

UNIVERSIDADE FEDERAL DO AMAZONAS

NIEVES CAROLINA PILLAJO HUARACA

**EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO T4 E T6 SOBRE
MICROESTRUTURA E DUREZA DA LIGA DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 6061**

MANAUS
2021

NIEVES CAROLINA PILLAJO HUARACA

**EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO T4 E T6 SOBRE
MICROESTRUTURA E DUREZA DA LIGA DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 6061**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Amazonas, UFAM, como parte dos requisitos para obtenção do grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

ORIENTADOR: PROF. DR. YURIMILER LEYET RUIZ

MANAUS

2021

Ficha Catalográfica

Ficha catalográfica elaborada automaticamente de acordo com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

H874e Huaraca, Nieves Carolina Pillajo
Efeito do tratamento térmico T4 e T6 sobre microestrutura e
dureza da liga de alumínio da série 6061 / Nieves Carolina Pillajo
Huaraca . 2021
66 f.: il. color; 31 cm.

Orientador: Yurimiler Leyet Ruiz
Coorientador: Jaime Casanova Soeiro Junior
Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) -
Universidade Federal do Amazonas.

1. Solubilização. 2. Tratamento térmico. 3. Envelhecimento. 4. Liga
6061. I. Ruiz, Yurimiler Leyet. II. Universidade Federal do Amazonas
III. Título

NIEVES CAROLINA PILLAJO HUARACA

**EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO T4 E T6 SOBRE
MICROESTRUTURA E DUREZA DA LIGA DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 6061**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Amazonas, UFAM, como parte dos requisitos para obtenção do grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Yurimiler Leyet Ruiz, (Orientador e Presidente)
Universidade Federal do Amazonas - UFAM

Prof. Dr. Edgar A. Sanches, (Membro Interno)
Universidade Federal do Amazonas - UFAM

Prof. Dr. Rubelmar Maia de Azevedo Cruz Neto, (Membro Externo)
Universidade do Estado do Amazonas

DEDICATÓRIA

Nunca me seria possível concluir este trabalho sem o apoio, a compreensão e o amor das pessoas que fazem parte da minha vida. Dedico aqui meus esforços primeiramente a Deus, à minha família, meus pais, minhas irmãs e irmãos, aos meus amigos com os quais sempre pude contar nas horas de dificuldade, e razão maior de todas as minhas alegrias.

AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal do Amazonas, que me deu espaço para continuar meus estudos.

À direção do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia dos Materiais - PPGCEM da UFAM, pelo apoio irrestrito nos momentos em que houve necessidade.

Aos professores do Pós-Graduação em Ciência e Engenharia dos Materiais pelos ensinamentos valiosos no decorrer do curso.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Yurimiler Leyet Ruiz, e meu coorientador Prof. Dr. Jaime Casanova pelo apoio, orientação, confiança, paciência e, sobretudo, por exercer com nobreza a árdua tarefa de ensinar.

Aos professores do Pós-Graduação em Ciência e Engenharia dos Materiais pelos ensinamentos valiosos no decorrer do curso.

Ao Prof. Dr. Ronaldo Santos da Silva da Universidade Federal do Sergipe, pelo apoio nas medições em este trabalho.

Aos colegas do LpMat, pela compreensão e por nunca negarem apoio nos momentos em que necessitei. Principalmente à técnica do laboratório Juliana Pereira.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Gráfico esquemático da descoberta de novos materiais.....	6
Figura 2. Célula eletrolítica Hall - Héroult para a produção de alumínio	8
Figura 3. Linha de potenciômetro de células eletrolíticas para a produção de alumínio	9
Figura 4. Esquema da produção de alumínio	10
Figura 5. Descrição do processo de tratamento térmico.....	15
Figura 6. Esquema do ciclo térmico para tratamento de envelhecimento de ligas da série 6xxx	19
Figura 7. Evolução esquemática dos precipitados.....	20
Figura 8. Sequência de precipitação desenvolvida no envelhecimento de uma liga Al-Mg-Si.....	21
Figura 9. Representação do corte de uma partícula fina, zona GP, por uma deslocação em movimento.....	23
Figura 10. Desenho esquemático dos estágios na passagem de uma discordância entre obstáculos largamente separados, baseados no mecanismo de endurecimento de Orowan.	24
Figura 11. Desenho esquemático indicando a recuperação, recristalização, crescimento de grão e as mudanças importantes em cada região.	25
Figura 12. Ordem de ocorrência da recristalização em ligas supersaturadas. (a) diagrama de fases esquemático da liga solubilizada e deformada a temperatura ambiente no estado supersaturado; b) curva TTT envolvendo precipitação e recristalização.	26
Figura 13. Influência da concentração de soluto na recristalização de uma liga supersaturada e deformada. I) recristalização sem precipitação; II) recristalização seguida de precipitação; III) recristalização com precipitação descontínua simultânea e IV) precipitação e recristalização contínua.	26
Figura 14. Direção de análises das amostras.	29
Figura 15. Máquina de polimento manual.....	29
Figura 16. Processo de ataque químico	30
Figura 17. Microscópio óptico, com aumentos 40x, 100x, 200x e 400x.....	31
Figura 18. Mufla EDG 3000® e forno Fortelab® para tratamentos térmicos.....	33
Figura 19. Correlação entre dureza e resistência máxima na liga da série 7xxx.....	34
Figura 20. Durômetro WESTER® portátil.....	35

Figura 21. Curva de dureza em função do tempo da amostra A, submetida há 1 h de solubilização a 550 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento artificial a 200°C por 3 h.	38
Figura 22. Simultâneos de Dunnett para amostra A, submetida há 1 h de solubilização a 550 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento artificial a 200°C por 3 h.	40
Figura 23. Curva de dureza em função do tempo da amostra C, submetida há 1 h de solubilização a 530 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento artificial a 170°C por 8 h.	41
Figura 24. Simultâneos de Dunnett, amostra C, submetida há 1 h de solubilização a 530 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento artificial a 170°C por 8 h.	43
Figura 25. Curva de dureza em função do tempo da amostra D, submetida há 1 h de solubilização a 550 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento natural.....	45
Figura 26. Simultâneos de Dunnett para a amostra D, submetida há 1 h de solubilização a 550 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento natural.....	47
Figura 27. Microestruturas da amostra como recebido	48
Figura 28. Microestrutura da amostra A.....	49
Figura 29. Microestrutura da amostra C.....	50
Figura 30. Microestrutura da amostra D.....	51
Figura 31. Microscopia eletrônica de varredura: a) sem tratamento; b) amostra A; c) amostra D.....	52
Figura 32. Espectro de EDS da amostra A	52
Figura 33. Mapeamento da amostra tratada termicamente.....	53
Figura 34. Tamanho de grão, amostra ST	54
Figura 35. Tamanho de grão para a amostra A.....	55
Figura 36. Tamanho de grão para a amostra C.....	56
Figura 37. Tamanho de grão para a amostra D.....	57
Figura 38. Comparação do tamanho de grão das amostras	58

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Propriedades do Alumínio	10
Tabela 2. Propriedades elásticas do Alumínio.....	11
Tabela 3. Propriedades mecânicas típicas das ligas de alumínio	11
Tabela 4. Composição das diferentes series dos alumínios.....	12
Tabela 5. Classificação das condições metalúrgicas em ligas de alumínio.....	14
Tabela 6. Especificação dos tratamentos térmicos.	14
Tabela 7. Tratamento térmico típico de solubilização para ligas de Al-Mg-Si.....	17
Tabela 8. Temperaturas, tempos de solubilização de vários autores.....	17
Tabela 9. Tratamento térmico típico de precipitação para ligas de Al-Mg-Si (ligas da série 6xxx).....	19
Tabela 10. Temperaturas, tempos de envelhecimento e dureza.	19
Tabela 11. Valores de dureza.	22
Tabela 12. Valores de dureza segundo seu uso.	22
Tabela 13. Método de ataque químico para a liga da série 6xxx.....	30
Tabela 14. Tempo e temperatura de ataque químico das amostras	30
Tabela 15. Condições de solubilização e envelhecimento.	32
Tabela 16. Representação das equivalências da dureza Webster.	34
Tabela 17. Términos usados nos análises estatísticos.	36
Tabela 18. Análise de variância amostra A.	38
Tabela 19. Agrupamento usando método de Tukey e LDS Fisher com um 95% de confiança, submetida há 1 h de solubilização a 550 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento artificial a 200°C por 3 h.....	39
Tabela 20. Análise de variância amostra C.	42
Tabela 21. Agrupamento usando método de Tukey e LDS Fisher com um 95% de confiança, para a amostra C, submetida há 1 h de solubilização a 530 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento artificial a 170°C por 8 h.	42
Tabela 22. Análise de variância amostra D.	45
Tabela 23. Agrupamento usando método de Tukey e LDS Fisher com um 95% de confiança, para a amostra D, submetida há 1 h de solubilização a 550 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento natural.	45

Tabela 24. Áreas aleatórias da amostra ST.....	54
Tabela 25. Áreas aleatórias da amostra A	55
Tabela 26. Áreas aleatórias da amostra C.....	56
Tabela 27. Áreas aleatórias da amostra D	57
Tabela 28. Tamanho médio de grão	58
Tabela 29. Análise de variância, tamanho de grão	59
Tabela 30. Informações de agrupamento usando o método LSD de Fisher e 95% de confiança.....	59

SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

α	Fase solidus
$\alpha + \theta$	Fase solvus
ASM	Sociedade Americana de Metais
ASTM	Sociedade Americana para Testes e Materiais
EDS	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
T4	Envelhecimento natural
T6	Envelhecimento artificial.
V	Volts
$\lambda = R$	Radio

Resumo

De modo geral, o alumínio e suas ligas possuem baixa densidade, boa condutividade térmica, elétrica e boa resistência à corrosão. Suas propriedades mecânicas podem ser melhoradas pela inserção de elementos de liga, tornando o alumínio versátil e excelente para aplicações na engenharia. As ligas da série 6061 têm magnésio e silício como principais elementos de liga. Quando submetida a tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, formam o siliceto de magnésio (Mg_2Si), responsável pelo endurecimento do material. Este trabalho visa fazer um estudo sobre a influência dos tratamentos térmicos T4 e T6 sobre propriedades microestruturais e da dureza das ligas de alumínio da série 6061 com o intuito de melhorar suas propriedades mecânicas, diminuindo o tempo em o processo e aumentando a dureza após o tratamento térmico. Os parâmetros foram considerados de acordo com as disposições do ASM Handbook. No caso do tratamento T4: foi solubilizado por 1h a 550 °C, seguido de resfriamento rápido e envelhecimento natural. Para um tratamento T6: foram utilizados dos parâmetros diferentes: o primeiro com um tempo de 1 h de solubilização a 530 °C e 8 h de envelhecimento a 170 °C para o primeiro estudo. O segundo parâmetro para o tratamento T6 começa com 1 hora de solubilização a 550 °C e 3 h de envelhecimento a 200 °C. Com este último parâmetro se consegue aumentar a dureza do material e reduzir o tempo do tratamento térmico. Conseguindo os mesmos resultados para os dois parâmetros em T6. As amostras foram caracterizadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), técnica de difração de elétrons retro espalhados (EDS), granulométrica e ensaios de dureza. Para os dois tratamentos T6, alcançou uma dureza de 16,4 HW e no tratamento T4 alcançou uma dureza de 12 HW. Esses resultados foram corroborados por meio de uma análise estatística do Anova no Minitab®, tanto para a dureza quanto para o tamanho de grão. De acordo com a análise estatística, é estabelecido um tamanho médio de grão igual para os dois casos de T6. Quanto ao tratamento T4, o tamanho médio dos grãos é igual ao material como recebido. Também foi feita uma comparação do consumo de energia com seus respectivos parâmetros estabelecidos nos processos T6-Experimental e T6-ASTM, com o auxílio do simulador de consumo de energia do Amazonas, um consumo total de 5.535 kWh é estabelecido com os parâmetros convencionais e um consumo total de 2895 kWh com parâmetros experimentais. Reduzindo assim o custo do consumo de energia em 47%, apresentando respostas paralelas, também diminui o tempo no processo e aumenta a dureza, sendo estas as principais contribuições deste trabalho de investigação.

Palavras - chave: Solubilização, tratamento térmico, envelhecimento, liga 6061.

Abstract

In general, aluminum and its alloys have low density, good thermal and electrical conductivity and good resistance to corrosion. Its mechanical properties can be improved by inserting alloy elements, making aluminum versatile and excellent for engineering applications. The 6061 series alloys have magnesium and silicon as the main alloying elements. When subjected to thermal treatments of solubilization and aging, they form the magnesium silicate (Mg_2Si), responsible for the hardening of the material. This work aims to make a study on the influence of the thermal treatments T4 and T6 on microstructural properties and the hardness of the 6061 series aluminum alloys in order to improve their mechanical properties, optimizing the time and increasing the hardness after the heat treatment. The parameters were considered in accordance with the provisions of the ASM Handbook. In the case of the T4 heat treatment: it was solubilized for 1h at 550 ° C, followed by rapid cooling and natural aging. For a T6 heat treatment: different parameters were used: the first with a solubilization time of 1 h at 530 °C and 8 h of aging at 170 °C for the first study. The second parameter for the T6 treatment starts with 1 hour of solubilization at 550 °C and 3 h of aging at 200 °C. With this last parameter, it is possible to increase the hardness of the material and reduce the heat treatment time. Achieving the same results for the two parameters in T6. The samples were characterized by scanning electron microscopy (SEM), scattered electron diffraction technique (EDS), particle size and hardness tests. For the two T6 treatments, it reached a hardness of 16.4 HW and in the T4 treatment it reached a hardness of 12 HW. These results were corroborated through statistical analysis of Anova in Minitab®, both for hardness and grain size. According to the statistical analysis, an equal average grain size is established for the two cases of T6. As for the T4 treatment, the average grain size is equal to the material as received. A comparison of energy consumption was also made with their respective parameters established in the T6-Experimental and T6-ASTM processes, with the aid of the Amazonas energy consumption simulator, a total consumption of 5.535 kWh is established with the conventional parameters and a total consumption of 2895 kWh with experimental parameters. Thus, reducing the cost of energy consumption by 47%, presenting parallel responses, it also reduces the time in the process and increases the hardness, which are the main contributions of this research work.

Keywords: *Solubilization, heat treatment, aging, alloy 6061.*

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	I
AGRADECIMENTOS	II
LISTA DE FIGURAS	III
LISTA DE TABELAS	V
SÍMBOLOS E ABREVIACÕES.....	VII
RESUMO.....	VIII
ABSTRACT	IX
1. Introdução.....	1
2. Objetivos.....	5
2.1 Geral.....	5
2.2 Específicos	5
3. Revisão Bibliográfica	6
3.1 Alumínio.....	6
3.2 Ligas de alumínio da série 6xxx.....	12
3.3 Designação e nomenclatura de ligas de alumínio	12
3.3.1 Notação de acordo com as condições metalúrgicas.....	13
3.3.2 Notação de acordo com a classificação de tratamentos térmicos	14
3.4 Tratamento Térmico.....	15
3.4.1 Solubilização.....	15
3.4.2 Têmpera	17
3.4.3 Envelhecimento	18
3.4.4 Valores de dureza para a liga de alumínio tratada termicamente.	21
3.5 O estado encruado	22
3.5.1 Deslocação de interações de partículas.....	23
3.5.2 Recuperação, recristalização e crescimento de grão.....	24
3.5.3 Soluções sólidas supersaturadas com ocorrência de precipitação durante o recozimento	25
4. Metodologia Experimental	28
4.1 Análises das amostras Metalográficas.....	28
4.1.1 Extração amostra.....	28
4.1.2 Desbaste e polimento	29
4.1.3 Ataque químico.....	30
4.1.4 Microscopia óptica.....	31
4.1.5 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	31
4.2 Tamanho de grão.....	31

4.3	Parâmetros de processamento	32
4.3.1	Tratamentos térmicos.....	32
4.3.2	Efeito socking	32
4.3.3	Avaliação das propriedades mecânicas.....	33
4.3.4	Análises das durezas através de ANOVA.....	35
5.	Resultados e Discussão.....	37
5.1	Correlação da dureza em função do tempo	37
5.1.1	Amostra A.....	37
5.1.2	Amostra C	40
5.1.3	Amostra D.....	44
5.2	Análises micro estruturais	47
5.2.1	Micrografias obtidas no microscópio óptico.....	47
5.2.2	Microestruturas obtidas por microscópio eletrônico de varredura	51
5.2.3	Tamanho de grão	53
6.	Conclusões.....	60
	REFERÊNCIAS	62
	APÊNDICES	67

1. Introdução

Materiais e engenharia evoluíram ao longo do tempo e continuam a fazê-lo. O mundo hoje é de mudança dinâmica e os materiais não são exceção. O trabalho do homem pré-histórico limitava-se aos materiais disponíveis na natureza, como pedra, madeira, ossos e peles. Com o tempo, eles foram da Idade da Pedra para as novas eras de cobre, bronze e ferro. Materiais são substâncias com as quais algo é composto ou feito. Sua produção e processamento em produtos acabados são uma parte importante da economia atual. Ao longo da história, o progresso dependeu das constantes melhorias nos materiais com os quais trabalhamos [1, 2].

O alumínio é um dos principais materiais não ferrosos utilizados na indústria moderna, devido à combinação de algumas propriedades que o tornam muito útil em diversas aplicações, como sua baixa densidade e alta resistência à corrosão, é um bom condutor de eletricidade, é facilmente usinado e relativamente barato. Este material é muito ativo para existir livre e extremamente abundante na composição da crosta terrestre, já que equivale a 8% de sua superfície em peso [3–5], é obtido extraindo a alumina da bauxita. Por tudo isso, é o metal mais utilizado industrialmente depois do aço [6]

As ligas de alumínio são muito diversas, devido à variedade de elementos de liga, principalmente Cobre, Magnésio, Manganês, Silício e Zinco. Estes elementos influenciam na resistência mecânica, bem como nas demais propriedades, que lhe conferem características específicas muito definidas que permitem a sua utilização como componentes estruturais [7]. Isto, devido à sua elevada resistência específica, baixa susceptibilidade à corrosão e elevada tolerância a danos. A maior relevância de sua aplicação encontra-se na indústria aeronáutica, painéis de corpos de veículos ou marcos estruturais, placas de construção naval, construções civis, etc. Nestas aplicações ligas de alumínio tratáveis termicamente continuam a ser os materiais estruturais dominantes, apesar da crescente importância dos materiais reforçados com fibras [8, 9].

A necessidade contínua de materiais com melhores propriedades mecânicas tem voltado sua atenção para a redução de peso, sempre em busca de novas ligas com maiores relações peso / resistência, como é o caso ligas Al-Mg-Si. Esta liga em particular têm encontrado grande aplicabilidade na indústria de transportes, marítima, terrestre e aeronáutica. Por outra parte, têm contribuído muito para melhorias em veículos e máquinas, proporcionando resistência estrutural e considerável redução de peso, bem

como resistência à corrosão e mudanças na temperatura de operação. Dois terços de todas as extrusões são feitas de ligas de alumínio e 90% dessas ligas são da série 6000, permitindo-nos atingir os objetivos de engenharia definidos [10].

As ligas de alumínio, obtidas com envelhecimento, possuem uma ampla gama de características que podem ser projetadas para diversos serviços, como aeroespacial, reatores nucleares, revestimentos, estruturas de bicicletas, entre outros. Portanto, o desenvolvimento e a produção de tratamento térmico são fundamentais para os avanços em um mundo que está evoluindo dia a dia. Este método foi universalmente aceito para fortalecer esta série de ligas. [11, 12]

As ligas de alumínio são divididas em fundidas e trabalhadas [5], entre as trabalhadas têm as que podem melhorar suas propriedades mecânicas através de um tratamento térmico. As ligas de alumínio com silício-magnésio (Al-Mg-Si), da série 6XXX, se combinam para formar um composto intermetálico, Mg_2Si , através de um tratamento térmico. [13].

Devido às inúmeras aplicações, o comportamento do alumínio e suas ligas em vários sistemas há sido amplamente estudados tales como: a influência do tratamento térmico sobre as propriedades mecânicas da liga de alumínio AA 6066, A temperatura ideal da solução encontrada foi de 530 °C. Os valores máximos de dureza podem ser obtidos após envelhecimento a 175 °C por 8 h e 175 °C foi confirmado como a temperatura de envelhecimento ideal para uso industrial, desenvolvida por *Evren Tan e Bilgehan Ögel* [14].

M.Gwózdź y K.Kwapisz [15] realizaram um trabalho de investigação sobre a influência do processo de envelhecimento em alumínio fundido de silício e ligas de Al-9% Si-3% de Cu e Al - 9 % Si - 0,4% Mg. As amostras foram tratadas termicamente sob o processo de envelhecimento T6. Eles mostraram que a taxa de solidificação tem grande influência nas propriedades mecânicas, pois controla a microestrutura. Concluíram que o ajuste adequado do tempo de envelhecimento artificial é o fator chave para se obter propriedades superiores de um material. Depende da forma da parte tratada termicamente, bem como da propagação da temperatura dentro do forno [15].

N. Anjabin e A. Karimi Taheri [16] estudaram o efeito do tratamento de envelhecimento nas propriedades mecânicas da liga AA-6082. Verificou-se que para um tempo de envelhecimento constante, com o aumento da temperatura de envelhecimento em condições baixas, a tensão de fluxo aumenta e o alongamento uniforme diminui. Pelo

contrário, sob condições de envelhecimento , a tensão de fluxo diminui e o alongamento uniforme aumenta. Além disso, em um tempo de envelhecimento constante, as mesmas variações são obtidas que aquelas da temperatura de envelhecimento constante [16].

