

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

NATASHA NOGUEIRA

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO NA
MICROESTRUTURA E NA DUREZA DA LIGA DE ALUMÍNIO 7075 ENDURECIDA
POR PRECIPITAÇÃO

BELO HORIZONTE

2013

NATASHA NOGUEIRA

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO NA
MICROESTRUTURA E NA DUREZA DA LIGA DE ALUMÍNIO 7075 ENDURECIDA POR
PRECIPITAÇÃO

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

Orientador: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Wellington Lopes

Belo Horizonte

2013

NATASHA NOGUEIRA

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO NA
MICROESTRUTURA E NA DUREZA DA LIGA DE ALUMÍNIO 7075 ENDURECIDA
POR PRECIPITAÇÃO**

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

Aprovado em 05/04/2013

BANCA EXAMINADORA

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Prof. Dr. Wellington Lopes

Prof. Msc. Joel Romano Brandão

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus pelo dom da vida, pelas oportunidades que Ele colocou em minha vida e que eu, sem pensar duas vezes, agarrei com todas as minhas forças.

Agradeço a minha mãe e ao meu noivo, por serem meu porto seguro, pelo amor infinito e por estarem em minha vida em todos os momentos, fossem eles de alegria ou momentos difíceis. Agradeço a minha vó, por me mostrar a cada dia, através de seu olhar, a paz.

Agradeço à minha querida orientadora e amiga Elaine, por todo carinho e atenção, por dividir comigo sem nenhuma restrição seus conhecimentos, pelos momentos de descontração e pelos desabafos quando mais precisei.

Aos queridos Professores Wellington Lopes e Joel Romano, pela atenção e consideração imensuráveis, presentes em momentos tão importantes, sempre com aquele carisma indescritível.

Agradeço aos meus amigos, pela força, pelos risos e sorrisos. Agradeço principalmente, à minha amiga Tâmis, pois, com certeza, com ela, a caminhada até aqui foi muito melhor.

Aos mestres, pelo conhecimento, atenção e disponibilidade.

Agradeço a todas essas pessoas maravilhosas que Deus colocou em minha vida, pois sem elas, com certeza, nada disso seria possível.

RESUMO

Ligas de alumínio podem possuir, dentre diversas propriedades, uma relação que se destaca entre sua resistência mecânica e densidade. Tal característica torna a utilização destas ligas cada vez maior na indústria aeronáutica. Para que haja um aumento significativo da resistência mecânica, entretanto, emprega-se o tratamento térmico de endurecimento por precipitação, que consiste em linhas gerais pela formação de partículas finas e dispersas de uma segunda fase em uma matriz de outra fase cristalina. Neste trabalho foram avaliados os efeitos das alterações nos parâmetros de envelhecimento no tratamento térmico de endurecimento por precipitação na liga de alumínio aeronáutica 7075. Para a caracterização do material foram utilizadas técnicas metalográficas desenvolvidas exclusivamente para a liga estudada, envolvendo o emprego de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, além do ensaio de microdureza Vickers. Os aspectos fundamentais avaliados foram as principais alterações que variações de tempo e temperatura de envelhecimento causaram na microestrutura e na dureza do material.

Palavras-chave: Liga de alumínio, indústria aeronáutica; endurecimento por precipitação.

ABSTRACT

Aluminum alloys can have, among several properties, a relationship that stands between their mechanical strength and density. This characteristic makes the use of these alloys increased in the aircraft industry. In order to have a significant increase in the strength, however, the heat treatment of precipitation hardening is employed, involving the development of fine particles and a second phase dispersed in a matrix of another crystalline phase. This study evaluated the effects of changes in the parameters of aging in the heat treatment of precipitation hardening in the 7075 aluminum alloy. Metallographic techniques were specially developed for the analysis of these alloy, whose evaluation involved optical microscopy, scanning electron microscopy and Vickers hardness tests. The results showed that changes in aging time and temperature affected the microstructure and the hardness of the material.

Keywords: Aluminum alloy, aviation industry; precipitation hardening.

SUMÁRIO

Lista de Figuras

Lista de Tabelas

Lista de Gráficos

1 INTRODUÇÃO	13
2 OBJETIVOS	14
2.1 Objetivo Geral:	14
2.2 Objetivos Específicos:	14
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	15
3.1 Alumínio e Ligas de Alumínio.....	15
3.1.1 História e obtenção do alumínio.....	15
3.1.2 Características gerais do alumínio e de suas ligas.....	16
3.1.3 Apresentação geral das ligas de alumínio para indústria aeronáutica	24
3.1.4 Ligas alumínio-zinco-magnésio	25
3.2 Tratamentos Térmicos de Endurecimento por Precipitação.....	27
3.2.1 Características gerais da operação.....	27
3.2.2 Endurecimento por precipitação das ligas de alumínio para indústria aeronáutica.....	34
3.3 Preparação Metalográfica de Amostras de Alumínio e suas Ligas	35
3.3.1 Técnicas metalográficas usualmente utilizadas.....	35
4 METODOLOGIA	38
4.1 Descrição Geral do Trabalho Desenvolvido	38
4.2 Procedimento Experimental	38
4.3 Material	40
4.4 Tratamentos Térmicos.....	40
4.5 Determinação do Procedimento para a Metalografia da Liga de Alumínio 7075	42
4.6 Análise Microestrutural.....	44
4.7 Ensaio de Microdureza Vickers	46
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	47
5.1. Desenvolvimento do Procedimento Metalográfico.....	47
5.2 Análise do Efeito da Temperatura e do Tempo de Envelhecimento na Dureza da Liga 7075.....	50
5.3 Caracterização microestrutural da liga 7075 no estado como recebido	55

5.4 Caracterização Microestrutural da Liga de Alumínio 7075 Recozida	56
5.5 Caracterização Microestrutural da Liga de Alumínio 7075 Tratada Termicamente por Endurecimento por Precipitação	58
5.5.1 Análise do efeito da solubilização na microestrutura da liga 7075	58
5.5.2 Análise do efeito da temperatura e do tempo de envelhecimento na microestrutura da liga de alumínio 7075.....	59
6 CONCLUSÕES.....	73
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	74

LISTA DE FIGURAS

- Figura 1: Nomenclatura das ligas de alumínio
- Figura 2: Microestruturas típicas de ligas de alumínio-silicone comercial (a) hipoeutética, (b) eutética e (c) hipereutética
- Figura 3: (a) e (b), Micrografia de um liga de alumínio-cobre com uma pequena quantidade de prata, com baixo nível de impurezas
- Figura 4: (a) e (b), Típica liga comercial de alumínio-magnésio
- Figura 5: Materiais aplicados na fabricação do F-14
- Figura 6: Diagrama de equilíbrio Liga Al-Cu
- Figura 7: Zonas de Guiner-Preston
- Figura 8: Aspectos estruturais do endurecimento por precipitação
- Figura 9: Mecanismos de envelhecimento. a) Solução sólida α ; b) Envelhecido; c) Superenvelhecido
- Figura 10: Procedimento associado à definição da técnica metalográfico para análise da liga de alumínio aeronáutico 7075
- Figura 11: Procedimento associado à análise dos efeitos dos parâmetros de envelhecimento no tratamento térmico de endurecimento por precipitação da liga de alumínio aeronáutico 7075
- Figura 12: Forno utilizado para a realização dos tratamentos térmicos
- Figura 13: Microscópio óptico Fortel
- Figura 14: Equipamento Shimadzu SSX-550
- Figura 15: Amostras para análise de MEV
- Figura 16: Microdurômetro Shimadzu 2T
- Figura 17: Amostras atacadas quimicamente com HF. a) Ampliação de 200x. b) Ampliação de 1000x
- Figura 18: Fotomicrografias da liga 7075 no estado como recebido. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x
- Figura 19: Microscopia eletrônica de varredura da liga 7075 no estado como recebido. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x
- Figura 20: Fotomicrografias da liga 7075 recozida à 420°C durante 1 hora. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Figura 21: Microscopia eletrônica de varredura da liga 7075 recozida. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Figura 22: Fotomicrografias da liga 7075 solubilizada à 480°C durante 1 hora.. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Figura 23: Microscopia eletrônica de varredura da liga solubilizada à 480°C durante 24 horas resfriada em água. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Figura 24: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 90°C durante 3 horas. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Figura 25: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 90°C durante 3 horas resfriada em água. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Figura 26: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 90°C durante 6 horas. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Figura 27: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 90°C durante 6 horas resfriada em água. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Figura 28: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 90°C durante 12 horas. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Figura 29: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 90°C durante 12 horas resfriada em água. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Figura 30: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 90°C durante 24 horas. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Figura 31: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 90°C durante 24 horas resfriada em água. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Figura 32: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 120°C durante 3 hora. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Figura 33: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 120°C durante 3 horas resfriada em água. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Figura 34: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 120°C durante 6 horas. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Figura 35: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 120°C durante 6 horas resfriada em água. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Figura 36: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 120°C durante 12 horas. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Figura 37: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 120°C durante 12 horas resfriada em água. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Figura 38: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 120°C durante 24 horas. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Figura 39: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 120°C durante 24 horas resfriada em água. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Figura 40: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 150°C durante 3 horas. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Figura 41: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 150°C durante 3 horas resfriada em água. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Figura 42: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 150°C durante 6 horas. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Figura 43: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 150°C durante 6 horas resfriada em água. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Figura 44: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 150°C durante 12 horas. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Figura 45: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 150°C durante 12 horas resfriada em água. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Figura 46: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 150°C durante 24 horas. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Figura 47: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 150°C durante 24 horas resfriada em água. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composições, Propriedades mecânicas e aplicações típicas para várias ligas de Al

Tabela 2: Composição química de ligas de alumínio

Tabela 3: Propriedades mecânicas de ligas de alumínio

Tabela 4: Propriedades de uma liga envelhecível 95% Al – 4,5% Cu

Tabela 5: Limite de resistência para uma liga encruada e/ou envelhecida 98% Cu – 2% Be

Tabela 6: Técnicas de Ensaio de Dureza

Tabela 7: Composição química da liga de alumínio 7075 fornecida pelo fabricante

Tabela 8: Propriedades mecânicas da liga de alumínio 7075 fornecidas pelo fabricante

Tabela 9: Parâmetros de envelhecimentos

Tabela 10: Sequência de lixas testadas na etapa de lixamento

Tabela 11: Panos de Polimento Testados

Tabela 12: Tipos de Abrasivos Testados

Tabela 13: Reagentes para Ataque Químico Testados

Tabela 14: Procedimento Metalográfico

Tabela 15: Ensaio de microdureza Vickers

Tabela 16: Sequenciamento de lixas

Tabela 17: Combinações testadas para realização do ataque químico

Tabela 18: Valor de Dureza da Amostra no Estado como Recebido

Tabela 19: Valor de Dureza da Amostra Recozida

Tabela 20: Valor de Dureza da Amostra Solubilizada

Tabela 21: Valor de Dureza (HV) da Amostra Envelhecida

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1: Evolução das ligas de alumínio utilizadas na indústria aeronáutica

Gráfico 2: Efeito da taxa de deformação e da temperatura na resistência à tração da liga 7075-T6

Gráfico 3: Variação da tensão de escoamento com o tempo de envelhecimento (esquemático)

Gráfico 4: Amostras envelhecidas à temperatura de 90°C

Gráfico 5: Amostras envelhecidas à temperatura de 120°C

Gráfico 6: Amostras envelhecidas à temperatura de 120°C

Gráfico 7: Dureza do material envelhecido segundo diferentes condições

Gráfico 8: Composição química da liga 7075 no estado como recebido

1 INTRODUÇÃO

O tratamento térmico de endurecimento por precipitação foi originalmente desenvolvido para ligas de alumínio, sendo atualmente utilizado para outros metais. Baseado na formação de partículas de tamanho extremamente reduzido, ficando homogeneamente dispersas no material como uma segunda fase na matriz da fase original, este tratamento visa a obtenção do aumento da resistência mecânica e da dureza exatamente pela formação dessas partículas que contribuem para o encruamento da liga, ou seja, atuando diretamente como barreira à movimentação das discordâncias.

As ligas de alumínio apresentam crescente utilização na indústria aeronáutica devido, principalmente, a uma característica de grande destaque: sua baixa densidade do alumínio pode aliar-se a uma relativamente boa resistência mecânica. A maximização dessa relação, ou seja, o aumento da resistência mecânica e também da dureza do material é conseguido exatamente através da realização do tratamento térmico de endurecimento por precipitação.

Dentro deste contexto, os efeitos do tratamento térmico de endurecimento por precipitação na microestrutura e nas propriedades mecânicas na liga de alumínio aeronáutico 7075 foram estudados. A proposta compreendeu a análise da influência da variação de parâmetros de envelhecimento por meio da realização de um procedimento metalográfico adequado, aquisição de imagens por microscopia óptica e eletrônica de varredura e finalmente a realização do ensaio de dureza.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral:

Avaliação da alteração de parâmetros de envelhecimento no tratamento térmico de endurecimento por precipitação na liga de alumínio aeronáutica 7075.

