas principais propriedades são soldabilidade, conformabilidade e resistência à corrosão.
- 2- Ligas 2XXX: Seu elemento de liga principal é o cobre. Apresentam como propriedades: boa resistência mecânica, possível de tratar termicamente, não soldáveis e baixa resistência à corrosão.
- 3- Ligas 3XXX: Seu elemento de liga principal é o manganês. Apresentam como propriedades: boa soldabilidade, resistência à corrosão e conformabilidade. Porém, não são tratáveis termicamente e possuem resistência mecânica razoável.
- 4- Ligas 4XXX: Seu elemento de liga principal é o silício. Apresentam como propriedades: boa fluidez e baixo ponto de fusão.
- 5- Ligas 5XXX: Seu elemento de liga principal é o magnésio. Apresentam propriedades como: boa soldabilidade, resistência a corrosão e conformabilidade. Entretanto, não são tratáveis termicamente e sua resistência mecânica é média.
- 6- Ligas 6XXX: Os principais elementos de liga são magnésio e silício. Apresentam como propriedades: boa soldabilidade, resistência a corrosão e podem ser tratáveis termicamente. Contudo, sua resistência mecânica é considerada mediana e são difíceis de serem trabalhadas.
- 7- Ligas 7XXX: Seu elemento de liga principal é o zinco. Apresentam como propriedades: elevada resistência mecânica, chegando próximo ao valor do aço, São tratáveis termicamente e possuem boa resistência ao impacto. Porém precisam de proteção superficial contra corrosão, pois podem sofrer corrosão por fadiga.

8- Ligas 8XXX: Outros elementos compõem essa liga, principalmente o lítio. Portanto, as propriedades estarão relacionadas com os elementos de liga adicionados. (ASM, 1990)

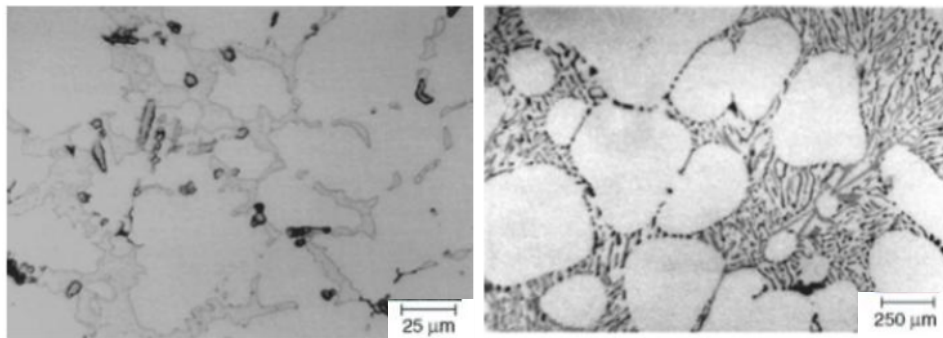
As Figuras 2, 3 e 4 a seguir mostram microestruturas típicas de algumas ligas de alumínio mais comuns existentes, são elas: alumínio-cobre, alumínio-magnésio e alumínio-silício, respectivamente (ASM, 2004).

Figura 2- Micrografia liga alumínio-cobre



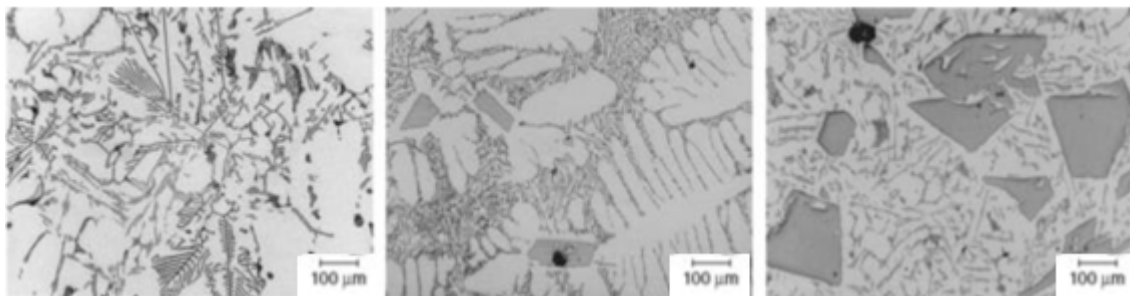
Fonte: ASM, 2004.

Figura 3- Micrografia liga alumínio-magnésio



Fonte: ASM, 2004.

Figura 4- Micrografia liga alumínio-silício



Fonte: ASM, 2004.

3.1.3 Ligas de alumínio fundidas para a indústria automobilística

Há uma tendência mundial pelo aumento do uso do alumínio para aplicações na indústria automotiva em todo mundo. Isso se deve ao fato de o alumínio melhorar o desempenho, a segurança e o consumo energético, fato que contribui consideravelmente para a sustentabilidade na produção de veículos (AKHIL et al., 2014). Nos Estados Unidos, estudos evidenciam que o consumo de alumínio para confecção de veículos aumentará de 156 kg em 2012 para 250 kg por veículo em 2025, já na Europa esse salto é de 140 kg para 180 kg até 2020 (ABAL, 2021).

O alumínio apresenta diversos diferenciais por componente do veículo, promovendo uma melhora considerável de todas as propriedades do carro. No conjunto *powertrain*, formado pelo motor, câmbio e eixos traseiro e dianteiro, a baixa densidade, a elevada condutividade térmica e a alta resistência à corrosão em ciclos de tensão fazem com que ocorra o incremento da utilização do alumínio nesse componente. No caso de motores fabricados em alumínio, o desempenho passa a ser muito melhor, operando com maior torque e potência e, em contrapartida, com um menor nível de ruído. Isso se deve, principalmente, ao baixo peso específico do material, que proporciona uma redução de 50% na massa dos motores (ABAL, 2021).

Nas partes estruturais, há uma redução de 40% a 50% na massa e um aumento de 60% na rigidez, levando a um decréscimo considerável no peso total do carro, já que o conjunto estrutural é responsável por 30% do peso total. Além disso, existe uma relação resistência-peso que faz com que sejam necessários um menor número de componentes, reduzindo esse número de forma significativa (ABAL, 2021).

Segundo ASM (1990), algumas décadas após a descoberta do processo Hall-Héroult para a produção do alumínio puro, os irmãos Wright proporcionaram o surgimento de uma nova indústria, que cresceu desenvolvendo peças de alumínio estruturalmente confiáveis e resistentes para produção de fuselagens, motores, células de combustível e outros componentes automotivos. Essa vasta utilização do alumínio no ramo automotivo se deve a sua relativamente elevada resistência mecânica combinada a baixa densidade, resistência corrosão elevada e sua eficiência de peso, ou seja, boa relação de propriedade em relação à baixo peso específico.

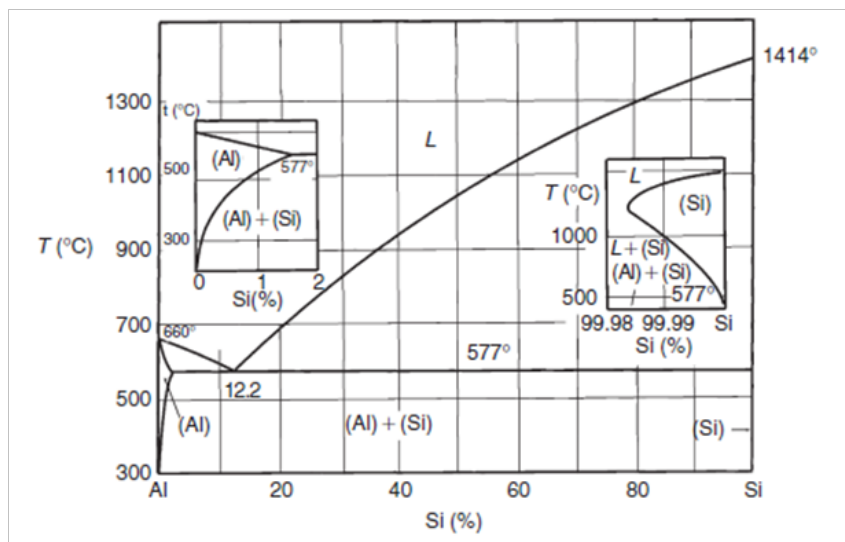
De acordo com Zolotarevsky et al. (2007), a indústria automotiva é a maior consumidora de alumínio do mundo, utilizando o material para a confecção de peças fundidas como blocos, cabeçotes, pistões, transmissões e outras peças estruturais. Além disso, todo o ramo de

transportes também utiliza componentes de alumínio como os setores aeroespacial, marítimo e ferroviário, mostrando a grande tendência mundial pelo uso desse material.

No setor automotivo as ligas alumínio-silício (Al-Si) são as mais aplicadas. Nessas ligas, o silício é introduzido no alumínio não apenas devido à sua solubilidade, mas também por causa da formação do eutético de silício em alumínio que, na maioria das vezes, é responsável pela maioria das propriedades da liga, além de melhorar sua fundibilidade. Entretanto, as ligas com apenas esses dois elementos não são tratáveis termicamente. Assim, para que ela seja submetida a tratamentos de solubilização e envelhecimento é necessária a adição de elementos de liga como magnésio e cobre, formando ligas com multicomponentes como Al-Si-Mg, Al-Si-Cu e Al-Si-Cu-Mg (ZOLOTOREVSKY et. al., 2007).

Na Figura 5 pode ser observado o diagrama de fases da liga Al-Si como forma de ilustrar e exemplificar como são formadas as fases de maior importância para a utilização dessa liga na indústria automobilística. Nele é possível visualizar as alterações das fases formadas de acordo com a porcentagem de silício adicionada. (VSKY et. al., 2007).

Figura 5 - Diagrama de fases Al-Si



Fonte: VSKY et. al., 2007.

3.1.4 Características e propriedades gerais da liga A356

Segundo ASM (1990), a liga de alumínio A356 possui em sua composição basicamente alumínio e silício, sendo sua composição química apresentada na Tabela 2. A presença de alguns elementos deve ser altamente controlada, como o teor de cobre, que em alta quantidade,

diminui a ductilidade e a resistência à corrosão da liga, o ferro também, em teor elevado, diminui a resistência mecânica e a ductilidade da liga final.

Tabela 2 - Composição química liga A356

	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Zn	Ni	Cr	Ti
356.0	6,5- 7,5	0,25	0,60	0,20- 0,45	0,35	0,35	-	-	0,25
356.1	6,5- 7,5	0,25	0,50	0,20- 0,45	0,35	0,35	-	-	0,25
356.2	6,5- 7,5	0,10	0,13- 0,25	0,30- 0,45	0,05	0,05	-	-	0,20

Fonte: Adaptado de TENEKEDJIEV et. al., 1995.

Para as ligas XXX.X o número a direita do ponto indica a forma do produto. Assim, as ligas XXX.0 são fundidas, XXX.1 são lingotes e XXX.2 são lingotes que possuem composição química diferente dos terminados em 1 (ABAL, 2011).

Algumas propriedades mecânicas da liga A365, fundida e tratada termicamente, como limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento uniforme estão apresentadas na Tabela 3.

Tabela 3- Propriedades mecânicas liga A356-T6 fundida

Classe	Resistência A Tração (MPa)	Limite De Escoamento (MPa)	Alongamento Uniforme (%)
1	260	195	5
2	275	205	3
3	310	235	3
10	260	195	5
11	230	185	3

Fonte: Adaptado de ASM, 1990.

Além dessas, outras propriedades são importantes para o processo de fundição, como: densidade teórica de 2,685 g/cm³, temperatura de fusão de 675°C a 815°C e temperatura de vazamento de 675°C a 790°C (ASM, 1990).

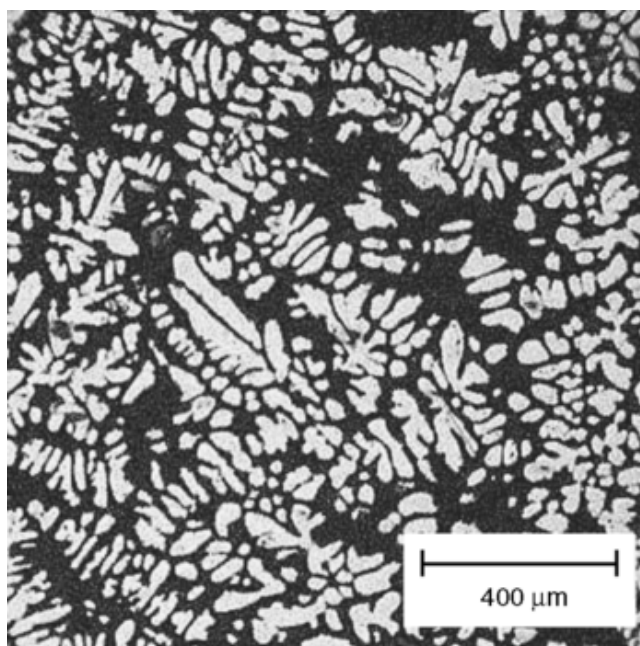
De acordo com Tenekedjiev et. al. (1995), a solidificação da liga A356 acontece de acordo com algumas reações em determinadas temperaturas, são elas:

1. Formação das dendritas de alumínio primário a 610°C

2. Formação do composto eutético formado por silício a 567°C
3. Reação posteutética a 565°C
4. Reação eutética final a 546°-549°C

As dendritas de alumínio são as primeiras estruturas a serem formadas durante o processo de solidificação. Essa estrutura possui característica e morfologia típicas que estão apresentadas na Figura 6 (ASM, 2004).