Xuehong Xu e Yunlai Deng [17] estudaram a influência do tratamento de envelhecimento interrompido nas propriedades mecânicas e no comportamento à corrosão intergranular (IGC) da liga Al-Mg-Si foi investigada . Os resultados mostram que as propriedades mecânicas (resistência e alongamento) e a resistência IGC das ligas T6I6 com envelhecimento interrompido são simultaneamente melhoradas em comparação com as ligas T6. O aumento nas propriedades mecânicas e a melhora na resistência ao IGC são atribuídos às microestruturas do tipo Al-Mg-Si na liga [17].

No presente trabalho tem como foco o tratamento térmico em ligas Al-Mg-Si , devido a que esse processo melhora as propriedades como resistência mecânica, resistência a corrosão, entre outras. Estas são as principais razões pelas quais as ligas de alumínio estão sendo a seleção preferencial de materiais para um grande número de aplicações estruturais [11].

O fenômeno que afeta as ligas de alumínio, mesmo à temperatura ambiente, é conhecido como envelhecimento natural. Se for realizado a uma temperatura mais alta, ocorre um tratamento térmico de precipitação conhecido como envelhecimento artificial [18]. A causa para isso ocorrer é que o teor de magnésio e silício permite o endurecimento dos precipitados. Este fenômeno altera significativamente as propriedades mecânicas da liga, que apresenta boa resistência à corrosão, excelente maleabilidade, soldabilidade e boas propriedades mecânicas e proporcionam grande flexibilidade no desenho e fabricação de peças [18, 19].

De acordo com os parâmetros estudados na literatura, estabelecem tempos de solubilização superiores a 1 h, bem como tempos de envelhecimento na faixa de 6 a 24 h, de acordo com a série a que pertence a liga. A pesquisa reportado por [20], estabelece que é possível atingir uma maior dureza no material, com uma solubilização de 30 min e uma temperatura de 530 °C, com um tempo de envelhecimento de 6 h e uma temperatura de 160 °C , atingindo uma dureza de 56,1 HRB. Esta pesquisa visa reduzir o tempo de envelhecimento em 3 h, aumentando a temperatura para 200 °C com uma temperatura de solubilização de 550 °C por 1 h.

Este trabalho apresenta um estudo experimental sobre a precipitação da liga de alumínio 6061-T4 e 6061-T6 em tubos extrudados, para determinar o efeito do envelhecimento natural e artificial na dureza da liga. E assim melhorar as condições para

um tratamento térmico eficiente, que proporcione uma alta combinação de valores na dureza e resistência mecânica do material.

Os parâmetros irão variar em temperatura e tempo no tratamento térmico, levando em consideração o interesse industrial em aumentar a produção, melhorando a dureza e reduzindo os tempos de produção. Deste modo poderão ser estabelecidos um tempo e temperatura ótimos nos processos de solubilização e envelhecimento. Considerando que a precipitação é um método de reforço de materiais metálicos. Após o envelhecimento, pretende-se estabelecer gráficos da dureza em função do tempo, para caracterizar as microestruturas das amostras, por meio de microscopia óptica e microestrutura eletrônica de varredura para visualização do precipitado de Mg_2Si . E verifique a dureza alcançada após o tratamento térmico através do envelhecimento artificial e natural.

2. Objetivos

2.1 Geral

Determinar o efeito dos tratamentos T4 e T6 sobre as características microestruturais e dureza das amostras da liga de alumínio da série 6061.

2.2 Específicos

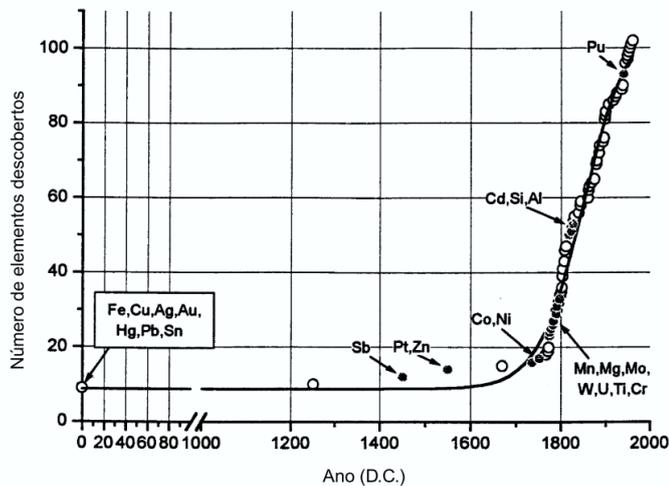
- Realizar medidas de durezas em função do tempo, após dos tratamentos térmicos T4 e T6;
- Determinar as características da microestruturas do material tratado termicamente através de microscopia óptica e MEV;
- Investigar o comportamento do tamanho de grão, verificando a influência da temperatura e do tempo de tratamento térmico.
- Analisar os dados obtidos no desenvolvimento da curva de dureza após do envelhecimento de forma descritiva e formular uma interpretação dos resultados.

3. Revisão Bibliográfica

3.1 Alumínio

O alumínio é um metal não ferrosos, este material não têm ferro ou contém apenas quantidades relativamente pequenas dele. Metais não ferrosos incluem cobre, zinco, titânio e níquel. Esses materiais foram descobertos nos últimos dois séculos, Figura 1. Apesar de recente, o alumínio e suas ligas encontrou amplo espaço no cotidiano moderno como o mais tradicional [2, 21].

Figura 1. Gráfico esquemático da descoberta de novos materiais



Fonte: [22]

O alumínio não ocorre na forma elementar na natureza. Devido à alta afinidade pelo oxigênio, ele é encontrado como íon Al^{3+} , na forma combinada, em rochas e minerais. Embora constitua apenas cerca de 1% da massa da terra, é o primeiro metal e o terceiro elemento químico mais abundante da crosta. O alumínio é encontrado em rochas ígneas, como os feldspatos (aluminos silicatos tridimensionais) e as micas (silicatos lamelares); em minerais como a criolita ($Na_3[AlF_6]$), o espinélio ($MgAl_2O_4$), a granada ($[Ca_3Al_2(SiO_4)_3]$) e o berilo ($Be_3Al_2[Si_6O_{18}]$); e no coríndon (Al_2O_3) que é o mineral que apresenta o maior teor de Al (52,9%) [23]

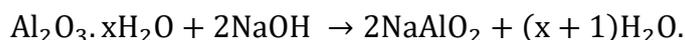
No início do século XIX, permaneceu como uma curiosidade até 1886, quando os estudos independentes de Hall nos Estados Unidos e Heroult na França resultaram em um método de extração de eletrólitos chamado processo Hall-Heroult, que permitiu que

a produção do alumínio se tornasse economicamente viável [2, 24, 25]. Desde então, as excelentes propriedades de engenharia do alumínio e suas ligas têm sido exploradas comercialmente e o surgimento do alumínio como metal comercial tem sido baseado na disponibilidade de grandes quantidades de energia elétrica [25]

3.1.1 Produção do alumínio

O alumínio é obtido a partir do mineral bauxita, que é constituído geralmente por 40 a 60% de alumina hidratada e de impurezas como óxidos de ferro, silício e titânio. A bauxita é composta de rochas meteorizadas contendo alumínio, como granito e basalto, quando expostas a condições climáticas tropicais. A produção de alumínio a partir de bauxita envolve dois processos diferentes. A massa de alumina produzida pelo processo Bayer é convertida em alumínio metálico, por meio de redução eletrolítica, em banho fundido de criolita natural ou sintética, utilizando o processo Hall-Héroult [26].

O *processo Bayer* [25] foi desenvolvido e patenteado por Karl Josef Bayer em Austrália em 1888 e envolve essencialmente a digestão da bauxita triturada em soluções fortes de hidróxido de sódio a temperaturas de até 240 °C. A maior parte da alumina é dissolvida, deixando um resíduo insolúvel conhecido como “lama vermelha” que compreende principalmente óxidos de ferro e sílica e é removido por filtração [27]. A concentração específica de hidróxido de sódio, como a temperatura e a pressão da operação, são melhoradas de acordo com a natureza do minério de bauxita, especialmente as proporções respectivas das diferentes formas de alumina (α , β , γ). Esta primeira etapa do processo Bayer pode ser expressa pela equação:



Posteriormente, no segundo estágio, as condições são ajustadas para que a reação seja revertida. Isso é chamado de estágio de decomposição:



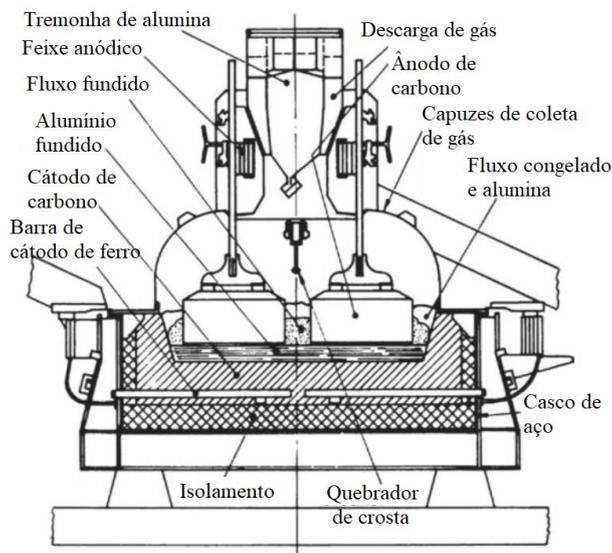
A reação inversa é realizada resfriando o licor e semeando com cristais do tri-hidrato de $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$, para promover a precipitação deste composto como partículas finas, em vez de na forma gelatinosa, a decomposição é geralmente realizada em torno de 50 °C em recipientes sacudidos lentamente e podem levar até 30 h para serem concluídos. O tri-hidrato é removido e lavado e o licor de hidróxido de sódio é reciclado de volta para os digestores.

A alumina é produzida pela calcinação do tri-hidrato em fornos rotativos ou, mais recentemente, em leitos fluidizados. A calcinação ocorre em dois estágios, com a maior parte da água de cristalização removida na faixa de temperatura de 400-600 °C. Isso produz alumina na forma mais quimicamente ativa γ , que quando aquecida a temperaturas de até 1200 °C se torna parcialmente ou completamente em alumina relativamente inerte α . Cada forma tem características físicas diferentes e as peças fundidas de alumínio individuais podem especificar diferentes misturas de alumina. Normalmente, o processo Bayer produz alumina de grau fundido na faixa de 99,3 a 99,7% de Al_2O_3

O processo de Hall-Héroult [25, 26, 28, 29], a alumina tem um alto ponto de fusão (2040 °C) e é um mau condutor de eletricidade. A chave para a produção bem-sucedida de alumínio está na dissolução do óxido em criolita derretida (Na_3AlF_6) e um eletrólito típico contém 80-90% desse composto e 2-8% de alumina, juntamente com aditivos como AlF_3 e CaF_2 . O criolito obtido pela primeira vez a partir de fontes relativamente inacessíveis em Groenlândia, mas agora é produzido sinteticamente.

Uma célula de redução eletrolítica (conhecida como panela) consiste essencialmente em ânodos de carbono cozidos que são consumidos e exigem substituição regular, o eletrólito de criolita - alumina fundida, uma piscina de alumínio líquido, um recipiente revestido de carbono para reter o metal e o eletrólito e um sistema de coleta de gás para impedir que os vapores da célula escapem para a atmosfera (Fig. 2)

Figura 2. Célula eletrolítica Hall - Héroult para a produção de alumínio



Fonte: [25]

Também existem alimentadores de alumina que são ativados intermitentemente sob alguma forma de controle automático. uma célula moderna típica é operada em torno de 950 °C e leva até 500 kA a uma densidade de corrente de ânodo em torno de 0,7 A cm⁻². O ânodo e o cátodo são separados por 4-5 cm e há uma queda de tensão de aproximadamente 4,5 V em cada célula. As células são operadas de modo a proteger os revestimentos laterais de carbono com uma camada de criolita congelada e a superfície superior do banho 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 alumínio próxima a 4000 kg. Normalmente, cerca de 300 células são conectadas em série para formar uma linha de potenciômetro Figura 3.

Figura 3. Linha de potenciômetro de células eletrolíticas para a produção de alumínio

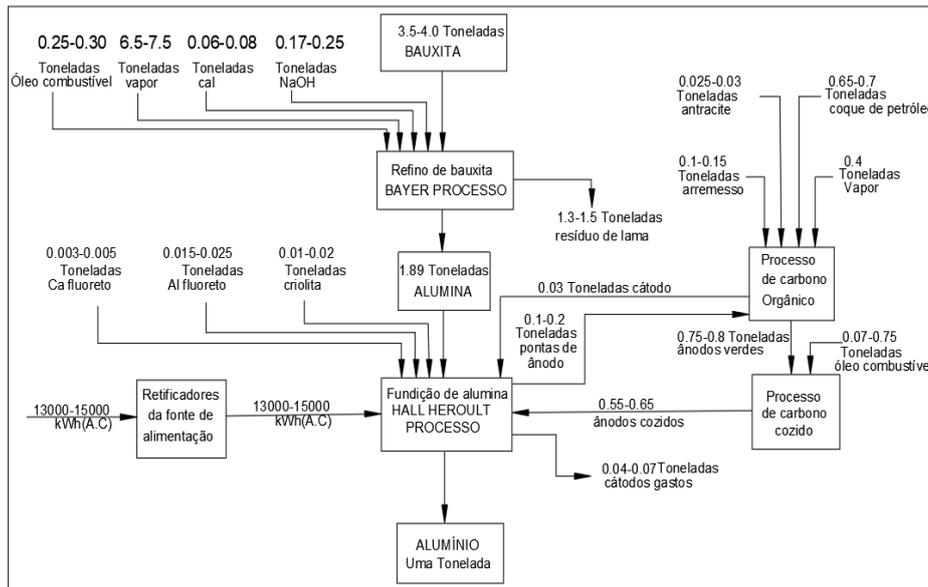


Fonte: [25]

O mecanismo exato da reação eletrolítica em uma célula permanece incerto, mas é provável que as correntes que transportam a corrente sejam Na⁺, AlF₄⁻, AlF₃³⁻ e um ou mais íons complexos ternários, como AlOF₃²⁻. No cátodo, considera-se que os ânions de fluoroaluminato são alterados por meio de uma transferência de carga na interface do cátodo para produzir metais de alumínio e íons F⁻ enquanto, no ânodo, os íons oxofluoroaluminato se dissociam para liberar oxigênio que forma CO₂. A reação geral pode ser escrita simplesmente da seguinte maneira: $2\text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{C} \rightarrow 4\text{Al} + 3\text{CO}_2$.

As quantidades relativas de matérias-primas mostradas são faixas típicas, referentes aos requisitos para a produção de uma tonelada de alumínio na Figura 4, [25, 27]

Figura 4. Esquema da produção de alumínio



Fonte: [25]

3.1.2 Propriedades do Alumínio

A Tabela 1 apresenta as propriedades físicas do alumínio. Este metal em sua forma pura apresenta baixa densidade, estrutura cúbica de face centralizada (CFC) [30].

Tabela 1. Propriedades do Alumínio

Propriedades físicas	Alumínio	Unidades
Densidade	2,71	$\text{g/cm}^3(^{\circ}\text{C})$
Temperatura de derretimento	660	$^{\circ}\text{C}$
Módulo de elasticidade	69000	MPa
Coefficiente de expansão linear	23×10^{-6}	$\text{L}/^{\circ}\text{C}$
Condutividade térmica	0,56	$\text{Cal/cm}^{\circ}\text{C}$
Condutividade elétrica	62	(IACS)%

Fonte: Metals Handbook Vol. 2

Como sabemos é conhecido, o principal problema do alumínio puro é sua baixa resistência mecânica. Por esse motivo, o alumínio e suas ligas são tratados termicamente ou submetidos a processos de forjamento, com o objetivo de melhorar as propriedades. Por exemplo, o valor do módulo de Young do Alumínio com uma concentração de

99,999% é 64200 N/mm² e o módulo de Young para uma concentração de Al de 99.950% é 69000 N/mm², Tabela 2. O módulo de elasticidade do alumínio é relativamente baixo e sensível ao grau de impurezas deste. [31]

Tabela 2. Propriedades elásticas do Alumínio

Propriedades	Valor
Módulo de elasticidade 99.997%	64,2 GPa
Módulo de elasticidade 99.950%	69,0 GPa
Módulo de rigidez	17 GPa
Coefficiente de Poisson	0,32-0,36

Fonte: [31]

Tabela 3. Propriedades mecânicas típicas das ligas de alumínio

Liga e Têmpera	Limite de resistência à Tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Dureza HB	Limite de resistência ao cisalhamento	Resistência à fadiga (MPa)	Modulo de elasticidade (GPa)
6061-T6	310	275	95	205	95	69
6063-T6	240	215	73	150	70	69
6351-T6	310	285	95	200	90	69

Fonte: [32]

Existem alguns atributos que afetam e controlam as propriedades mecânicas das ligas de alumínio, tais como: partículas constituintes da solidificação geralmente associadas a compostos insolúveis que consistem em impurezas como ferro e silício. Normalmente, esses componentes são dissolvidos por meio de uma técnica de pré-aquecimento. Quanto à obtenção de partículas precipitadas no estado sólido que estão na faixa de tamanho de 2 a 5 nm, dependera da temperatura e o tempo de aquecimento da amostra [33, 34]

As partículas resistem à dissolução e podem afetar algumas propriedades mecânicas, enquanto as ligas são tratadas termicamente ou deformadas plasticamente. No processo de endurecer um material através dos precipitados, também, evidencia-se, que o tamanho de grão sofrerá uma alteração ao ser submetido a temperaturas de aquecimento menores às de fusão 660 °C do alumínio, dando lugar a uma recristalização primária, se observará a redução das dimensões do grão ao redor das temperaturas de 150 °C e 200 °C, mudando a morfologia do grão. Então a evolução das durezas do material, serão, coincidentes com a evolução do tamanho de grão [35].

3.2 Ligas de alumínio da série 6xxx

As ligas de alumínio da série 6xxx contêm silício e magnésio aproximadamente nas proporções requeridas para a formação do silicato de magnésio (Mg_2Si), assim tornando-as tratáveis termicamente. Apesar de não ser tão resistente quanto as ligas das séries 2xxx e 7xxx, ligas da série 6xxx têm boa conformabilidade, soldabilidade, usinabilidade e resistência à corrosão, com média resistência mecânica. Ligas deste grupo podem ser conformadas na tempera T4, e endurecidas após a conformação as propriedades do T6 [32].

Nas ligas da série 6XXX o magnésio e o silício combinam-se para formar o composto intermetálico Mg_2Si , que antes de atingir o equilíbrio no superenvelhecimento, é o responsável pelo endurecimento dessas ligas. A solubilidade da fase Mg_2Si (β) na matriz rica em alumínio (α) aumenta com a elevação da temperatura. O tratamento de solubilização e envelhecimento artificial controlado permite a precipitação da segunda fase (beta) a partir de uma solução sólida supersaturada. Isso favorece a formação de precipitados finos e uniformemente distribuídos, que acarretam um substancial aumento na dureza do material. [36]

3.3 Designação e nomenclatura de ligas de alumínio

As ligas de alumínio para o trabalho mecânico são classificadas por um número de quatro dígitos que foi designado pelo IADS (International Alloy Designation System). As nomenclaturas de ligas de alumínio produzidas comercialmente indicam sua pureza, modificando as ligas e os principais elementos de liga que as compõem. Sendo assim, o primeiro dígito indica o grupo de ligas e os dois últimos indicam sua pureza. O segundo dígito indica modificações nos limites originais de liga ou pureza. Então, temos a seguinte nomenclatura para ligas de alumínio apresentada na Tabela 4. O prefixo x é usado quando a liga está em um estado experimental de desenvolvimento.

Tabela 4. Composição das diferentes séries dos alumínio

Series	Principais elementos de liga	Propriedades	Aplicações
1xxx	Alumínio comercialmente puro > 99% de pureza (não tratável termicamente)	Excelente resistência à corrosão, boa condutividade elétrica e térmica, boa trabalhabilidade	Alumínio comercial puro (não tratável termicamente), aplicações elétricas, cabos e tanques.

2xxx	Cobre (tratável termicamente)	Alta resistência e tenacidade. Pode ser fortalecido por tratamento térmico de solução	Aeronaves, revestimento de aeronaves, construções de aeronaves, câmara de foguete, peças de satélite, vigas e placas de armadura.
3xxx	Manganês (não tratável termicamente)	Boa trabalhabilidade combinada com moderada força.	Utensílios de cozinha, latas de bebidas de alumínio, painéis e lonas trapezoidais para sistemas de coberta.
4xxx	Silício (não tratável termicamente)	Quantidades suficientes de silício reduzem o derretimento do ponto de alumínio (Fig.5)	Materiais de enchimento para soldagem de ligas da série 6xxx para indústrias automotivas e aplicações estruturais.
5xxx	Magnésio (não tratável termicamente)	Alta resistência, excelente resistência à corrosão em ambientes marinhos e boa soldabilidade.	Folhas de alumínio, indústrias automotivas, aplicações marítimas, aplicações militares, vasos de pressão, tanques de armazenamento, edificação e construções incluindo pontes.
6xxx	Magnésio e silício (tratável termicamente)	Alta resistência, boa soldabilidade, boa trabalhabilidade e excelente resistência à corrosão.	Aeronaves, construções de aeronaves, construção naval, aplicações militares, alumínio chapas, indústrias automotivas e aplicações estruturais.
7xxx	Zinco (tratável termicamente)	Resistência muito alta e boa tenacidade à fratura	Aeronaves, aeronaves, aplicações automotivas, aplicações militares, construções, acessórios, engrenagens e eixos.
8xxx	Outros elementos	Alta resistência, rigidez e boa formabilidade	Aeronaves, aeronaves, aplicações automotivas, aplicações militares, construções, acessórios, engrenagens e eixos.
9xxx	Não usado	Força elevada.	Atualmente não usado.