2.2 Objetivos Específicos:

1. Desenvolvimento de um procedimento metalográfico eficaz e viável para análise microestrutural do material.
2. Avaliação das alterações dos parâmetros tempo e temperatura de envelhecimento na microestrutura da liga de alumínio 7075.
3. Avaliação das alterações dos parâmetros tempo e temperatura de envelhecimento na dureza da liga de alumínio 7075.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Alumínio e Ligas de Alumínio

3.1.1 História e obtenção do alumínio

Segundo a ABAL (Associação Brasileira do Alumínio, 2011), a história do alumínio consta há sete milênios atrás, quando ceramistas da Pérsia produziam vasos com um tipo de barro que continha óxido de alumínio. Após trinta séculos, os babilônios e os egípcios utilizaram outra substância que continha alumínio em sua composição, para fabricarem produtos medicinais e cosméticos.

Segundo a ALCOA (Aluminum Company of America *apud* ABAL, 2011), a obtenção do alumínio se dá em 3 etapas básicas. São elas: mineração, refinaria e redução. O alumínio é obtido a partir da bauxita, esta é extraída, lavada e secada em uma etapa anterior à refinaria, que é onde se produz o alumínio propriamente dito. O processo conhecido como Bayer, é o processo químico em mais larga utilização na indústria do alumínio.

A primeira etapa consiste na dissolução da alumina em soda cáustica. Em um segundo momento, a solução é filtrada, de maneira a concentrar o material para que haja a cristalização da alumina. Os cristais passam, então, por uma etapa de secagem e calcinação, a fim de eliminar a água ali existente. O pó puro da alumina é enviado à etapa de redução, para que se possa obter o alumínio.

O processo de redução da alumina para obtenção do alumínio é feito por eletrólise, a esse processo dá-se o nome de Hall-Héroult. As fases fundamentais para a produção da alumina são: moagem, digestão, filtração/evaporação, precipitação e calcinação.

Quando se realiza a eletrólise, carrega-se a alumina de forma controlada, em um eletrólito fundido, este eletrólito é formado por fluoreto de alumínio e criolita. A redução da alumina é promovida pela passagem da corrente elétrica na célula eletrolítica. Essa etapa provoca a

decantação do alumínio metálico. O oxigênio que é liberado reage com o carbono existente no ânodo, ocorrendo, portanto, a formação de CO_2 .

Segundo a ALCOA *apud* ABAL (2011), os principais insumos para a produção de alumínio primário durante o processo de redução são: alumina, criolita, floureto de alumínio, coque de petróleo, piche, óleo combustível e energia elétrica.

3.1.2 Características gerais do alumínio e de suas ligas

Segundo Telmo de Azevedo Coutinho (1980), o alumínio puro possui uma baixa densidade, com valor de $2,7 \text{ g/cm}^3$, e sua rede cristalina é do tipo cúbica de faces centradas. Apresenta temperatura de fusão de 660°C , baixa quando comparada aos demais metais, tornando-se uma das maiores limitações deste material, uma vez que restringe a temperatura máxima na qual ele pode ser utilizado. No entanto, exibe uma boa condutibilidade térmica e uma alta eletrocondutibilidade quando em seu estado puro, além de resistência à corrosão em certos ambientes, incluindo a atmosfera. Apresenta ainda grande reflexibilidade quando polido.

O alumínio puro pode ser laminado até em folhas finas, devido ao fato de apresentar alta ductilidade, o que é mantido mesmo em temperaturas extremamente baixas. Tal característica permite que o alumínio passe por vários processos de conformação, sendo aplicável em estruturas leves, cabos e condutores elétricos, dentre outros.

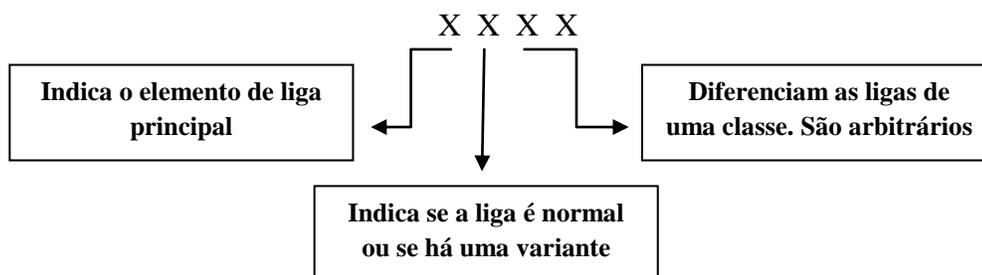
O hidrogênio é bem dissolvido pelo alumínio, mas forma alumina em sua superfície (Al_2O_3) quando reagido com o oxigênio. A alumina é uma camada passivadora que protege o alumínio de alguns meios agressivos. É relevante ressaltar que quanto maior a pureza do alumínio, maior é sua eletrocondutibilidade e maior, também, sua resistência à corrosão.

Os principais elementos de liga que constituem as ligas de alumínio são: zinco, silício, cobre, manganês e magnésio. A presença desses elementos é de extrema importância, uma vez que as ligas monofásicas, como é o caso das ligas de alumínio, são aquelas que não são usualmente tratáveis termicamente para fins de aumento de resistência, a não ser através do endurecimento

por precipitação que, por sua vez, é um tratamento que requer a presença de outros elementos no material. Maiores detalhes são fornecidos um item a seguir.

A classificação das ligas de alumínio se divide em dois grupos: ligas fundidas e ligas forjadas. A nomenclatura define a composição química das mesmas, sendo formada por quatro dígitos, que indicam as principais impurezas nos dois últimos e, em alguns casos, o nível de impureza. No caso das ligas fundidas, coloca-se um ponto entre os dois últimos dígitos. A figura 1 mostra uma representação esquemática simplificada da nomenclatura das ligas de alumínio.

Figura 1: Nomenclatura das ligas de alumínio



Fonte: Produzido pela autora

Após os dígitos, coloca-se um hífen e a designação que indicará o tratamento seja térmico ou mecânico pelo qual a liga nomeada passou.

Exemplo: F: representa o estado “como fabricado”.

H: representa o estado “encruado”.

O: representa o estado “recozido”.

Exemplos: T3 - liga tratada termicamente por solubilização, trabalhada a frio e envelhecida naturalmente, T6 - liga tratada termicamente por solubilização, seguida por um envelhecimento artificial.

Seguem abaixo, segundo a ASM (1990), as séries das ligas de Alumínio, suas respectivas características, aplicações e exemplos.

1. Ligas 1XXX: Possuem porcentagem de alumínio maior que 99%. Os elementos de liga não afetam as propriedades da liga de forma significativa. Comportam-se quase como alumínio puro. Apresentam boa conformabilidade, soldabilidade e resistência à corrosão. São utilizadas principalmente na indústria de alimentos e química. Ex: 1050, 1200.
2. Ligas 2XXX: Possuem adições de cobre. Tratável termicamente, boa resistência mecânica, não é soldável, baixa resistência à corrosão. São muito empregadas na indústria aeronáutica. Ex: 2014A.
3. Ligas 3XXX: Possuem adições de manganês. Não tratável termicamente, resistência mecânica razoável, boa soldabilidade, resistência à corrosão e conformabilidade. Utilizadas na fabricação de painéis automotivos e estruturas expostas ao ambiente marinho. Ex: 3103, 3003.
4. Ligas 4XXX: Possuem adições de silício. É uma das ligas mais utilizadas. Apresenta baixo ponto de fusão, boa fluidez, tonalidade cinza agradável quando anodizada. Utilizadas em instalações arquitetônicas, Ex: 4027.
5. Ligas 5XXX: Possuem adições de magnésio. Não tratáveis termicamente, resistência mecânica média, boa soldabilidade, resistência a corrosão e conformabilidade. Empregadas em estruturas de carros, chapas, perfis de janelas, portas, etc. Também são utilizadas em vasos de pressão, atmosferas industriais e marinhas. Ex: 5251, 5052, 5083, 5182.
6. Ligas 6XXX: Possuem adições de magnésio e silício. Tratáveis termicamente, resistência mecânica média, boa soldabilidade e resistência a corrosão, mas são difíceis de serem trabalhadas. Utilizadas em formatos complexos, perfis de janelas, estruturas de pontes, guindastes, etc. Ex: 6063.
7. Ligas 7XXX: Possuem adições de zinco. A resistência mecânica é próxima ao do aço, mas precisam de proteção superficial contra corrosão. Tratáveis termicamente, sofrem envelhecimento natural, mas recuperam as propriedades de zonas termicamente afetadas nas soldas, são susceptíveis a corrosão por fadiga, possuem boa resistência a impacto (balística). Utilizadas em blindagem, blocos de motor e indústria aeronáutica. Ex: 7020, 7075.

8. Ligas 8XXX: Possuem adições de outros metais (principalmente lítio). As propriedades variam, dependendo do metal adicionado. São ligas especiais, utilizadas em eletrônica e na indústria aeroespacial. Ex: 8073.

Na tabela 1 são apresentados exemplos de nomenclatura, composição química, propriedades e aplicações de ligas de alumínio comercialmente mais usuais.

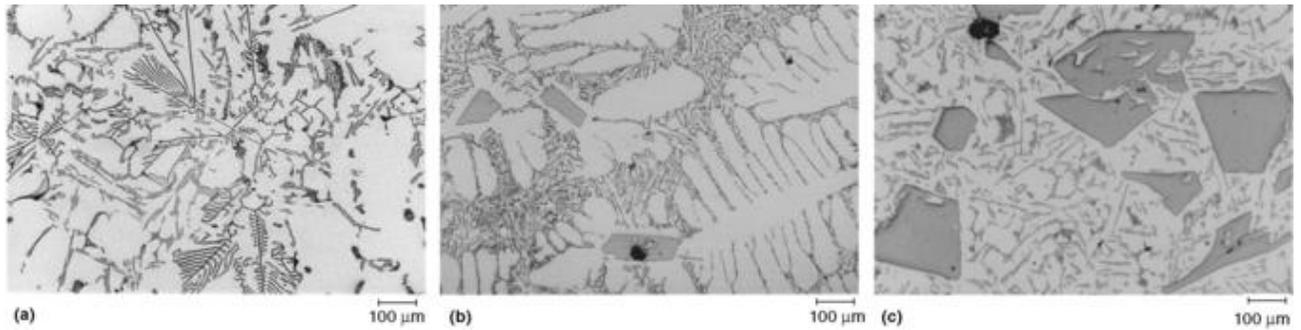
Tabela 1: Composições, propriedades mecânicas e aplicações típicas para várias ligas de Al

Número da Associação do Alumínio	Composição (%p) ⁴	Condição (Designação de Revenimento)	Limite de Resistência à Tração [Mpa (ksi)]	Limite de Escoamento [Mpa (ksi)]	Ductilidade [%Al em 50mm (2 pol.)]	Aplicações / Características Típicas
Ligas Forjadas, que não são Tratáveis Termicamente						
5052	2,5 Mg 0,25 Cr	Encruada (H32)	230 (33)	195 (28)	12 - 18	Linhas de combustível e de óleo em aeronaves, tanques de combustível, utensílios, rebites e arames.
Ligas Forjadas, Tratáveis Termicamente						
2024	4,4 Cu 1,5 Mg 0,6 Mn	Tratada termicamente (T4)	470 (68)	325 (47)	20	Estruturas de aeronaves, rebites, rodas de caminhão, produtos de máquinas de fazer parafusos.
7075	5,6 Zn 2,5 Mg 1,6 Cu 0,23 Cr	Tratada termicamente (T6)	570 (83)	505 (73)	11	Peças estruturais de aeronaves e outras aplicações submetidas a tensões elevadas.
Ligas Fundidas, Tratáveis Termicamente						
295,0	4,5 Cu 1,1 Si	Tratada termicamente (T4)	221 (32)	110 (16)	8,5	Volantes e alojamentos de eixos, rodas de ônibus e aeronaves, cárteres.
356,0	7,0 Si 0,3 Mg	Tratada termicamente (T6)	228 (33)	164 (24)	3,5	Peças de bombas de aeronaves, caixas de transmissão automotivas.
Ligas Alumínio-Lítio						
2090	2,7 Cu 0,25 Mg 2,25 Li 0,12 Zr	Tratada termicamente trabalhada a frio (T83)	455 (66)	455 (66)	5	Estruturas de aeronaves e estruturas de tancagem criogênica.
8090	1,3 Cu 0,95 Mg 2,0 Li 0,1 Zr	Tratada termicamente trabalhada a frio (T651)	465 (67)	360 (52)	-	Estruturas de aeronaves que devem possuir alta tolerância a danos e avarias.

Fonte: adaptado CALLISTER, 2008

As figuras 2, 3 e 4 apresentam fotomicrografias, como exemplos, de ligas de alumínio do tipo alumínio-silício, alumínio-cobre e alumínio magnésio.