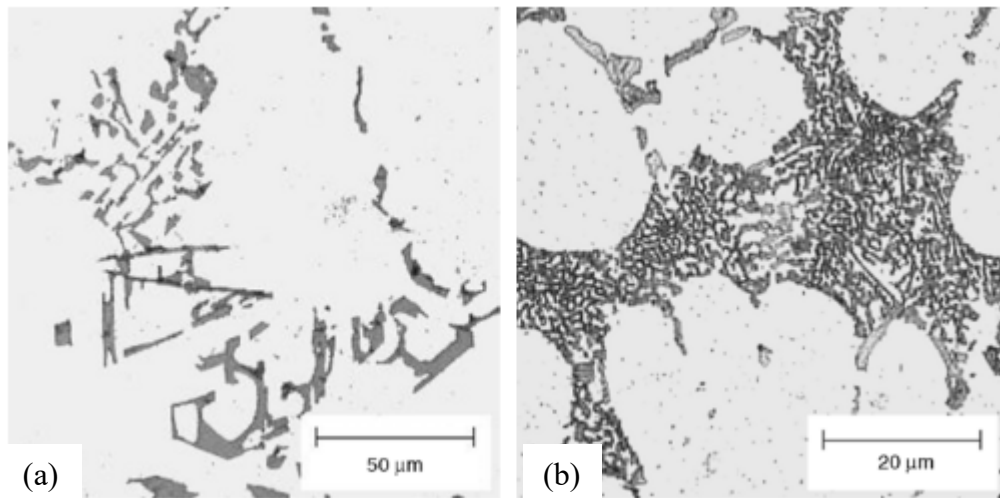
Figura 6- Morfologia típica das dendritas de alumínio.



Fonte: ASM, 2004.

A microestrutura típica da liga A356 pode sofrer alterações de acordo com a presença de determinado elemento ou com a modificação nas taxas de resfriamento durante a solidificação. Essas variáveis alteram a formação do composto eutético. Dessa forma, por exemplo, quando há adição do estrôncio, o formato do eutético fica mais circular, quando não há essa adição a forma se torna acicular, conforme pode ser visto na Figura 7 (TENEKEDJIEV et. al., 1995). A modificação no formato do eutético também pode ser observada na microscopia eletrônica de varredura, como pode ser visto na Figura 8.

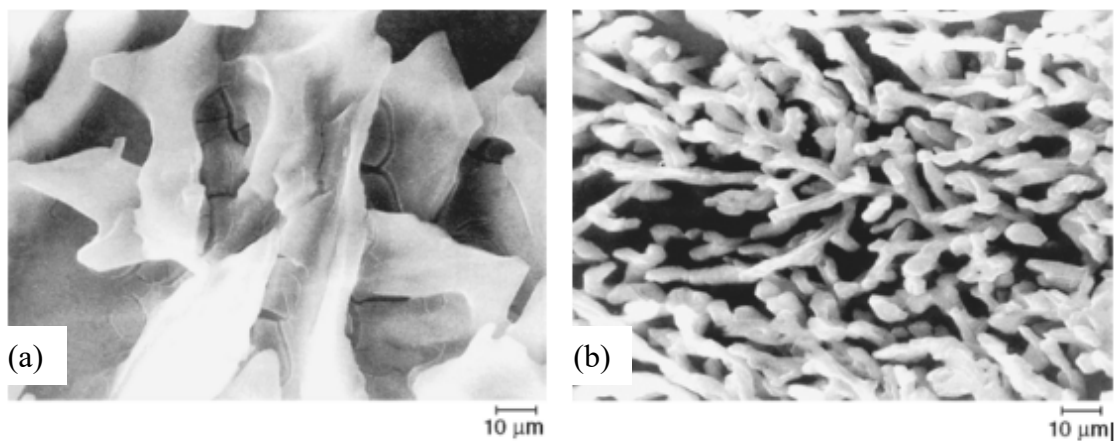
Figura 7 - Diferenças na microestrutura de acordo com a adição de estrôncio



(a) Sem estrôncio (b) Com Estrôncio

Fonte: ASM, 2004.

Figura 8 - Microscopia eletrônica de varredura Si eutético com variação do estrôncio

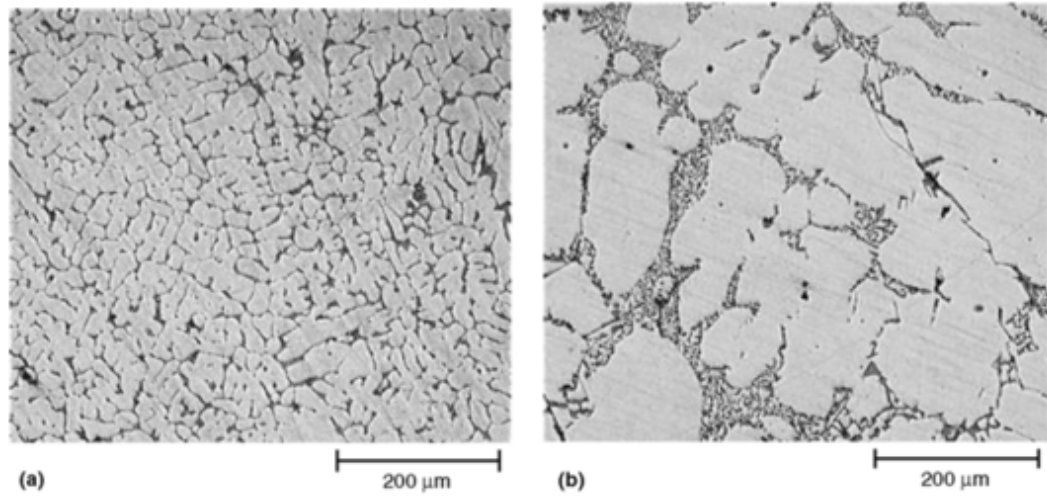


(a) Sem estrôncio (b) Com Estrôncio

Fonte: ASM, 2004.

As diferenças na microestrutura e no formato do eutético também podem ser observadas através da alteração na taxa de resfriamento. Quanto mais rápida a taxa de resfriamento, mais finas ficam as dendritas e ocorre a formação de uma rede de eutético interdendrítica contínua. Já quando o resfriamento é mais lento, as dendritas são mais grossas e a rede formada é descontínua. Essas diferenças podem ser notadas através da Figura 9. As taxas de resfriamento rápidas são obtidas pela fundição em moldes metálicos e as taxas mais lentas em moldes de areia verde (TENKEDJIEV et. al., 1995).

Figura 9 - Diferenças na microestrutura de acordo com a taxa de resfriamento

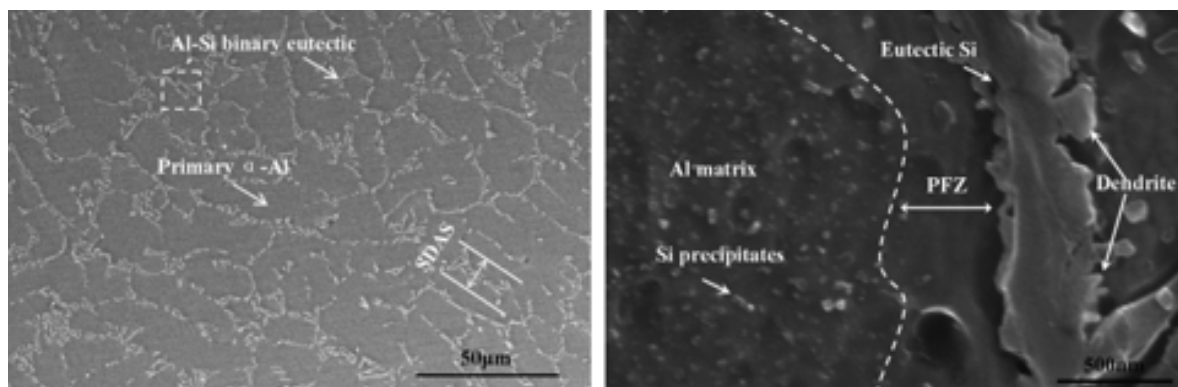


(a) Taxa de resfriamento rápida (b) Taxa de resfriamento lenta

Fonte: ASM, 2004.

A Figura 10 mostra imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura da estrutura da liga binária de Al-Si durante o processo de solidificação. Segundo Dang et. al. (2014), é possível observar a formação da matriz de alumínio, o composto eutético e as dendritas de silício. Além disso, é claramente representada a precipitação de nano partículas de silício na matriz de alumínio e a zona livre de precipitado (PFZ).

Figura 10- Microscopia eletrônica da estrutura da liga binária Al-Si

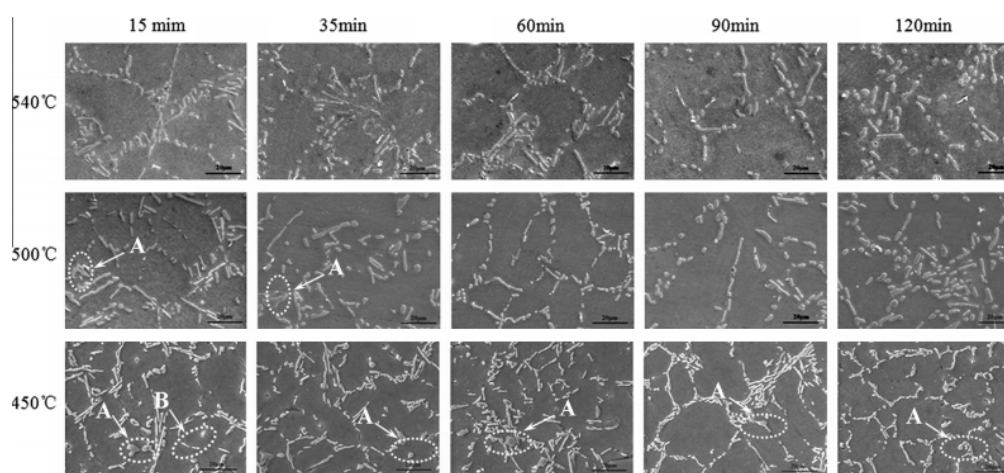


Fonte: DANG et. al., 2014.

Os efeitos das diferentes taxas de resfriamento também são tratados por Dang et. al. (2014). Como pode ser visto na Figura 11, as diferentes taxas ocasionam uma morfologia diferente do eutético de silício na liga. A temperatura de 540°C e tempo de 120 minutos levam à elevação do tamanho do constituinte eutético de silício, sendo considerada uma estrutura mais grossa. Na temperatura de 500°C, o eutético apresenta tamanho médio menor do que na

temperatura anterior, sendo que quando essa temperatura decai para 450°C o tamanho do constituinte eutético de silício se torna praticamente independente do tempo de solubilização. Isso revela que nessa faixa de temperatura e abaixo dela, os átomos de silício apresentam baixa mobilidade para formação da estrutura do eutético na liga final. Dessa forma, a temperatura ideal de tratamento é a de 540°C. As fases indicadas por A e B são, respectivamente, formação do precipitado Mg₂Si e o composto metálico Al-Fe-Mg-Si. (DANG et. al., 2014).

Figura 11- Efeito da taxa de resfriamento na microestrutura da liga Al-Si



Fonte: DANG et. al., 2014.

3.2 Tratamento térmico de endurecimento por precipitação

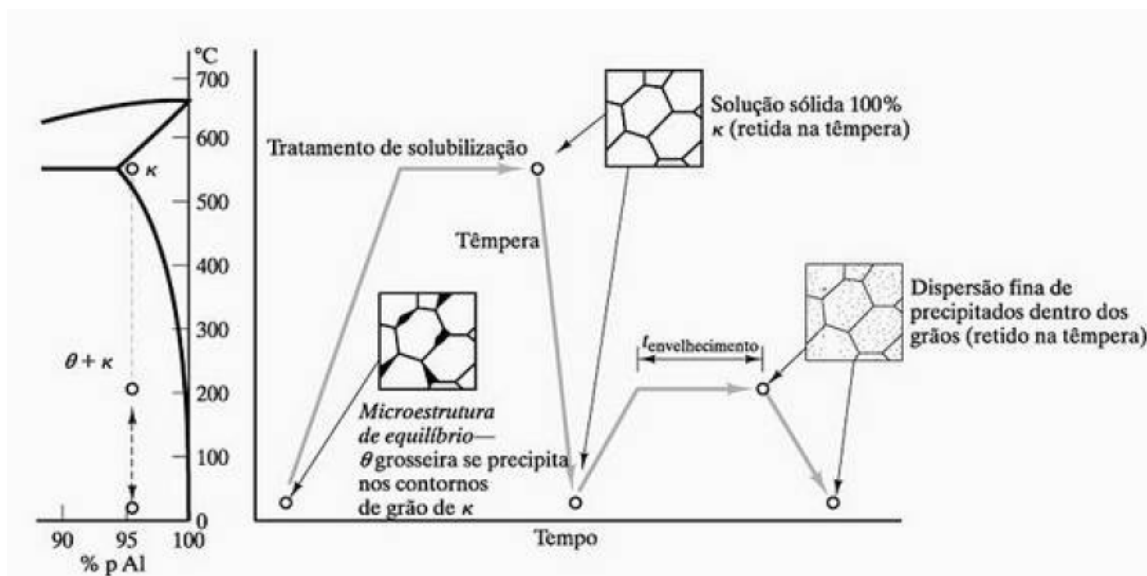
3.2.1 Características gerais do processo

O tratamento térmico de endurecimento por precipitação é uma operação realizada, principalmente, em ligas não ferrosas. Esse tratamento consiste na formação de precipitados de uma segunda fase que é responsável por restringir o movimento das discordâncias e, assim, aumentar a dureza e resistência mecânica da liga (SHACKELFORD, 2008).