Fonte: [37–40]

3.3.1 Notação de acordo com as condições metalúrgicas

Além de alterar as propriedades da liga adicionando elementos de liga, ele ainda pode ser usado em diferentes estados de processamento. Nesse contexto, é crucial conhecer a solicitação final. Em alguns casos, dependendo das aplicações, a liga pode ser usada no estado de formação. Quando isso não for possível, ela poderá ser submetida a vários tratamentos. Nas situações em que é necessário aumentar a resistência mecânica, as ligas podem ser tratadas de acordo com suas condições metalúrgicas, de acordo à Tabela 5 [41].

Tabela 5. 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: Metals Handbook Vol. 2

3.3.2 Notação de acordo com a classificação de tratamentos térmicos

A partir da classificação T, das condições metalúrgicas nas ligas de alumínio, há uma subdivisão dos tratamentos térmicos onde as ligas submetidas a um tratamento térmico, para melhorar suas propriedades, são classificadas com a letra T seguida de um ou mais dígitos.

Essa designação é explicada na Tabela 6. Os tratamentos são aplicados na indústria com o objetivo de melhorar as propriedades da liga [41].

Tabela 6. Especificação dos tratamentos térmicos.

Tipo	Especificação do primeiro dígito
T1	Solubilização parcial e envelhecimento natural
T2	Recozimento
T3	Solubilização total e deformação a frio
T4	Solubilização total e envelhecimento natural
T5	Apenas envelhecimento artificial
T6	Solubilização total e envelhecimento artificial
T7	Solubilização e estabilização
T8	Solubilização, deformação a frio e envelhecimento artificial
T9	Solubilização, envelhecimento artificial e deformação a frio
T10	Arrefecido desde a temperatura de conformação, encruado e envelhecido artificialmente.

Fonte: Metals Handbook Vol. 2 [41]

3.4 Tratamento Térmico

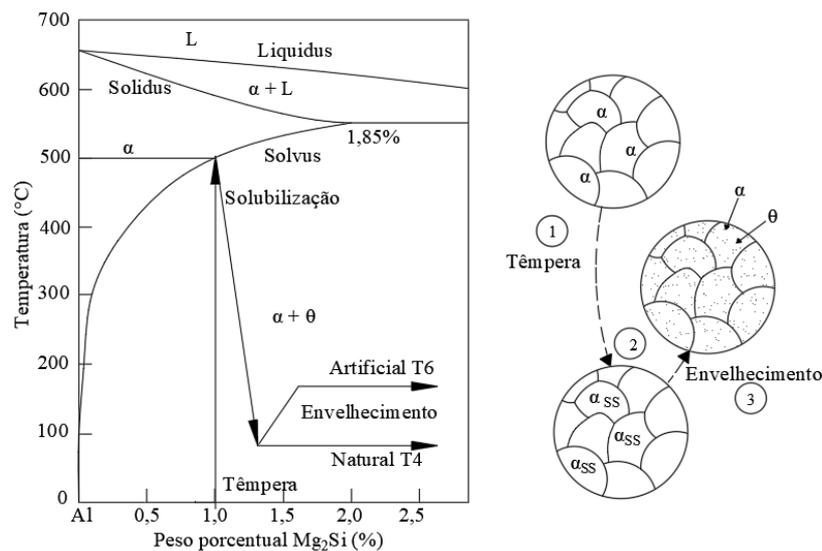
No sentido mais amplo, refere-se ao aquecimento ou resfriamento de um material. Este método é utilizado na indústria a fim de melhorar as propriedades mecânicas das ligas de alumínio e pode ser dividido em três etapas: solubilização, resfriamento e envelhecimento [32, 33, 42, 43].

O objetivo 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 [13].

3.4.1 Solubilização

É considerado o primeiro passo do processo de endurecimento por precipitação e o mais importante, pois permite a dissolução dos elementos da liga da matriz de alumínio. Nesta fase, deve-se considerar que a solubilidade dos elementos de liga na matriz metálica varia com a temperatura, um fator crucial para se obter uma solução total sólida. 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 [33]

Figura 5. Descrição do processo de tratamento térmico



Fonte: Adaptado de [13].

O processo de solubilização ocorre em uma temperatura elevada, localizada entre as linhas de solvus e solidus, na Figura 5, por um certo período de tempo, promovendo processos de difusão no estado sólido. Este processo permite uma dissolução de fases solúveis, ou seja, ocorre uma movimentação da massa a nível atômico, dando lugar a uma difusão na matriz de alumínio. [32]

A obtenção de informações fundamentais sobre as causas do endurecimento por solução sólida tem sido um processo lento. Os primeiros estudos do aumento na resistência resultante de adição de átomos de soluto em solução sólida mostraram que o endurecimento varia diretamente com a diferença de tamanho de átomos de soluto e átomos de solvente, ou com a mudança do parâmetro do reticulado resultante da adição de átomos. Entretanto, é aparente o fato de que o endurecimento por solução sólida não pode ser explicado somente pelo fator de tamanho. Podem-se obter melhores resultados experimentais quando além da valência relativa do soluto e do solvente considere-se também a distorção do parâmetro da rede [44]

Para a difusão ser completada, é essencial que a liga permaneça o tempo suficiente na faixa de temperatura definida [45].

O diagrama ternário AlSiMg pode ser simplificado pelo diagrama quase-binário Al-Mg₂Si, representado na figura 3. No diagrama estão representadas as curvas de solidus e liquidus, bem como a curva solvus, que indica o limite de solubilidade do Mg₂Si no Al, sendo 1,85 % à temperatura eutética. Ao diminuir a temperatura, a solubilidade do Mg e do Si diminui ao longo da linha de solvus [46]

Nesta fase, a duração do processo de solubilização pode variar, uma vez que depende do estado inicial da liga antes do tratamento de solubilização. O tempo desempenha um papel muito importante na obtenção da dissolução total dos elementos da liga. Se a maioria dos elementos for dissolvida na matriz, o tempo necessário será menor [47].

As temperaturas de solubilização encontradas em ASM Handbook. Na Tabela 7, inclui uma variedade de 530 °C, para tubos de alumínio extrudado, que são objeto de estudo neste trabalho [32].

Tabela 7. Tratamento térmico típico de solubilização para ligas de Al-Mg-Si

Liga	Produto	Tratamento térmico de solubilização	
		Temperatura do metal °C	Designação de Tratamento térmico
6061 6063	Barilha, barra, formas e tubo extrudado	530	T4

Fonte: [32]

As temperaturas de solubilização relatadas para uma série de Al 6068 é 530°C, com um tempo de 2 hora e temperatura de envelhecimento de 250°C por 4,5 h [48]

A literatura relata para uma liga 6061-T6 uma temperatura de solubilização de 550 °C, por um tempo de 5h [34].

Estudos recentes também relatam uma temperatura de solubilização de 550 °C para tubos extrudados em uma liga 6061 com um tempo de solubilização de 1 h [20].

Tabela 8. Temperaturas, tempos de solubilização de vários autores.

Liga e Têmpera	Temperatura de solubilização (°C)	Tempo (h)	Autor
6068-T6	530	2	[48]
6061-T6	550	5	[34]
6061-T6	550	1	[20].

3.4.2 Têmpera

A têmpera é um dos processos que se desenvolvem num tratamento térmico, dando lugar ao desenvolvimento de supersaturação, após da solubilização na que ocorreu uma dissolução de fases solúveis é submetida a um rápido resfriamento em água, ou têmpera, numa temperatura ambiente, para que qualquer difusão e a consequente formação de um nova fase seja prevenida [32].

Fatores que alteram o processo de endurecimento devem ser levados em consideração como velocidade de resfriamento, temperatura, tempo de aquecimento, além do meio de resfriamento, por exemplo a maioria das ligas comerciais é temperada com água entre 65 e 90 °C, porque a maior grado possível de solução é retido com um menor grado de distorção devido ao choque térmico, permitindo um baixo nível de tensões internas residuais e sendo uma quantidade menor no ar temperada. Isso significa principalmente buscar estabelecer uma velocidade com a qual o material vai resfriar.

Além disso, ajuda o material a não ter trincas devido a um resfriamento abrupto [49].

Após da etapa de solubilização, as ligas são geralmente temperadas na água a fim de suprimir a formação da fase de balanceamento Mg_2Si durante o resfriamento e reter a quantidade máxima de silício para formar uma solução sólida supersaturada a baixa temperatura [43].

O meio de têmpera e o intervalo de resfriamento são parâmetros que controlam a eficácia deste tratamento térmico. O meio de resfriamento deve ter volume suficiente e capacidade de extração de calor para produzir um resfriamento rápido. Uma têmpera rápida garantirá que todos os precipitados de Mg_2Si sejam retidos em solução sólida e as maiores resistências são obtidos com altas velocidades de têmpera. A velocidade de têmpera, no entanto, não pode ser aumentada muito devido à distorção e a tensões residuais [50].

Seções espessas que requerem uma alta velocidade de resfriamento são geralmente temperadas na água. Na maioria dos casos, as amostras são temperadas na água cuja temperatura está entre 25 e 100 °C. A velocidade de têmpera pode ser reduzida em seções finas, que são mais propensas a distorções por meio de compostos à base de óleo ou polímeros comerciais [50].

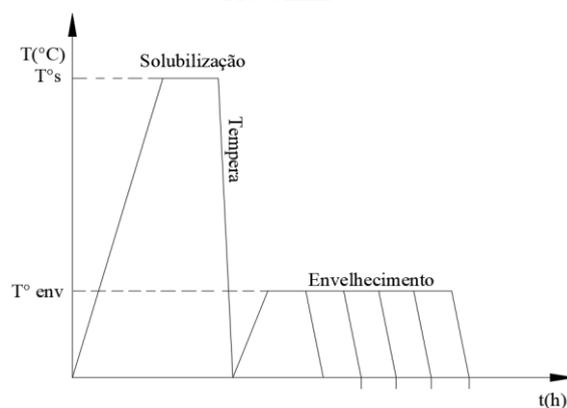
3.4.3 Envelhecimento

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 h de envelhecimento. Para o envelhecimento natural, ASM Handbook afirma que este tratamento T4 pode ser aceito com 72 h de envelhecimento natural [32].

No caso do envelhecimento artificial, é necessário definir os ciclos de tratamento, em especial a temperatura e o tempo. A temperatura de solubilização deve ser a mais baixa possível para garantir a solubilização completa dos elementos de liga para precipitar e a temperatura de envelhecimento que permita o endurecimento no menor intervalo de tempo [51].

A Figura 6 apresenta o esquema do ciclo térmico mais comum para tratamentos de envelhecimento de ligas da série 6xxx.

Figura 6. Esquema do ciclo térmico para tratamento de envelhecimento de ligas da série 6xxx



Fonte: [51]

A ASM Handbook, vol. 4, estabelece o tempo e os graus aos quais as diferentes ligas devem ser submetidas, de acordo com o processo de envelhecimento artificial na estrutura do material através da elevação de sua temperatura, abaixo do seu ponto de fusão, permitindo estabelecer uma difusão a uma curta distância dos átomos e causando um equilíbrio das fases α e θ [32].

Tabela 9. Tratamento térmico típico de precipitação para ligas de Al-Mg-Si (ligas da série 6xxx).

Liga	Produto	Tratamento térmico por precipitação		
		Temperatura do metal °C	Tempo h	Designação de Tratamento térmico
6061 6063	Barilha, barra, formas e tubo extrudado	175	8	T6

Fonte: [32].

De acordo com o uso industrial dado à liga, os graus e intervalos de tempos podem variar, conforme a ASM Handbook na Tabela 9, a temperatura de precipitação para tubos extrudados, material objeto de estudo neste trabalho.

A Tabela 10, apresenta as temperaturas e tempos de envelhecimento encontrado na literatura.

Tabela 10. Temperaturas, tempos de envelhecimento e dureza.

Liga e Temperatura	Temperatura de envelhecimento (°C)	Tempo (h)	Dureza	Autor
--------------------	------------------------------------	-----------	--------	-------

6068-T6	250	4,5	72 HRB	[48]
6061-T6	180	3	110 HB	[34]
6061-T6	185	6	56,1 HRB	[20].

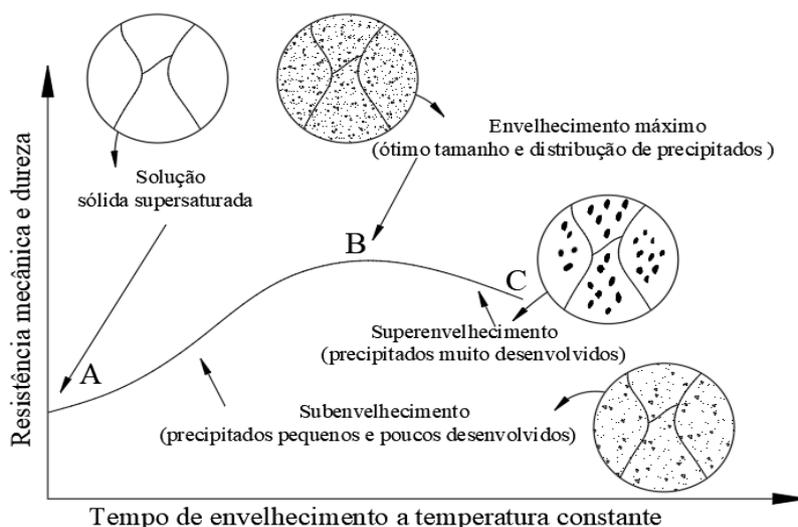
Fonte: Própria

A Figura 7 representa a forma esquemática, 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, aumentando também a resistência e a dureza da liga e diminuindo a 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].

Figura 7. Evolução esquemática dos precipitados

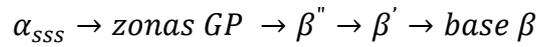


Fonte: [13]

Após a têmpera, a liga está em um estado metaestável e de alta energia. Nesse estado, a força motriz para precipitação de fases estáveis ou de equilíbrio está diretamente associada à diminuição da energia do sistema durante o envelhecimento [51].

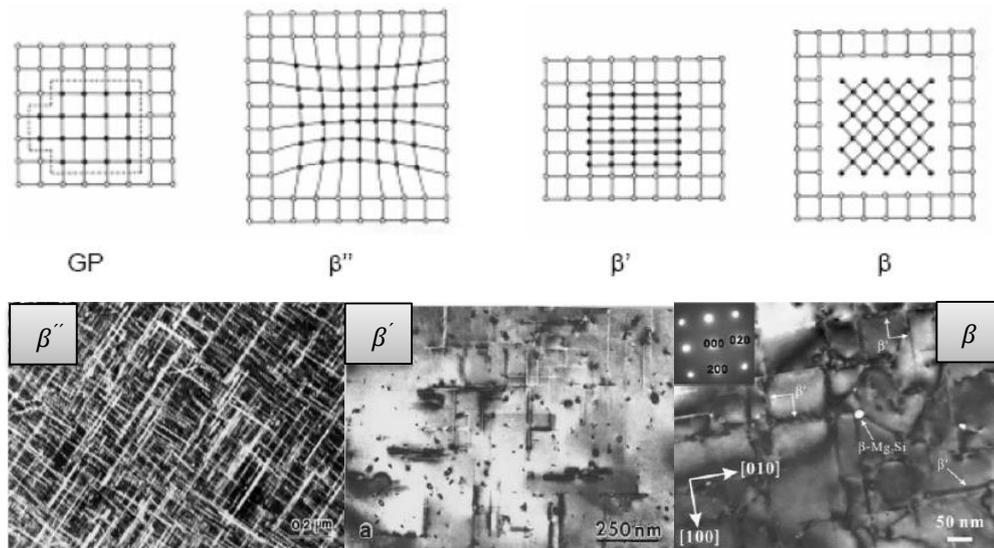
As zonas GP são zonas de precipitação inicial e são formadas com temperaturas de envelhecimento inferiores. Os primeiros precipitados nas zonas são um pequeno grupo

de átomos e são totalmente coerentes com a matriz, sendo responsáveis pelo endurecimento inicial da liga. A Figura 8 representa a sequência de precipitação para ligas de Al-Si-Mg que é geralmente aceita pela literatura, é a seguinte:



Aqui α_{SSS} representa a solução sólida super saturada, as zonas de Guinier-Preston (GP) são ricas em átomos de Mg, os precipitados β'' e β' correspondem a fases metaestáveis os átomos de alumínio numa fase β'' metaestável de precipitados, será substituído por átomos de Mg e Si durante o aquecimento e β é a fase final do equilíbrio cuja composição é Mg_2Si . Considerando esta fase como a principal responsável pelo pico de dureza máxima [7, 11, 34, 52]

Figura 8. Sequência de precipitação desenvolvida no envelhecimento de uma liga Al-Mg-Si



Fonte:[53, 54]

3.4.4 Valores de dureza para a liga de alumínio tratada termicamente.

A ASM Handbook estabelece valores de dureza para as diferentes ligas de alumínio, na Tabela 11. Alguns valores de durezas do alumínio são apresentados para uma liga 6061, que foram submetidas a um tratamento térmico de envelhecimento natural ou artificial, ou seja, T4 ou T6, respectivamente [32]

Tabela 11. Valores de dureza.

Liga -TT	Produto formado	Dureza			
		Asm Handbook			
		HRB	HRE	HRH	HR15T
6061-T4 ^(d)	Lamina	...	60-75	88-100	64-75
	Extrusões; bar	...	70-81	82-103	67-78
6061-T6	Not clad, $\geq 0.41\text{mm}$	75-84
	Not clad, $\geq 0.51\text{mm}$	47-72	85-97	...	78-84
	Clad	...	85-96

Fonte: [32]

A liga 6061-T4 não deve ser rejeitada por baixa dureza até permanecer em temperatura ambiente por pelo menos três dias (72 h) após o tratamento com a solução.

A Tabela 12, apresenta as durezas segundo o uso; fabricação de moldes e peças mecanizadas, ferrovia e construção naval, indústria automobilística, sistemas hidráulicos, plataformas marítimas, andaimes, bicicletas.

Tabela 12. Valores de dureza segundo seu uso.

Liga -TT	Dureza			
	Buzinelli	Promecol	Valencia	ThyssenKrupp
	HRB	HW	HB	HB
6061-T4	65	13	...	58
6061-T6	95	16	75	95

Fonte:[55-58]

3.5 O estado encruado

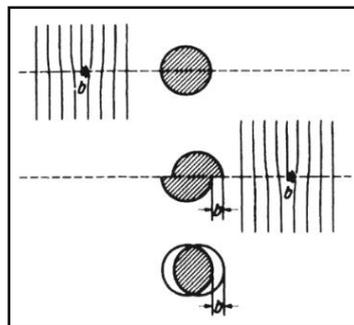
O conhecimento detalhado da microestrutura do material encruado é de fundamental importância para o entendimento dos mecanismos e fenômenos que ocorrem durante seu posterior recozimento. A deformação permanente de um cristal pode ocorrer de quatro maneiras diferentes: deslizamento de planos cristalinos causado por movimentação de discordâncias, maclação mecânica, difusão e transformações de fases acompanhadas de grandes variações de volumes. No caso de policristais deformados lentamente em altas temperaturas, pode ocorrer também deslizamentos de contornos de grãos [30]. Durante a deformação plástica de um policristal ocorrem alguns eventos importantes:

- Os grãos mudam de forma;
- A orientação dos grãos muda e eles geralmente adquirem orientação preferencial;
- A quantidade dos contornos de grão por unidade de volume aumenta;
- A quantidade de defeitos puntiformes e de discordâncias por unidade de volume aumenta várias ordens de grandeza.

3.5.1 Deslocação de interações de partículas

Barreiras que impedem o movimento de deslocamentos em ligas de endurecimento por envelhecimento são zonas GP, tensões internas ao redor de precipitados e partículas precipitadas. Foi demonstrado por microscopia eletrônica de transmissão que o maior endurecimento alcançado é quando a distância entre as partículas precipitadas é igual ao raio limitado da curva em relação as discordâncias. A resistência de uma liga varia com a temperatura de envelhecimento e aumenta com o tempo, o que também significa que o tamanho das partículas aumentará. O precipitado fino dentro da liga evita o movimento das deslocações durante a deformação, porque as deslocações são forçadas a circundar as partículas precipitadas, na Figura 9 [25].

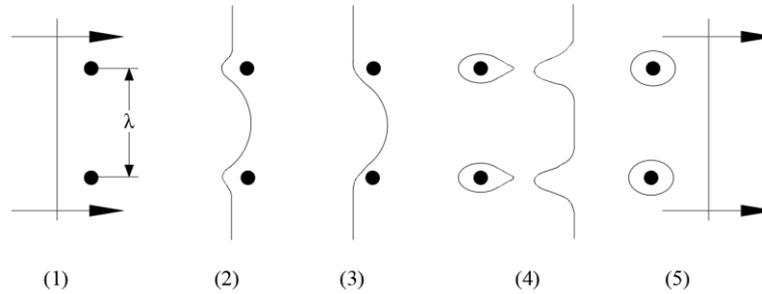
Figura 9. Representação do corte de uma partícula fina, zona GP, por uma deslocação em movimento.