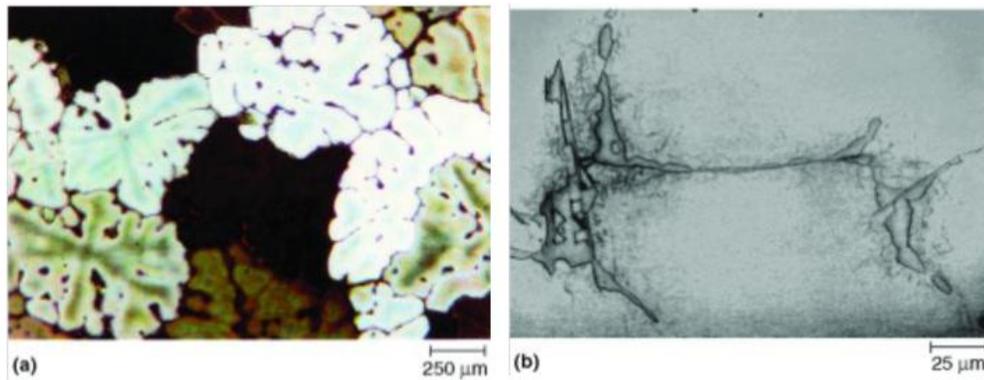
Figura 2: Microestruturas típicas de ligas de alumínio-silício comercial



(a) Hipoeutética, (b) Eutética e (c) Hipereutética

Fonte: ASM, 2004

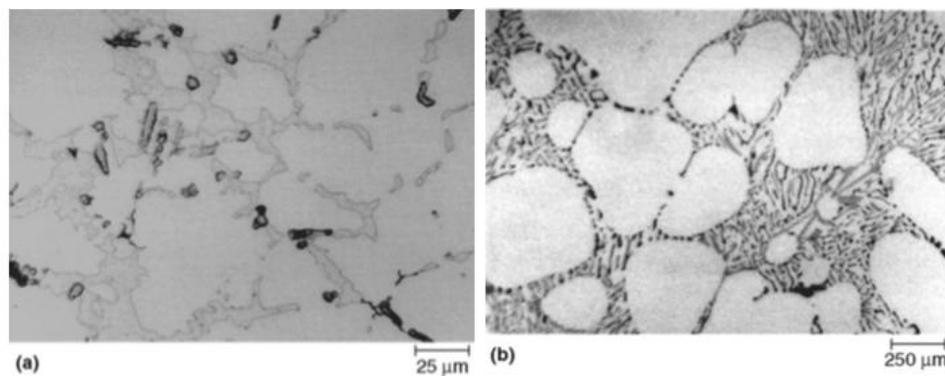
Figura 3: (a) e (b), Micrografia de um liga de alumínio-cobre



(a) e (b) Pequena quantidade de prata, com baixo nível de impurezas

Fonte: ASM, 2004

Figura 4: Liga de alumínio-magnésio



(a) e (b), Típica liga comercial de alumínio-magnésio

Fonte: ASM, 2004

Segundo a ASM (2004), as ligas eutéticas-binárias ou hipoeutéticas de alumínio silício apresentam boa capacidade de fundição e boa resistência à corrosão. Para que sejam alcançados maiores valores de resistência mecânica é necessária a adição de elementos como cobre, magnésio, ferro. Em relação às ligas alumínio-cobre, sabe-se que foram as pioneiras na utilização do tratamento térmico de endurecimento por precipitação. Por fim, nas ligas alumínio-magnésio, o magnésio atua como um refinador de grão e uma característica importante dessa classe de ligas é a excelente combinação alcançada de resistência mecânica e resistência à corrosão.

Numerosas ligas de alumínio foram desenvolvidas pelas indústrias aeronáutica e automobilística, apresentando normalmente baixa eletrocondutibilidade, baixa resistência à corrosão, mas exibindo, em contrapartida, uma elevada resistência à tração após passar por tratamentos térmicos e mecânicos adequados. Segundo Coutinho (1992), foram desenvolvidas quase mil tipos de ligas de alumínio, das mais simples (com pequenas alterações em sua composição) até as mais sofisticadas, empregadas na indústria aeronáutica. Geralmente, os elementos de liga mais comuns são Cu, Fe, Mg, Cr, Si, Co, Sb, dentre outros, que formam basicamente sistemas binários, ternários e complexos.

De acordo com Coutinho (1992), são 3 os principais grupos dos elementos que formam ligas com o alumínio. O primeiro (1) é constituído por cobre, magnésio e zinco, o segundo (2) por estanho e silício e, por fim, o terceiro (3) é formado por ferro, manganês, titânio, cromo e níquel. O grupo 1 representa os elementos que formam soluções sólidas com diversos percentuais, quando em temperaturas ditas elevadas. A solubilidade desses elementos é praticamente nula no alumínio à temperatura ambiente. O grupo 2 representa os elementos que formam os eutéticos e o grupo 3 traz aqueles elementos de liga que produzem diferenças relevantes nas propriedades mecânicas mesmo estando presentes em quantidade rarefeitas. Estes são pouco solúveis no alumínio, formando, portanto, produtos ou fases intermediárias. A seguir é apresentada a tabela 2, com a composição química de algumas ligas de alumínio trabalhadas ou fundidas.

Na tabela 3 é possível comparar as propriedades mecânicas de diferentes ligas de alumínio, com relação à resistência à tração, limite de escoamento, alongamento percentual e dureza Brinell. Os valores apresentados são referentes a ligas que passaram por algum tipo de tratamento térmico,

seja ele recozimento, representado na tabela pela letra O, seja ele endurecimento, representado pela nomenclatura T6, demonstrando que a liga passou por um envelhecimento artificial, ou seja, foi inicialmente solubilizada e, então, envelhecida artificialmente, no qual pode-se dizer que a liga alcança seu valor máximo de dureza. Maiores esclarecimentos acerca do tratamento de endurecimento por precipitação são dados no item 3.2 deste trabalho.

Tabela 2: Composição química de ligas de alumínio

Composição, %								
Tipo	Cu	Si	Mn	Mg	Cr	Zn	Fe	Ti
Ligas Trabalhadas								
1100	4,40		Alumínio comercialmente puro (99,2% Al mínimo)					
2014	4,90	0,80	0,80	0,40	0,10	0,25	1,00	0,15
2024	0,10	0,50	0,60	1,50	0,10	0,25	0,50	-
5052	0,25	Baixo	0,10	2,50	0,25	0,10	Baixo	-
6061	1,60	0,60	0,15	1,00	0,25	0,25	0,70	0,15
7075	2,00	0,50	0,30	2,50	0,30	5,60	0,70	0,20
7178		0,50	0,30	2,70	0,30	6,80	0,70	0,20
Ligas para fundição								
45	-	0,50	-	-	-	-	-	-
195	4,50	0,80	-	-	-	-	-	-
356	-	7,00	-	0,30	-	-	-	-

Fonte: adaptado COUTINHO, 1992

Devido à ampla utilização do alumínio e suas ligas em engenharia, fenômenos presentes neste contexto, tais como corrosão e oxidação, são de extrema importância e são, portanto, abordados

na revisão bibliográfica do trabalho. Segundo Coutinho (1992), o alumínio é um metal reativo, porém mediante meios agressivos, é capaz de formar uma camada de óxido que o protege da corrosão. Diante da corrosão atmosférica e em meios aquosos, apresenta uma boa resistência. O óxido de alumínio é atacado por ácidos fortes e por álcalis, no entanto, em soluções neutras e em várias soluções ácidas, apresenta-se bem estável.

Tabela 3: Propriedades mecânicas de ligas de alumínio

Tipo	Tratamento	RT kgf/mm ²	LE kgf/mm ²	Alu. %	Dureza Brinell
Ligas Trabalhadas					
1100	O	9,1	3,5	40	23
2014	O	18,9	9,8	18	45
2014	T6	4,9	42	13	135
3003	O	11,2	4,2	35	28
5052	O	19,6	9,1	27	47
6061	O	12,6	5,6	27	30
6061	T6	31,5	28	15	95
7075	O	23,1	10,5	16	60
7075	T6	58,1	51,1	11	150
7178	O	23,1	10,5	15	-
7178	T6	61,6	54,6	10	-
Ligas para Fundição					
43	Fund. Areia	13,3	5,6	8	40
220	-	32,2	17,5	14	-
356	Areia, T6	23,1	16,8	3,5	70

Fonte: adaptado COUTINHO, 1992

A camada passivadora pode ser formada de maneira natural, frente a meios agressivos, ou artificialmente, diante de um processo de anodização (neste caso, utiliza-se a passagem de uma corrente elétrica). Em ambientes que contenham água e íons cloreto, o alumínio apresenta-se

sensível à corrosão por pontos (pitting). Tal consideração é ainda mais notável quando o alumínio se encontra em gretas ou áreas estagnadas. A presença de Cu^{++} ou de Fe^{3+} pode eliminar essa camada passivadora, pois causa a dissolução do alumínio em áreas localizadas. O CCl_4 é um exemplo de solvente clorado anidrido, que é uma classe de solventes corrosivos para o alumínio.

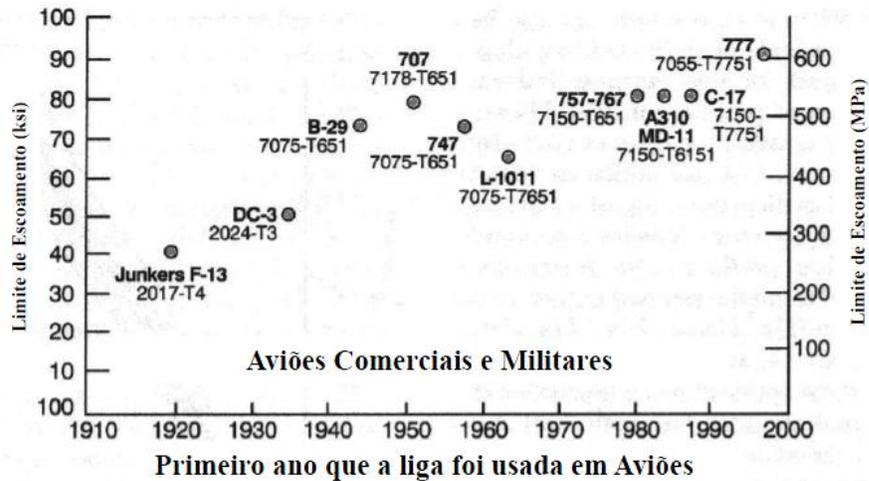
Assim, pode-se dizer, em linhas gerais, que o alumínio comercialmente puro é resistente a ácido acético e muitos outros ácidos orgânicos, água destilada, atmosferas industriais, urbanas e rurais, dentre outros. Por outro lado, não é resistente a ácidos fortes, álcalis, água do mar, solventes clorados, mercúrio e sais de mercúrio, dentre outros.

3.1.3 Apresentação geral das ligas de alumínio para indústria aeronáutica

Segundo a ASM (1990), o alumínio é utilizado em praticamente todos os segmentos da indústria aeronáutica, envolvendo a confecção de aviões, mísseis e veículos aeroespaciais, em fuselagens e motores. A ampla utilização do alumínio se deve à sua relativamente elevada resistência mecânica aliada à baixa densidade, boa resistência à corrosão e devido a sua eficiência de peso (relação de boas propriedades com a baixa densidade).

As principais classes de ligas de alumínio utilizadas na indústria aeronáutica são as classes 2XXX e 7XXX, ligas que apresentam como principais elementos de liga o cobre e o zinco, respectivamente. Estas ligas são as mais utilizadas, pois, como citado anteriormente, aliam elevados níveis de resistência mecânica, baixa densidade, facilidade de conformação e usinagem. Abaixo segue o gráfico 1 com a evolução das ligas de alumínio utilizadas na aeronáutica.

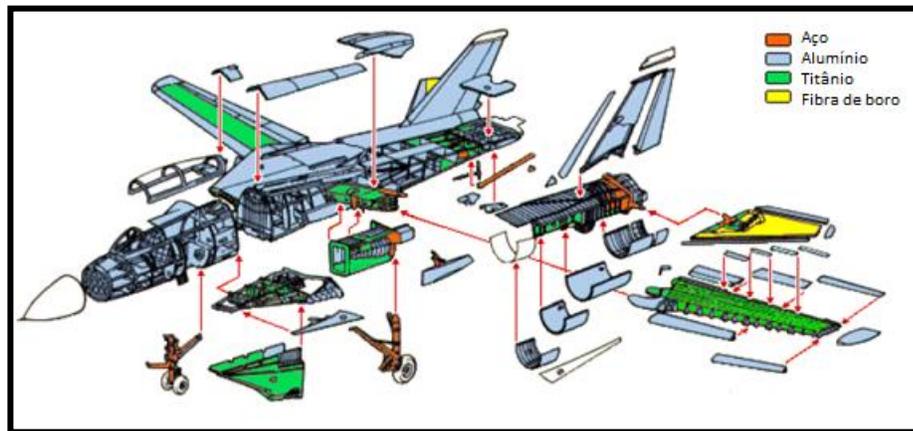
Gráfico 1: Evolução das ligas de alumínio utilizadas na indústria aeronáutica



Fonte: SCHEID, 2011

Um exemplo das partes de uma aeronave, as quais são construídas utilizando ligas de alumínio e os outros materiais como o aço, o titânio e fibras de boro, é demonstrado na figura 5.

Figura 5: Materiais aplicados na fabricação do F-14



Fonte: RODRIGUES, 2011

3.1.4 Ligas alumínio-zinco-magnésio

Segundo a ASM (1990), as ligas de alumínio-zinco-magnésio, representadas pela classe 7XXX, envelhecem naturalmente e alcançam seu valor máximo de resistência mecânica de 20 a 30 dias após serem fundidas. Para que este fenômeno ocorra em um curto espaço de tempo, pode-se fazer o envelhecimento artificial (ver item 3.2).