De maneira geral, o procedimento ocorre da seguinte forma: primeiramente, a microestrutura grosseira é aquecida a elevadas temperaturas, até a região monofásica, passando pela fase de tratamento de solubilização. Posteriormente, essa estrutura é resfriada bruscamente até a temperatura ambiente, dessa forma, a solução que está supersaturada é capaz de precipitar lentamente o composto, que formará a segunda fase. Assim, o material é levado novamente a uma temperatura mais elevada, porém abaixo da utilizada na etapa de solubilização, sendo ela suficiente para fazer com que ocorra difusão dos átomos do elemento de liga. Isso faz com que

ocorra uma dispersão fina de precipitados (MOHAMED et al., 2012). Esse processo é chamado de envelhecimento e está representado no diagrama da Figura 12 (SHACKELFORD, 2008).

Figura 12- Endurecimento por precipitação liga não ferrosa



Fonte: SHACKELFORD, 2008.

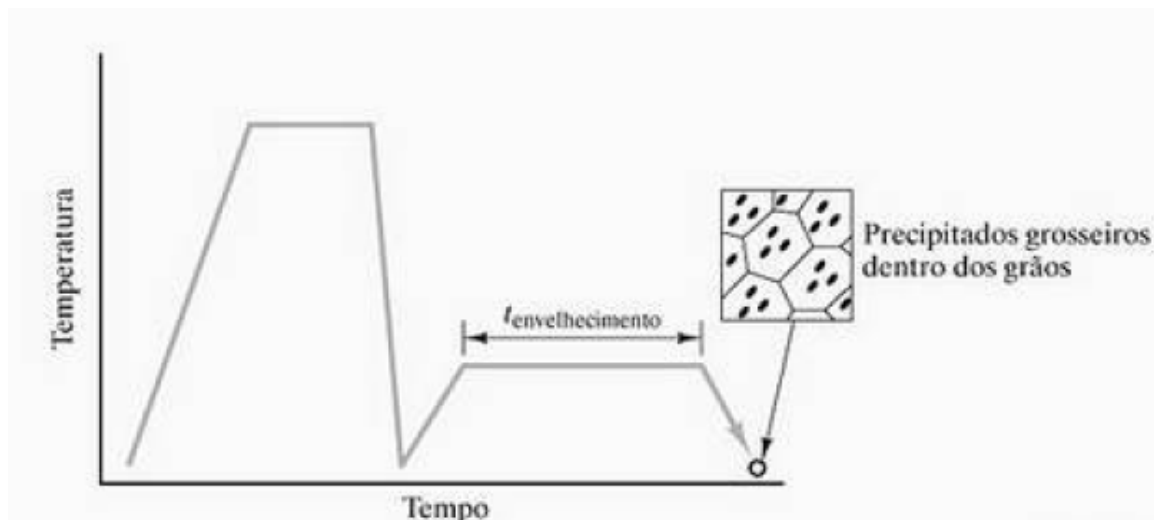
O envelhecimento pode ocorrer de forma natural, à temperatura ambiente, ou artificial, dentro do forno. Em termos práticos, os tempos de precipitação artificial não devem ser menores que 2h, nem ultrapassarem 24h. Isso é importante porque as características das ligas finais estão diretamente relacionadas a esse tempo de tratamento. Algumas ligas destinadas à produção de peças fundidas devem passar por esse tratamento, no caso do envelhecimento artificial, pelo período de tempo na faixa de 2 a 16h a temperaturas de 150°C a 210°C. Já no caso do natural, o procedimento pode levar dias para que ocorra a estabilidade da estrutura da liga (SJÖLANDER et al, 2010).

Além disso, pode ocorrer também o superenvelhecimento, quando a precipitação continua após o envelhecimento, levando ao surgimento de precipitados mais grosseiros, os quais apresentam menor eficiência na restrição da movimentação das discordâncias. Isso ocorre, pois, esses precipitados formados tendem a distorcer a rede cristalina, pois são mais estáveis dessa forma. Esse fato leva a uma redução nos valores das propriedades mecânicas da liga, como dureza e limites de resistência e escoamento (COUTINHO, 1980).

O processo de superenvelhecimento consiste no aquecimento da liga acima da temperatura de precipitação, geralmente na faixa de 380°C a 430°C, dependendo da liga ou

aumento do tempo do envelhecimento. A utilização desse tipo de tratamento é apropriada para estudos de fases precipitadas, já que permite que elas sejam identificadas microscopicamente, e para avaliação de processos de corrosão (COUTINHO, 1980). O diagrama da Figura 13 representa o processo de superenvelhecimento.

Figura 13- Processo de superenvelhecimento



Fonte: SHACKELFORD, 2008.

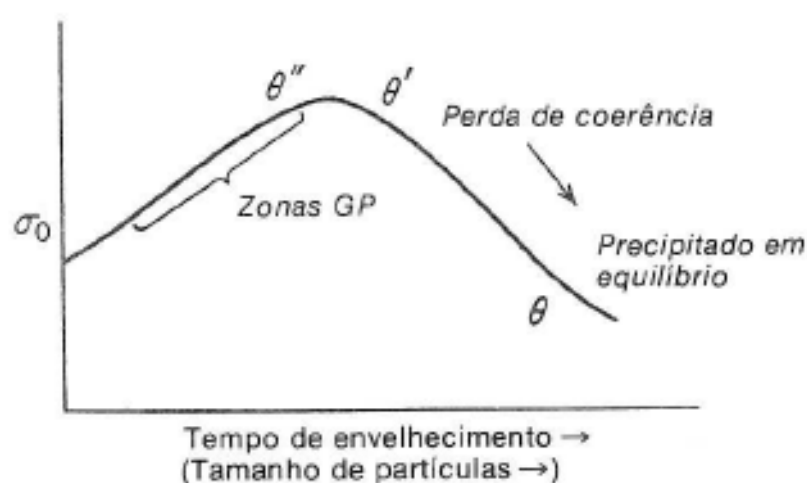
Segundo Dieter (1988), para que o endurecimento por precipitação seja viável, é necessário que a segunda fase seja solúvel em elevadas temperaturas. Porém, essa solubilidade deve diminuir à medida que a temperatura decai, para que ocorra a precipitação das partículas responsáveis pelo endurecimento da liga.

O processo de formação dos precipitados após o resfriamento começa de maneira a formar agrupamentos ou núcleos. Essas estruturas recebem o nome de zonas de Guiner-Preston ou zonas GP e possuem como característica principal serem mais simples do que as partículas finais formadas. Isso ocorre, pois, a primeira estrutura a surgir deve ser mais fácil de ser formada, estas são nominadas de GP[2] ou Θ'' (SJÖLANDER et al, 2010).

As GP[2] ou Θ'' desaparecem para a posterior formação dos precipitados finais, os quais são mais estáveis. Nesse caminho, outras estruturas com estabilidade intermediária podem surgir e depois desaparecer para formação de novas estruturas ainda mais estáveis (SJÖLANDER et al, 2010). Os precipitados finais são conhecidos como GP[1] ou Θ' . Essas geralmente somente são visíveis ao microscópio quando estão em uma fase avançada de superenvelhecimento (REED-HILL, 1982).

Esse processo de superenvelhecimento, como citado anteriormente, não é ideal para aumento de propriedades mecânicas, já que não é tão eficaz na restrição da movimentação das discordâncias (REED-HILL, 1982). Portanto, pode-se estabelecer uma relação direta entre tempo e temperatura de envelhecimento e propriedades mecânicas, como é mostrado para o caso do tempo no gráfico da Figura 14.

Figura 14- Relação entre tempo de envelhecimento e propriedade mecânica



Fonte: DIETER, 1988.

3.3 Endurecimento por precipitação em ligas alumínio: microestrutura e propriedades

O tratamento térmico se refere, no sentido mais amplo, a qualquer operação de aquecimento e resfriamento que são realizadas com o objetivo de melhorar propriedades mecânicas, alterar a estrutura metalúrgica ou remover alguma tensão residual decorrente de algum processo de conformação mecânica (ASM, 1990). Porém, quando se trata desse procedimento em ligas de alumínio, a operação é empregada para aumento de resistência mecânica e dureza de ligas fundidas que possam ser tratadas termicamente (MOHAMED et al., 2012).

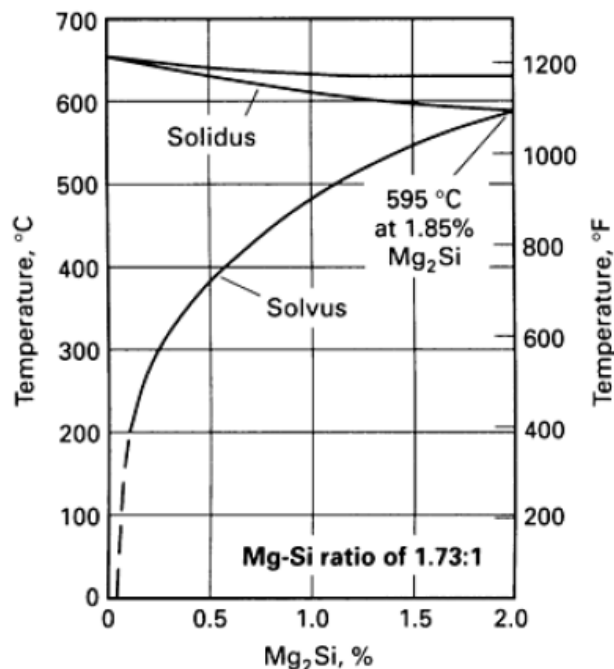
As ligas termicamente tratadas são ligas que podem ter suas propriedades alteradas devido ao tratamento térmico de endurecimento por precipitação. Já aquelas que não são tratáveis termicamente, são ligas nas quais não há possibilidade de melhora em suas propriedades com o uso de processos de aquecimento e resfriamento (ASM, 1990).

Para que ocorra o endurecimento por precipitação, é necessário que a liga possua elementos em solução sólida que, com o decaimento da temperatura, precipitem e formem compostos endurecedores, como, por exemplo, nos sistemas apresentados a seguir:

- Sistema alumínio-cobre, forma CuAl_2 ;
- Sistema alumínio-cobre-magnésio, forma CuAl_2 , sendo o magnésio um intensificador na formação dos precipitados;
- Sistema alumínio-magnésio-silício, forma Mg_2Si ;
- Sistema de alumínio-zinco-magnésio, forma MgZn_2 ;
- Sistema de alumínio-zinco-magnésio-cobre.

Na Figura 15 pode ser observada a formação do precipitado Mg_2Si em ligas alumínio-magnésio-silício de acordo com a variação de temperatura sofrida pelo material, ou seja, a solubilidade do precipitado deve ser alta em elevadas temperaturas e baixa em temperaturas menores (ASM, 1990).

Figura 15- Diagrama de solubilidade do Mg_2Si em relação à temperatura



Fonte: ASM, 1995.

As ligas comerciais termicamente tratáveis são, geralmente, sistemas ternários ou quaternários. São elas das séries 2XXX, 6XXX e 7XXX (exceto 7072), no caso de ligas

forjadas, e 2XX.0, 3XX.0 e 7XX.0 para ligas fundidas. Essas ligas, em sua maioria, possuem combinações de magnésio com outros elementos como cobre, silício e zinco. Isso é feito pois, já em quantidades pequenas, o magnésio é capaz de acelerar e intensificar o processo de endurecimento por precipitação (ASM, 1990). Os parâmetros de tratamento em uma dessas ligas tratáveis termicamente, a liga A356, estão mostrados na Tabela 14.

Tabela 4- Parâmetros de tratamento térmico liga A356

	Tratamento térmico	Solubilização		Envelhecimento	
		Temperatura (°C)	Tempo (h)	Temperatura (°C)	Tempo (h)
A356.0	T6	540°	12h	155°	3-5h

Fonte: adaptado ASM, 1995.

Ainda de acordo com ASM (1995), em algumas ligas é possível observar uma quantidade de elementos que excedem a quantidade solúvel necessária para o endurecimento. Como, por exemplo, em ligas utilizadas para produção de peças fundidas, em que a quantidade de silício é elevada, sendo isso feito para aumentar a resistência ao desgaste, melhorar a solidificação no processo de fundição e reduzir a presença de trincas.

O processo de tratamento térmico de endurecimento por precipitação afeta não somente as propriedades mecânicas, mas também as propriedades físicas, como a densidade e condutividade elétrica e térmica, e as propriedades eletroquímicas. Isso ocorre, pois, os precipitados formam pontos não uniformes na estrutura do material, alterando, por exemplo, sua resistência à corrosão. Algumas das propriedades principais da liga A356 de acordo com cada tipo de tratamento térmico estão mostradas na Tabela 5 (ASM, 1995).