Fonte: [48]

Os anéis de Orowan, na Figura 10, quando a deformação ocorre pelo corte de partículas existe pequeno encruamento. A deformação é por deslizamento planar comum. O somatório desses mecanismos de endurecimento leva a um aumento da resistência com o tamanho da partícula. Eventualmente, atinge-se um ponto onde o corte das partículas torna-se muito difícil, e ao contrário, as discordâncias descobrem maneiras de se mover ao redor das partículas [44].

Figura 10. Desenho esquemático dos estágios na passagem de uma discordância entre obstáculos largamente separados, baseados no mecanismo de endurecimento de Orowan.



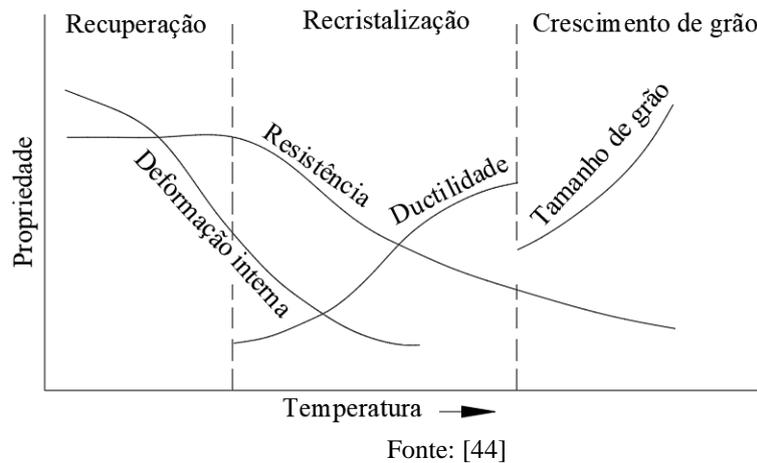
Fonte: [44].

Para o caso de partículas superenvelhecidas não-coerentes, Orowan propôs o mecanismo na Figura 10. A tensão de escoamento é determinada pela tensão de cisalhamento requerida para arquear a linha de discordância entre duas partículas separadas de uma distância λ , onde $\lambda = R$, o primeiro estágio mostra uma linha de discordância retilínea se aproximando de duas partículas. No estágio 2 a linha começa a curvar, e no estágio 3 atinge uma curvatura crítica. A discordância pode então mover-se sem promover diminuição de seu raio de curvatura. Já que os segmentos de discordâncias que se encontram do outro lado da partícula são de sinais opostos, eles podem se anular simultaneamente em parte do seu comprimento, deixando um anel de discordância ao redor de cada partícula (estágio 4). A discordância original está então livre para mover-se (estágio 5). Toda discordância deslizando neste plano de deslizamento adiciona mais um anel ao redor das partículas. Esses anéis exercem uma contra tensão sobre as fontes de discordâncias as quais têm que superá-la para que ocorra *um* deslizamento adicional. Isso requer um aumento na tensão cisalhante, com o resultado de que partículas dispersas não-coerentes causam o rápido encruamento da matriz [44]

3.5.2 Recuperação, recristalização e crescimento de grão.

O processo de recozimento pode ser dividido em três processos distintos: recuperação, recristalização, e crescimento de grão. A Figura 11, ajudará a distinguir esses processos. Recuperação e recristalização são dois fenômenos basicamente diferentes. Em um recozimento isotérmico, a velocidade com a qual o processo de recuperação sempre ocorre diminui com o tempo, ou seja, o processo começa rapidamente e se torna cada vez mais lento à medida que a força motriz da reação é consumida [30].

Figura 11. Desenho esquemático indicando a recuperação, recristalização, crescimento de grão e as mudanças importantes em cada região.



A recuperação é normalmente definida como a restauração das propriedades físicas do metal trabalhado a frio sem que ocorra alguma mudança visível na microestrutura. A condutividade elétrica durante a recuperação aumenta rapidamente para o valor do material recozido. As propriedades de resistência, que são controladas pelas discordâncias não são afetadas nas temperaturas de recuperação. [44]

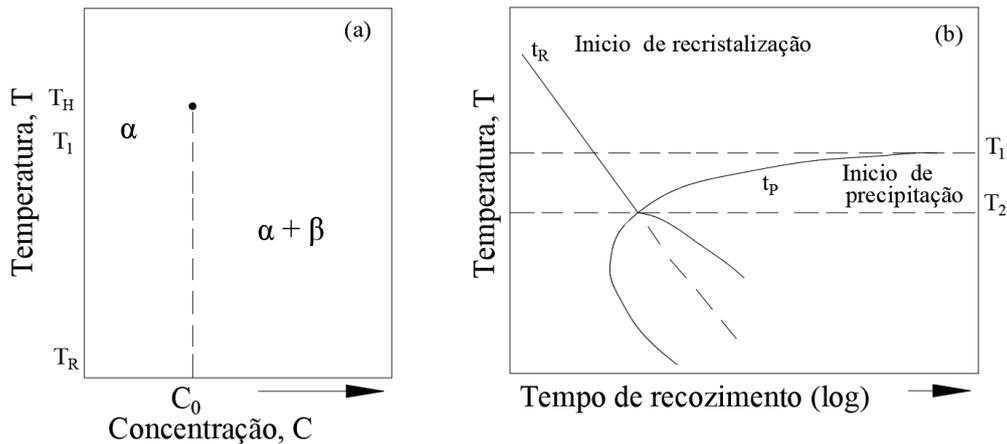
A recristalização é a substituição da estrutura trabalhada a frio por um novo grupo de grãos livres de deformação. A recristalização é facilmente detectada por métodos metalográficos e é evidenciada por uma diminuição da dureza ou da resistência e um aumento na ductilidade. A densidade de discordâncias diminui consideravelmente na recristalização e todos os efeitos do encruamento são eliminados. A energia armazenada no trabalho a frio é a força motriz tanto para a recuperação quanto para a recristalização. Se os novos grãos livres de deformação forem aquecidos a temperaturas maiores que a requerida para causar a recristalização, ocorrerá um crescimento gradativo no tamanho de grão. A força motriz para o crescimento de grão é a diminuição da energia livre resultante da diminuição da área de contornos de grão devido ao crescimento de grão. [44].

3.5.3 Soluções sólidas supersaturadas com ocorrência de precipitação durante o recozimento

Em uma liga supersaturada e deformada pode ocorrer a precipitação de partículas de segunda fase na mesma faixa de temperaturas em que ocorre a recristalização, sendo que ambos os fenômenos influenciam-se mutuamente. Na Figura 12, tem-se a ordem de ocorrência de dois processos em uma liga supersaturada hipotética, contendo a

concentração de C_0 do soluto. Nota-se que em temperaturas de recozimento maiores que T_1 ocorre apenas a recristalização sem precipitação. Em temperaturas entre T_1 e T_2 há ocorrência de precipitação após o término da recristalização [30].

Figura 12. Ordem de ocorrência da recristalização em ligas supersaturadas. (a) diagrama de fases esquemático da liga solubilizada e deformada a temperatura ambiente no estado supersaturado; b) curva TTT envolvendo precipitação e recristalização.



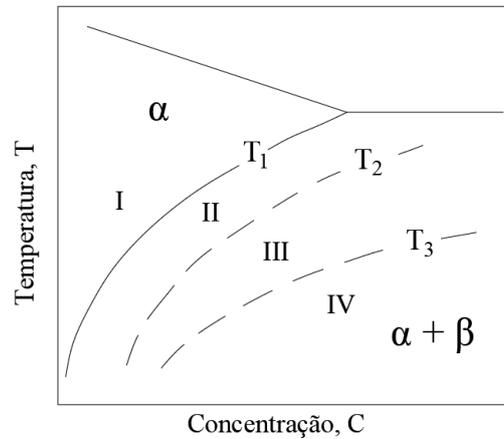
Fonte: [30]

Para recozimentos em temperaturas menores que T_2 , a precipitação de partículas ocorre antes da recristalização, influenciando no rearranjo de discordâncias durante a recuperação e na migração dos contornos de baixo e alto ângulo. Dessa forma, a recristalização é atrasada quando ocorre a precipitação de partículas no material em temperaturas menores que T_2 [30]

Na Figura 13, são mostrados de maneira esquemática os intervalos I e II, onde a recristalização não sofre interferência da precipitação, apenas da segregação de soluto nos contornos de alto ângulo. No intervalo III, ocorre a precipitação descontínua simultânea com a recristalização e, no intervalo IV, a precipitação (contínua e descontínua) é intensa o suficiente para impedir a migração dos contornos de alto ângulo. Nesse caso, um possível mecanismo de restauração da microestrutura é a chamada recristalização contínua, a qual é considerada como uma recuperação acentuada [22].

Figura 13. Influência da concentração de soluto na recristalização de uma liga supersaturada e deformada. I) recristalização sem precipitação; II) recristalização

seguida de precipitação; III) recristalização com precipitação descontínua simultânea e IV) precipitação e recristalização contínua.



Fonte: [22]

No caso da precipitação ocorrer junto aos contornos de grão em migração (precipitação descontínua), a recristalização é acelerada devido ao aumento do potencial termodinâmico para a migração dos contornos. [30]

4. Metodologia Experimental

Neste tratamento, duas variáveis tomam especial relevância: o tempo e a temperatura na solubilização e no envelhecimento, inicialmente, definiu-se os parâmetros a serem estudados nos tratamentos T4 e T6 para analisar a resistência do material através do ensaio de dureza, determinar suas microestruturas, através de microscopia óptica e MEV, assim como o tratamento dos dados obtidos nos ensaios de dureza através do software MINITAB®.

Fundamentalmente para obter um aumento de dureza, umas das propriedades mecânicas características desejadas para a aplicação estrutural. Depois de realizar um processo de envelhecimento, pretendeu-se alcançar uma maior dureza num tempo menor, sendo um fator relevante para obter este material estrutural com valores de durezas estabelecidos pela ASM Handbook International. (O Manual ASM é um guia abrangente e autoritário para a estrutura, propriedades, processamento, desempenho e avaliação de metais e materiais de engenharia não metálicos.)

Após do processo de solubilização, procedeu-se o resfriamento em água até à temperatura ambiente. Ao término dessa etapa, foi realizado o processo de envelhecimento.

A liga também foi submetida a um envelhecimento natural. Para avaliação da dureza, estipulou-se a realização de ensaio de dureza HRE em um período de tempo de 200 h, com o propósito de observar o comportamento da dureza após do tratamento térmico.

4.1 Análises das amostras Metalográficas.

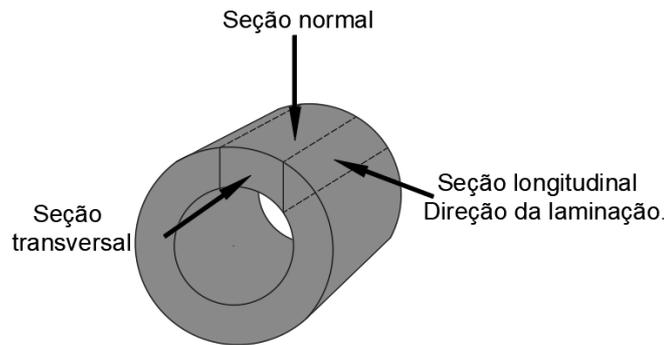
O objetivo deste procedimento é revelar a microestrutura de materiais metálicos, e observar previamente os espécimes em estado de polimento. Os materiais envolvidos são: lixas de espessura diferente, panos de polimento, abrasivos, reagentes de ataque. Antes de observar um metal microscopicamente, é necessário condicionar a amostra para que ela fique plana e polida. As etapas de preparação de uma amostra metalográfica são as seguintes:

4.1.1 Extração amostra

As amostras utilizadas nos diferentes tratamentos tinham 20 mm de comprimento, 40 mm de diâmetro e 4 mm de espessura. Após dos ensaios de dureza, foi realizado um corte com a ajuda de uma serra manual em cada uma das amostras para um

embutimento ao frio, com o objetivo de não alterar as propriedades do material, estas foram realizadas na seção transversal da amostra, demonstrado na Figura 14, o corte permite a visualização da microestrutura através de um microscópio óptico, para os três estados das amostras: como recebido e submetidas a tratamento térmico de envelhecimento artificial e natural.

Figura 14. Direção de análises das amostras.



Fonte: Própria

4.1.2 Desbaste e polimento

Após do embutimento em frio, o desbaste das amostras foi feito utilizando várias lixas com granulometrias decrescentes (400, 600, 1200, 1500, 2000 e 2500 mesh).

Finalizando o desbaste passou-se para o acabamento. O polimento torna-se importante para remover os riscos provocados pela operação de desbaste, sendo normalmente efetuado em dois passos: iniciou-se com um polimento grosseiro seguido do polimento final. O primeiro polimento foi realizado com uma suspensão de diamante com granulometria de $3\mu\text{m}$, seguido de polimento final com suspensão de $1\mu\text{m}$. Os dois polimentos foram acompanhados do uso de um polidor líquido para metais e cromados BRASSO, adicionando álcool etílico. Para cada polimento, foram utilizados panos diferentes, sendo efetuados em uma politriz Pantec modelo POLIPAN U[®] (Figura 15).

Figura 15. Máquina de polimento manual.



Fonte: Própria

4.1.3 Ataque químico

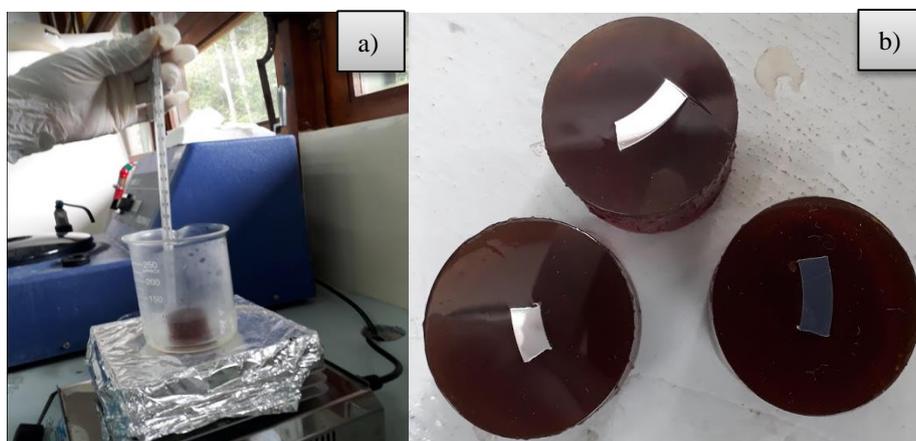
Para revelar a microestrutura do material, foi utilizado o ataque químico apresentado na Tabela 13 e a Figura 16. a) Apresenta a imersão da amostra no reagente; b) Amostras prontas para tirar a respectiva micrografia.

Tabela 13. Método de ataque químico para a liga da série 6xxx.

Composição	Procedimento para uso
10 g NaOH por cada 90 mL H ₂ O	Mergulhe a amostra de 5 a 15 min em uma solução aquecida a 60-70 ° C (140-160 ° F). Enxague com água, mergulhe em solução de HNO ₃ a 50% para trocar, enxágue com água e seque.

Fonte: [32]

Figura 16. Processo de ataque químico



Fonte: Própria

A Tabela 14, apresentam os tempos de ataque e temperatura do reativo químico que foram submetidas as amostras ST, A, C, e D.

Tabela 14. Tempo e temperatura de ataque químico das amostras

Amostra Tratamento	Tempo de ataque(s)	Temperatura (°C)
ST	25	65
A-T6	25	65
C-T6	45	65
D-T4	50	65

Fonte: Própria

Uma vez finalizada o ataque químico das amostras, foi inicialmente observada a microestrutura no microscópio óptico.

4.1.4 Microscopia óptica.

O microscópio óptico usado em este processo foi o Microscópio Metalúrgica Invertida KJL-17[®], na Figura 17.

Figura 17. Microscópio óptico, com aumentos 40x, 100x, 200x e 400x



Fonte: Própria

4.1.5 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

As amostras analisadas pelo MEV tiveram que ser adequadas a uma espessura de aproximadamente 5 mm a fim de minimizar a espessura das amostras a um valor que corresponda ao do porta-amostras do microscópio eletrônico. As amostras foram caracterizadas quanto à sua morfologia em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca Jeol, modelo JSM 6390LV/LGS localizado no Departamento de Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Sergipe - UFS.

4.2 Tamanho de grão

De acordo com a norma ASTM E – 112, esses métodos de teste para determinação do tamanho médio de grão em materiais metálicos são principalmente procedimentos de medição e, devido à sua base puramente geométrica, são independentes do metal ou liga em questão. De fato, os procedimentos básicos também podem ser usados para a estimativa do tamanho médio de grão, cristal ou célula em materiais não metálicos.

Como o tamanho do grão foi relatado nos números ASTM, é conveniente usar o relacionamento:

$$Q = 2 \log_2 (M / M_b)$$

$$Q = 6,64 \log_{10} (M / M_b)$$

Onde Q é um fator de correção que é adicionado ao aparente micro-grão.

$$N = 2^{N_A - 1}$$

Onde o tamanho de grão está representado por:

$$n = N_A + Q$$

Para uma liga de alumínio, é recomendável trabalhar com uma ampliação de 100x.

4.3 Parâmetros de processamento

4.3.1 Tratamentos térmicos

O processo de tratamento térmico que foi realizado neste estudo foi determinado de acordo com uma revisão bibliográfica sobre a liga de alumínio da série 6061. A Tabela 15 mostra os tratamentos térmicos efetuados neste trabalho.

Tabela 15. Condições de solubilização e envelhecimento.

Amostras	Solubilização		Envelhecimento	
	Temperatura (°C)	Tempo (h)	Temperatura (°C)	Tempo (h)
A-T6	550	1	200	3
C-T6	530	1	170	8
D-T4	550	1	—	—

Fonte: Própria

No processo de solubilização as condições são as mesmas para as amostras A e D, de 550 °C pelo tempo de 1 hora e para a amostra C com uma temperatura de 530 °C por 1 hora, seguido de um resfriamento rápido em água da torneira a temperatura ambiente. Para a amostra A, realizou-se um envelhecimento de 3 h a 200 °C e para a amostra C, uma solubilização de 530 °C por 1 h e 8 h de envelhecimento a uma temperatura de 170°C. E amostra D, submetida há envelhecimento natural.

4.3.2 Efeito socking

Considera-se como efeito de patamar, o qual se determina como um incremento na temperatura de aquecimento da amostra, tomando em consideração o tempo adicional em função da espessura da amostra de 1 h/in. Então, com uma espessura de 4 mm que apresentam as amostras, temos um incremento de tempo de 9,5 min. O tempo necessário

de aquecimento será de 1 h com mais 9,5 min. Os 9,5 min representam 15,75% do tempo de solubilização.

Os tratamentos térmicos foram realizados na mufla o processo de solubilização e no forno o processo de envelhecimento, sem controle da atmosfera, apresentados na Figura 18. Cada tratamento térmico consistia na solubilização seguida de uma têmpera e um envelhecimento. As temperaturas de envelhecimento tiveram uma variação de 5 °C. A têmpera foi realizado em água da torneira e as peças foram imersas em um recipiente com água a 24 °C.

Figura 18. Mufla EDG 3000® e forno Fortelab® para tratamentos térmicos.

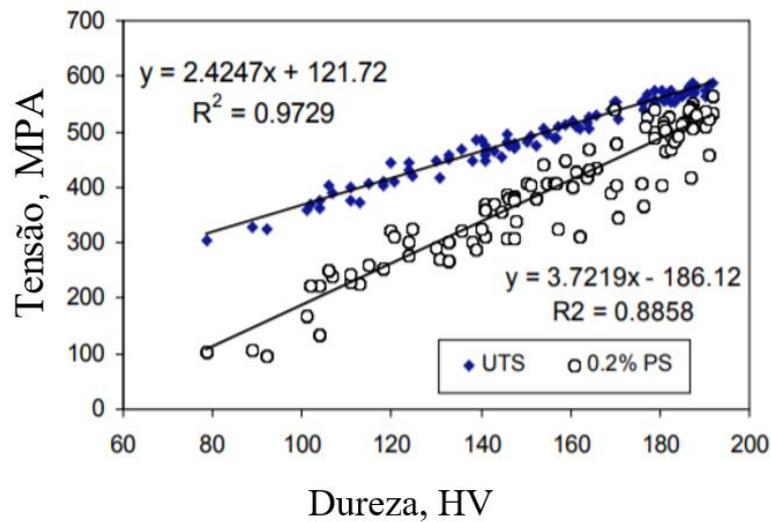


Fonte: Própria

4.3.3 Avaliação das propriedades mecânicas

O ensaio de dureza permite avaliar de forma concisa as características mecânicas da liga. O teste de dureza, em comparação com o ensaio de tração, não requer uma preparação muito elaborada das amostras e é mais rápida. Foram analisadas pesquisas na finalidade de estabelecer uma correlação entre a dureza e outras propriedades mecânicas como a resistência à tração, conforme a Figura 19, encontrou-se que a relação entre resistência e dureza era razoavelmente linear, portanto, esta relação possibilita somente a utilização dos ensaios de dureza para avaliar as propriedades mecânicas do material [59].

Figura 19. Correlação entre dureza e resistência máxima na liga da série 7xxx



Fonte: [59]

As medidas de dureza das amostras submetidas aos tratamentos T4 e T6 foram realizadas com um durômetro da Marca Webster®, usando a escala Wb-20, com seu equivalente a HV (Vickers), HRE, HRF e HW, representado na Tabela 16.