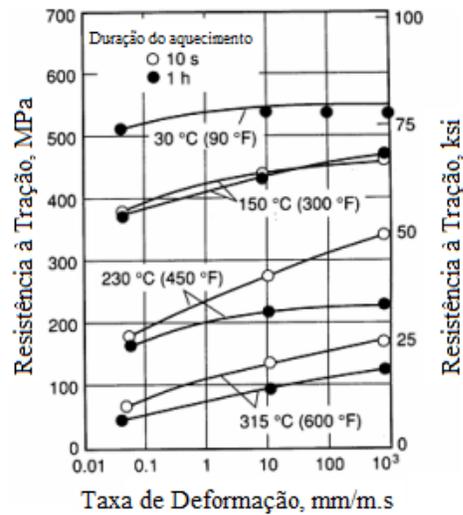
Essas ligas apresentam de moderada a boa resistência à tração e, quando recozidas, alcançam boa estabilidade dimensional. Apresentam boa usinabilidade, e boa resistência em geral, apesar de apresentarem susceptibilidade à corrosão sob tensão. Segundo Coutinho (1992), a corrosão sob tensão ocorre devido a ação conjunta de uma tensão de tração e um meio corrosivo, ocasionando, em alguns casos, o trincamento do material. Nas ligas de alumínio, o aumento da resistência mecânica normalmente é acompanhado pela queda dessa resistência à corrosão sob tensão. Para contornar essa situação, as ligas estruturais são usualmente revestidas de alumínio comercialmente puro, passando a serem chamadas de Alclad.

Considerando especificamente o material investigado no presente trabalho, segundo dados da ASM (1990), a liga de alumínio 7075 possui como composição química básica elementos como zinco, magnésio, cobre e cromo, sendo estes nas seguintes proporções: 5.6%Zn – 2.5%Mg-1.6%Cu-0,23%Cr. Esse material pode apresentar-se sob as mais variadas formas, sejam elas placas, chapas, fio, haste, barra etc. Trata-se de uma liga tipicamente utilizada em partes estruturais de aeronaves e em situações nas quais se requer alta resistência mecânica e boa resistência à corrosão.

Ainda segundo a ASM (1990), a liga de alumínio 7075 apresenta valores de dureza de 60HV quando recozida, e 158HV quando realizado um alívio de tensões (estiramento controlado) e posterior envelhecimento artificial. No gráfico 2, mostrado a seguir, pode-se observar, como exemplos do comportamento mecânico dessa liga, resultados obtidos em testes de tração variando a temperatura e a taxa de deformação nos ensaios. Neste caso, pode-se concluir que, à medida que a temperatura decresce, a resistência mecânica aumenta, oposto do que ocorre para a taxa de deformação.

Em relação às suas características físicas, a liga de alumínio 7075 apresenta densidade de 2,8 g/cm³ e temperaturas liquidus e solidus de 635°C e 437°C, respectivamente. Para a fabricação da liga 7075, os seguintes parâmetros de tratamento térmico são utilizados: 415°C para realização de recozimento, 465°C a 480°C para solubilizá-la e, finalmente, 120°C para envelhecê-la artificialmente (T6) durante 24 horas (ASM, 1991).

Gráfico 2: Efeito da taxa de deformação e da temperatura na resistência à tração da liga 7075-T6



Fonte: ASM, 1990

3.2 Tratamentos Térmicos de Endurecimento por Precipitação

3.2.1 Características gerais da operação

Segundo Callister (2008), o objetivo do tratamento térmico de endurecimento por precipitação é melhorar propriedades de dureza e resistência através da formação de partículas extremamente pequenas e uniformemente dispersas de uma segunda fase dentro da matriz original.

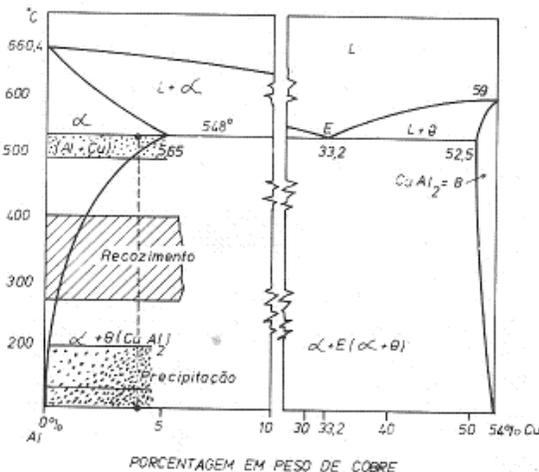
Segundo Reed-Hill(1982) o endurecimento por precipitação é mais frequentemente usado em ligas não-ferrosas, principalmente ligas de alumínio e de magnésio. O primeiro estágio de um tratamento térmico de endurecimento por precipitação é feito da seguinte forma: uma liga conveniente é aquecida a uma temperatura em que uma segunda fase dissolve-se na fase mais abundante. O metal é mantido nessa temperatura até que se obtenha uma solução sólida homogênea e, a seguir, é resfriado rapidamente até uma temperatura mais baixa para que se atinja uma condição supersaturada. Esse ciclo é chamado de solubilização. O segundo estágio é chamado de envelhecimento. Este se dá pelo reaquecimento da liga e sua manutenção a uma temperatura intermediária constante (acima da temperatura ambiente, mas abaixo da temperatura

solvus). Em seguida, a liga é retirada do forno a intervalos regulares, resfriada até a temperatura ambiente e ensaiadas para a determinação de suas durezas.

Segundo Dieter (1988) é importante ressaltar que para esse endurecimento por precipitação ocorrer é imprescindível que a segunda fase seja solúvel em temperaturas elevadas, mas que diminua a sua solubilidade com o decrescimento da temperatura. Existe, portanto, uma coerência entre as redes do precipitado e da matriz. O requisito de solubilidade decrescente com a temperatura constitui uma limitação do número de ligas com endurecimento por precipitação de utilidade prática.

Na figura 6 é apresentado um diagrama de fases alumínio-cobre através do qual o procedimento de endurecimento por precipitação pode ser exemplificado. A liga é aquecida até solubilização, na faixa de temperaturas do diagrama indicada como $L + \alpha$ (em trono de 500°C). Em seguida, é realizado um resfriamento brusco, e o material fica em solução sólida supersaturada. Posteriormente, a liga é reaquecida em uma faixa de temperaturas mais baixa, conforme a marcação na figura 6, temperaturas nas quais irá ocorrer a precipitação requerida para a alteração nas propriedades. Essa última etapa corresponde ao envelhecimento mencionado.

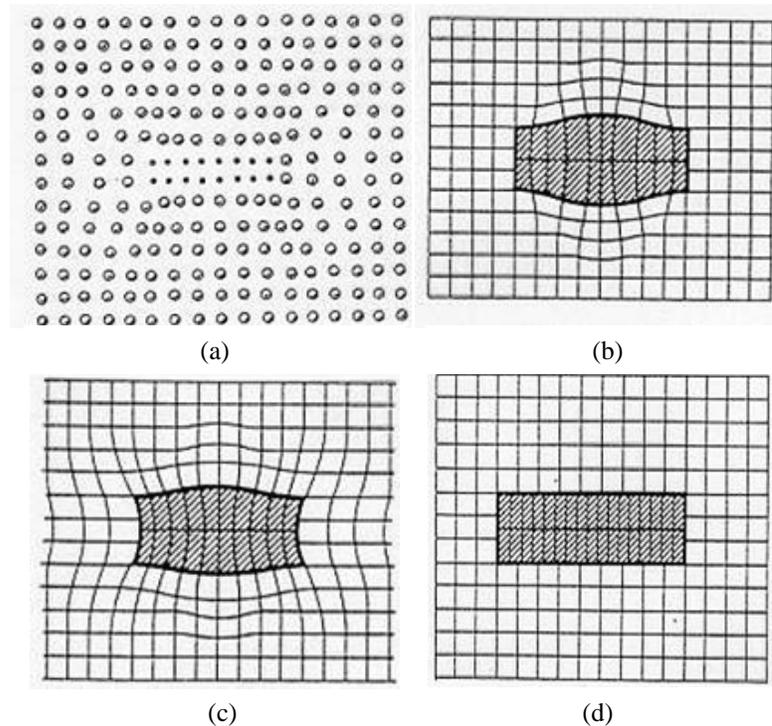
Figura 6: Diagrama de equilíbrio Liga Al-Cu



Fonte: COUTINHO, 1992

Em termos da etapa de envelhecimento, nota-se que a partir do resfriamento rápido após a solubilização, a liga contém regiões de segregação de soluto, ou núcleos. Essa estrutura é conhecida como zonas de Guiner-Preston (zonas GP), conforme a figura 7.

Figura 7: Zonas de Guiner-Preston

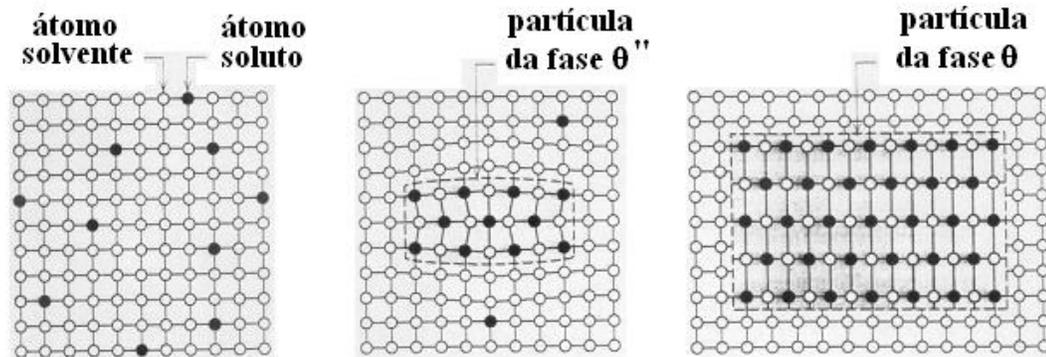


(a) Zona de GP, (b) Estrutura intermediária, θ , (c) Zona de GP 2, (d) Estrutura equilíbrio, θ'

Fonte: DIETER, 1988

Com o envelhecimento, a dureza aumenta, favorecida pela ordenação de grandes grupos de átomos de cobre nos planos $\{100\}$ da matriz. Essa estrutura é conhecida como GP[2] ou θ' . Depois, placas definidas do precipitado de CuAl_2 , ou θ' , os quais são coerentes com a matriz, formam-se no plano $\{100\}$ da matriz. Os precipitados coerentes produzem um aumento do campo de deformação na matriz e, conseqüentemente, um aumento da dureza. Com a continuação do envelhecimento, a fase em equilíbrio CuAl_2 , ou θ , é formada a partir da transição da fase θ' . Essas partículas não são mais coerentes com a matriz, e conseqüentemente a dureza é menor do que no estágio em que a fase coerente θ' estava presente. Na figura 8 são exibidas representações esquemáticas simplificadas das alterações estruturais que podem ocorrer no tratamento de endurecimento por precipitação.

Figura 8: Aspectos estruturais do endurecimento por precipitação

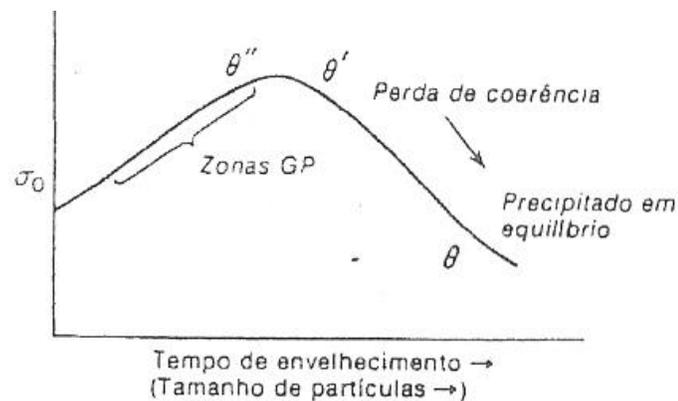


Fonte: DIETER, 1988

Para a maioria das ligas com endurecimento por precipitação, os primeiros precipitados que são identificados com a resolução de um microscópio óptico comum são os que já não apresentam mais coerência com a matriz. A continuação do envelhecimento após esse estágio produz o crescimento das partículas e a consequente diminuição da dureza. A sequência dos eventos do sistema Al-Cu é particularmente complexa. Dessa forma, de maneira geral, os sistemas caracterizam-se pela formação de um precipitado coerente que depois perde a coerência quando a partícula atinge um tamanho crítico.

O gráfico 3 ilustra a maneira pela qual a resistência mecânica varia com o tempo de envelhecimento ou com o tamanho da partícula.

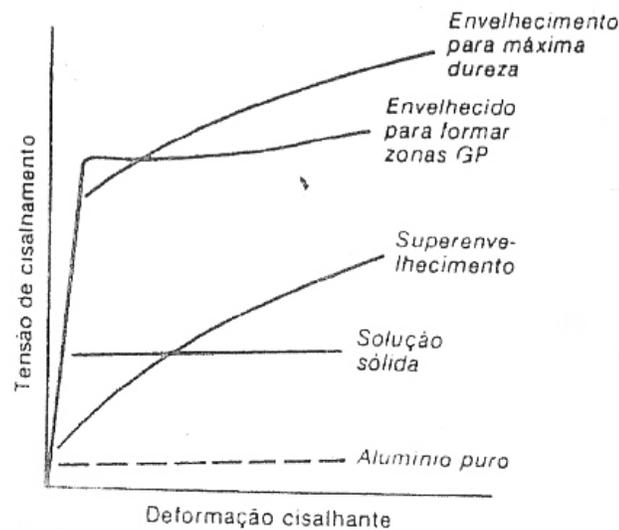
Gráfico 3: Variação da tensão de escoamento com o tempo de envelhecimento (esquemático)



Fonte: DIETER, 1988

A deformação de ligas com endurecimento devido a presença de partículas finas dispersas na matriz é ilustrada no gráfico 4, mostrando que quando os cristais são tratados por solubilização e têmpera de maneira que a liga contenha todo o cobre supersaturado em solução sólida, a tensão de escoamento é aumentada significativamente sobre a do alumínio puro. A taxa de encruamento é baixa e característica de deslizamento fácil. As bandas de deslizamento são largas e espaçadas.