Tabela 5 - Principais propriedades mecânicas segundo cada tratamento térmico na liga A356

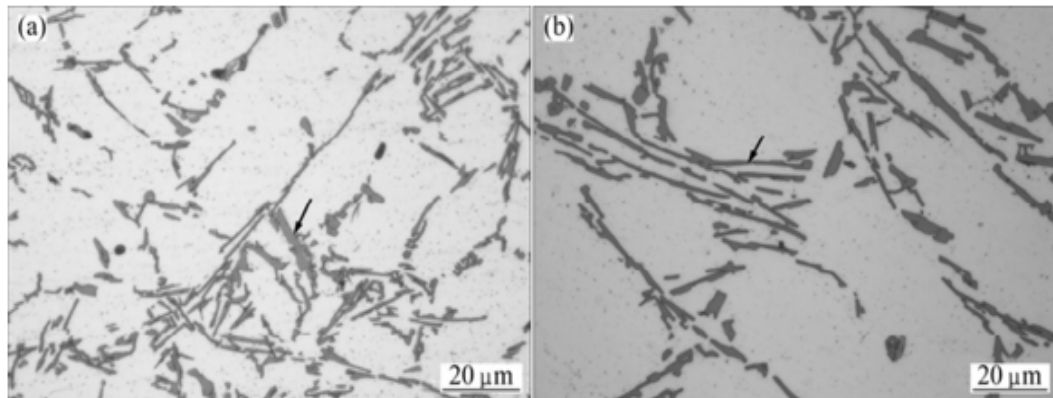
Tratamento Térmico	Resistência A Tração (MPa)	Limite De Escoamento (Mpa)	Alongamento Uniforme (%)	Dureza (HB)	Resistência Cisalhamento (MPa)	Resistência A Fadiga (MPa)	Resistência Compressão (MPa)
Fundição em Areia							
T51	172	140	2,0	60	140	55	145
T6	228	165	3,5	70	180	60	170
T7	234	205	2,0	75	165	62	215
T71	193	145	3,5	60	140	60	150
Molde Permanente							
T6	262	185	5,0	80	205	90	185

Fonte: Adaptado. ASM, 1990.

A microestrutura e as propriedades mecânicas da liga A356 tratada termicamente foram estudadas por Yang et. al. (2015). A fim de demonstrar como as diferentes taxas de resfriamento

afetam a microestrutura foram realizados testes em moldes de cobre (taxa de resfriamento alta) e aço inoxidável (taxa de resfriamento lenta). A Figura 16 mostra a diferença entre as microestruturas obtidas, já que quanto mais rápido for o resfriamento mais fina será a estrutura do eutético de silício (YANG et al., 2015).

Figura 16 - Morfologias do eutético de silício na liga A356



(a) taxa de resfriamento alta; (b) taxa de resfriamento baixa
Fonte: YANG et al., 2015.

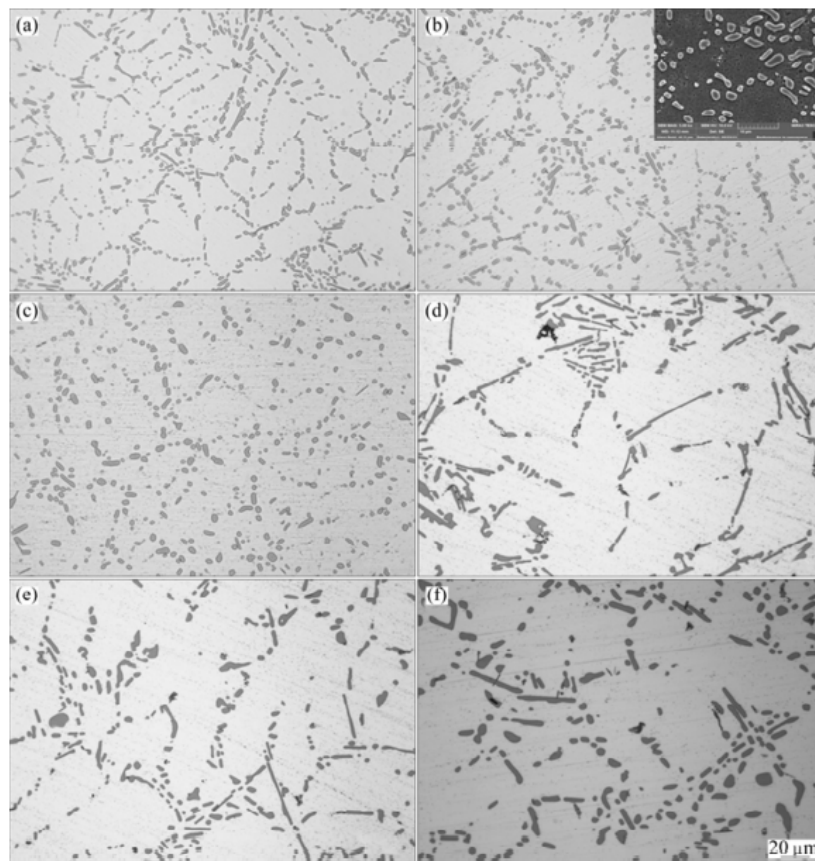
Além da taxa de resfriamento, foi estudada a influência do tempo de solubilização na microestrutura, mantendo a temperatura a 540°C. Dessa forma, foi observado que o aumento desse tempo faz com que a distribuição da fase eutética de silício seja mais uniforme e que suas partículas grandes com formato de placas se desintegrem e formem compostos mais grossos e redondos (YANG et. al., 2015). Esse comportamento pode ser percebido tanto à taxa de resfriamento alta quanto à baixa, como pode ser visualizado na Figura 17.

Yang et. al. (2015) também relacionou as propriedades mecânicas da liga A356 às diferentes taxas de resfriamento aplicadas e tempos de solubilização, mantendo a temperatura de 540°C. Tanto no caso da taxa de resfriamento alta quanto na baixa foi observada uma tendência de elevação do alongamento uniforme com o aumento do tempo de solubilização. Isso ocorre devido ao fato de que a desintegração das placas de silício e a aquisição de um formato mais arredondado diminui os pontos de concentração de tensões, reduzindo a possibilidade de formação e propagação de trincas.

Para o limite de resistência a tração o comportamento nas duas variantes de taxa de resfriamento foi semelhante, sendo que em ambas o valor aumentou consideravelmente até certo tempo de solubilização e depois decaiu. No caso da amostra submetida a uma elevada taxa de resfriamento, a queda do limite de resistência a tração é mais rápida, ocorrendo após 1h

de tratamento. Já no caso da amostra submetida a uma taxa de resfriamento menor, a queda ocorre após 6h de solubilização. Dessa forma, há uma correlação entre o formato e a quantidade do eutético de silício e o limite de resistência a tração, sendo que as propriedades mecânicas são mais afetadas pelo tratamento térmico quando o resfriamento é mais brusco (YANG et. al., 2015).

Figura 17- Influência do tempo de solubilização na morfologia do eutético de silício na liga A356



Taxa de resfriamento alta: (a) 540°C e 0,5h, (b) 540°C e 2h; (c) 540°C e 8h
Taxa de resfriamento baixa: (d) 540°C e 0,5h, (e) 540°C e 2h; (f) 540°C e 8h
Fonte: YANG et. al., 2015.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

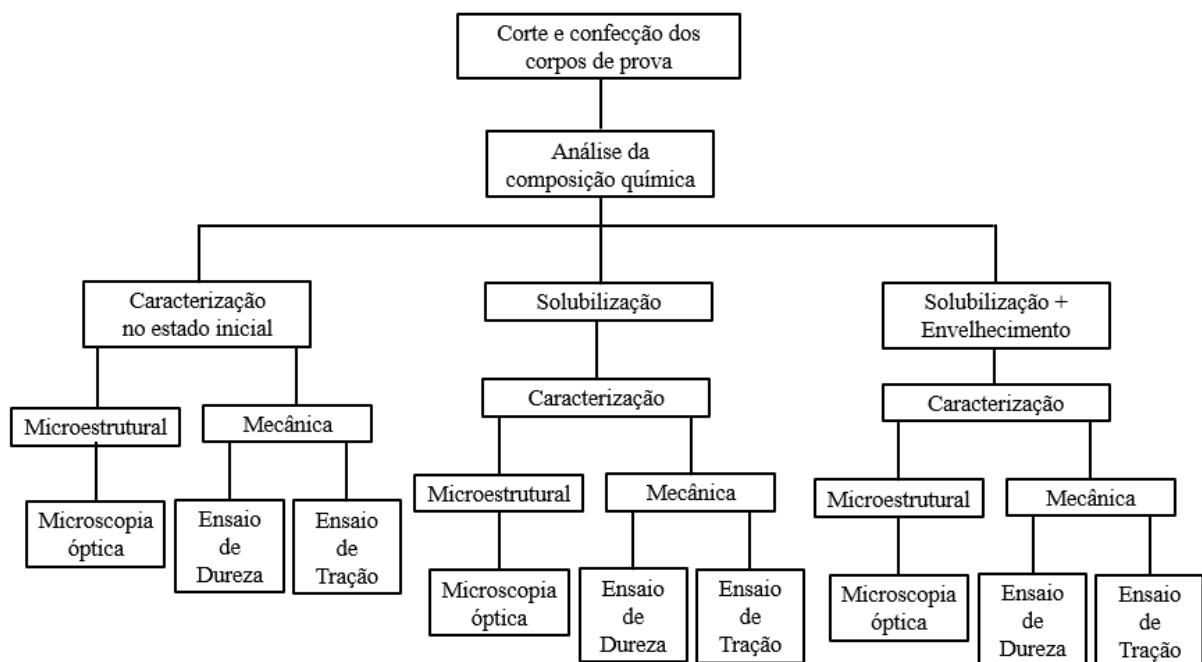
4.1 Descrição Geral do trabalho

Neste trabalho foi investigada a influência do parâmetro temperatura de envelhecimento do tratamento térmico de endurecimento por precipitação na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga de alumínio A356 utilizada na indústria automobilística.

O trabalho consistiu, de forma geral, em retirar corpos de prova da liga de alumínio A356 de cabeçotes de motor, realizar a etapa de envelhecimento do tratamento térmico de endurecimento por precipitação em diferentes temperaturas e, por fim, realizar os ensaios de dureza e tração, além de análise microestrutural por meio da microscopia óptica e análise química da liga. Os experimentos foram conduzidos a fim de se obter a relação entre as alterações no procedimento de tratamento térmico e as propriedades mecânicas e microestrutura.

Na Figura 18 pode ser observado o fluxograma que representa de forma esquemática os procedimentos experimentais realizados no trabalho em etapas, considerando a liga no estado inicial (como solidificada), após solubilização e após solubilização, resfriamento brusco e envelhecimento.

Figura 18- Fluxograma do procedimento geral do trabalho experimental



Fonte: Próprio autor.

4.2 Material

O material utilizado foi a liga de alumínio A356 utilizada para a produção de peças automotivas. As amostras foram obtidas por meio do corte de peças de cabeçotes fornecidas pela empresa *Nemak Alumínio do Brasil*.

Na Tabela 6 é mostrada a especificação da composição química (% em peso) fornecida pela empresa. Na Tabela 7 são representados os valores de limite de escoamento, limite de resistência à tração, alongamento uniforme e dureza especificados para essa liga quando realizado o tratamento térmico T7. Os parâmetros utilizados nesse tratamento, os quais geram essa especificação de propriedades mecânicas, são: solubilização a $535^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ por 5h, resfriamento em água por 18s e envelhecimento artificial a $190^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ por 3h.

Tabela 6- Especificação dos elementos químicos para liga A356

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti	Outros Cada	Outros Total
Si7Mg	6,5 a 7,5	0,20 máx	0,20 máx	0,10 máx	0,25 a 0,45	0,05 máx	0,10 máx	0,20 máx	0,05 máx	0,15 máx

Fonte: Nemak Alumínio do Brasil, 2021.

Tabela 7- Especificações das propriedades mecânicas para a liga A356 - T7

Propriedades Mecânicas	Especificação
Limite De Resistência À Tração	250 MPa mínimo
Limite De Escoamento	200 MPa mínimo
Alongamento Uniforme	1,0% mínimo
Dureza	90-120 HB

Fonte: Nemak Alumínio do Brasil, 2021.

4.3 Tratamento térmico

Neste trabalho foi realizado o tratamento térmico de endurecimento por precipitação T7, sendo conduzido da seguinte forma: primeiramente é realizada a solubilização, posteriormente o resfriamento brusco em água e, por fim, envelhecimento artificial, ou seja, dentro do forno, em diferentes temperaturas. Esses procedimentos foram conduzidos no Laboratório

Metalúrgico da empresa *Nemak Alumínio do Brasil*. O forno MUFLA utilizado para tais etapas está mostrado na Figura 19. Os corpos de prova foram colocados no forno em gaiolas feitas de arame, conforme mostrado na Figura 20, a fim de retirá-los ao mesmo tempo do forno e resfriá-los simultaneamente.

Figura 19- Forno MUFLA



Fonte: Próprio autor.

Figura 20- Gaiola de tratamento térmico



Fonte: Próprio autor.

Com o objetivo de analisar a influência dos parâmetros de tratamento térmico nas propriedades mecânicas e microestrutura do material, foi realizada a variação da temperatura de envelhecimento, sendo mantidos os parâmetros de solubilização e resfriamento, conforme mostrado na Tabela 8.