Tabela 16. Representação das equivalências da dureza Webster.

Webster HW	Rockell E HRE	Rockell F HRF	Vickers HV
18	101	98,5	131
17	97	95	119
16	92,5	91	108
15	88	87,2	99
14	84	83	91
13	79,5	78	83
12	75	74	78
11	71	70	73
10	67	66	69
9	62,5	62,5	65
8	58	58	61
7	54	54	58
6	49,5	50	
5	45	46,5	
4	41		

Fonte: Catálogo Webster

A Figura 20, apresenta o Durômetro Webster, é um instrumento portátil para a medição rápida de Alumínio. O valor medido é lido diretamente no display após um simples pressão no punho do instrumento. Em conformidade com ASTM B647, mede

extrusão, tubo e folha de alumínio. De acordo com o que estabelece a norma ASTM E-10, a uma distância de duas vezes o diâmetro do penetrador.

Figura 20. Durômetro WESTER® portátil.



Fonte: [60]

4.3.4 Análises das durezas através de ANOVA.

Uma análise de variância ANOVA é uma coleção de modelos estatísticos usados para analisar as diferenças entre médias de grupos e seus procedimentos associados. Aplicaram-se as diferenças entre médias específicas, utilizando o método de comparações multiplex de Tukey, diferença mínima significativa (LSD), Dunnett, Duncan. Esses métodos permitem realizar comparações entre as durezas para determinar especificamente quais médias são diferentes.

O teste de Tukey é o teste mais amplamente aplicado e preferido pelos estatísticos, pois controla melhor os dois erros amplamente conhecidos na estatística (α e β) (Montgomery 2003). Esse teste permite que todas as comparações de tratamento possíveis sejam feitas dois a dois e, portanto, é considerado o mais completo dos três testes descritos.

Usando o método Tukey, especifica-se que todo o conjunto de comparação deve ter uma taxa de erro de 0,05 equivalente a um nível de confiança simultâneo de 95%. O nível de confiança simultâneo é de 100 (1 - α) por cento quando os tamanhos das amostras são iguais e de pelo menos 100 (1 - α) por cento quando os tamanhos das amostras não são iguais.

O procedimento que utiliza Tukey pode ser usado para controlar os intervalos de confiança para as diferenças em todos os pares de médias. Como o método de Tukey controla a taxa de erro geral, muitos experimentadores preferem seu uso [61].

A Tabela 17, apresenta o tipo de tratamento térmico e os términos utilizados nas análises estatísticos que se realizaram neste trabalho.

Tabela 17. Términos usados nos análises estatísticos.

Processo e Amostras	Temperatura de Solubilização e Envelhecimento		Tempo de Solubilização e Envelhecimento		Términos do análises estatístico	
	(°C)	(°C)	(h)	(h)	Niveís	Medições das durezas
Experimental T6 - A	550	200	1	3	0h	Tempo zero após da tempera
ASM T6 - C	530	170	1	8	1h	1h após do envelhecimento
T4 - D	550	--	1	--	0h	Tempo zero após da tempera

Fonte: Própria

Os niveís como 2h, 3h, ,200h; representam as medições no tempo mesmo que foram feitas após do envelhecimento.

5. Resultados e Discussão

5.1 Correlação da dureza em função do tempo

As tabelas e gráficos obtidos do programa estatístico Minitab 2018[®], apresentadas neste capítulo, mostram a variação de dureza em função do tempo de envelhecimento. Realizaram-se medições de dureza após o envelhecimento num grupo de cinco medições por cada hora, estabelecendo-se como um padrão para as outras medições tomadas na amostra. As tabelas mostram os valores médios de dureza e o desvio padrão de cada um dos grupos de dureza medidos em função do tempo.

5.1.1 Amostra A

A amostra foi submetida a uma solubilização a 550 °C por 1 hora, seguida de um resfriamento rápido em água a temperatura ambiente, e de um envelhecimento artificial a 200°C por 3 h.

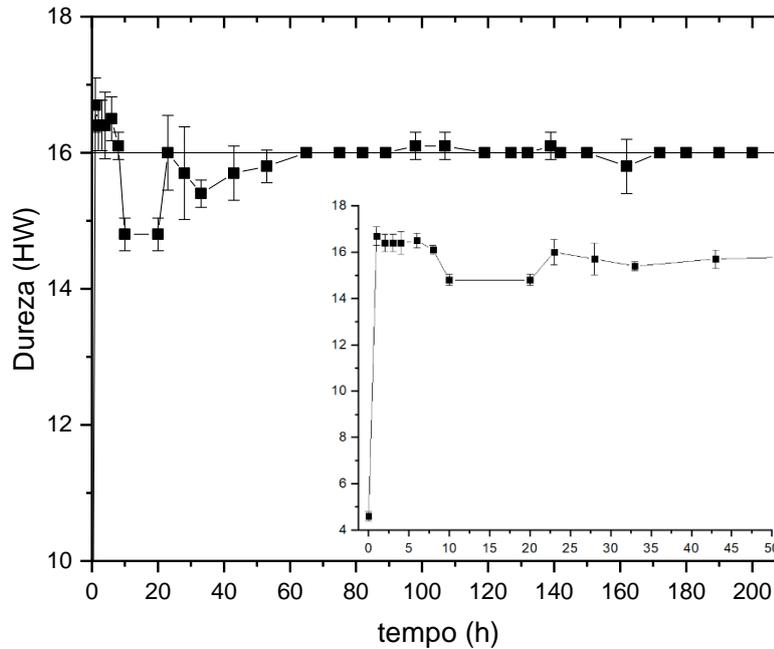
O apêndice A, apresenta as médias das durezas que foram medidas durante um tempo de 200H, após do envelhecimento artificial, com o propósito de monitorar o comportamento da dureza. Nas primeiras 10 h, observa-se que os picos de dureza para o intervalo de tempo 10 a 20 h, diminuem de $16,1 \pm 0,24$ HW até $14,8 \pm 0,24$ HW. Neste caso é possível afirmar que se deve a uma discrepância, provavelmente pode ser atribuída ao aumento da energia interfacial (partícula / matriz) que acompanha à formação da fase β incoerente, representando a mudança no mecanismo de travamento por deslocamento. Isto é fisicamente razoável para ligas de Al-Mg-Si envelhecidas artificialmente [36].

Segundo a Figura 21, o desvio padrão combinado foi usado para determinar os intervalos de dureza em função do tempo. As barras de erro são usadas ao longo do gráfico para visualizar a incerteza estimada nos valores medidos. Com 1h tem a média mais alta 16,7 HW e uma média mais baixa de 14,8 num tempo de 10 h, apresentando uma evolução da dureza, começando com um estágio com praticamente aumento de dureza, seguido por um estágio desacelerado e novamente um aumento de dureza em função do tempo, este comportamento já há sido reportado por outros autores [12]. Na faixa de 70 até 200 h observe-se uma aparente estabilidade na dureza é possível corroborar de acordo com o apêndice A de acordo ao desvio padrão, e o D das comparações das durezas.

Considere-se a cinética de envelhecimento artificial, ou seja, a amostra foi tratada em solução e passou por um resfriamento rápido [62]. Provavelmente, a formação

de lacunas interagem com os precipitados de alguns elementos dissolvidos, que atuam como locais de nucleação de zonas GP na faixa de temperatura [63].

Figura 21. Curva de dureza em função do tempo da amostra A, submetida há 1 h de solubilização a 550 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento artificial a 200°C por 3 h.



Fonte: Própria.

Com estes parâmetros de envelhecimento obtém-se um incremento na dureza que já há sido reportados na literatura [55–58, 64]. Além disso, deve-se considerar a técnica usada nas medições de dureza superficial na amostra, não é possível determinar com base na Figura 21, se algumas das diferenças são estatisticamente significativas. Para determinar a significância estatística, se avaliara os intervalos de confiança para as diferentes médias.

De acordo com a Anova apresentada na Tabela 18, a hipótese nula estabelece que os valores médios da dureza de 31 níveis são os mesmos. Como o valor-p é menor que o nível de significância de 0,05: rejeita-se a hipótese nula e conclui-se que algumas das durezas têm meios diferentes.

Tabela 18. Análise de variância amostra A.

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
TT	30	647,99	21,5998	234,95	0,000
Erro	124	11,40	0,0919		
Total	154	659,39			

Fonte: Própria.

A Tabela 19, apresenta uma comparação das médias de dureza através dos métodos estatísticos de agrupamento Tukey e Fisher, as médias com letra comum não são significativamente diferentes ($p \leq 0,05$).

Tabela 19. Agrupamento usando método de Tukey e LDS Fisher com um 95% de confiança, submetida há 1 h de solubilização a 550 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento artificial a 200°C por 3 h.

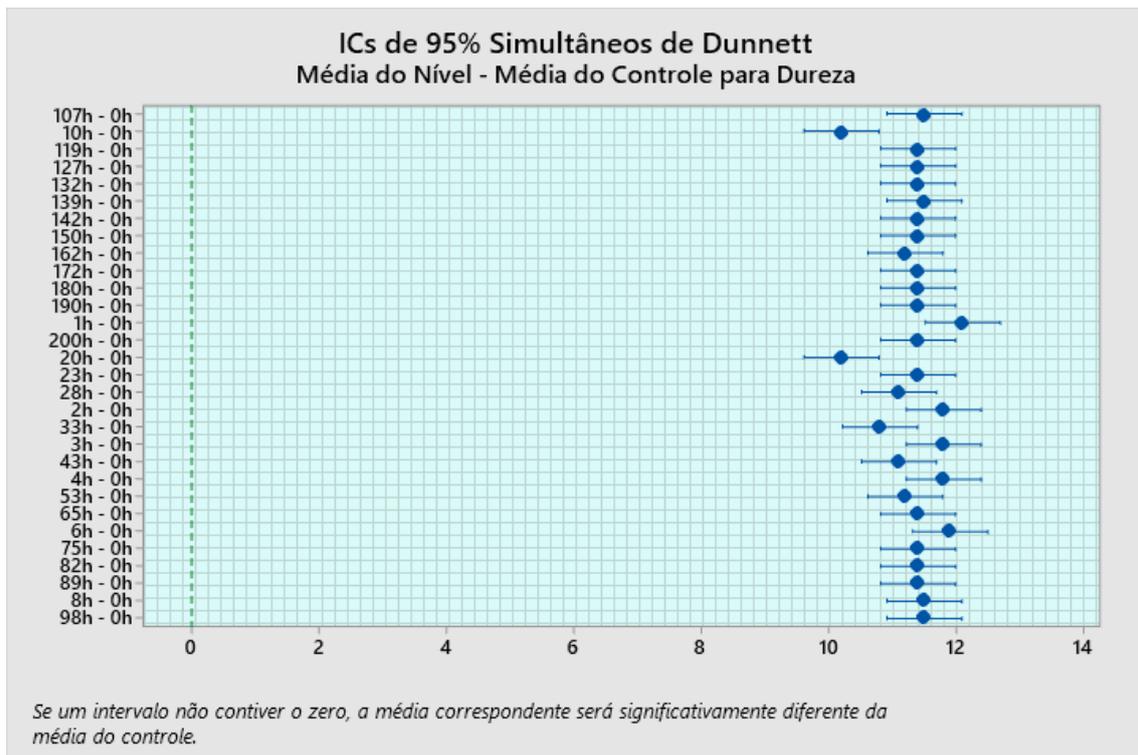
Tempo (h)	N	Média HW	Agrupamento Tukey						Agrupamento LSD Fisher						
1	5	16,70	A	A						A					
6	5	16,50	A	A	B					A					
4	5	16,40	A	A	B	C				A	B				
3	5	16,40	A	A	B	C				A	B				
2	5	16,40	A	A	B	C				A	B				
98	5	16,10	A	A	B	C	D				B	C			
8	5	16,10	A	A	B	C	D				B	C			
139	5	16,10	A	A	B	C	D				B	C			
107	5	16,10	A	A	B	C	D				B	C			
89	5	16,00	A	A	B	C	D					C	D		
82	5	16,00	A	A	B	C	D					C	D		
75	5	16,00	A	A	B	C	D					C	D		
65	5	16,00	A	A	B	C	D					C	D		
23	5	16,00	A	A	B	C	D					C	D		
200	5	16,00	A	A	B	C	D					C	D		
190	5	16,00	A	A	B	C	D					C	D		
180	5	16,00	A	A	B	C	D					C	D		
172	5	16,00	A	A	B	C	D					C	D		
150	5	16,00	A	A	B	C	D					C	D		
142	5	16,00	A	A	B	C	D					C	D		
132	5	16,00	A	A	B	C	D					C	D		
127	5	16,00	A	A	B	C	D					C	D		
119	5	16,00	A	A	B	C	D					C	D		
53	5	15,80			B	C	D					C	D		
162	5	15,80			B	C	D					C	D		
43	5	15,70				C	D						D	E	
28	5	15,70				C	D						D	E	
33	5	15,40					D	E						E	
20	5	14,80						E							F
10	5	14,80						E							F
0	5	4,600							F						G

Fonte: Própria

Tem-se para um tempo de 2, 3, 4 e 6 h, não tem diferença significativa, estatisticamente de acordo com os dados obtidos nas análises, mas é evidente que com 0h, os 30 níveis tem diferença significativa. Isto quer dizer que passou por uma solubilização completa, eliminando sua dureza inicial, alcançando uma solução sólida sobressaturada, considerando que o nível 0h (tempo zero após da tempera), apresenta uma dureza de 4,6 HW.

A Figura 22, corrobora que efetivamente o tratamento térmico de solubilização foi excelente, eliminando o tratamento original na amostra A, segundo os testes simultâneos de Dunnett.

Figura 22. Simultâneos de Dunnett para amostra A, submetida há 1 h de solubilização a 550 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento artificial a 200°C por 3 h.



Fonte: Própria

Após de 1 h de envelhecimento, se alcança uma dureza máxima de 16,7 HW alcançando uma dureza maior que a amostra como recebido com 15,2 HW.

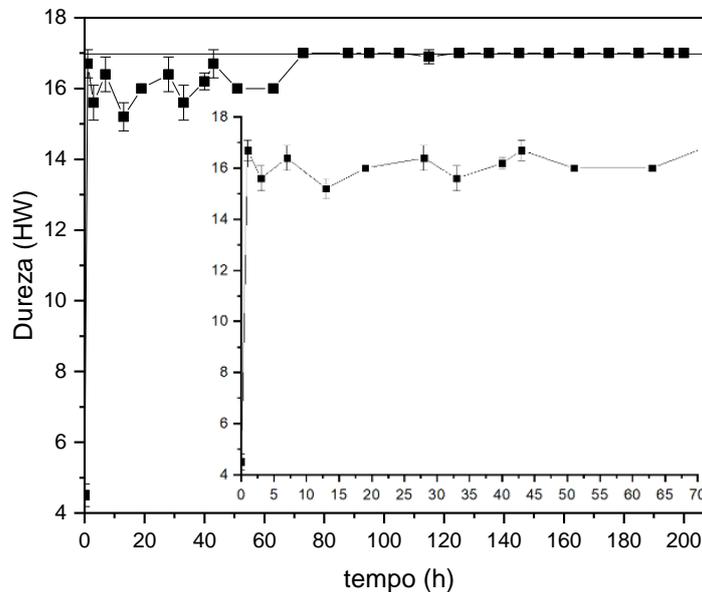
De acordo com a análise estatística do Tukey, Fisher e Dunnett, que apresenta maior certeza a um nível de significância de 95%. Aqui se mostra que não tem diferença significativa entre 2, 4, 6, 8 e 23 h após o envelhecimento, considere-se a dureza a partir de 2 h após a solubilização, alcançando o valor de 16,4 HW (112,4HV).

5.1.2 Amostra C

A amostra foi submetida a uma solubilização a 530°C por 1 h, seguida de um resfriamento rápido em água temperatura ambiente. Depois, foi submetida a um envelhecimento artificial a 170°C por 8 h.

O apêndice B, apresenta as médias das durezas que foram medidas durante um tempo de 200h, após do envelhecimento artificial, com o propósito de monitorar o comportamento da dureza. Como pode ser observado os picos de dureza flutuam nas primeiras horas comportamento muito similar apresentado anteriormente. Dai que seja possível afirmar que se deve a uma discrepância provavelmente pode ser atribuída ao aumento da energia interfacial (partícula / matriz) que acompanha a formação da fase β incoerente, representando a mudança no mecanismo de travamento por deslocamento. Considerando que se está trabalhando com o mesmo tipo de amostra pode ser considerada a mesma hipótese para ligas de Al-Mg-Si envelhecidas artificialmente [36].

Figura 23. Curva de dureza em função do tempo da amostra C, submetida há 1 h de solubilização a 530 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento artificial a 170°C por 8 h.



Fonte: Própria

Segundo os resultados apresentados na Figura 23, o desvio padrão combinado foi usado para determinar os intervalos de dureza em função do tempo. As barras de erro são usadas ao longo do gráfico para visualizar a incerteza estimada nos valores medidos. Com 1h tem a média de 16,7 HW e uma média menor de 15,2 HW num tempo de 13 h, apresentando uma variação nos picos de dureza primeiro com uma subida e depois com uma descida, chegando a uma estabilidade de dureza no intervalo de 70 até 200 h de 17HW. Ratifica-se esse resultado com o desvio padrão. Um valor de desvio padrão maior indica uma maior dispersão dos dados, visto que se fossem todos iguais, o desvio padrão seria zero, considerando uma estabilidade da dureza nesta faixa de acordo com o apêndice B, e o D das comparações das durezas. Considere-se a cinética de envelhecimento artificial, ou seja, a amostra foi tratada em solução e passou por um resfriamento rápido

[62]. Novamente aqui se considera a possível formação de lacunas interagem com os precipitados de alguns elementos dissolvidos, que atuam como locais de nucleação de zonas GP na faixa de temperatura [63].

Além disso, deve-se considerar a técnica usada nas medições de dureza superficial na amostra, não é possível determinar considerando somente os resultados apresentados na Figura 23, se algumas das diferenças são estatisticamente significativas. Para determinar a significância estatística, podem ser considerados os intervalos de confiança para as diferentes médias.

De acordo com a Anova apresentada na Tabela 20, a hipótese nula estabelece que os valores médios da dureza de 25 níveis são os mesmos. Como o valor-p é menor que o nível de significância de 0,05: rejeita-se a hipótese nula e conclui-se que algumas das durezas têm meios diferentes.

Tabela 20. Análise de variância amostra C.

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
TT	25	739,831	29,5932	375,33	0,000
Erro	104	8,200	0,0788		
Total	129	748,031			

Fonte: Própria.

A Tabela 21, apresenta uma comparação das médias de dureza através dos métodos estatísticos de agrupamento Tukey e Fisher, as médias com letra comum não são significativamente diferentes ($p \leq 0,05$).

Tabela 21. Agrupamento usando método de Tukey e LDS Fisher com um 95% de confiança, para a amostra C, submetida há 1 h de solubilização a 530 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento artificial a 170°C por 8 h.

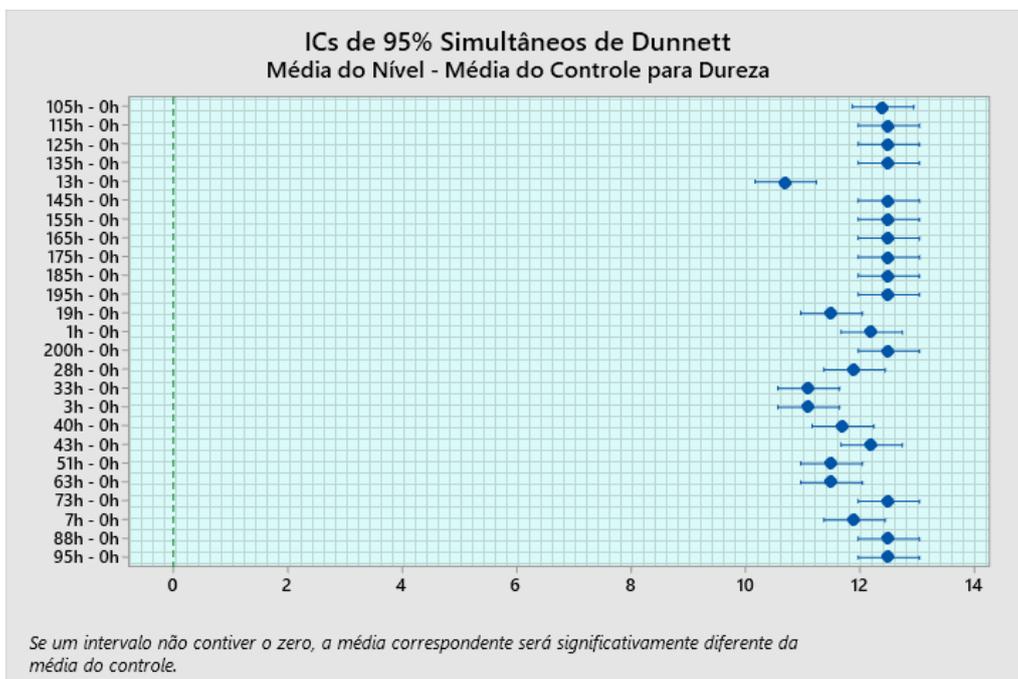
Tempo (h)	N	Média HW	Agrupamento Tukey					Agrupamento LSD Fisher				
95	5	17.00	A					A				
88	5	17.00	A					A				
73	5	17.00	A					A				
200	5	17.00	A					A				
195	5	17.00	A					A				
185	5	17.00	A					A				
175	5	17.00	A					A				
165	5	17.00	A					A				
155	5	17.00	A					A				
145	5	17.00	A					A				
135	5	17.00	A					A				
125	5	17.00	A					A				

115	5	17.00	A							A							
105	5	16.900	A							A							
43	5	16.700	A	B						A	B						
1	5	16.700	A	B						A	B						
7	5	16.400	A	B	C						B	C					
28	5	16.400	A	B	C						B	C					
40	5	16.200		B	C	D						C	D				
63	5	16.00			C	D							D				
51	5	16.00			C	D							D				
19	5	16.00			C	D							D				
3	5	15.600				D	E									E	
33	5	15.600				D	E									E	
13	5	15.200					E										F
0	5	4.500								F							G

Fonte: Própria

Tem-se que para tempos de 1, 7, 28 e 43 h, não há diferença estatística significativa, de acordo com os dados obtidos nas análises. No entanto, é evidente que com 0h, os 26 níveis tem diferença significativa, quer dizer que passou por uma completa solubilização, eliminando sua dureza inicial, alcançando uma solução sólida sobressaturada, considerando que o nível 0h (tempo zero após da tempera), apresenta uma dureza de 4,5HW.