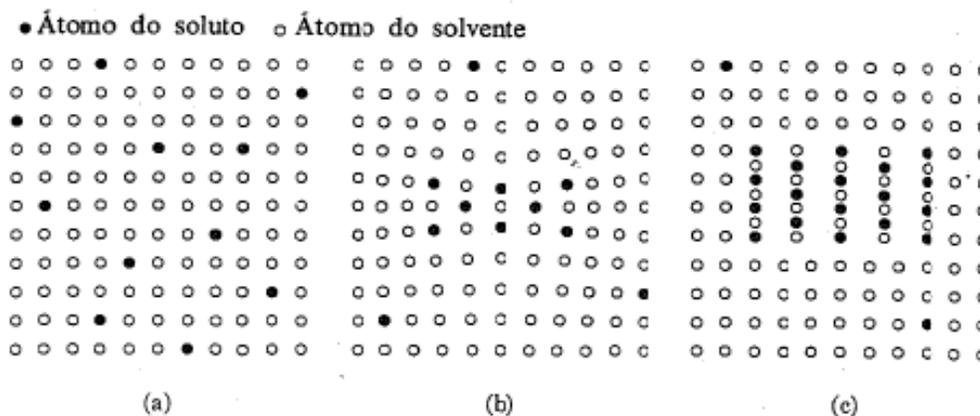
Gráfico 4: Curvas tensão-deformação para monocristais Al-Cu em várias condições (esquemático)



Fonte: DIETER, 1988

Quando o cristal é envelhecido até formar zonas GP coerentes, a tensão limite de escoamento é aumentada de modo significativo e em seguida ocorre uma queda de tensão. Embora os cristais envelhecidos até o máximo de dureza mostrem uma ligeira diminuição da tensão limite de escoamento, a taxa de encruamento aumenta de maneira significativa. Nas condições de superenvelhecimento, onde as partículas não são coerentes e já relativamente grandes, a tensão limite de escoamento é baixa mas a taxa de encruamento é muita alta. A figura 9 mostra os mecanismos de envelhecimento no estado solubilizado, envelhecido e superenvelhecido.

Figura 9: Mecanismos de envelhecimento



(a) Solução sólida α , (b) Envelhecido, (c) Superenvelhecido

Fonte: Van Vlack, 1970

Segundo Van Vlack (1970), o procedimento de envelhecimento eleva o valor de dureza das ligas tratadas. No entanto, não há alterações somente no valor de dureza, havendo variações nos valores de tensão limite de resistência à tração, de escoamento e de ductilidade. Para exemplificar o fenômeno, segue abaixo a tabela 4 com os valores das propriedades citadas de uma liga alumínio-cobre submetida ao tratamento de endurecimento por precipitação, em seus estágios constituintes.

Tabela 4: Propriedades de uma liga envelhecível 95% Al – 4,5% Cu

	Tratamento	LRT (kgf/mm ²)	LE (kgf/mm ²)	Ductilidade
A	Solubilizada	24	11	40
B	Envelhecida	42	31	20
C	Superenvelhecida	~17	~7	~20
D	Recozida	17	7	15

Fonte: adaptado Van Vlack, 1970

Um exemplo prático da aplicação do tratamento térmico de endurecimento por precipitação, acerca das características da etapa de envelhecimento, é mencionado por Van Vlack (1970). Os

rebites utilizados nos aviões são mais facilmente guiados se estiverem macios e dúcteis, ficando ainda mais bem ajustados. No entanto, quando os rebites estão macios e dúcteis, esses apresentam, também, outra característica, que é a baixa resistência. Para suprir essa característica deficitária, seleciona-se uma liga de alumínio que pode passar pelo processo de têmpera como uma solução supersaturada, mas que sofre envelhecimento à temperatura ambiente. Dessa forma, os rebites são assim inseridos nos elementos aos quais devem se ligar, enquanto ainda estão de certa forma, maiores e dúcteis, endurecendo então após a montagem.

Neste caso, deve-se dar uma atenção especial ao fato de haver uma alteração no processo de endurecimento, caso os rebites não sejam utilizados imediatamente após o tratamento de solubilização, já que as peças endurecem a uma velocidade relativamente alta à temperatura ambiente. No entanto, pode-se controlar essa alteração conhecendo-se os efeitos da temperatura na taxa de reação de envelhecimento. Para realizar tal controle, os rebites são guardados em um refrigerador após a solubilização. Esse procedimento visa retardar a o endurecimento por certo intervalo de tempo, intervalo este razoável para a execução no momento adequado da atividade.

Neste contexto, cabe comentar brevemente sobre o envelhecimento combinado. Trata-se de um procedimento que associando dois diferentes tipos de mecanismos de endurecimento, sendo eles o trabalho a frio e o envelhecimento. Tem-se, dessa forma, o aumento contínuo (obviamente limitado) da dureza de uma liga que tenha sido previamente envelhecida. Pode-se, porém, realizar o trabalho a frio em um momento prévio ao envelhecimento, de modo a diminuir a chance de ocorrer ruptura, problema este factível no primeiro procedimento comentado, uma vez que nele há a diminuição da ductilidade e o aumento da energia necessária para o trabalho a frio. No segundo procedimento pode ocorrer uma pequena perda de dureza, uma vez que a temperatura necessária para que haja o envelhecimento que é realizado posteriormente pode aliviar uma parte do encruamento/endurecimento por deformação. Segue a tabela 5 contendo como exemplos valores de tensão limite de resistência à tração de uma liga de cobre-berílio que passou por um procedimento de envelhecimento antes de ser deformada.

Tabela 5: Tensão limite de resistência à tração para uma liga encruada e/ou envelhecida 98% Cu – 2% Be

Tensão limite de resistência à tração para uma Liga Encruada e/ou Envelhecida (98% Cu - 2% Be)	
Recozida (880°C)	24 kgf/mm ²
Solubilizada (888°C) e resfriado rapidamente	50 kgf/mm
Envelhecida	122 kgf/mm
Encruada (37%)	75 kgf/mm
Envelhecida depois encruada	140 kgf/mm
Encruada depois envelhecida	136 kgf/mm

Fonte: adaptado Van Vlack, 1970

3.2.2 Endurecimento por precipitação das ligas de alumínio para indústria aeronáutica

Segundo Braga (2011), o zinco é um metal altamente solúvel no alumínio e não causa mudanças relevantes na microestrutura de uma liga. No entanto, vem sendo utilizadas com uma frequência cada vez maior ligas que contenham também o magnésio e o cobre, e como elementos adicionais o zircônio, o cromo e o manganês, além de impurezas como o ferro e o silício. Nessas ligas, as fases em equilíbrio com a matriz são as M(MgZn₂) e T(Al₂Mg₃Zn₃), mais conhecidas como fases heta e beta. A fase beta aparece quando o teor de magnésio encontra-se em valor muito acima do teor de alumínio. Uma observação importante é que o magnésio, presente na fase heta, tem um relevante no efeito de endurecimento por solução sólida.

Quando o assunto é endurecimento por precipitação, as ligas que contém zinco em excesso em relação ao magnésio, tem como início do processo, a formação das zonas de Guinier-Preston, que se dão a partir da solução sólida supersaturada. Em um segundo momento, ocorre o aparecimento dos precipitados coerentes metaestáveis M', estes se desenvolvem até chegar na fase de equilíbrio M. Em um terceiro momento, na etapa de superenvelhecimento, ocorre a queda da dureza.

Ainda segundo Braga (2011), em um caso específico, como na liga 7075 (liga alumínio-zinco-magnésio), quando fundida, esta forma um ou mais variantes de $Al_{12}(Fe,Cr)_3Si$, Mg_2Si e um pseudo-binário composto de $MgZn_2$ e alumínio. O alumínio e o cobre, nesta fase, encontram-se como substitutos parciais do zinco sendo descrita como $Mg(Zn,Cu,Al)_2$. Após a realização do tratamento térmico, as fases ricas em ferro se transformam em Al_7Cu_2Fe . No caso da fase Mg_2Si , esta é relativamente insolúvel e tem a tendência de esferoidizar até certo limite. São formados, então, alguns precipitados de Al_2CuMg , a partir da dissolução da fase $Mg(Zn,Cu,Al)_2$. A completa dissolução desta fase depende de altas temperaturas e longos tempos para ocorrer. Dispersóides de $Al_{18}Cr_2Mg_8$ são formados a partir da precipitação da solução sólida supersaturada do cromo. Esses dispersóides concentram-se, então, nas regiões dendríticas primárias. Os dispersóides inibem o processo de recristalização, no entanto, favorecem a formação de subgrãos finos. Esses finos subgrãos são decorados por precipitados endurecedores.

Quando as ligas Al-Zn-Mg passam por um superenvelhecimento nas têmperas T7X, consegue-se praticamente a imunidade em relação à corrosão sob tensão, apesar de não se atingir os mesmos níveis de resistência mecânica quando passam pelo tratamento T6.

Para ligas Al-Zn-Mg, consegue-se obter níveis ótimos de resistência mecânica mesmo com taxas de resfriamento lentas. Essa sensibilidade não tão aguçada em relação ao resfriamento permite que sejam reduzidas as distorções e as tensões residuais, quando essas ligas são utilizadas na fabricação de peças mais espessas. Isso se torna possível quando o zircônio é adicionado para controlar o crescimento de grão.

3.3 Preparação Metalográfica de Amostras de Alumínio e suas Ligas

3.3.1 Técnicas metalográficas usualmente utilizadas

Segundo Coutinho (1980), a preparação metalográfica do alumínio, suas ligas e nos alclades (constituem produtos planos ou tubulares, geralmente de ligas 2117 ou 2024 recobertas de uma camada de alumínio superpuro) exige politrizes/lixadeiras exclusivas, essa exclusividade se deve

à necessidade de não haver contaminações e processos de corrosão. Essa preparação metalográfica pode estar no âmbito tanto da análise macrográfica como da análise micrográfica.

Segundo Colpaert (2008), a macrografia é um exame do aspecto de uma amostra metálica, segundo uma seção plana devidamente polida e, na maioria dos casos, atacada por um reativo. Como resultado, obtém-se a macroestrutura. Vale ressaltar que se dá o nome de macrografia aos documentos que reproduzem a macroestrutura em tamanho natural, ou com ampliação máxima de 10 vezes.

Para a realização da técnica macrográfica, o primeiro passo é a realização do lixamento com água destilada ou neutralizada até granulometrias de #600, essa etapa visando eliminar as camadas deformadas superficiais, sob pressões e velocidades decrescentes.

Os reativos químicos para macrografia do alumínio e suas ligas são (COUTINHO, 1980):

a) Solução aquosa de cloreto cúprico (20%), para ligas com silício. Procedimento: Imersão por 10 a 15 segundos e a superfície deve ser limpa sob água corrente, com algodão, para reforçar a película que se forma durante o ataque.

b) Keller, para as ligas com cobre. Esse reagente tem a seguinte composição: 0,5% de ácido fluorídrico; 1,5% de ácido clorídrico; 2,5% de ácido nítrico; 100 cm³ de água destilada. Procedimento: Imersão por 15 a 30 segundos.

Para a realização da técnica micrográfica, deve-se proceder com lixamento e polimento, empregando acetona como solução para limpeza. Em relação aos reativos químicos para micrografias do alumínio e suas ligas, pode-se citar (COUTINHO, 1980):

a) Ácido fluorídrico: 0,5% de ácido fluorídrico; água destilada para completar 100 cm³. Procedimento: Fricção por 15 segundos com algodão embebido na solução.

b)Ácido sulfúrico: 20% de ácido sulfúrico; 100 cm³ de água destilada. Procedimento: Imersão durante 30 segundos na solução aquecida a 70°C.

c)Nitrato férrico: 25% de nitrato férrico; 100 cm³ de água destilada. Procedimento: Fricção com algodão embebido na solução durante 30 segundos.

d)Ácidos fluorídrico e nítrico: 2% de ácido fluorídrico; 25% de ácido nítrico; 100 cm³ de água destilada. Procedimento: aplicação com tempo de 30 segundo a 1 minuto.

4 METODOLOGIA

4.1 Descrição Geral do Trabalho Desenvolvido

Neste trabalho, um procedimento geral para caracterização microestrutural por metalografia de uma liga de alumínio empregada na indústria aeronáutica e os efeitos da alteração de parâmetros de tempo e temperatura do tratamento térmico de endurecimento por precipitação foram investigados.