Tabela 8- Parâmetros de tratamento térmico utilizados

Parâmetro de Solubilização	
Temperatura	Tempo
535°C ± 5°C	5 horas
Parâmetro de Resfriamento	
Temperatura	Tempo
25°	Brusco
Parâmetros de Envelhecimento	
Temperatura	Tempo
130°C	3 horas
160°C	3 horas
190°C	3 horas
220°C	3 horas
250°C	3 horas

Fonte: Próprio autor.

4.4 Caracterização

4.4.1 Análise química

A análise química foi realizada no Laboratório de Análise de Liga da empresa *Nemak Alumínio do Brasil* utilizando o equipamento espectrômetro da marca *Spectro* modelo *Spectrolab LAVM10*, como mostrado na Figura 21. Esse procedimento aplica o método de espectrometria por emissão óptica e foi realizado a fim de revelar a composição da liga utilizada no trabalho e verificar se os elementos que a compunham estavam de acordo com a especificação mencionada anteriormente na Tabela 6.

Figura 21 - Espectrometro Spectrolab LAVM10



Fonte: Próprio autor.

4.4.2 Análise microestrutural

A etapa de análise microestrutural foi realizada no Laboratório Metalúrgico da empresa *Nemak Alumínio do Brasil*. Para tal procedimento foi realizada a preparação metalográfica de acordo com as etapas retratadas na Tabela 9. Para realização desse procedimento foi utilizada a politriz da marca *Arotec* modelo *Aropol 2V*, como mostrado na Figura 22.

Tabela 9 - Procedimento de preparação metalográfica

Embutimento	Forma de Silicone, Resina Acrílica em pó e catalisador líquido				
Lixamento	Lixa #80	Lixa #180	Lixa #320	Lixa #600	Lixa #1000
Polimento	Pano de polimento, pasta abrasiva de diamante Pano neoprene, Sílica Coloidal.				
Ataque	Ácido Fluorídrico HF 0,5%				

Fonte: Próprio autor.

Figura 22 - Politriz Arotec



Fonte: Próprio autor

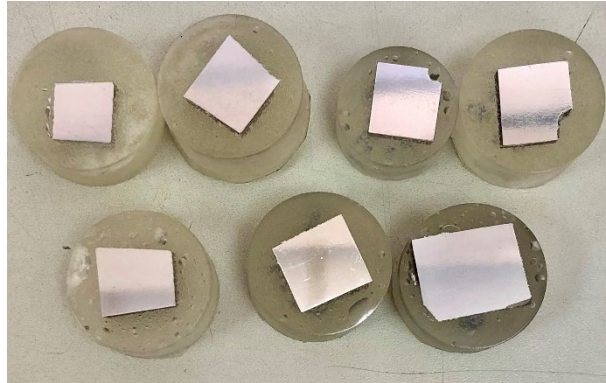
Após esse procedimento foram obtidas as fotomicrografias por microscopia óptica empregando o microscópio da marca Olympus modelo GX51, mostrado na Figura 23, e o software Analysis. Para análise microestrutural foi preparado um corpo de prova, em formato cúbico, para cada condição analisada: amostra bruta, amostra apenas solubilizada e amostras para cada uma das temperaturas de envelhecimento, conforme pode ser observado na Figura 24.

Figura 23 - Microscópio óptico Olympus



Fonte: próprio autor

Figura 24 - Amostras para análise metalográfica



Fonte: próprio autor

4.4.3 Ensaio de dureza Brinell

O ensaio de dureza Brinell foi realizado no durômetro da marca *Wolpert* (Figura 25), localizado no Laboratório Metalúrgico da empresa *Nemak Alumínio do Brasil*. Para análise de dureza foram feitas três medições em cada corpo de prova para cada condição analisada: amostra bruta, amostra apenas solubilizada e amostras para cada uma das temperaturas de envelhecimento. A relação de carga e diâmetro da esfera utilizada foi de 10mm/500 Kg. Após as três endentações foi realizada a média entre os valores.

Figura 25 - Durômetro Wolpert



Fonte: Próprio autor.

4.4.4 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi realizado no Laboratório Metalúrgico da empresa *Nemak Alumínio do Brasil*. A máquina de tração utilizada é da marca *Instron* modelo 4482 e está representada na Figura 26. O software Bluehill 2 foi utilizado para a obtenção dos resultados, e a partir deles foram elaborados os gráficos referentes ao ensaio. Para realização do ensaio de tração confeccionados cinco corpos de prova para cada condição analisada: amostra bruta, amostra apenas solubilizada e amostras para cada uma das temperaturas de envelhecimento.

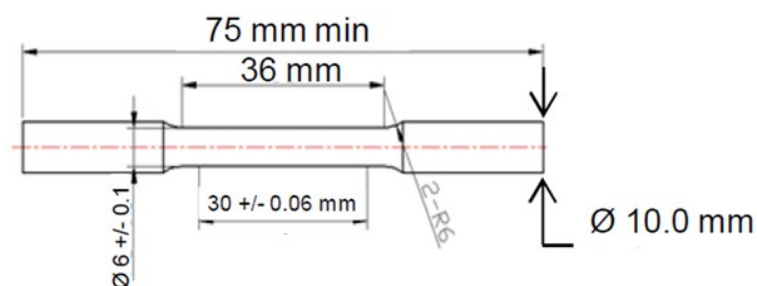
Figura 26 - Máquina de Tração Instron



Fonte: próprio autor

Os corpos de prova para realização do ensaio de tração foram usinados de acordo com a geometria e dimensões da norma ASTM E8, de acordo com a Figura 27. Ao final do processo foram obtidos os corpos de prova como os da Figura 28.

Figura 27 - Dimensões corpos de prova para ensaio de tração norma ASTM E8



Fonte: Nemak Alumínio do Brasil, 2021.

Figura 28 - Corpos de prova usinados ensaio de tração



Fonte: Próprio autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise química da liga A356

O resultado da análise química da liga está apresentado na Tabela 10. Os valores de referência são de acordo com a especificação técnica da liga de alumínio A356 fornecida pela empresa *Nemak Alumínio do Brasil*, conforme apresentado na Tabela 6 da seção de Materiais e Métodos deste trabalho.

Tabela 10 - Resultado composição química liga A356

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti	Outros Total
Especificação	6,5 a 7,5	0,20 máx	0,20 máx	0,10 máx	0,25 a 0,45	0,05 máx	0,10 máx	0,20 máx	0,15 máx
Resultado	6,79	0,18	0,12	0,03	0,38	0,009	0,03	0,02	0,011

Fonte: Nemak Alumínio do Brasil, 2021.

De acordo com os dados apresentados e a especificação técnica fornecida, os resultados de cada elemento químico se encontram dentro da faixa esperada e aceita. Portanto, a liga está dentro do padrão e apta a apresentar todas as suas propriedades, que estejam relacionadas à composição química, desejáveis.

5.2 Análise da dureza Brinell da liga A356 em diferentes condições de tratamento térmico

Os resultados de dureza Brinell (HB) de todas as condições analisadas, ou seja, peça bruta, solubilizada e em cinco condições diferentes de envelhecimento, estão apresentados na Tabela 11.

Tabela 11- Resultados dureza Brinell (HB)

Amostra	Bruta	Solubilizada	Solubilizada Envelhecida 130°C	Solubilizada Envelhecida 160°C	Solubilizada Envelhecida 190°C	Solubilizada Envelhecida 220°C	Solubilizada Envelhecida 250°C
Dureza HB	58,6±1,9	78,7±1,6	73,2±1,5	106,3±2,5	110,6±2,7	83,6±1,8	75,9±1,6

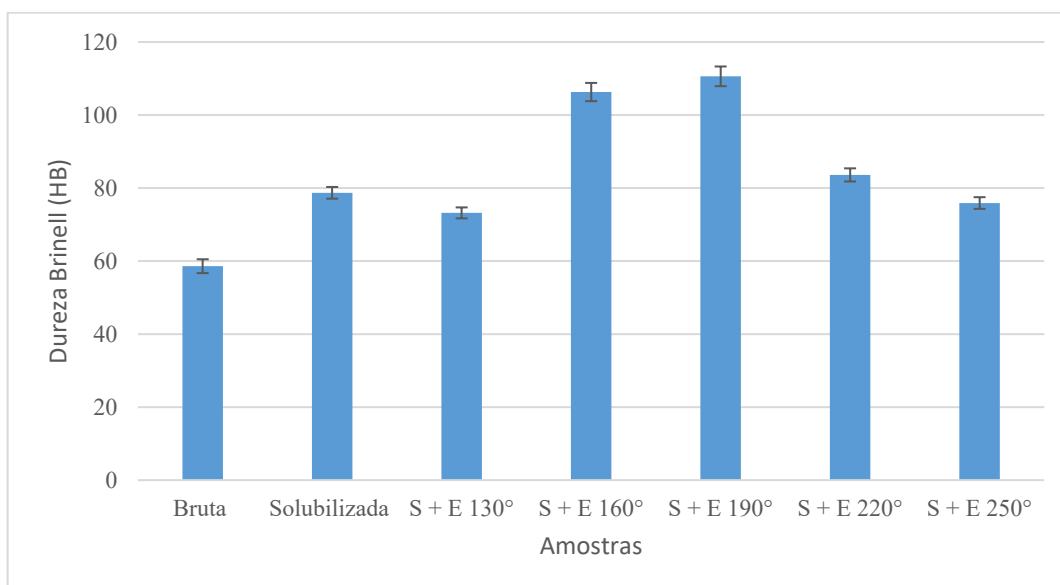
Fonte: Próprio autor.

De acordo com a especificação da liga A356 tratada por endurecimento por precipitação apresentada na Tabela 7 da seção de Materiais e Métodos deste trabalho, as únicas condições que atenderam ao intervalo de valores estabelecidos (90-120 HB) foram aquelas das amostras solubilizadas a 535°C e envelhecidas a 160°C e a 190°C. O maior resultado de dureza obtido foi da amostra em que foram utilizados os parâmetros de solubilização a 535°C e envelhecimento a 190°C. Esse resultado é coerente com o tratamento que é realizado e especificado para a liga A356 utilizada na indústria, o qual utiliza os mesmos parâmetros para obter resultados dentro da especificação.

O menor resultado de dureza foi obtido na peça bruta, o que é explicado pelo fato de essa condição ser a forma como a liga é vazada no molde, ou seja, anterior ao tratamento térmico. Assim, ainda não haveria a presença de determinados precipitados que seriam responsáveis pelo aumento da dureza e sim de uma segunda fase compondo o constituinte eutético. No gráfico, as letras S e E simbolizam, respectivamente, os processos de solubilização e envelhecimento.

O Gráfico 1 mostra a variação da dureza em relação à temperatura de envelhecimento, comparando também com as condições bruta e solubilizada. O menor resultado de dureza foi obtido na peça bruta, o que é explicado pelo fato de essa condição ser a forma como a liga é vazada no molde, ou seja, anterior ao tratamento térmico. Assim, ainda não haveria a presença de determinados precipitados que seriam responsáveis pelo aumento da dureza e sim de uma segunda fase compondo o constituinte eutético. No gráfico, as letras S e E simbolizam, respectivamente, os processos de solubilização e envelhecimento.

Gráfico 1- Resultados de dureza Brinell



Fonte: Próprio autor

Já quando a amostra que passou pelo processo de solubilização exibiu um incremento na sua dureza de, aproximadamente, 20 HB. Acredita-se que essa elevação de dureza está relacionada ao fenômeno de endurecimento por solução sólida, uma vez que o resfriamento brusco reduziria a formação de uma segunda fase típica dessa liga de alumínio (alterando assim as características e quantidade do constituinte eutético), e o material apresentaria-se (ao menos parcialmente) como uma solução sólida supersaturada. Dessa forma, a distorção causada pelos elementos de liga em solução afetaria a capacidade de movimentação das discordâncias por deslizamento de planos atômicos e, com isso, levaria ao endurecimento do metal.

Com o início do processo de envelhecimento em diferentes temperaturas, espera-se que ocorra a formação dos precipitados coerentes e dispersos, atingindo a condição ideal de formação e coesão na temperatura de envelhecimento de 190°C. Abaixo dessa temperatura os precipitados ainda não estão coesos o suficiente, não gerando aumento na dureza do material. Isso ocorreu na temperatura de envelhecimento de 130°C, quando foi obtida uma dureza semelhante à da amostra apenas solubilizada. Já quando a temperatura se aproxima da ideal, os precipitados vão se tornando coerentes e dispersos, elevando o valor da dureza e deixando-a mais próxima do valor especificado para a liga, o que ocorreu na amostra envelhecida a 160°C. Ressalta-se que o aumento na dureza devido à precipitação está relacionado às propriedades intrínsecas dos precipitados formados e à interação desses com as discordâncias (ou interferência na movimentação dessas).

Já em temperaturas de envelhecimento mais altas, quando a temperatura passa da ideal, de 190°C, os precipitados que foram formados perdem sua coerência e não se tornam mais responsáveis pelo aumento da dureza, já que perdem a sua capacidade de restringir o movimento de discordâncias. Fato que foi possível observar nas amostras envelhecidas a 220°C e 250°C.