Figura 24. Simultâneos de Dunnett, amostra C, submetida há 1 h de solubilização a 530 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento artificial a 170°C por 8 h.



Fonte: Própria

A Figura 24, corrobora que efetivamente o tratamento térmico de solubilização foi eficiente, eliminando o tratamento original na amostra C, segundo os testes simultâneos de Dunnett.

Após de 1 h de envelhecimento, se alcança uma dureza de 16,7 HW alcançando uma dureza maior que a amostra como recebido com 15,2 HW.

De acordo com a análise estatística do Tukey, Fisher e Dunnett, que apresenta maior certeza a um nível de significância de 95%, considere-se a dureza a partir de 2 h após a solubilização, alcançando o valor de 16,4 HW (112,4HV).

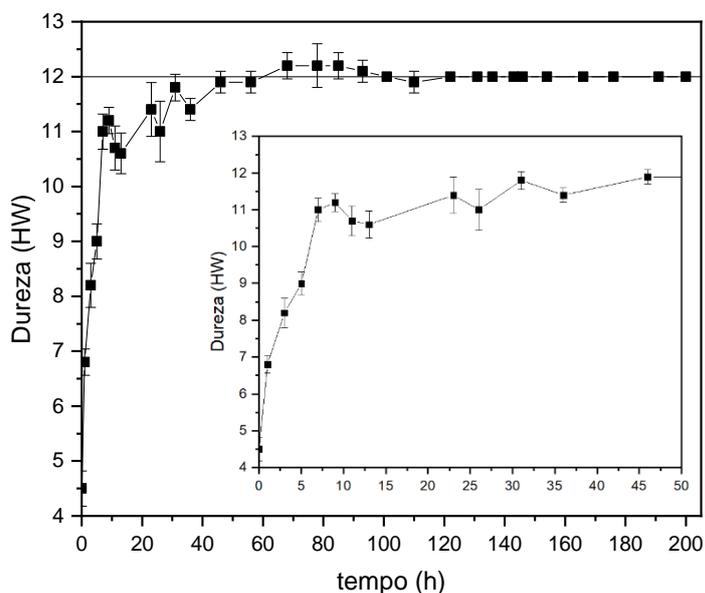
5.1.3 Amostra D

A amostra foi submetida a uma solubilização a 550°C, por 1 h, seguido de um resfriamento rápido em água a temperatura ambiente e depois, submetida a um envelhecimento natural.

O apêndice C, apresenta as médias das durezas que foram medidas durante um tempo de 200H [36], após da tempera, com o propósito de monitorar o comportamento da dureza, nas primeiras 10 h de envelhecimento natural, a dureza muda conforme transcorre o tempo. As medições foram efetuadas após de 10 h, evidenciando nos picos de envelhecimento uma estabilidade gradual de dureza, então, é possível diminuir as medições de dureza num intervalo de 5 h, por um período de 75 h neste tratamento T4. [32]

Segundo a Figura 25, o desvio padrão combinado foi usado para determinar os intervalos de dureza em função do tempo, as barras de erro são usadas ao longo do gráfico para visualizar a incerteza estimada nos valores medidos, com 1h tem a média baixa 6,8 HW, conforme o tempo passa acrescenta sua dureza. Apresenta uma estabilidade da dureza na faixa de 70 até 200 h, de acordo com o desvio padrão mostrado no apêndice C, quando o desvio padrão é zero no existe uma variação entre a média, corroborando a estabilidade da dureza, e o apêndice D apresenta as comparações de curvas de dureza e a estabilidade.

Figura 25. Curva de dureza em função do tempo da amostra D, submetida há 1 h de solubilização a 550 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento natural.



Fonte: Própria

De acordo com a Anova apresentada na Tabela 22, a hipótese nula estabelece que os valores médios da dureza de 29 níveis são os mesmos. Como o valor-p é menor que o nível de significância de 0,05: rejeita-se a hipótese nula e conclui-se que algumas das durezas têm meios diferentes.

Tabela 22. Análise de variância amostra D.

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
TT	29	457,033	15,7598	192,98	0,000
Erro	120	9,800	0,0817		
Total	149	466,833			

Fonte: Própria

Tabela 23. Agrupamento usando o teste de agrupamento de Tukey e o teste de agrupamento de Fisher com um 95% de confiança, para a amostra D, submetida há 1 h de solubilização a 550 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento natural.

Tempo (h)	N	Média	Agrupamento Tukey							Agrupamento LSD Fisher									
			A	B	C	D	E	F	G	A	B	C	D	E	F	G			
85	5	12,20	A									A							
78	5	12,20	A									A							
68	5	12,20	A									A							
93	5	12,10	A									A	B						
200	5	12,00	A									A	B						
191	5	12,00	A									A	B						
176	5	12,00	A									A	B						
166	5	12,00	A									A	B						
154	5	12,00	A									A	B						
146	5	12,00	A									A	B						

143	5	12,00	A									A	B							
136	5	12,00	A									A	B							
131	5	12,00	A									A	B							
122	5	12,00	A									A	B							
101	5	12,00	A	B								A	B							
56	5	11,90	A	B								A	B							
46	5	11,90	A	B								A	B							
110	5	11,90	A	B								A	B							
31	5	11,80	A	B	C								B							
36	5	11,40		B	C	D														C
23	5	11,40		B	C	D														C
9	5	11,20			C	D	E													C
7	5	11,00				D	E													D
26	5	11,00				D	E													D
11	5	10,70					E													E
13	5	10,60					E													F
5	5	9,00						F												G
3	5	8,20							G											H
1	5	6,80								H										I
0	5	4,50									I									J

Fonte: Própria

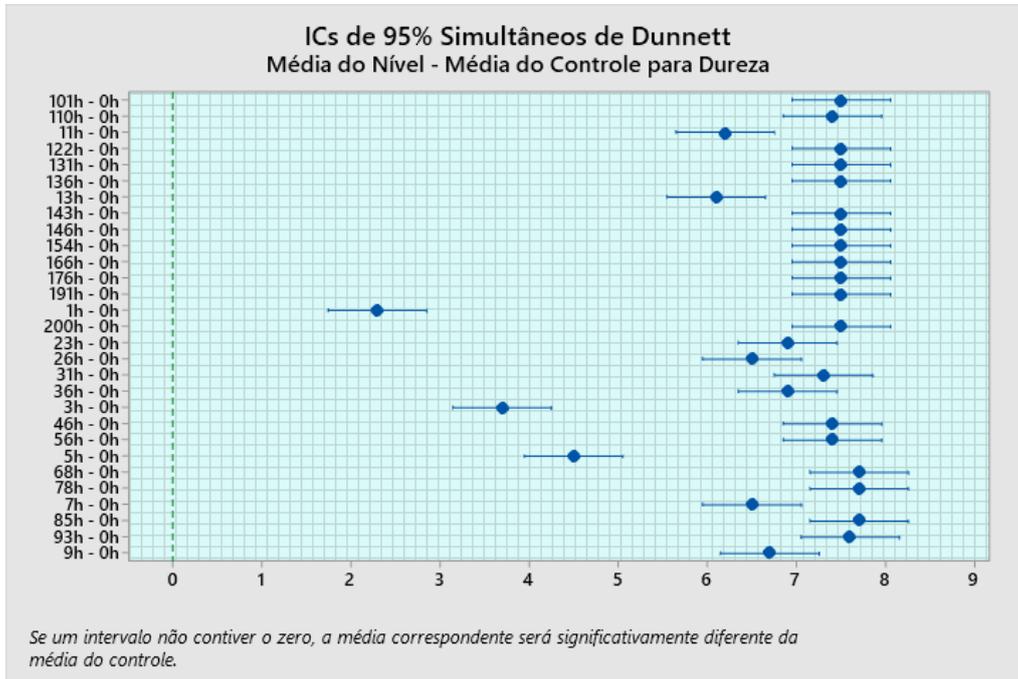
A Tabela 23, apresenta uma comparação das médias de dureza através dos métodos estatísticos de agrupamento Tukey e Fisher, as médias com letra comum não são significativamente diferentes ($p \leq 0,05$).

Tem-se para um tempo de 9 h, não tem diferença estatística significativa, de acordo com os dados obtidos nas análises, mas é evidente que com 0h, os 29 níveis tem diferença significativa. Isto leva a pensar que a amostra passou por uma completa solubilização, eliminando sua dureza inicial, alcançando uma solução sólida sobressaturada.

Por vezes, a evolução da dureza é muitas vezes considerada proporcional ao tempo de envelhecimento natural, começando por uma fase em que praticamente não há aumento da dureza, ou seja, na faixa de 0h-1h, seguida de uma fase acelerada em 7h e novamente uma desaceleração em 10 h, muitas vezes uma diminuição na dureza pode ser obtida, conforme mostrado na Figura 25. Esta diminuição na dureza é interpretada por alguns autores como um recuo ou reversão [12].

De acordo à Figura 26, se pode interpretar que aconteceu o processo de solubilização devido a que nenhum intervalo atravessa por zero, então este tratamento foi feito com sucesso, eliminando o tratamento original na amostra D.

Figura 26. Simultâneos de Dunnett para a amostra D, submetida há 1 h de solubilização a 550 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento natural.



Fonte: Própria

Para todas as médias, após 56 h do envelhecimento natural, se alcança uma dureza de 11,9 HW, sendo esta menor que a dureza da amostra como recebido de 15,2 HW, mas sim embargo este processo é adequado pra diferentes aplicações, um tratamento natural de envelhecimento na faixa de temperatura superior a 180 °C é considerado muito atraente, pois oferece um limite elástico inferior, o que é favorável antes do processo de cozimento da tinta, para menor recuperação elástica e fácil estampagem. E maior e melhor resistência a arranhões [65].

Por outro lado a ASM Internacional, estabelece que um tratamento na liga 6061-T4 não deve ser rejeitado por baixa dureza até que tenha permanecido em temperatura ambiente por pelo menos três dias (72 h) após o tratamento com a solução. Neste teste, a dureza foi medida por 200 h e este resultado sugere que é possível diminuir o tempo de tratamento T4 em 56 h obtendo maior dureza nesse intervalo de tempo.

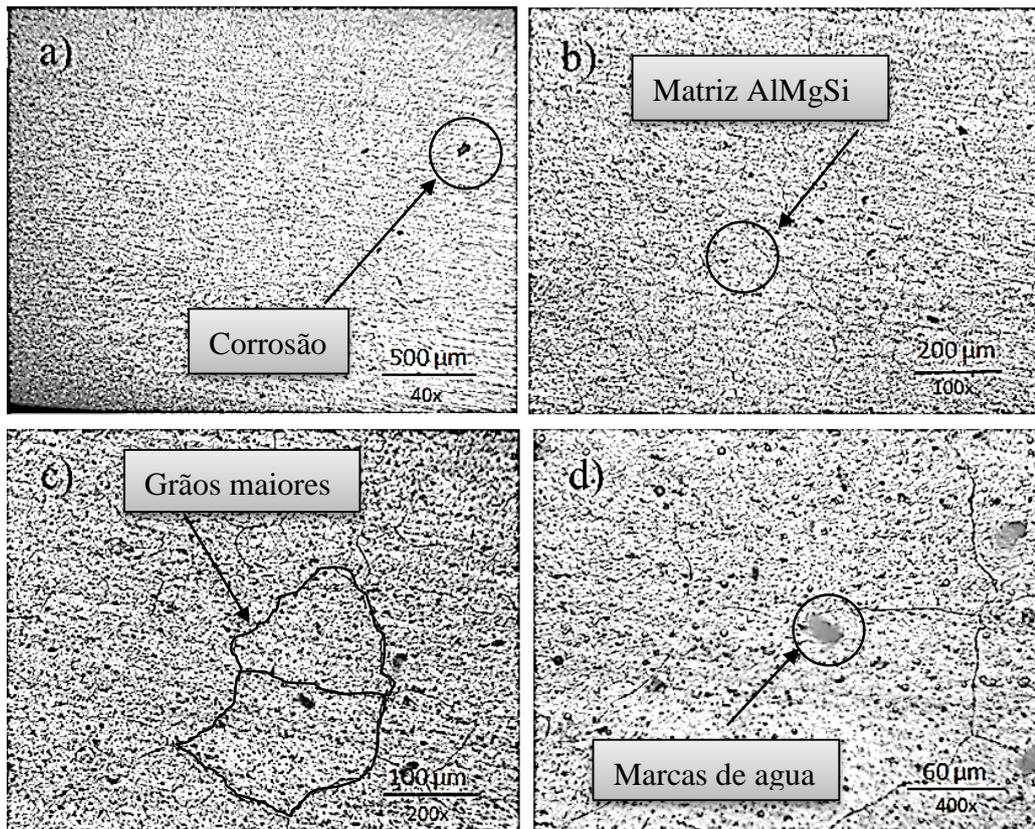
5.2 Análises micro estruturais

5.2.1 Micrografias obtidas no microscópio óptico

As micrografias obtidas por meio da microscopia óptica com aumentos de 40x, 100x, 200x e 400x, apresentam mudanças na microestrutura após de ser submetidas aos

respetivos tratamentos térmicos. Nas ligas de alumínio 6061, todas as micrografias estão na direção transversal à laminação do material.

Figura 27. Microestruturas da amostra como recebido

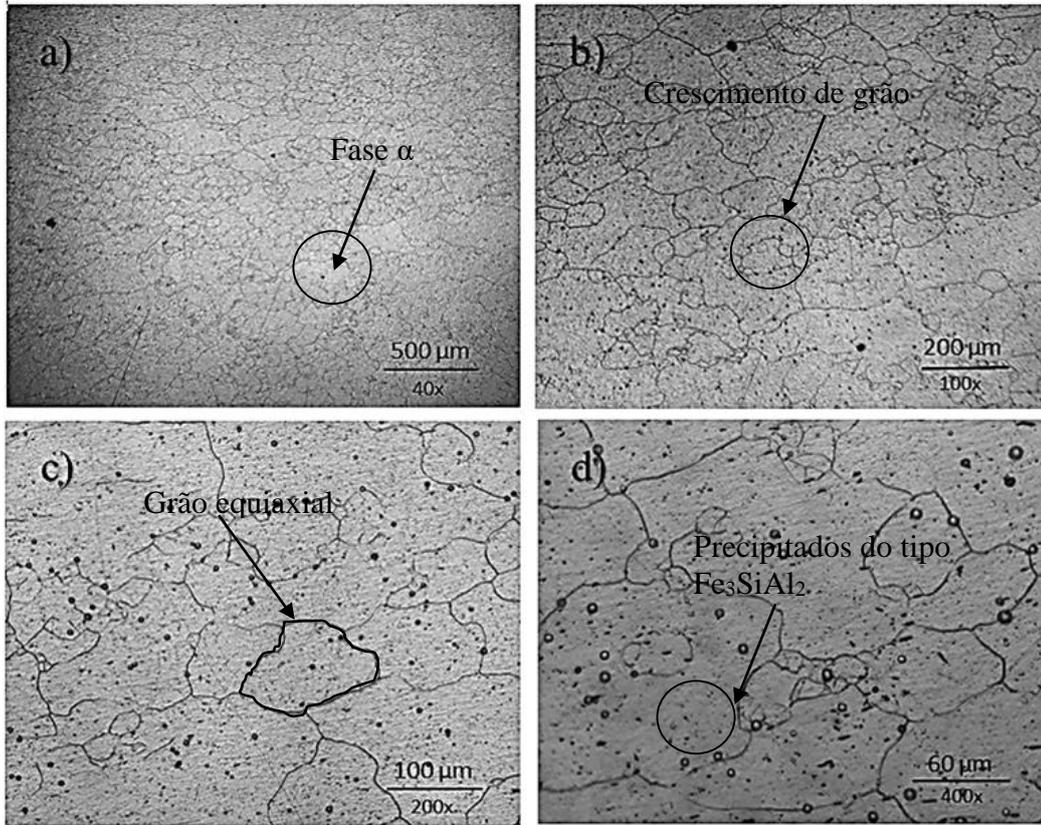


Fonte: Própria

Na micrografia da Figura 27, é observada a microestrutura do alumínio em sua condição de entrega antes da aplicação de tratamentos térmicos, os limites de grãos são avaliados considerando-os como tamanho de grão grosso, os principais componentes desta liga são Al-Mg-Si.

Em metais, um tamanho de grão fino é geralmente preferível, porque eles terão maior resistência à tração, maior dureza e se deformarão menos durante a têmpera, pois também são menos suscetíveis a rachaduras.

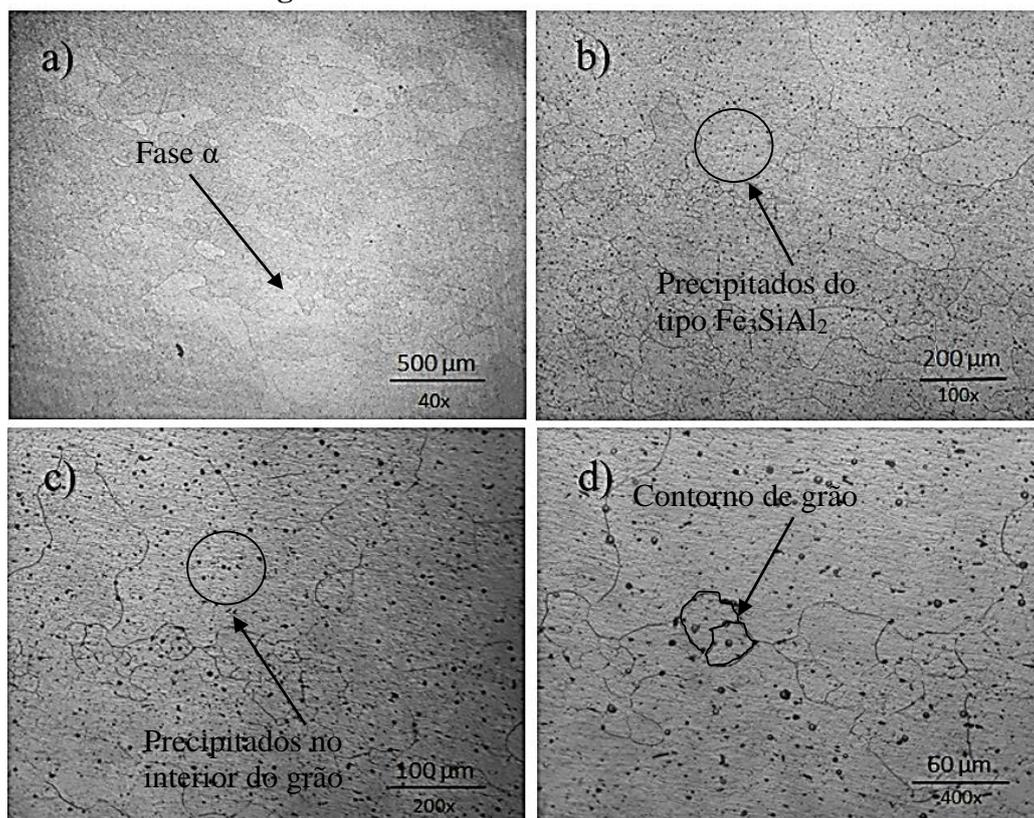
Figura 28. Microestrutura da amostra A



Fonte: Própria

Amostra A, solubilizada por 1 h a 550 °C e 3h de envelhecimento a 200 °C, na Figura 28, devido ao tratamento T6 efetuado, observa-se que o tamanho médio dos grãos iniciou o processo de crescimento de grão, após do tratamento esta liga apresenta um menor tamanho de grãos comparada com a amostra ST, além disso os grãos tornam-se equiaxiais em sua maioria devido ao processo de recristalização que está em andamento, considera-se um tamanho de grão fino, este comportamento já há sido reportado por outros autores [35, 66], também é possível indicar um aumento de dureza, que será verificado ao determinar o tamanho de grão de acordo com ASTM.