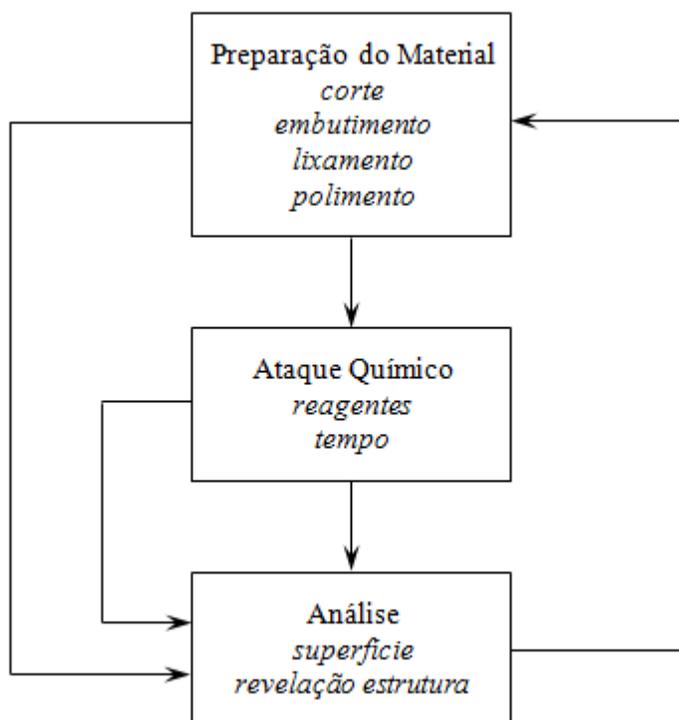
Considerando a primeira abordagem do trabalho, associada à análise da técnica metalográfica, o material foi utilizado no estado como recebido e os experimentos consistiram na avaliação tanto do procedimento de preparação como da técnica de revelação da microestrutura das peças, ou seja, do ataque químico, em termos do reagente mais adequado e do tempo empregado. Neste caso, trabalho envolveu consulta à literatura (cujos detalhes foram apresentados no capítulo anterior do presente estudo) como o uso de procedimentos diversos, de forma isolada ou combinados entre si.

A segunda abordagem do trabalho consistiu na avaliação do tratamento térmico de endurecimento por precipitação propriamente dito. Para esta situação, foram considerados diferentes temperaturas e tempos da etapa de envelhecimento da operação. Características como microestrutura, avaliada através de microscopia óptica MO e microscopia eletrônica de varredura MEV, propriedade mecânica através de testes de dureza, e composição química foram observadas.

4.2 Procedimento Experimental

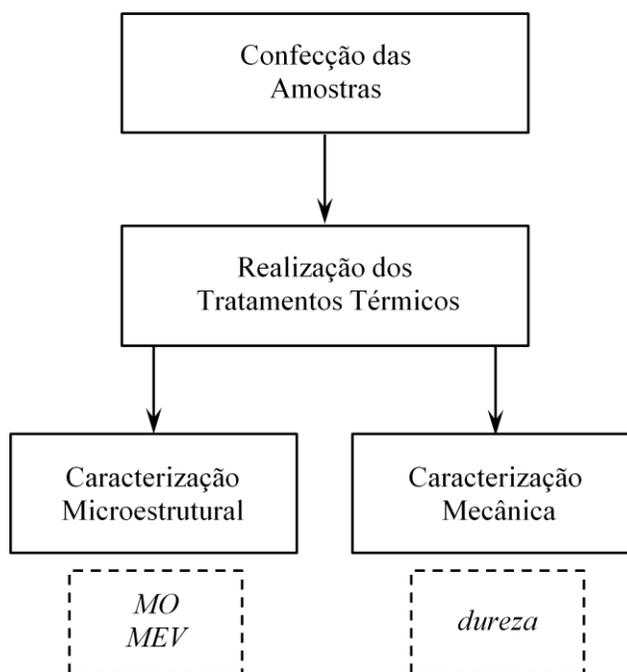
Nas Figuras 10 e 11 podem ser observados os fluxogramas dos procedimentos experimentais gerais conduzidos para cada uma das abordagens do trabalho. Cada uma das etapas é detalhada nos itens a seguir.

Figura 10: Procedimento associado à definição da técnica metalográfica para análise da liga de alumínio aeronáutico 7075



Fonte: Produzido pela autora

Figura 11: Procedimento associado à análise dos efeitos dos parâmetros de envelhecimento no tratamento térmico de endurecimento por precipitação da liga de alumínio aeronáutico 7075



Fonte: Produzido pela autora

4.3 Material

Foi utilizada a liga de alumínio 7075, por se tratar de um material amplamente empregado na indústria aeronáutica e, usualmente, tratado termicamente por endurecimento por precipitação. A liga foi adquirida na forma de chapas, com 5,7mm de espessura, por encomenda, através da empresa *Metalmar*.

Na tabela 7 é apresentada a composição química (% em peso) fornecida pelo fabricante, *Viner Brasil Tecnologia*, e na tabela 8 os valores associados à resistência mecânica, através dos limites de escoamento e tensão limite de resistência à tração, e à ductilidade, através do alongamento % uniforme. Nota-se que as peças foram adquiridas já tratadas termicamente.

Tabela 7: Composição química da liga de alumínio 7075 fornecida pelo fabricante

Elementos Químicos (composição - % em peso)							
Zn	Mg	Cu	Cr	Ti	Fe	Si	Al
6,00	2,20	1,80	0,20	0,04	0,07	0,03	Diferença

Fonte: adaptado da Viner Brasil Tecnologia

Tabela 8: Propriedades mecânicas da liga de alumínio 7075 fornecidas pelo fabricante

Propriedades Mecânicas à Tração		
Tensão limite de escoamento	Tensão limite de resistência à tração	Alongamento uniforme
500MPa	586MPa	13%

Fonte: adaptado da Viner Brasil Tecnologia

4.4 Tratamentos Térmicos

Foram realizados dois tratamentos térmicos distintos no trabalho: recozimento e endurecimento por precipitação. Esses tratamentos térmicos foram conduzidos no Laboratório de Tratamentos

Térmicos do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG utilizando o forno marca Brasimet Heraeus, cuja imagem é mostrada na figura 12.

Figura 12: Forno utilizado para a realização dos tratamentos térmicos



Fonte: Produzido pela autora

O recozimento, realizado inicialmente em todas as amostras, foi realizado após a verificação de que os valores de dureza da liga no estado como recebida eram relativamente elevados, sugerindo que as chapas poderiam estar encruadas ou já tratadas termicamente. Dessa forma, o recozimento permitiu a diminuição considerável dos valores de dureza das amostras.

Posteriormente, as amostras passaram pelo ciclo do tratamento térmico de endurecimento por precipitação, envolvendo solubilização, resfriamento brusco em água e envelhecimento, com resfriamento também conduzido em água (entre a etapa de solubilização e a de envelhecimento, as amostras eram armazenadas abaixo de 0°C para evitar o envelhecimento natural à temperatura ambiente). Neste caso, foram variados os parâmetros de temperatura e tempo na etapa de envelhecimento. Na tabela 9 são mostradas as condições de tratamentos térmico investigadas no trabalho.

Tabela 9: Parâmetros de tratamento térmico empregados no trabalho

Parâmetros de Recozimento		
Temperatura	Tempo	Resfriamento
420°C	1 hora	Lento, no forno
Parâmetros de Solubilização		
Temperatura	Tempo	Resfriamento
480°C	1 hora	Brusco, em água
Parâmetros de Envelhecimento		
Temperatura	Tempo	Resfriamento
90°C	3 horas	Brusco, em água
90°C	6 horas	Brusco, em água
90°C	12 horas	Brusco, em água
90°C	24 horas	Brusco, em água
120°C	3 horas	Brusco, em água
120°C	6 horas	Brusco, em água
120°C	12 horas	Brusco, em água
120°C	24 horas	Brusco, em água
150°C	3 horas	Brusco, em água
150°C	6 horas	Brusco, em água
150°C	12 horas	Brusco, em água
150°C	24 horas	Brusco, em água

Fonte: Produzido pela autora

4.5 Determinação do Procedimento para a Metalografia da Liga de Alumínio 7075

Para a determinação do procedimento de metalografia mais adequado à caracterização da liga de alumínio aeronáutica 7075 foram testadas diversas técnicas de lixamento, polimento e ataque químico. Nas tabelas 10, 11, 12 e 13 são mostrados os diferentes parâmetros utilizados em cada etapa.

Tabela 10: Lixas testadas na etapa de lixamento

Lixas de Diferentes Meshs Testadas								
#80	#120	#240	#320	#400	#600	#1200	#2400	#4000

Fonte: Produzido pela autora

Tabela 11: Panos de Polimento Testados

Diferentes tipos de panos de polimento utilizados	
Pano para pasta de diamante	Neoprene

Fonte: Produzido pela autora

Tabela 12: Tipos de Abrasivos Testados

Diferentes tipos de abrasivos utilizados		
Pasta de Diamante	Alumina	Sílica Coloidal

Fonte: Produzido pela autora

Tabela 13: Reagentes para Ataque Químico Testados

Diferentes tipos de reagentes químicos testados	
Ácido Fluorídrico	Keller

Fonte: Produzido pela autora

Após os diferentes testes realizados chegou-se finalmente a sequência ideal para a realização da técnica metalográfica na liga de alumínio 7075. O procedimento ideal é descrito na seção de resultados deste trabalho. A tabela 14 mostra de maneira resumida este procedimento.

Tabela 14: Procedimento Metalográfico

Embutimento	Forma de silicone, acrílico autopolimerizante - pó e líquido catalisador						
Lixamento	#240	#320	#400	#600	#1200	#2400	#4000
Polimento	Pano de Neoprene, sílica coloidal como abrasivo e rotação de 125 rpm						
Ataque	Ataque por imersão com reagente Keller durante 5 segundos						

Fonte: Produzido pela autora

4.6 Análise Microestrutural

A etapa de análise microestrutural foi realizada nos Laboratório de Metalografia e Caracterização de Materiais do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG. As fotomicrografias foram feitas por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Na figura 13 é mostrado o microscópio óptico de marca Fortel utilizado para a aquisição das fotomicrografias. As imagens foram obtidas com ampliações de 100 e 200 vezes.

Figura 13: Microscópio óptico Fortel

Fonte: Produzido pela autora

Para a obtenção das imagens por microscopia eletrônica de varredura as amostras foram embutidas, lixadas, polidas e atacadas utilizando-se o método descrito no item 4.5 deste trabalho. Utilizou-se um porta-amostras aterrado que comportava até 4 amostras por vez. Estas foram

fixadas por uma fita dupla face condutora e colocadas no equipamento marca *Shimadzu* modelo SSX-550. As imagens foram obtidas utilizando-se ampliações de 500 e 2000 vezes. Neste caso, para algumas amostras, foi também conduzida a análise química de algumas regiões através de espectroscopia de energia dispersiva EDS, com um equipamento acoplado também da marca *Shimadzu*. As figuras 14 e 15 mostram, respectivamente, o equipamento utilizado e as amostras posicionadas para a análise.

Figura 14: Equipamento Shimadzu SSX-550



Fonte: Produzido pela autora

Figura 15: Amostras para análise de MEV



Fonte: Produzido pela autora

4.7 Ensaio de Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em um microdurômetro da marca *Shimadzu* modelo 2T no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG (figura 16). As amostras para serem ensaiadas, ao menos duas de cada condição investigadas, foram embutidas, lixadas e polidas, de acordo com o procedimento descrito no item 4.4.3, para facilitar a visualização da impressão. As características do ensaio estão descritas na tabela 15. Foram realizadas de 5 a 6 indentações em cada amostra. Valores discrepantes foram eliminados para não comprometerem o valor médio.

Tabela 15: Ensaio de microdureza Vickers

Indentador	Ampliação	Tempo de Indentação	Carga
Pirâmide de diamante de base quadrada	400x	15s	300g

Fonte: Produzido pela autora

Figura 16: Microdurômetro Shimadzu 2T



Fonte: Produzido pela autora

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Desenvolvimento do Procedimento Metalográfico

Como apresentado no item 2 deste trabalho, um dos objetivos deste era o desenvolvimento de um procedimento metalográfico próprio para a etapa de caracterização das amostras, uma vez que, por se tratar de uma liga macia, a metalografia passa a ser um fator dificultador para tal caracterização, sendo a minimização da formação de pites o maior desafio. Dessa forma, foi desenvolvido um procedimento tal que o arrancamento de pite fosse minimizado. Na etapa de lixamento foi utilizada a seguinte sequência de lixas.

Tabela 16: Sequenciamento de lixas

Mesh	Material da lixa
#240	Base de Papel, Adesivo e Óxido de alumínio
#320	Base de Papel, Adesivo e Óxido de alumínio
#400	Base de Papel, Adesivo e Óxido de alumínio
#600	Base de Papel, Adesivo e Óxido de alumínio
#1000	Carbeto se Silício
#2400	Carbeto de Silício
#4000	Carbeto de Silício

Fonte: Prodizado pela autora

Tal sequência possibilitou um melhor acabamento das amostras, uma vez que, chegando até a lixa de #4000, as amostras seriam menos agredidas na etapa anterior ao polimento.

A etapa de polimento foi a que se apresentou a mais crítica em todo o processo, pois as amostras riscavam com incontestável facilidade. Um primeiro teste foi realizado com panos para pasta de

diamante de 9, 3 e 1 μm utilizando pasta de diamante como abrasivo e álcool como lubrificante. Os resultados mostram que seria inviável a utilização desta metodologia, uma vez que as amostras riscavam de tal maneira que apenas voltando para a etapa de lixamento era possível eliminar os riscos. Testes foram realizados utilizando a alumina. Os resultados obtidos foram semelhantes àqueles utilizando pasta de diamante. Portanto, decidiu-se que seria necessária a utilização de outro pano menos agressivo para o polimento. Neste momento, foi inserido no procedimento, como etapa única, o emprego do pano de neoprene e a sílica coloidal como abrasivo. Essa escolha promoveu um grande avanço, uma vez que se demonstrou altamente eficiente quanto à minimização na formação de pite e formação de riscos.