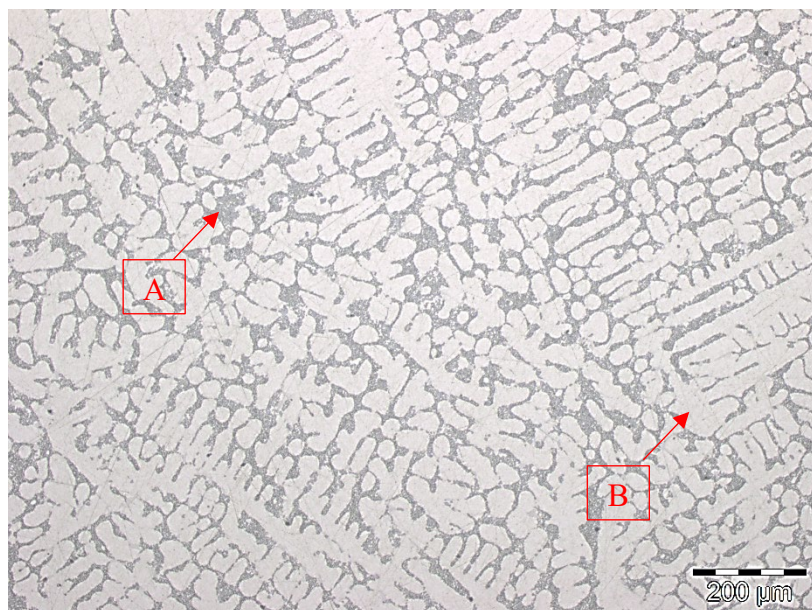
Esses conceitos são retratados no gráfico da Figura 14, visto que quando a temperatura de envelhecimento é mais baixa o comportamento da amostra equivale a um tempo de envelhecimento menor mostrado no gráfico, ou seja, quando ainda estão sendo formadas as zonas GP instáveis e os precipitados ainda não estão coesos e bem dispersos, o que leva a uma menor capacidade de restrição da movimentação das discordâncias, ocasionando uma menor dureza. Quando a temperatura de envelhecimento é mais alta, o comportamento equivale a um tempo de tratamento maior mostrado no gráfico, quando os precipitados perdem a sua coerência e a dureza é reduzida (DIETER, 1988; REED-HILL, 1982).

5.3 Análise da microestrutura da liga A356 em diferentes condições de tratamento térmico

As amostras de cada condição de tratamento térmico, bruta e somente solubilizada passaram pela preparação metalográfica, ataque químico e as imagens foram obtidas por meio da microscopia óptica. Essas imagens evidenciaram a presença da matriz α , rica em alumínio, principal elemento da liga, e também do composto eutético, formado, principalmente, pela presença silício.

Na Figura 29 é mostrada a microestrutura típica da liga A356 fundida e bruta, ou seja, na condição em que é vazada e se solidifica no molde, antes de passar pelo tratamento térmico. É possível observar a presença dos braços dendríticos e a morfologia do eutético, mais acicular, formando as dendritas. Na imagem o elemento A representa o constituinte eutético de silício e o B a matriz α de alumínio.

Figura 29 - Microestrutura liga A356 bruta

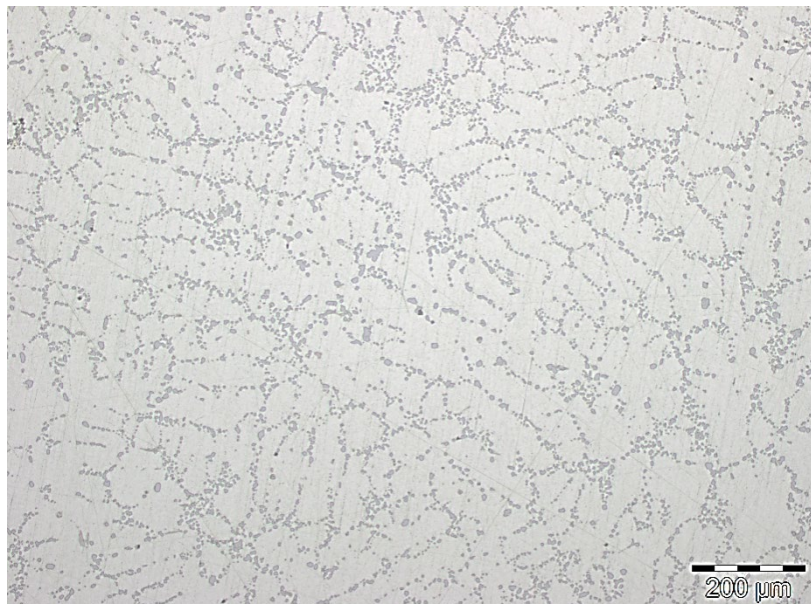


Fonte: próprio autor

Na Figura 30 é representada a microestrutura da amostra somente solubilizada, na qual é possível perceber a modificação da estrutura do eutético em relação à peça bruta, que se tornou mais circular e refinado e, aparentemente, aparece em menor quantidade. A fase α , matriz rica em alumínio, visualmente manteve-se inalterada. No entanto, como comentado na seção anterior, espera-se que essa fase esteja com uma maior quantidade de elementos de liga em

solução sólida devido ao resfriamento brusco, fenômeno também associado à aparente redução na proporção de constituinte eutético.

Figura 30 - Microestrutura liga A356 solubilizada



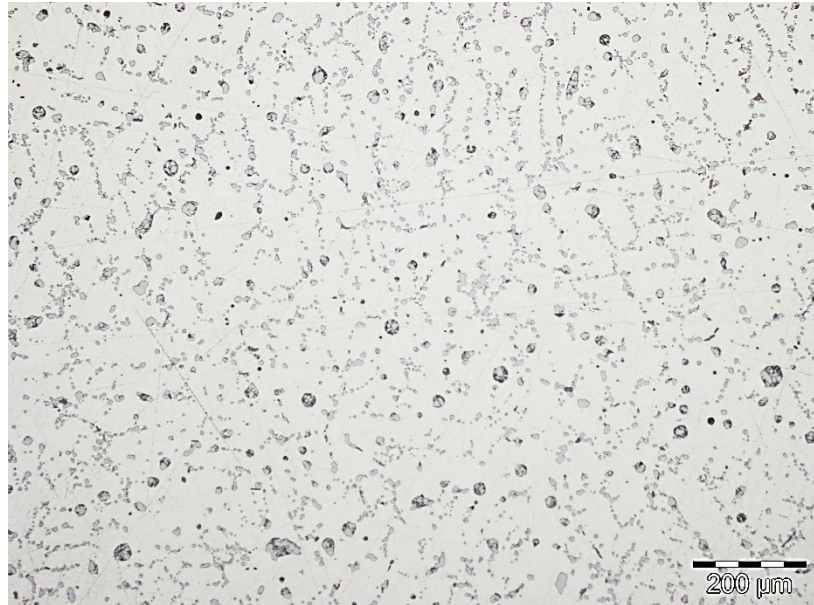
Fonte: próprio autor

Na Figuras 31 a 35 estão apresentadas as amostras solubilizadas a 535°C e envelhecidas nas diferentes temperaturas indicadas. É possível observar que em todas as condições a matriz α se mantém, visualmente, inalterada, sendo modificado apenas o formato do eutético. Em determinadas condições como a de 130°C é possível observar um constituinte eutético mais fragmentado, com um formato mais circular, como é visto na amostra solubilizada. Isso se deve, possivelmente, ao fato de parte do silício ainda estar em solução na matriz de alumínio, já que não teve o tempo ou temperatura necessários para que ocorresse a difusão e ele se tornasse parte do eutético. Nas temperaturas mais elevadas como de 190°C ele já aparece em um formato mais contínuo e acicular, pois nesse caso houve uma maior difusão, favorecendo a formação do constituinte eutético de silício.

Na temperatura de envelhecimento de 130°C foi possível observar a formação de um precipitado de formato arredondado diferente do habitual, o qual não foi possível de ser caracterizado e analisado profundamente devido as técnicas disponíveis. Ressalta-se que os precipitados esperados de serem formados durante a etapa de envelhecimento do tratamento térmico de endurecimento por precipitação não são, em geral, capazes de observação por meio de microscopia óptica, técnica empregada no presente trabalho. Dessa forma, acredita-se que

esses tenham sido desenvolvidos a partir da análise dos resultados dos ensaios de dureza e dos ensaios de tração, mostrados a seguir.

Figura 31 - Microestrutura da amostra solubilizada a 535°C e envelhecida a 130°C



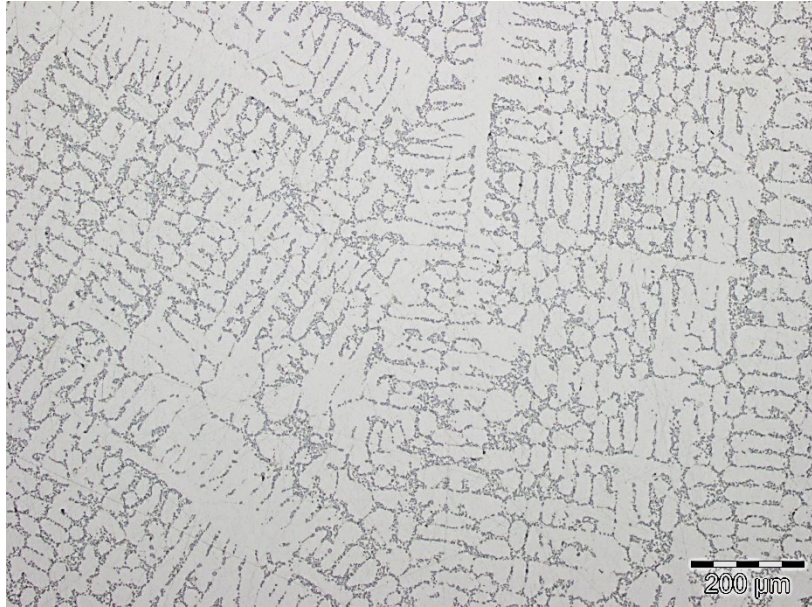
Fonte: próprio autor

Figura 32 - Microestrutura da amostra solubilizada a 535°C e envelhecida a 160°C



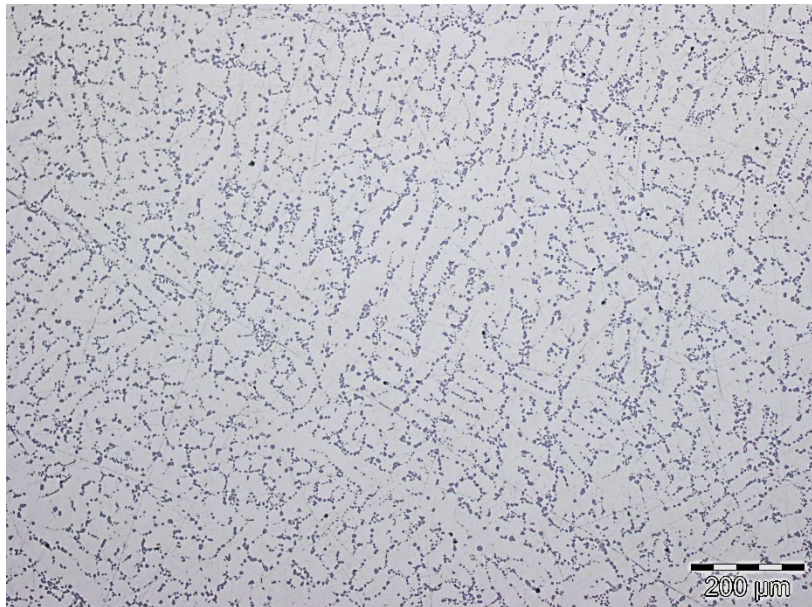
Fonte: próprio autor

Figura 33 - Microestrutura da amostra solubilizada a 535°C e envelhecida a 190°C



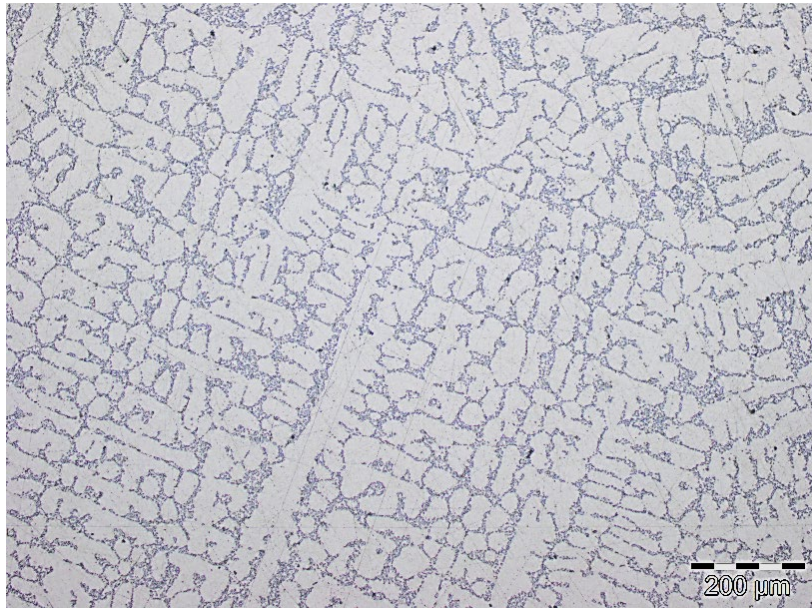
Fonte: próprio autor

Figura 34 - Microestrutura da amostra solubilizada a 535°C e envelhecida a 220°C



Fonte: próprio autor

Figura 35- Microestrutura da amostra solubilizada a 535°C e envelhecida a 250°C

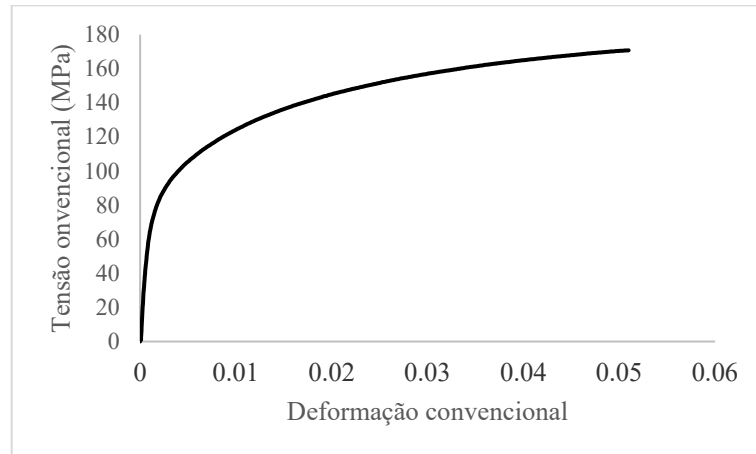


Fonte: Próprio autor.