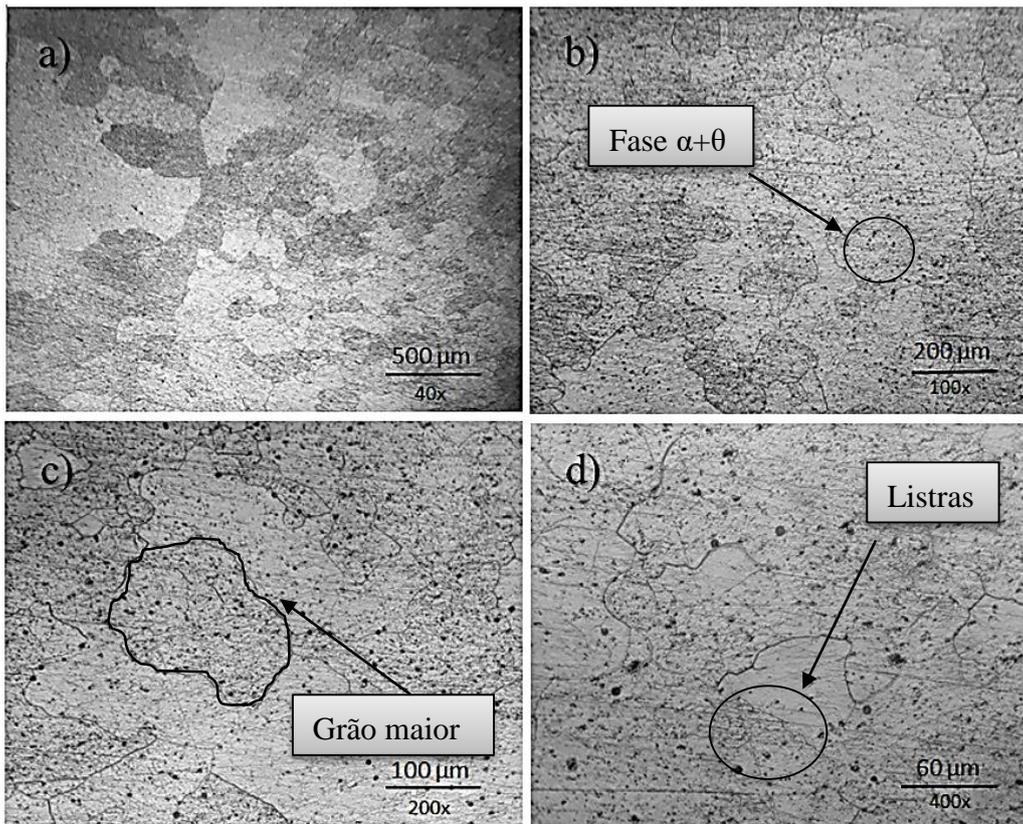
Figura 29. Microestrutura da amostra C



Fonte: Própria

Se a liga contiver uma concentração baixa de ligas de Mg ou Si, o composto pode ser dissolvido durante o tratamento térmico, como apresenta a Amostras C, solubilizada por 1h a 530 °C e 8h de envelhecimento a 170°C, na Figura 29, devido ao tratamento T6 submetido à amostra, é caracterizada por exibir a fase alfa (mais clara) com a presença de precipitados do tipo Fe_3SiAl_2 , o composto Mg_2Si , se comporta como um semicondutor. A solubilidade do composto Mg_2Si no alumínio varia de forma muito importante, dependendo da temperatura, por um lado, e do excesso de magnésio, por outro, estas microestruturas já há sido reportado por outros autores [67], os grãos tornam-se equiaxiais, apresentando características similares com a amostra A. Uma precipitação mais uniforme é observada em todo o material, tanto em tamanho quanto em quantidade, conseguindo com essa condição o maior aumento nas propriedades [68].

Figura 30. Microestrutura da amostra D



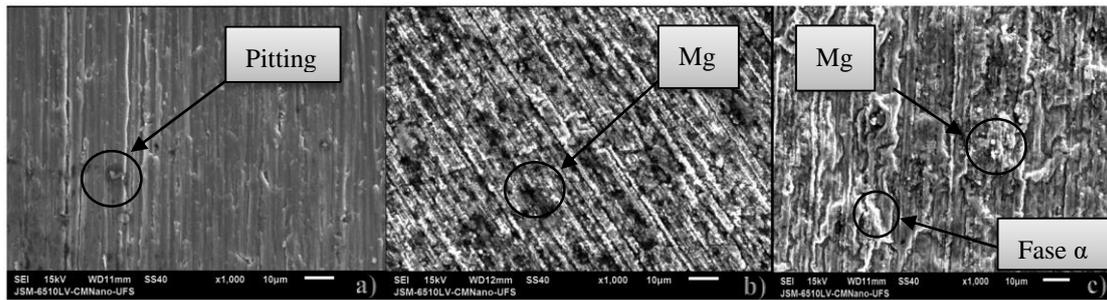
Fonte: Própria

Na Figura 30, apresentam microestruturas da amostra D, solubilizada por 1h a 550 °C com um envelhecimento natural, Após do tratamento térmico, é possível observar o início da precipitação e alguns pontos de corrosão isolada. Os grãos tornam-se equiaxiais e o processo de crescimento se inicia.

5.2.2 Microestruturas obtidas por microscópio eletrônico de varredura

Na figura 31, as micrografias apresentadas tem um aumento de 1000x: a) Sem tratamento: devido ao desgaste a amostra apresenta a participação de compostos intermetálicos no processo de corrosão. Com base no exame realizado na superfície, as partículas induzem uma corrosão pequena. As pites mais extensas começam a se formar a partir de aglomerados de partículas e tendem a se aglutinar com corrosão mais próxima devido ao processo autocatalítico da corrosão por pitting. Corrosões com morfologia semelhante já a sido reportada por outros autores [69, 70].

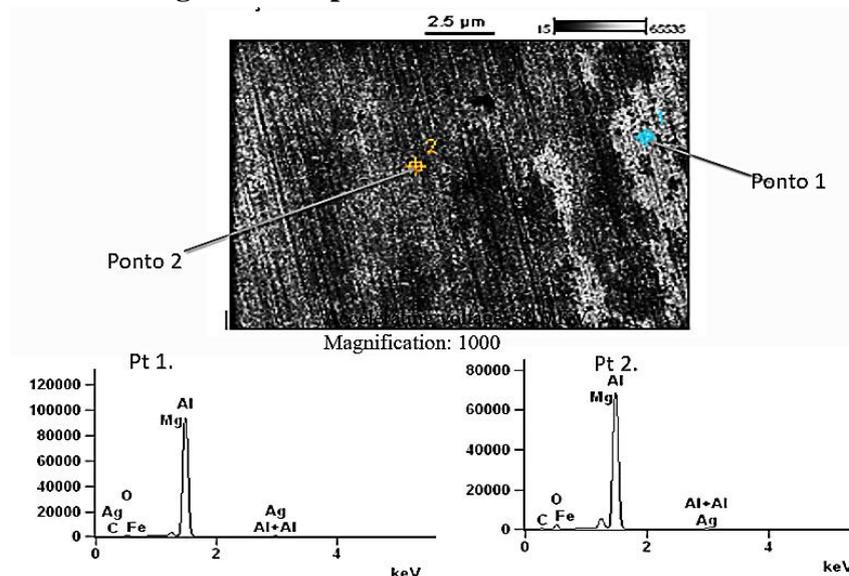
Figura 31. Microscopia eletrônica de varredura: a) sem tratamento; b) amostra A; c) amostra D.



Fonte: Própria

Na Figura 32, a micrografia b) amostra A, mostra partículas de Mg distribuídas na matriz de alumínio, verificou-se através da técnica de difração de elétrons retro espalhados (EDS), que encontra-se acoplado ao sistema MEV, na Figura 30. As partículas maiores continham Al, Fe, Mn, Si e Cu e são provavelmente partículas da fase α -Al. As partículas escuras, são ricas em Al, Mg, Si e O. Considere-se que efetivamente trata-se de uma matriz de alumínio, com teor de Mg, Si e porcentagens menores de Fe e Cu, c) amostra D, apresenta as mesmas condições.

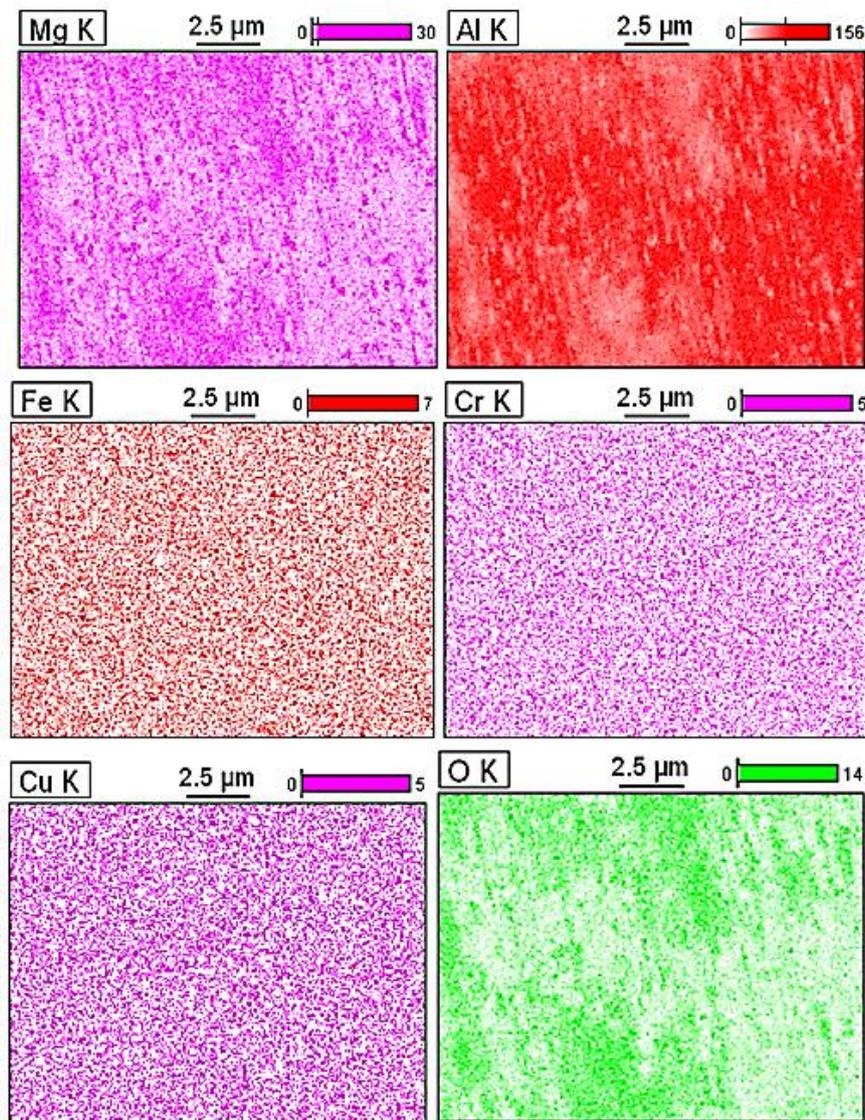
Figura 32. Espectro de EDS da amostra A



Fonte: Própria

Um mapeamento quantitativo dos elementos com uma Mag.: 250 e Acc. Voltagem: 30.0 kV, é apresentado na Figura 33. O objetivo é determinar a distribuição das fases químicas na amostra. Uma possibilidade é comparar os mapas quantitativos de cada um dos elementos, observe-se o teor dos elementos com maior concentração de Al e Mg, e menor concentração de Fe, Cu, Cr.

Figura 33. Mapeamento da amostra tratada termicamente



Fonte: Própria

Os elementos de liga em maior concentração, nesta liga, ou seja, Silício (Si) e Magnésio (Mg) são os responsáveis pelo aumento da resistência da liga sem o decréscimo significativo da ductilidade, provoca a precipitação de Mg_2Si , que é uma fase endurecedora [66]. Quanto ao Ferro (Fe), é a impureza mais significativa e comum, apresenta-se na forma de compostos intermetálicos grosseiros, em combinação com o Al e outros elementos. Observam-se valores pouco significativos para as outras impurezas encontradas na referida liga.

5.2.3 Tamanho de grão

Para determinar o tamanho de grão foram usadas as micrografias com um aumento de 100x, para as amostras ST, A, C e D, sendo utilizadas quatro imagens.

Tamanho de grão amostra ST.

Figura 34. Tamanho de grão, amostra ST



Fonte: Própria

Utilizou-se o cálculo aleatório de área medidas de 5 grãos, para determinar um área por média aproximada.

Tabela 24. Áreas aleatórias da amostra ST

	Área (μm^2)
1	595,168
2	603,567
3	419,361
4	299,264
5	274,068
\bar{X}	438,286

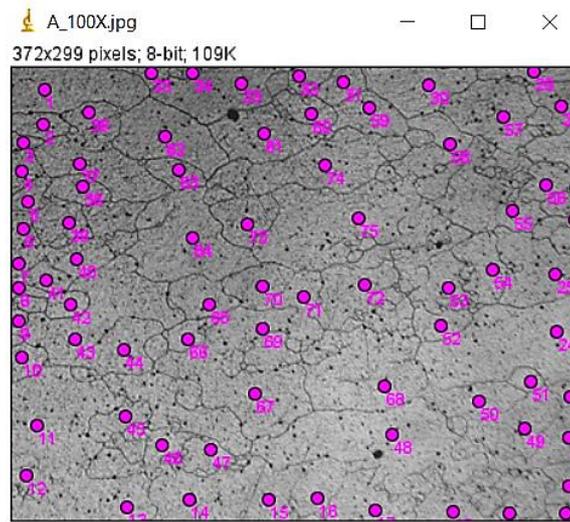
Fonte: Própria

De acordo com a Tabela 24, a área média é comparada com a área de ASTM 112 [71], é determinado que comparando com o área 438,286: corresponde a um tamanho de grão G, tamanho de grão de 8 ASTM.

Tamanho de grão da amostra A

$$\text{Então: } N = \frac{35}{2} + 40 = 57,5 \frac{\text{grãos}}{\text{in}^2}$$

Figura 35. Tamanho de grão para a amostra A



Fonte: Própria

Onde o tamanho de grão é :

$$n = 6,83 + 0 = 7$$

corresponde a um tamanho de grão G – tamanho de grão 7 ASTM.

Foram medidos 5 grãos aleatoriamente, para determinar um área média de $605.33 \mu\text{m}^2$.

Tabela 25. Áreas aleatórias da amostra A

	Área (μm^2)
1	292,808
2	1244,074
3	666,262
4	515,088
5	308,417
\bar{X}	605,33

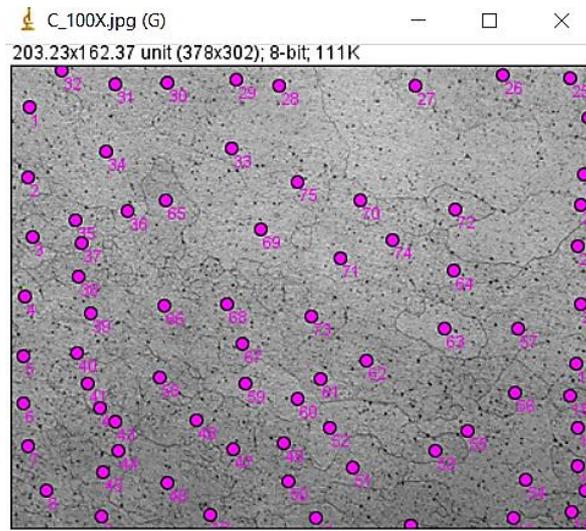
Fonte: Própria

De acordo com a Tabela 24, a área média é comparada com a área de ASTM 112 [71], é determinado que corresponde a um tamanho de grão G – tamanho de grão 7 ASTM.

Tamanho de grão amostra C

$$\text{Então: } N = \frac{32}{2} + 42 = 58 \frac{\text{grãos}}{\text{in}^2}$$

Figura 36. Tamanho de grão para a amostra C



Fonte: Própria

Onde o tamanho de grão é :

$$n = 6,85 + 0 = |7|$$

corresponde a um tamanho de grão G – tamanho de grão 7 ASTM.

Foram medidos 5 grãos aleatoriamente, para determinar um área média de $665.568 \mu\text{m}^2$.

Tabela 26. Áreas aleatórias da amostra C

	Área (μm^2)
1	566,829
2	205,515
3	806,452
4	948,665
5	800,382
\bar{X}	665,568

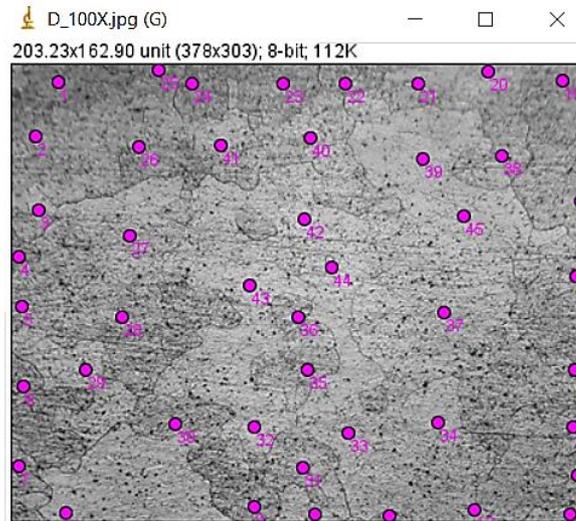
Fonte: Própria

De acordo com a Tabela 26, a área média é comparada com a área de ASTM 112 [71], é determinado que, corresponde a um tamanho de grão G- tamanho de grão ASTM 7.

Tamanho de grão amostra D.

$$\text{Então: } N = \frac{25}{2} + 20 = 32,5 \frac{\text{grãos}}{\text{in}^2}$$

Figura 37. Tamanho de grão para a amostra D



Fonte: Própria

Onde o tamanho de grão é :

$$n = 7,8 + 0 = 8$$

corresponde a um tamanho de grão G – tamanho de grão 8 ASTM.

Foram medidos 5 grãos aleatoriamente, para determinar um área média de $500,322 \mu\text{m}^2$.

Tabela 27. Áreas aleatórias da amostra D

	Área (μm^2)
1	615,604
2	418,241
3	430,839
4	632,401
5	404,524
\bar{X}	500,322

Fonte: Própria

De acordo com a Tabela 27, a área média é comparada com a área de ASTM-112 [71], é determinado que corresponde a um tamanho de grão G – tamanho de grão ASTM 8.

Determinou-se que o tamanho de grão das amostras envelhecidas, para a amostra A e C é de tamanho de grão ASTM 7, enquanto a amostra D apresenta um tamanho de

grão ASTM 8 . A amostras D e à amostra ST sem tratamento apresentam o mesmo tamanho de grão ASTM de 8. Então os tratamentos T6 feitos nas amostras A e C em liga de alumínio 6061 mudaram o tamanho de grão, é possível afirmar que ao obter um tamanho de grão menor, se obteve uma maior dureza, após, realizou-se um análises estadístico de variância, para corroborar se há uma mudança significativa na microestrutura.

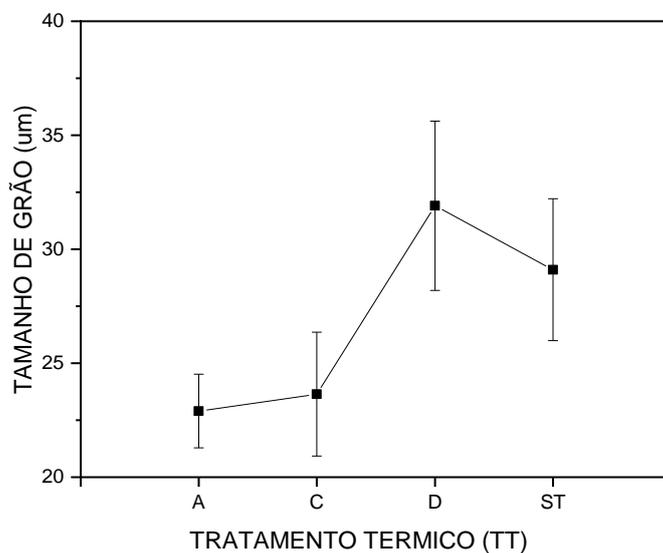
A Tabela 28 e a Figura 38, apresenta o tamanho médio de grão, entre os tratamentos térmicos e a amostra como recebido. Com o menor desvio padrão de 1,61 para a amostra A.

Tabela 28. Tamanho médio de grão

Tratamento térmico	Tamanho de grão (μm)	Desvio Padrão
ST	29,09	$\pm 3,11$
A	22,90	1,61
C	23,64	2,72
D	31,91	3,71

Fonte: Própria

Figura 38. Comparação do tamanho de grão das amostras



Fonte: Própria

Segundo a Figura 38, o desvio padrão combinado foi usado para determinar os intervalos, a amostra A tem a média mais baixa e a amostra D a média mais alta. Não é possível determinar, com base neste gráfico, se algumas das diferenças são estatisticamente significativas. Para determinar a significância estatística, se avaliara os intervalos de confiança para as diferenças médias.

De acordo com a Anova apresentada nestes resultados da Tabela 29, a hipótese nula estabelece que os valores médios do tamanho médio de grão de 4 amostras diferentes são os mesmos. Como o valor-p é menor que o nível de significância de 0,05, rejeita-se a hipótese nula e conclui-se que algumas dos tamanhos de grão têm meios diferentes.

Tabela 29. Análise de variância, tamanho de grão

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
TT	3	618,9	206,31	13,34	0,000
Erro	16	247,5	15,47		
Total	19	866,4			

Fonte: Própria

O tamanho do grão está sendo medido em resposta aos tratamentos térmicos realizados nas amostras, medidas de 5 grãos de cada amostra foram tomadas. A análise ANOVA produziu um p-valor de 0,000 com o qual se conclui que pelo menos uma das médias dos tamanhos de grão é diferente das demais.

Usando o método LSD de Fisher, cada comparação é especificada para ter uma taxa de erro individual de 0,05 (equivalente a um nível de confiança de 95%).