Os riscos ainda persistiam, mesmo que em escala menor, mas em quantidade ainda considerável. Então, o parâmetro de rotação da politriz foi analisado como possível agravante no riscamento das amostras. Optou-se, portanto, pela diminuição da rotação convencional de 250 rpm para uma rotação de 125 rpm. Resultados cada vez melhores foram sendo obtidos. Finalmente, na etapa de polimento, alterou-se uma última característica que determinou o sucesso do desenvolvimento do procedimento. Observou-se que, mantendo a amostra estática na politriz, os riscos e o arrancamento de material diminuiram de tal maneira que este seria o ponto final desta etapa.

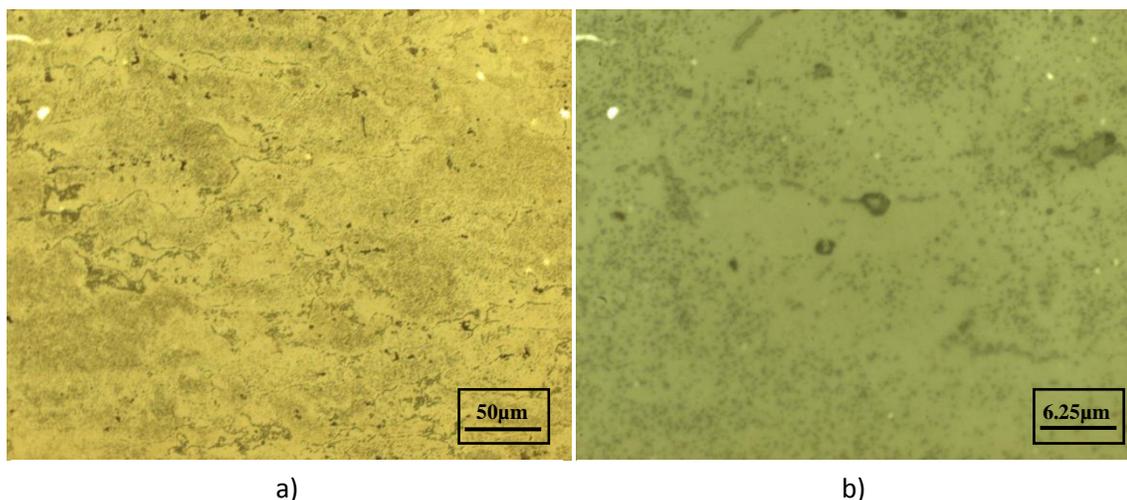
O ataque químico também foi outro fator cuja metodologia foi desenvolvida para a obtenção de melhores resultados. Usualmente feito por fricção ou imersão, testes foram realizados com o intuito de definir qual a maneira mais eficiente de realizar o ataque. Foram testados tanto os reagentes quanto a forma (fricção ou imersão) de ataque. As combinações realizadas, bem como o resultado das mesmas, estão apresentados na tabela 17.

Tabela 17: Combinações testadas para realização do ataque químico

Teste	Reagente	Forma	Tempo de ataque	Resultado
Teste 1	Ácido Fluorídrico	Fricção	60	Péssimo
Teste 2	Ácido Fluorídrico	Imersão	60	Péssimo
Teste 3	Keller	Fricção	60	Ruim
Teste 4	Keller	Fricção	30	Ruim
Teste 5	Keller	Fricção	5	Ruim
Teste 6	Keller	Imersão	60	Ruim
Teste 7	Keller	Imersão	30	Ruim
Teste 8	Keller	Imersão	5	Ótimo

Fonte: Produzido pela autora

Para os testes 1 e 2, observou-se que o ácido fluorídrico não atacou as amostras (mesmo deixando tempos superiores aos 60 segundos citados na tabela 17), abaixo segue uma imagem demonstrando o aspecto final após ataque utilizando-se HF.

Figura 17: Amostras atacadas quimicamente com HF.

a)

b)

a) Ampliação de 200x. b) Ampliação de 1000x

Fonte: Produzido pela autora

Ao analisar a figura 17 a, tem-se a impressão de ser possível a visualização, mesmo que sutil, de contornos de grãos. No entanto, quando se utiliza ampliação de 1000x (figura 17 b), comprova-se que esta não se trata de uma conclusão correta, pois nota-se, na verdade, um caminho de precipitados e não contornos de grãos propriamente ditos. O ácido fluorídrico foi, então, descartado como reagente eficiente para ataque químico da liga de alumínio 7075.

Passado aos testes de 3 a 8 foi observado que o reagente Keller seria o ideal, pois testados os tempos de 60, 30 e 5 segundos, concluiu-se que tempos acima de 5 segundos queimavam as amostras, sendo definido, portanto, que 5 segundos eram suficientes e, também, eficientes para a revelação dos contornos de grão. A forma de realizar o ataque foi definida a partir do momento que, ao realizá-la por fricção, as amostras arranhavam e perdiam qualidade considerável alcançada pelo polimento. Por imersão, como era esperado, garantia-se a integridade do polimento. Definiu-se, portanto, o procedimento metalográfico que seria utilizado para a caracterização de todas as etapas do trabalho.

5.2 Análise do Efeito da Temperatura e do Tempo de Envelhecimento na Dureza da Liga 7075

Os resultados dos ensaios de microdureza Vickers realizados nas amostras em todos os estados estudados são apresentados a seguir.

Analisando-se a dureza do material no estado como recebido (tabela 18), nota-se que o valor se apresentou elevado quando comparado à especificação técnica da liga de alumínio, demonstrando a condição de encruada e/ou tratada termicamente das amostras.

Tabela 18: Valor de Dureza da Amostra no Estado como Recebido

Especificação Técnica (HV)	Amostra no estado como recebido (HV)
60	183,7 ± 4,0

Fonte: Produzido pela autora

Após o tratamento térmico de recozimento, o material reduziu consideravelmente sua dureza (tabela 19), chegando a um valor muito próximo à especificação técnica. Esta condição foi aplicada a todas as amostras estudadas.

Tabela 19: Valor de Dureza da Amostra Recozida

Amostra Recozida (HV)
$67,7 \pm 0,7$

Fonte: Produzido pela autora

Dando início ao tratamento térmico de endurecimento por precipitação, a amostra foi inicialmente solubilizada. A tabela 20 mostra o valor de dureza do material após a etapa de solubilização.

Tabela 20: Valor de Dureza da Amostra Solubilizada

Amostra Solubilizada (HV)
$112,6 \pm 5,4$

Fonte: Produzido pela autora

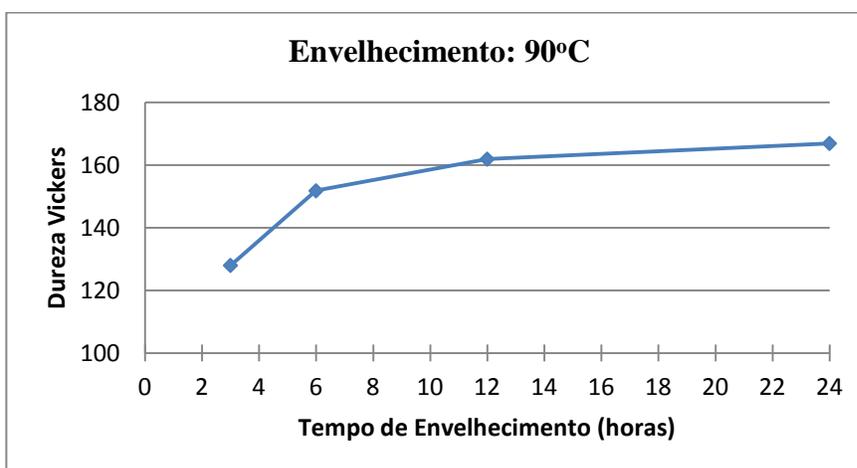
Como esperado, a dureza aumentou em relação ao estado recozido, uma vez que o material passa a se apresentar em uma condição supersaturada.

Na etapa de envelhecimento, variados os parâmetros de tempo e temperatura, os valores assumidos pelo material são apresentados na tabela 21. Os gráficos 4, 5 e 6 mostram como o valor de dureza variou em relação ao tempo de encharque para cada temperatura.

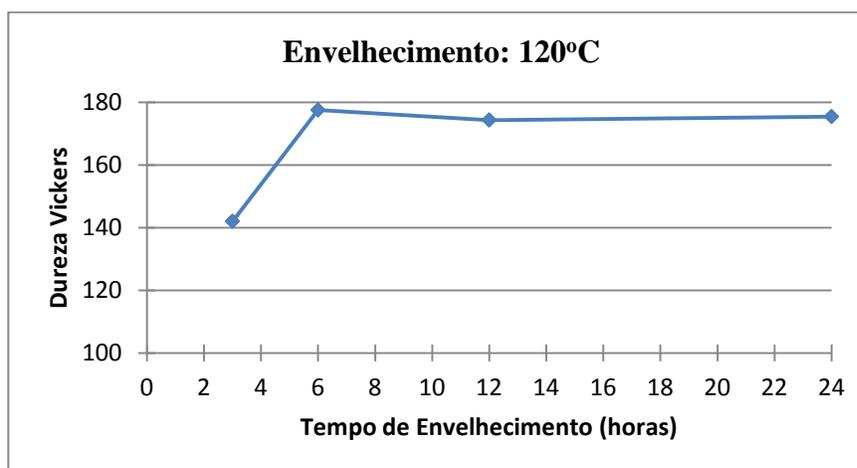
Tabela 21: Valor de Dureza (HV) da Amostra Envelhecida

Temperatura	Tempo de encharque			
	3 horas	6 horas	12 horas	24 horas
90°C	128,0 ± 2,0	151,8 ± 2,9	161,9 ± 2,7	166,9 ± 5,1
120°C	142,0 ± 1,0	177,5 ± 4,4	174,3 ± 4,4	175,4 ± 4,3
150°C	161,8 ± 4,0	144,6 ± 2,3	164,0 ± 2,0	170,5 ± 1,5

Fonte: Produzido pela autora

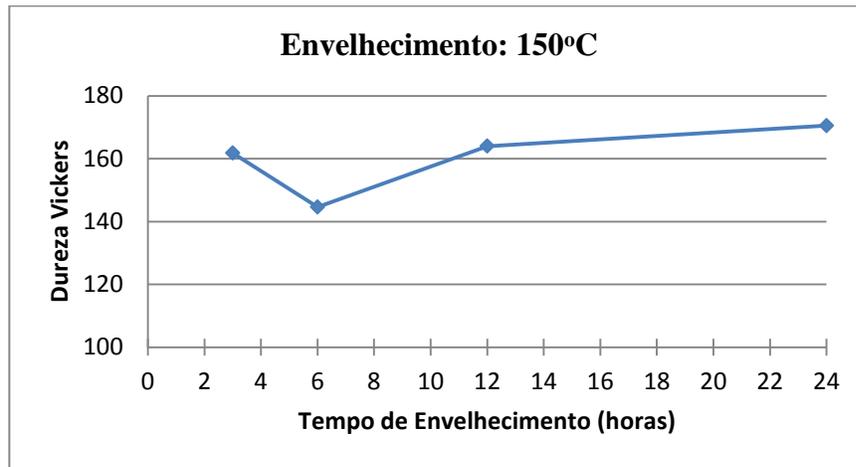
Gráfico 4: Amostras envelhecidas à temperatura de 90°C

Fonte: Produzido pela autora

Gráfico 5: Amostras envelhecidas à temperatura de 120°C

Fonte: Produzido pela autora

Gráfico 6: Amostras envelhecidas à temperatura de 120°C



Fonte: Produzido pela autora

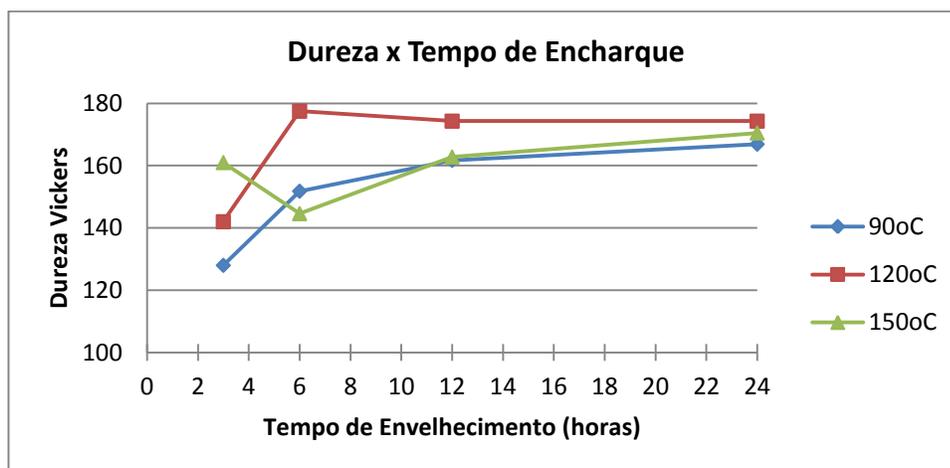
Considerando inicialmente os tratamentos térmicos nos quais o envelhecimento foi realizado a 90°C, o gráfico mostra que o valor de dureza aumentou com a elevação do tempo de envelhecimento. No entanto, este aumento foi mais acentuado de 3 para 6 horas, depois de 6 horas para 12h, ou seja, a medida que o tempo de envelhecimento aumentada, a elevação na dureza se tornava cada vez mais suave. Para esta condição de temperatura, não foi observado um valor que representaria um máximo de ganho de dureza para a liga, uma vez que os resultados aumentaram continuamente. Dessa forma, para determinar uma condição “ótima” (independentemente se o tempo seria considerado excessivo), tratamentos empregando tempos de envelhecimento mais elevados deveriam ser conduzidos, de forma a caracterizar inclusive condições de superenvelhecimento.