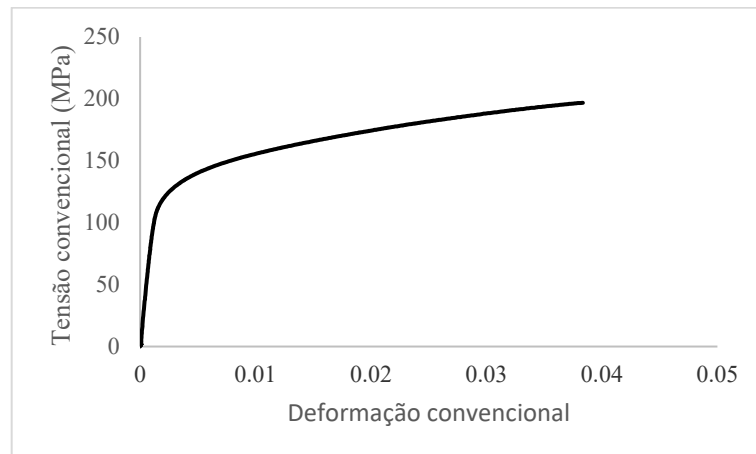
5.4 Análise das propriedades mecânicas sob tração da liga A356 em diferentes condições de tratamento térmico

Após a realização dos ensaios de tração dos corpos de prova foram traçados os gráficos tensão convencional - deformação convencional para cada condição estudada. No Gráfico 2 está representada a curva referente à amostra bruta e no Gráfico 3 está representada a curva para a amostra solubilizada.

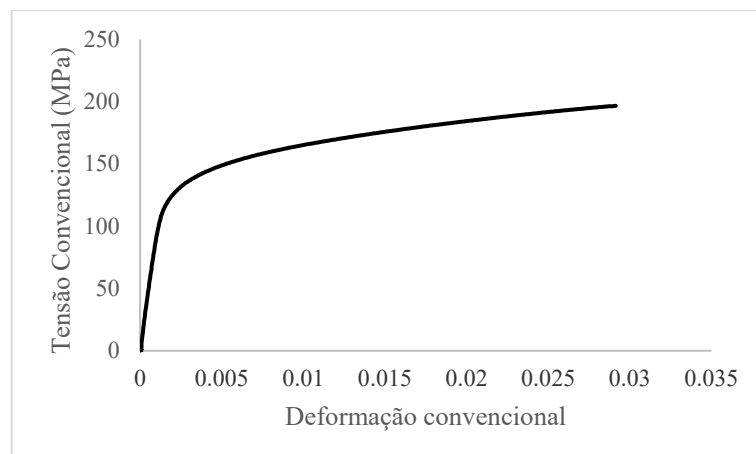
Nos Gráficos 4 a 8 estão apresentadas as curvas tensão - deformação convencional para as amostras solubilizada e envelhecida a nas distintas temperaturas investigadas no trabalho. Nota-se que as curvas apresentadas a seguir aparecem como exemplos uma vez que são de apenas um ensaio e para cada condição foram feitos cinco ensaios.

Gráfico 2 – Curva tensão - deformação convencional da amostra bruta

Fonte: Próprio autor.

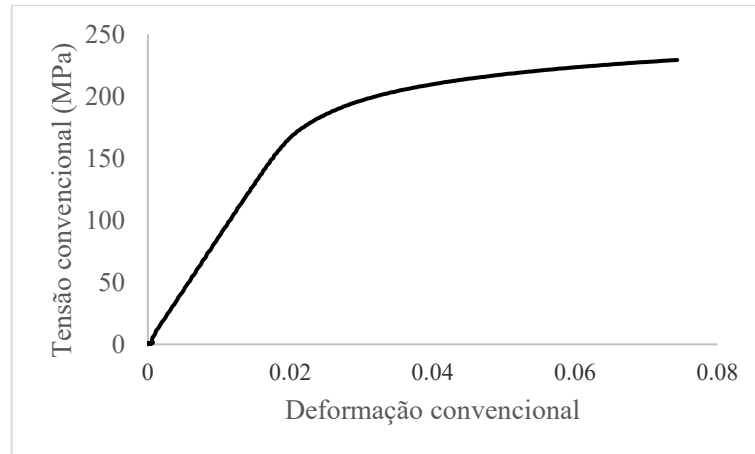
Gráfico 3 – Curva tensão - deformação convencional da amostra solubilizada

Fonte: Próprio autor.

Gráfico 4 – Curva tensão - deformação convencional da amostra solubilizada e envelhecida a 130°C

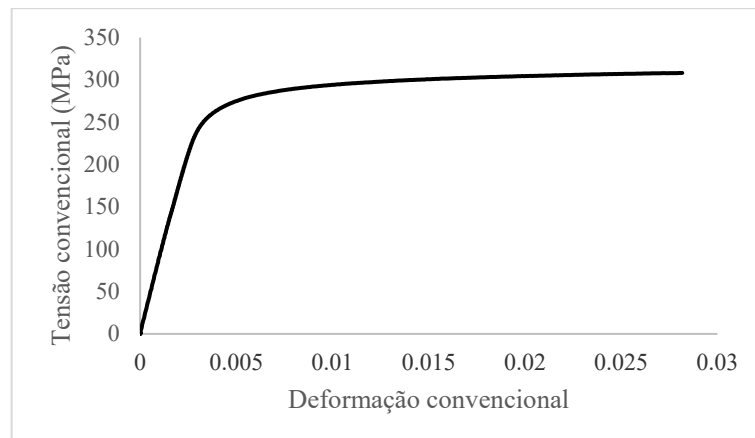
Fonte: Próprio autor.

Gráfico 5 – Curva tensão - deformação convencional da amostra solubilizada e envelhecida a 160°C



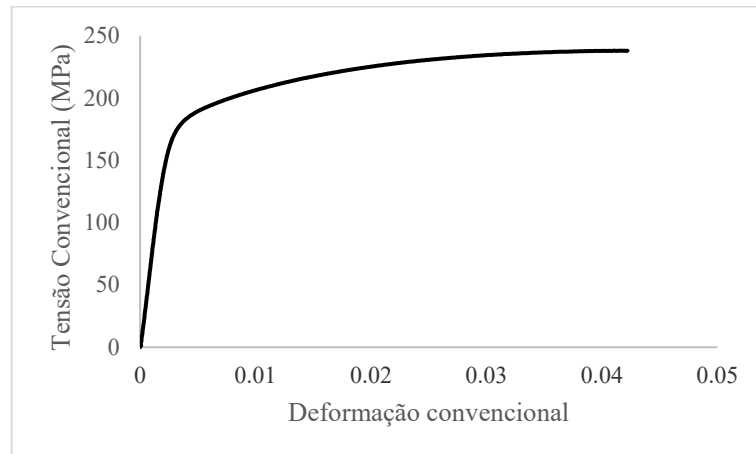
Fonte: Próprio autor.

Gráfico 6 – Curva tensão - deformação convencional da amostra solubilizada e envelhecida a 190°C



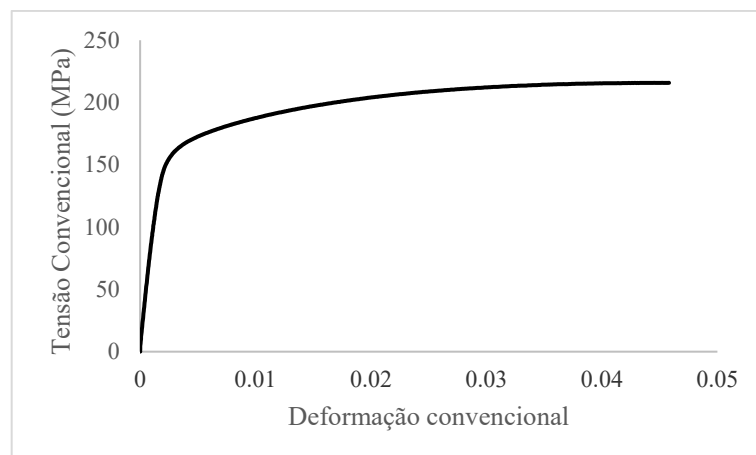
Fonte: Próprio autor.

Gráfico 7 – Curva tensão - deformação convencional da amostra solubilizada e envelhecida a 220°C



Fonte: Próprio autor.

Gráfico 8 – Curva tensão - deformação convencional da amostra solubilizada e envelhecida a 250°C



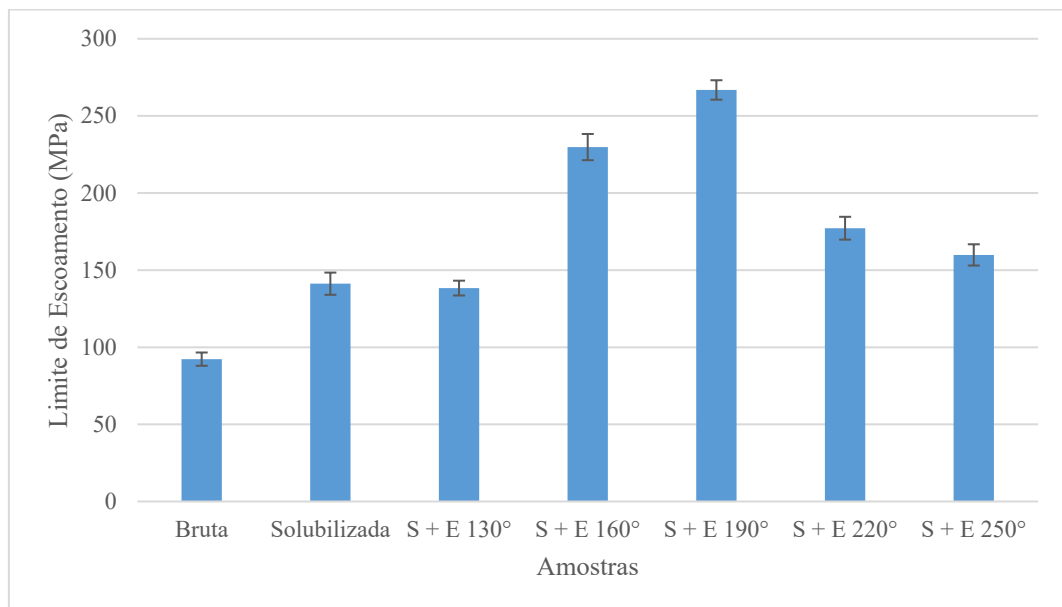
Fonte: Próprio autor.

Após os ensaios, foi realizada a comparação dos resultados de limite de escoamento (LE), limite de resistência a tração (LRT) e alongamento uniforme (AL%). Essa análise foi realizada após o cálculo da média dos valores dos cinco corpos de prova ensaiados de cada condição analisada. Os resultados estão apresentados na Tabela 12 e nos Gráfico 9 a 11. Nos gráficos, as letras S e E simbolizam, respectivamente, os processos de solubilização e envelhecimento.