Tabela 30. Informações de agrupamento usando o método LSD de Fisher e 95% de confiança

Tratamento térmico	N	Média	Agrupamento
D	5	36,81	A
ST	5	29,10	B
C	5	23,64	C
A	5	22,902	C

Fonte: Própria

A Tabela 30, apresenta as médias e os agrupamentos segundo o método LSD de Fisher, as médias que compartilham uma letra como as amostras A e C são significativamente iguais, quer dizer que o tamanho de grão estatisticamente é significativamente igual, enquanto as amostras ST e D, são significativamente diferentes.

6. Conclusões

Este trabalho promove um processo de tratamento T6 novo, variando os parâmetros de tempo e temperatura de modo experimental, conseguiu-se reduzir o custo do consumo de energia em um 47%, aumentar a dureza no material, sendo estes uns dos principais aportes nesta pesquisa. Contribuindo com redução do custos, tempo e melhorando os processos de produção na indústria.

- Determina-se o tempo e temperatura ótimos para um tratamento T6, com 1 h de solubilização a 550 °C e 3 h de envelhecimento há 200 °C.
- Para o tratamento T4, o processo de solubilização foi desenvolvido com sucesso eliminando a dureza inicial, apresenta uma dureza de 12HW em um tempo de envelhecimento natural de 56 h, sendo determinado um tamanho médio de grão de 8 ASTM. Este tratamento é realizado de acordo com a aplicação exigida pela indústria, quando é necessário reduzir sua dureza por oferecer um limite elástico inferior favorável antes do cozimento da tinta.
- O efeito no tratamento T6; apresenta um aumento na dureza; esse resultado foi verificado com uma análise estatística da anova; de tamanho média de grão e dureza, atingindo uma dureza de 16,4HW (112,4HV / 94,3 HRE), em um período de 2 h, com granulometria média de 7 ASTM. De acordo com a microestrutura observe-se uma redução no tamanho médio dos grãos; para ambos casos de T6, o que é favorável, pois com o crescimento do grão obtemos um aumento na dureza do material
- As micrografias apresentam formato equiaxial, observa-se que o processo de crescimento de grãos inicia-se nas amostras tratadas com T6, apresentando características semelhantes nos dois casos, enquanto, em a tratada com T4 não há evidências de alteração de sua microestrutura em relação à mostra como recebido. As principais partículas contêm ligas de Al, Fe, Mn, Si e Cu e são da fase α -Al. As partículas escuras, são ricas em Al, Mg, Si e O. Considera-se que é efetivamente uma matriz de alumínio, com um teor de Mg e Si e menor porcentagem de Fe e Cu, dados obtidos com a análise de MEV.
- De acordo com as microestruturas obtidas, é evidente a influência da temperatura e do tempo de tratamento térmico no tamanho médio de grão que atingem, com 1 h de solubilização a 550 °C não é suficiente para alterar o tamanho de grão em

T4, mas para um tratamento T6, uma mudança no tamanho do grão é observada; então, é determinado que a temperatura e o tempo do tratamento térmico influenciam o tamanho do grão.

REFERÊNCIAS

- [1] Rivera Peña Y. Ciencia de los materiales.
- [2] Ashkenazi D. How aluminum changed the world: A metallurgical revolution through technological and cultural perspectives. *Technol Forecast Soc Chang* 2019; 143: 101–113.
- [3] Reuter M, Heiskanen K, Boin U, et al. Raw Materials for Aluminium Production. In: *Developments in Mineral Processing*, p. 365–372.
- [4] Tsakiridis PE. Aluminium salt slag characterization and utilization - A review. *J Hazard Mater* 2012; 217–218: 1–10.
- [5] Davis J. Aluminum and Aluminum Alloys - Google Libros, https://books.google.com.ec/books?hl=es&lr=&id=Lskj5k3PSIcC&oi=fnd&pg=PP9&ots=Fwx07hexeW&sig=pbw-VT-C9r5eXKQt6nYGHoujAN0&redir_esc=y#v=onepage&q&f=false (1993, acessado 11 de fevereiro de 2021).
- [6] Niranjana 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.
- [7] Engler O, Marioara CD, Aruga Y, et al. Effect of natural ageing or pre-ageing on the evolution of precipitate structure and strength during age hardening of Al–Mg–Si alloy AA 6016. *Mater Sci Eng A* 2019; 759: 520–529.
- [8] Schloth P. Precipitation in the high strength AA7449 aluminium alloy: implications on internal stresses on different length scales PAR. 2015; 6525: 210.
- [9] Xu C, He H, Yu W, et al. Influence of quenching temperature on peak aging time and hardness of Al-Mg-Si-Cu alloys strengthened by nano-sized precipitates. *Mater Sci Eng A* 2019; 744: 28–35.
- [10] Cai M, Field D., Lorimer G. A systematic comparison of static and dynamic ageing of two Al–Mg–Si alloys. *Mater Sci Eng A* 2004; 373: 65–71.
- [11] Mayén J, Abúndez A, Pereyra I, et al. Correlation between mechanical properties and corrosion behavior of an Al 6061 alloy coated by 5% CH₃COOH pressurized steam and RRA heat treated. *Surface and Coatings Technology* 2017; 309: 344–354.
- [12] Dumitraschkewitz P, Gerstl S, Stephenson LT, et al. Clustering in Age-Hardenable Aluminum Alloys. *Adv Eng Mater* 2018; 20: 24.
- [13] Smith WF. *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales*. Cuarta. México: Mc Graw Hill, 2004.
- [14] Tan E, Ögel B. Influence of heat treatment on the mechanical properties of steel type (40X). *Turkish J Eng Env Sci* 2014; 16: 83–88.
- [15] Gwózd M, Kwapisz K. *Influence of ageing process on the microstructure and mechanical properties of aluminium-silicon cast alloys Al-9% Si-3%Cu and Al-9% Si-0,4%Mg*. Jönköping University, Suecia., 2008.

- [16] Anjabin N, Taheri AK. The effect of aging treatment on mechanical properties of aa6082 alloy : modeling and experiment. *Iran J Mater Sci Eng* 2010; 7: 14–21.
- [17] Xu X, Deng Y, Chi S, et al. Effect of interrupted ageing treatment on the mechanical properties and intergranular corrosion behavior of Al-Mg-Si alloys. *J Mater Res Technol* 2020; 9: 230–241.
- [18] Grong O. *Metallurgical Modelling of Welding*. 1994. Epub ahead of print 1994. DOI: 10.1016/1044-5803(95)80084-0.
- [19] Bohórquez CA, Sierra Cetina M, Lemus J. Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento en las propiedades mecánicas de los aluminios 6061 T6 y 6063 T5. *Av Investig en Ing* 2010; 13: 20.
- [20] Dias Melo A. *Estudo do endurecimento de uma liga de Alumínio da série Al- Mg-Si submetidas ao tratamento térmico T6*. 2017.
- [21] Ferrai RB. Caracterização de liga metálica a base de alumínio - magnésio obtida por método convencional após tratamentos termomecânicos visando estruturas monocristalinas. *D* 2008; IPEN: 83.
- [22] Padilha AF. *Materiais de Engenharia Microestrutura e Propriedades*. 2000. Epub ahead of print 2000. DOI: 10.1017/CBO9781107415324.004.
- [23] Constantino VRL, Araki K, Silva DDO, et al. Preparação de compostos de alumínio a partir da bauxita: Considerações sobre alguns aspectos envolvidos em um experimento didático. *Quim Nova* 2002; 25: 490–498.
- [24] Wallace DH. *Market Control in the Aluminum Industry*. Massachusetts, file:///C:/Users/55929/Downloads/GIPE-068842.pdf (1937).
- [25] Polmear IP. Light Alloys - From Traditional Alloys to Nanocrystals. *Light Alloy*. Epub ahead of print 2006. DOI: 10.1017/CBO9781107415324.004.
- [26] Sampaio J, Andrade M, Dutra A. *Rochas e Minerais Industriais - CETEM*. 2º ed. 2008.
- [27] Rai S, Wasewar K, Mukhopadhyay J, et al. Neutralization and utilization of red mud for its better waste management. *Arch Env Sci* 2012; 6: 13–33.
- [28] Obaidat M, Ahmed A-G, Phelan P, et al. Energy and Exergy Analyses of Different Aluminum Reduction Technologies. *Sustainability* 2018; 10: 2–21.
- [29] Schwarz H-G. Technology diffusion in metal industries: driving forces and barriers in the German aluminium smelting sector. *J Clean Prod* 2008; 16: S37–S49.
- [30] Padilha AF, Siliciano Jr. F. *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*. 2005.
- [31] Gil Mur FJ, Manero Planella JM, Rodriguez Rius D. Aleaciones Leves. p. 15–16.
- [32] ASM Handbook. Heat Treating of Aluminum Alloys. *ASM International*® 1991; 4: 1862–1960.
- [33] 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.

- [34] Fang X, Song M, Li K, et al. Precipitation sequence of an aged Al-Mg-Si alloy. *J Min Metall Sect B Metall* 2010; 46: 171–180.
- [35] Unfried-Silgado J, del Río JL, Vargas DM, et al. Efectos de la aplicación de tratamientos isotérmicos sobre el tamaño de grano y la dureza de aleaciones de aluminio AA5083-H116. *Rev Mater*; 22. Epub ahead of print 2017. DOI: 10.1590/S1517-707620170001.0115.
- [36] Myhr O. Modelling of the age hardening behaviour of Al–Mg–Si alloys. *Acta Mater* 2001; 49: 65–75.
- [37] Mazzolani FM. Competing issues for aluminium alloys in structural engineering. *Prog Struct Eng Mater* 2004; 6: 185–196.
- [38] Starke E., Staley J. Application of Modern Aluminum Alloys to Aircraft. *Pergamon* 1996; 32: 131–172.
- [39] Santos MC, Machado AR, Sales WF, et al. Machining of aluminum alloys: a review. *Int J Adv Manuf Technol* 2016; 86: 3067–3080.
- [40] Long RS, Boettcher E, Crawford D. Current and Future Uses of Aluminum in the Automotive Industry. *Miner Met Mater Soc* 2017; 69: 2635–2639.
- [41] Rooy EL, Linden JHL Van. ASM Metals Handbook, Vol 02 Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. 1990; 3330–3345.
- [42] Callister Jr W, Rethwish DG. *Materials Science and Engineering*. Eighth., <http://kaizenha.com/wp-content/uploads/2016/04/Materials-Textbook-8th-Edition.pdf> (2010).
- [43] Makhlof MM, Guthy H V. The aluminum-silicon eutectic reaction: Mechanisms and crystallography. *J Light Met* 2001; 1: 199–218.
- [44] George Ellwood Dieter. *Metalurgia Mecânica*. 2º ed. 1998.
- [45] Nunes Soares MR. *Efeitos dos ciclos de envelhecimento no comportamento de ligas de alumínio*, <https://ria.ua.pt/bitstream/10773/2297/1/2010000192.pdf> (2009).
- [46] Lima NAG. Tratamento térmico de envelhecimento da liga de fundição AlSi10Mg (Fe) Nuno Alexandre Gonçalves Lima. 2012; 60.
- [47] Melo Martins MM. Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082. 2008, <https://ria.ua.pt/bitstream/10773/2262/1/2008001818.pdf> (2008).
- [48] Fransson C. *Accelerated aging of aluminum alloys*, <http://www.diva-portal.org/smash/record.jsf?pid=diva2:284078> (2009).
- [49] Stevens NC, Cuervo GMF. Medios de enfriamiento para el temple. 2010; 2: 63–66.
- [50] Cázares Gonzales CS. *Estudio del efecto de la velocidad de temple sobre la precipitación en aleaciones de aluminio-silicio-magnesio*. Universidad Autónoma de Nuevo León, 2016.
- [51] Pires Maia AM. Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101.

- [52] Seisenbacher B, Winter G, Grün F. Modelling the effect of ageing on the yield strength of an aluminium alloy under cyclic loading at different ageing temperatures and test temperatures. *Int J Fatigue* 2020; 137: 105635.
- [53] Edwards GA, Stiller K, Dunlop GL, et al. The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys. *Acta Mater* 1998; 46: 3893–3904.
- [54] Roven HJ, Liu M, Werenskiold JC. Dynamic precipitation during severe plastic deformation of an Al – Mg – Si aluminium alloy. *Mater Sci Eng A* 2010; 484: 54–58.
- [55] Buzinelli DV. Dimensionamento de elementos estruturais em alumínio. 2008; 1–31.
- [56] Promecol L. *Composição química, dureza*. 2017.
- [57] Valencia A. Alumínio AW6061. 2016; 6061.
- [58] ThyssenKrupp M. Inoxidables y Aluminio Aceros inoxidables ferríticos , martensíticos y endurecidos por precipitación Aluminio. 2018; 28906.
- [59] Salazar-Guapuriche MA, Zhao YY, Pitman A, et al. Correlation of strength with hardness and electrical conductivity for aluminium Alloy 7010. *Mater Sci Forum* 2006; 519–521: 853–858.
- [60] ASTM International. Standard Test Method for Indentation Hardness of Aluminum Alloys by Means of a Webster Hardness Gage. *B647* 2010; 4.
- [61] Montgomery DC. *Diseño y análisis de experimentos*. 2004.
- [62] Esmaeili S, Lloyd DJ, Poole WJ. Modeling of precipitation hardening for the naturally aged Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111. *Acta Mater* 2003; 51: 3467–3481.
- [63] Gaber A, Afify N. Characterization of the precipitates in Al-Li(8090) alloy using thermal measurements and TEM examinations. *Phys B* 2002; 315: 1–6.
- [64] Davis J. Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys - Google Livros. *ASM INTERNATIONAL* 1999; 8–10.
- [65] Birol Y. Pre-aging to improve bake hardening in a twin-roll cast Al – Mg – Si alloy. *Mater Sci Eng A* 2005; 391: 175–180.
- [66] Espósito, I. M.; Buso, S. J.; Monteiro WA. Caracterização mecânica e microestrutural da liga Al 6063 após tratamentos termomecânicos. *17º CBECIMat - Congr Bras Eng e Ciência d2os Mater* 2006; 17: 4832–4841.
- [67] Echavarría V. A, Orrego P. GA. Metalurgia Básica De Algunas Aleaciones De Aluminio Extruidas O Laminadas. *J Chem Inf Model* 2013; 53: 1689–1699.
- [68] Cruz JF. *Influencia del tratamiento térmico de envejecido a 200° C, en las propiedades mecánicas de impacto, tensión y dureza de la aleación de aluminio 2024 T4*. Universidad Libre, 2017.
- [69] Zaid B, Saidi D, Benzaid A, et al. Effects of pH and chloride concentration on pitting corrosion of AA6061 aluminum alloy. *Corros Sci* 2008; 50: 1841–1847.
- [70] Aballe A, Bethencourt M, Botana FJ, et al. Localized alkaline corrosion of alloy AA5083 in neutral 3.5% NaCl solution. *Corros Sci* 2001; 43: 1657–1674.

- [71] ASTM International. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. *E-112* 2004; 1–26.

APÊNDICES

Apêndice A. Variação da dureza em função do tempo para a amostra A, submetida há 1 h de solubilização a 550 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento artificial a 200°C por 3 h.

Tempo h	Dureza HW	Desvio Padrão
0	4,6	±0,2
1	16,7	0,4
2	16,4	0,37
3	16,4	0,37
4	16,4	0,49
6	16,5	0,32
8	16,1	0,2
10	14,8	0,24
20	14,8	0,24
23	16	0,55
28	15,7	0,68
33	15,4	0,2
43	15,7	0,4
53	15,8	0,24
65	16	0
75	16	0
82	16	0
89	16	0
98	16,1	0,2
107	16,1	0,2
119	16	0
127	16	0
132	16	0
139	16,1	0,2
142	16	0
150	16	0
162	15,8	0,4
172	16	0
180	16	0
190	16	0
200	16	0

Fonte: Própria.

Apêndice B. Variação de dureza em função do tempo para a amostra C, submetida há 1 h de solubilização a 530 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento artificial a 170°C por 8 h.

Tempo h	Dureza HW	Desvio Padrão
0	4,5	±0,32
1	16,7	0,4
3	15,6	0,49
7	16,4	0,49
13	15,2	0,4
19	16	0
28	16,4	0,49
33	15,6	0,49
40	16,2	0,24
43	16,7	0,4
51	16	0
63	16	0
73	17	0
88	17	0
95	17	0
105	17	0
115	16,9	0,2
125	17	0
135	17	0
145	17	0
155	17	0
165	17	0
175	17	0
185	17	0
195	17	0
200	17	0

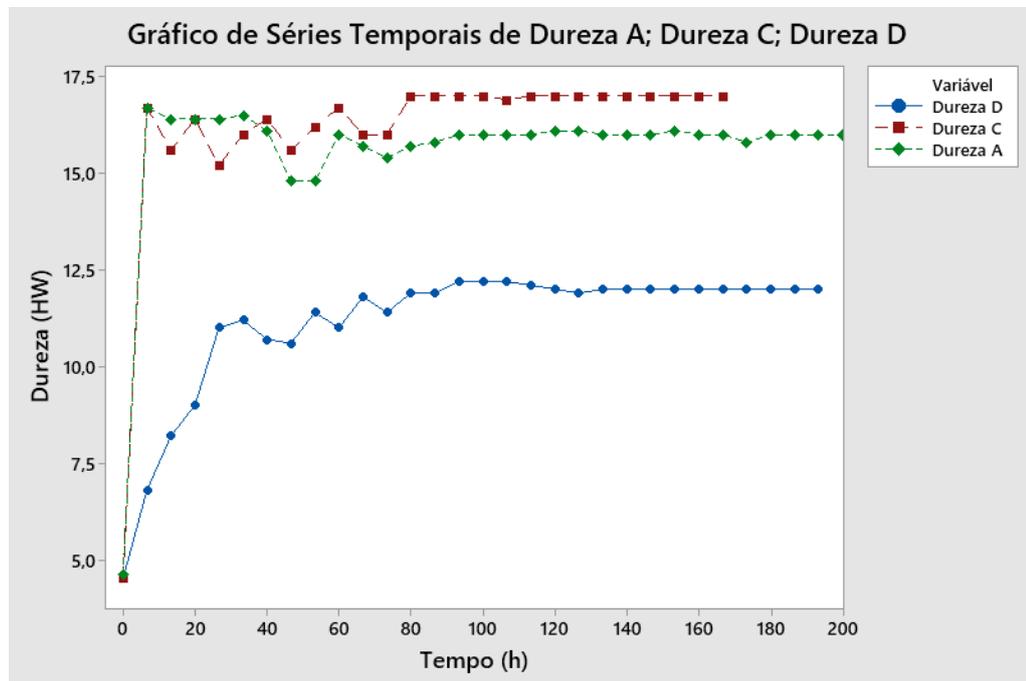
Fonte: Própria

Apêndice C. Variação da dureza em função do tempo para a amostra D, submetida há 1 h de solubilização a 550 °C seguido de um resfriamento rápido a temperatura ambiente e um envelhecimento natural.

Tempo h	Dureza HW	Desvio Padrão
0	4,5	±0,32
1	6,8	0,24
3	8,2	0,4
5	9	0,32
7	11	0,32
9	11,2	0,24
11	10,7	0,4
13	10,6	0,37
23	11,4	0,49
26	11	0,55
31	11,8	0,24
36	11,4	0,2
46	11,9	0,2
56	11,9	0,2
68	12,2	0,24
78	12,2	0,4
85	12,2	0,24
93	12,1	0,2
101	12	0
110	11,9	0,2
122	12	0
131	12	0
136	12	0
143	12	0
146	12	0
154	12	0
166	12	0
176	12	0
191	12	0
200	12	0

Fonte: Própria

Apêndice D. O gráfico apresenta uma comparação das curvas de dureza em função do tempo, é possível observar o incremento e estabilidade das durezas.



Apêndice E. Simulação do consumo de energia segundo Amazonas Energia, para os tratamentos T6, o processo desenvolvido com parâmetros convencionais quanto com parâmetros experimentais.

Consumo de energia:


T6 - ASTM

Simulação de Consumo

Aparelho	Potência(KW)	Quantidade	Horas por Dia	Dias por Mês	Consumo Estimado	Ação
FORNO GRANDE PARA CERAMICA	8,5	1	1	30	255 kWh	REMOVE
FORNO ELET HIPER VULCAO C/4 CAMARAS	22	1	8	30	5280 kWh	REMOVE

CALCULAR

Convencional (R\$ por kWh)
0,693

Consumo Total: 5535 kWh
 Custo Estimado Bandeira Verde: R\$ 3.383,93
 Custo Estimado Bandeira Amarela: R\$ 3.458,27
 Custo Estimado Bandeira Vermelha: R\$ 3.614,69
 Custo Estimado Bandeira Vermelha Patente 2: R\$ 3.729,48


T6 - Experimental

Simulação de Consumo

Aparelho	Potência(KW)	Quantidade	Horas por Dia	Dias por Mês	Consumo Estimado	Ação
FORNO GRANDE PARA CERAMICA	8,5	1	1	30	255 kWh	REMOVE
FORNO ELET HIPER VULCAO C/4 CAMARAS	22	1	4	30	2640 kWh	REMOVE

CALCULAR

Reduzindo o custo do consumo de energia em 47%

R\$ 1778,83

Consumo Total: 2895 kWh
 Custo Estimado Bandeira Verde: R\$ 1.769,92
 Custo Estimado Bandeira Amarela: R\$ 1.808,80
 Custo Estimado Bandeira Vermelha: R\$ 1.890,61
 Custo Estimado Bandeira Vermelha Patente 2: R\$ 1.950,65