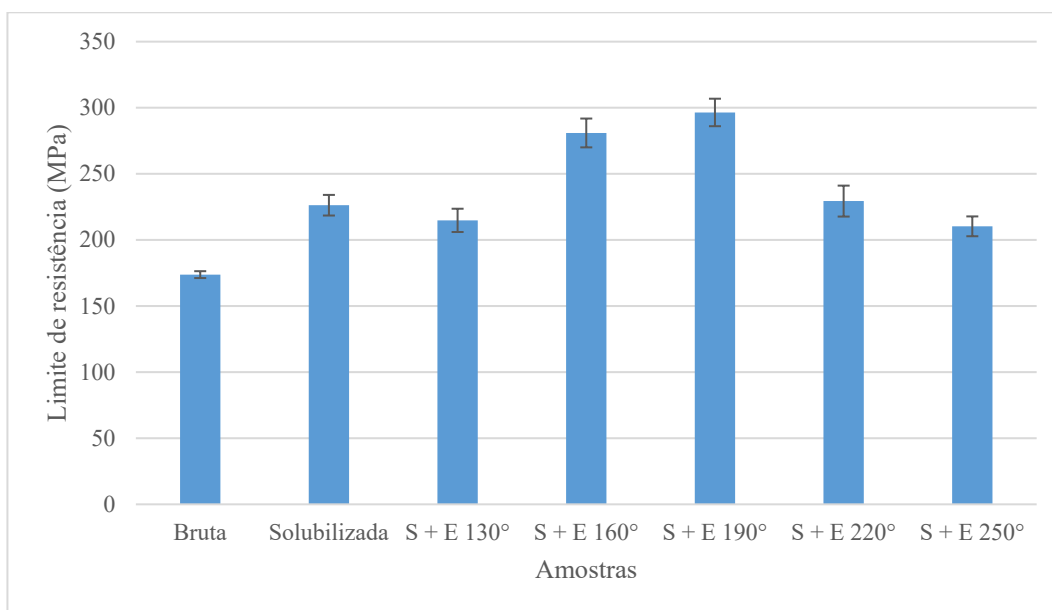
Tabela 12 - Resultados das propriedades mecânicas

Amostras	LRT (MPa)	LE (MPa)	AL (%)
Bruta	173,8 ± 2,6	92,3 ± 4,3	6,7 ± 2,0
Solubilizada	226,3 ± 7,8	141,2 ± 7,2	5,3 ± 1,6
Solubilizada e envelhecida 130°C	214,8 ± 8,8	138,4 ± 4,8	3,8 ± 2,0
Solubilizada e envelhecida 160°C	280,9 ± 10,9	229,8 ± 8,5	4,9 ± 1,6
Solubilizada e envelhecida 190°C	296,4 ± 10,4	266,8 ± 6,3	2,1 ± 0,9
Solubilizada e envelhecida 220°C	229,4 ± 11,7	177,2 ± 7,4	5,1 ± 1,2
Solubilizada e envelhecida 250°C	210,3 ± 7,5	159,9 ± 6,9	5,8 ± 1,1

Fonte: Próprio autor.

Gráfico 9 – Resultados de limite de escoamento

Fonte: Próprio autor.

Gráfico 10 – Resultados de limite de resistência a tração

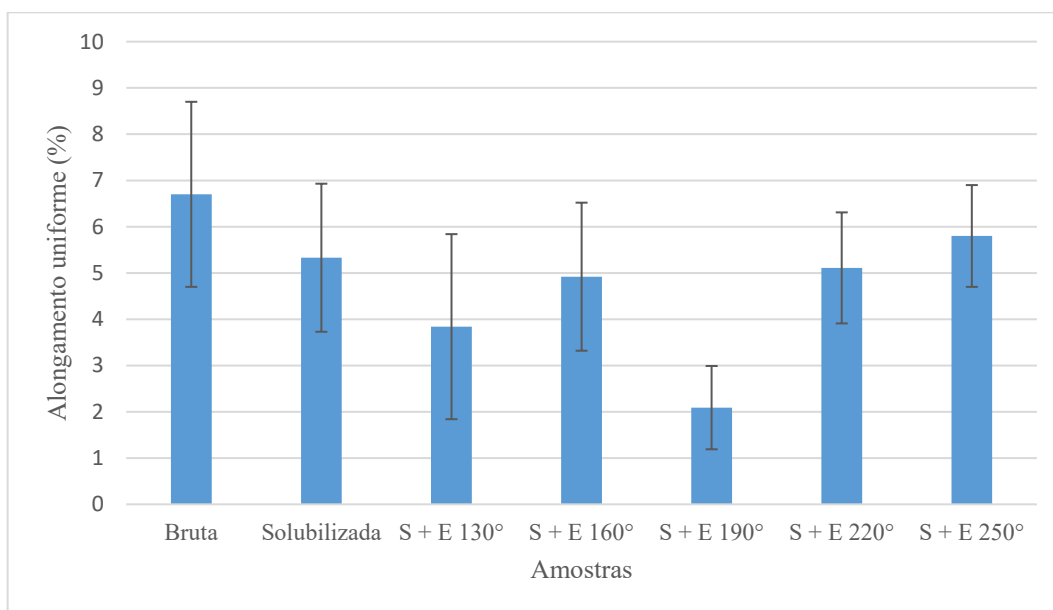
Fonte: Próprio autor.

É possível observar que os valores de limite de resistência a tração são maiores nas amostras que passaram pelo processo de tratamento térmico, ou seja, pela solubilização e envelhecimento, já a amostra bruta é aquela que apresenta menor valor entre elas. Dentre as amostras solubilizadas e envelhecidas, a que obteve o maior valor foi a envelhecida a 190°C, fato que está coerente com os parâmetros utilizados pela empresa para obter o valor especificado. O resultado obtido, de 296,4 MPa, está dentro do especificado para a liga A356 (250 MPa mínimo) utilizando esses parâmetros de tratamento, de acordo com a Tabela 7 da seção de Materiais e Métodos deste trabalho. Entretanto, ao utilizar a temperatura de envelhecimento de 160°C também foi possível obter um valor dentro do esperado, 280,9 MPa. Essas duas temperaturas podem ser consideradas ideais para o tratamento térmico da liga de alumínio A356, sendo a de 190°C a ideal. De acordo como Gráfico 10, a amostra bruta apresenta menor valor de LRT, sendo ele acrescido quando se trata da amostra que passou somente pelo processo de solubilização. Dentre as amostras solubilizadas e envelhecidas, o limite de resistência a tração aumenta com o aumento da temperatura de envelhecimento até atingir a temperatura ideal de 190°C. Após atingir esse patamar, o LRT diminui com o aumento da temperatura de envelhecimento.

Ao analisar os resultados de limite de escoamento o mesmo se repete, ou seja, o maior valor obtido foi na temperatura de envelhecimento de 190°C. O que também está dentro do especificado para a liga A356 (200 MPa mínimo) utilizando esses parâmetros de tratamento, de

acordo com a Tabela 7 da seção de Materiais e Métodos deste trabalho. O envelhecimento a 160°C também apresentou um resultado dentro do especificado, podendo também ser considerada uma boa temperatura de envelhecimento para a liga. A amostra bruta apresentou menor valor de LE, sendo ele acrescido quando se trata da amostra que passou somente pelo processo de solubilização. Dentre as amostras solubilizadas e envelhecidas, o limite de escoamento aumenta com o aumento da temperatura de envelhecimento até atingir a temperatura ideal de 190°C. Após atingir esse patamar, o LE diminui com o aumento da temperatura de envelhecimento.

Tanto o comportamento do LRT e LE pode ser explicado pelo processo de formação de precipitados durante o tratamento térmico de endurecimento por precipitação. Na amostra bruta ainda não há a presença de precipitados, pois é a forma como ela foi vazada no molde. Na amostra solubilizada, o fator que leva a percepção de um pequeno aumento dessas propriedades pode ser o endurecimento por solução sólida, que resulta em uma melhora nas propriedades mecânicas sob tração. Já nas amostras envelhecidas o aumento das propriedades mecânicas ocorre pela formação dos precipitados coesos e bem dispersos. Assim, na temperatura de 130°C os precipitados formados ainda são incoerentes. Elevando-se essa temperatura para 160°C começam a ser formados precipitados semi-coerentes e coerentes, fato que está relacionado ao incremento nos valores de LRT e LE nessa temperatura. Quando se atinge a temperatura de 190°C, os precipitados são os ideais e estão em sua melhor condição de dispersão e coesão, levando as propriedades mecânicas aos maiores resultados encontrados. Já quando a temperatura de envelhecimento é elevada para 220°C e 250°C os precipitados perdem a coerência e se tornam mais grosseiros, pois atingem a condição mais estável de formação. Isso faz com que não haja mais uma distorção na rede cristalina suficiente para barrar a movimentação das discordâncias, gerando uma queda nos valores de LRT e LE.

Gráfico 11 – Resultados de alongamento uniforme

Fonte: Próprio autor.

Quando o alongamento uniforme é analisado, o menor valor está relacionado à temperatura de envelhecimento de 190°C, o que está coerente com o valor de dureza da liga tratada com esse parâmetro, já que nessa condição essa propriedade apresentou o maior resultado registrado. Cabe ressaltar que mesmo a condição de envelhecimento a 190°C tendo obtido o menor valor de alongamento entre as amostras testadas, o valor ainda se encontra dentro do especificado para a liga tratada sob essas condições (1% mínimo), de acordo com a Tabela 7 da seção de Materiais e Métodos deste trabalho. Por outro lado, a amostra bruta foi aquela que apresentou um maior valor de alongamento uniforme, o que está relacionado ao fato de essa amostra ter obtido o menor valor de dureza, seguida pela amostra envelhecida a 250°C. Portanto, é possível dizer que o aumento da temperatura de envelhecimento faz com que a ductilidade reduza até atingir o patamar de 190°C, posteriormente, a ductilidade cresce com o aumento da temperatura de envelhecimento.

Em geral, comportamento verificado nos resultados dos ensaios de tração está de acordo com o que foi observado por meio dos ensaios de dureza e com a análise micro e subestruturais relacionados aos tratamentos térmicos conduzidos.

6 CONCLUSÃO

Neste trabalho os efeitos dos parâmetros de tratamento térmico de endurecimento por precipitação foram estudados para a liga de alumínio A356 em diferentes temperaturas de envelhecimento. A partir dos resultados levantados por meio dos experimentos executados, foram feitas as seguintes conclusões:

- Em relação à influência da variação da temperatura na etapa de envelhecimento do tratamento térmico de endurecimento por precipitação na microestrutura da liga de alumínio A356, foi possível visualizar alterações na morfologia do eutético nas diferentes temperaturas empregadas. Pela técnica de microscopia óptica não foi possível visualizar os precipitados para as condições investigadas neste trabalho, porém por meio da resposta do material, em termos de propriedade mecânica, é possível dizer que a mudança nos parâmetros de tratamento térmico influenciou na formação de precipitados.
- Em relação à influência da variação da temperatura na etapa de envelhecimento do tratamento térmico de endurecimento por precipitação no comportamento mecânico da liga de alumínio A356, nos quesitos limite de resistência à tração, limite de escoamento, alongamento e dureza, concluiu-se que nas temperaturas de envelhecimento de 160°C e de 190°C foram obtidos os maiores valores de dureza, LRT e LE, sendo as únicas que atenderam as especificações da liga tratada. Já em relação ao alongamento uniforme, o maior valor encontrado foi na amostra bruta e o menor na amostra envelhecida a 190°C, sendo que em todos os casos a especificação para a liga A356 tratada foi atingida.

Portanto, analisando todos os parâmetros estudados, a condição ideal para a realização do tratamento térmico da liga de alumínio A356 é a solubilização a 535°C por 5 horas e envelhecimento a 190°C por 3 horas.

REFERÊNCIAS

- ABAL. **Aplicações do alumínio:** automotivo e transportes. Disponível em: <https://abal.org.br/aplicacoes/automotivo-e-transportes/automoveis/#accordion>. Acesso em: 14 de fevereiro de 2021.
- ABAL. **Guia técnico do alumínio:** tratamento térmico do alumínio e suas ligas. 2ª ed São Paulo: ABAL – Associação Brasileira do alumínio, v.6, 2011.152p.
- AKHILA, K.T. et al. **The effect of heat treatment and aging process on microstructure and mechanical properties of a356 aluminium alloy sections in casting.** Procedia Engineering. 2014. p. 1676 – 1682.
- ASM HANDBOOK. **Heat treating.** American Society for Metals – ASM International, v. 4, 1995. 1012p.
- ASM HANDBOOK. **Metallography and microstructures.** American Society for Metals – ASM International, v.9, 2004. 2733p.
- ASM HANDBOOK. **Properties and selection:** nonferrous alloys and special-purpose materials. American Society for Metals – ASM International, v.2, 1990. 3470p.
- COUTINHO, T. A. **Metalografia de não-ferrosos.** São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1980. 128p.
- DANG, B. et. al. **Effect of T4 heat treatment on microstructure and hardness of A356 alloy refined by Ga + In + Sn mixed alloy.** Materials and Design. China. 2014.
- DIETER, G.E. **Mechanical metallurgy.** 2ª ed. London: McGraw-Hill, 1988. 751p.
- MOHAMED A.M.A., SAMUEL F.H. **Review on the heat treatment of Al-Si-Cu/Mg casting alloys.** Intech, 2012. cap 4, p. 55-72.
- REED-HILL, R.E. **Princípios de metalurgia física.** 2ª ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982. 776p.
- SHACKELFORD, J. F. **Ciência dos materiais.** 6ª ed. São Paulo: Person Education do Brasil, 2008.546p.
- SJÖLANDER, E. et al. **The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys.** Journal of Materials Processing Technology, 2010. p 1249–1259.
- TENEKEDJIEV, N. et. al. **Microstructures and thermal analysis of strontium-treated aluminium-silicon alloys.** American Foundrymen’s Society, Inc. 1995.81p.
- YANG, C. L. et al. Effects of cooling rate on solution heat treatment of as-cast A356 alloy. **Transactions of nonferrous metals society of China.** China. 2015.
- ZOLOTOREVSKY, V. S. et. al. **Casting aluminium alloys.** Moscow: Elsevier, v. 53, 9ª ed, 2007.