Analisando o gráfico 5, relativo à utilização da temperatura de envelhecimento de 120°C, nota-se que, variando o tempo de envelhecimento 3 para 6 horas, há um aumento pronunciado no valor da dureza da liga, similarmente ao que foi verificado para a temperatura de solubilização de 90°C. Entretanto, a partir de 6 horas, é observada uma queda, ainda que suave, nos resultados, indicando uma possível condição de superenvelhecimento (caracterizado exatamente pelo decréscimo da dureza do material após alcançar seu valor máximo desta propriedade em uma dada temperatura). O envelhecimento realizado durante 12 e 24 horas neste caso é caracterizado pela estabilização do valor de dureza do material.

Na condição de envelhecimento a 150°C (gráfico 6), observa-se em geral o aumento no valor da dureza a medida que se aumenta o tempo de envelhecimento, excetuando-se a condição de 3 horas que, de acordo com os demais gráficos, parece estar discrepante. Considerando que a condição mencionada deveria apresentar resultados inferiores aos exibidos pelo material com tempo de envelhecimento de 6 horas, o comportamento exibido pela liga de alumínio neste caso seria similar àquele verificado para a temperatura de envelhecimento de 90°C.

No gráfico 7, as três curvas de dureza relativas às três temperaturas de envelhecimento são apresentadas, de forma a possibilitar uma visão conjunta dos resultados obtidos. Em linhas gerais, observa-se que à temperatura de 120°C são alcançados os maiores valores de dureza e que para as condições de 90°C e 150°C os valores obtidos são muito próximos. Desta forma, pode-se dizer que a condição dita “ideal” alcançada no trabalho para o tratamento térmico de endurecimento por precipitação realizado na liga de alumínio aeronáutica 7075 é a 120°C durante 6 horas, no qual o maior valor de dureza foi alcançado.

Gráfico 7: Dureza do material envelhecido segundo diferentes condições



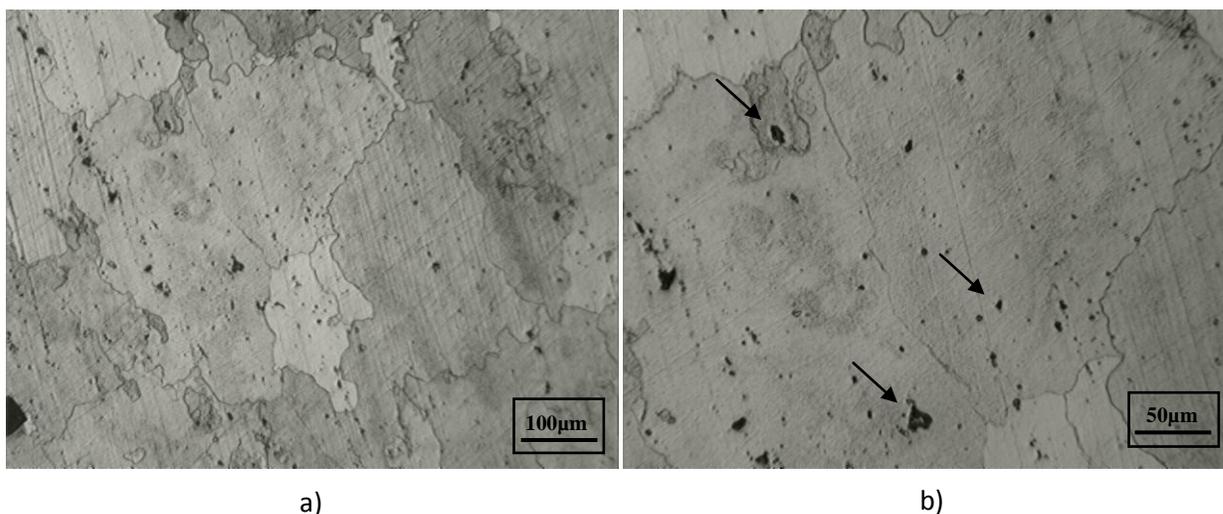
Fonte: Produzido pela autora

5.3 Caracterização microestrutural da liga 7075 no estado como recebido

A liga 7075 passou inicialmente pela etapa de caracterização via metalografia. Nas figuras 19 e 20 são apresentadas as fotomicrografias da liga no estado como recebido obtidas através de microscopia óptica e eletrônica de varredura. Na figura 18 é possível visualizar os contornos de grão, que se apresentaram bem definidos, demonstrando a qualidade do procedimento metalográfico utilizado na preparação na amostra. É possível perceber, também na figura 18, a presença de pites (indicados por setas) que, apesar de ainda existirem, não interferiram na qualidade das imagens obtidas. Na figura 19, observa-se também a existência dos contornos de grão e, através da imagem com aumento maior, é apresentada a superfície do material sem maiores defeitos. Amostras nestas condições serviram de material para a determinação do procedimento metalográfico descrito anteriormente.

A composição química do material foi comprovada a partir da análise qualitativa realizada através de espectroscopia de energia dispersiva EDS, com o equipamento acoplado ao MEV. Os resultados encontrados são mostrados no gráfico 11, através dos quais se observa a existência em quantidade relevante dos elementos alumínio, zinco e magnésio, resultado este esperado, por apresentarem exatamente os elementos significativos da série de ligas de alumínio 7XXX.

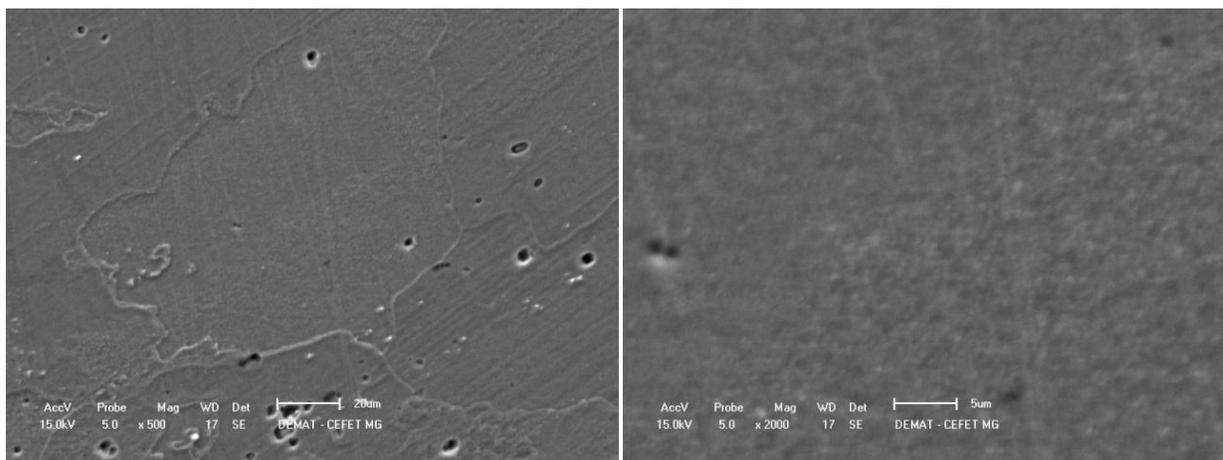
Figura 18: Fotomicrografias da liga 7075 no estado como recebido.



a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 19: Microscopia eletrônica de varredura da liga 7075 no estado como recebido.



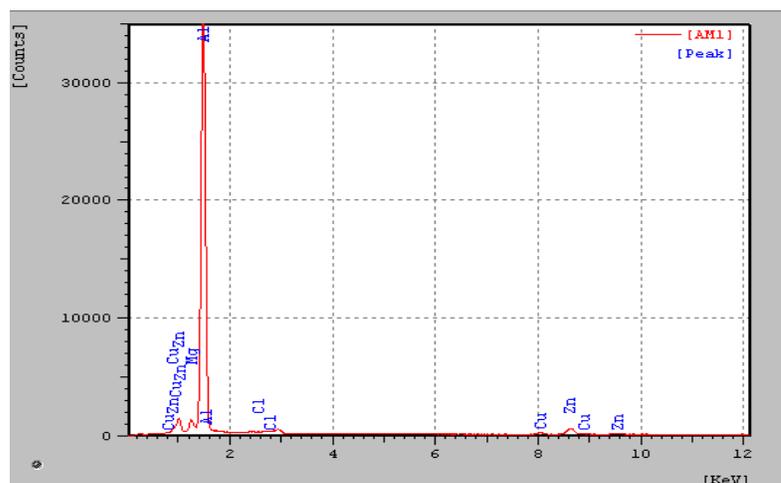
a)

b)

a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

Gráfico 8: Composição química da liga 7075 no estado como recebido



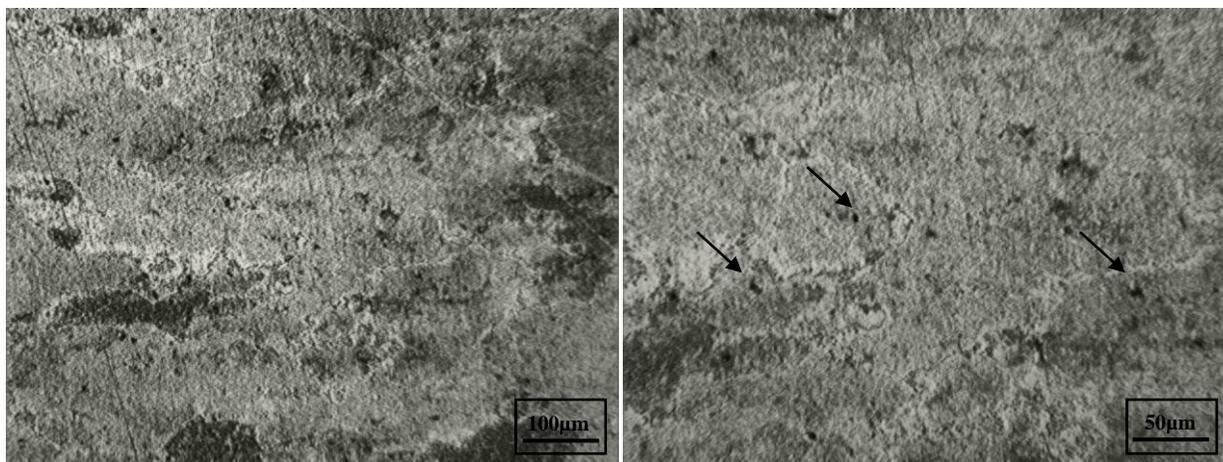
Fonte: Produzido pela autora

5.4 Caracterização Microestrutural da Liga de Alumínio 7075 Recozida

As imagens da microestrutura das amostras da liga de alumínio 7075 recozidas a 420°C durante 1 hora e resfriadas no forno são exibidas nas figuras 20 e 21. Observa-se que a amostra, após o recozimento, revelou de maneira mais discreta os contornos de grão. O material apresentou um aspecto turvo, com baixa definição de detalhes. Apesar de não ter sido possível conseguir melhor

qualidade para revelação de microestruturas nesta condição, é importante ressaltar que o recozimento cumpriu de maneira satisfatória seu objetivo, levando a uma diminuição no valor de dureza do material, de forma que a propriedade ficasse mais próxima do valor de dureza mencionado como referência.

Figura 20: Fotomicrografias da liga 7075 recozida à 420°C durante 1 hora



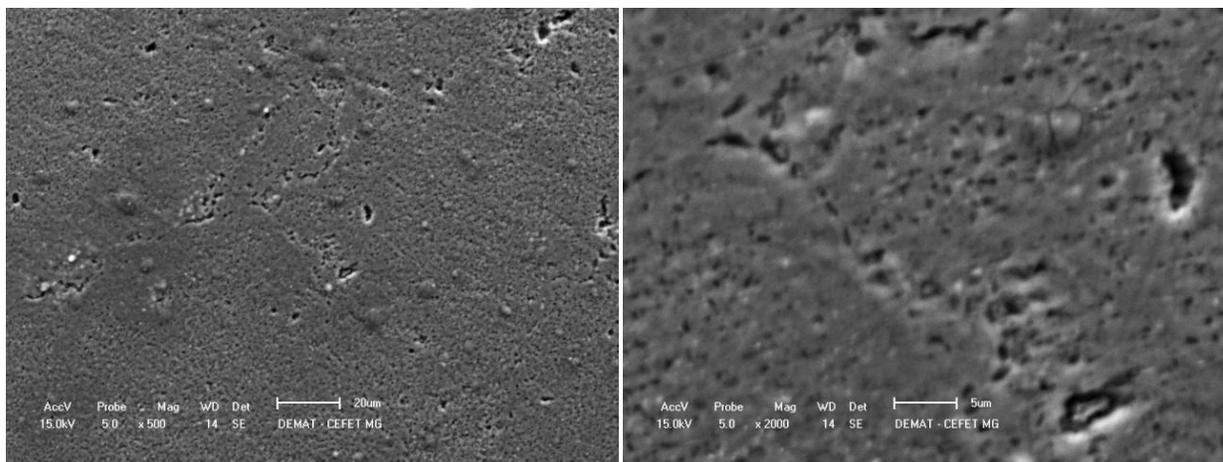
a)

b)

. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 21: Microscopia eletrônica de varredura da liga 7075 recozida



a)

b)

a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

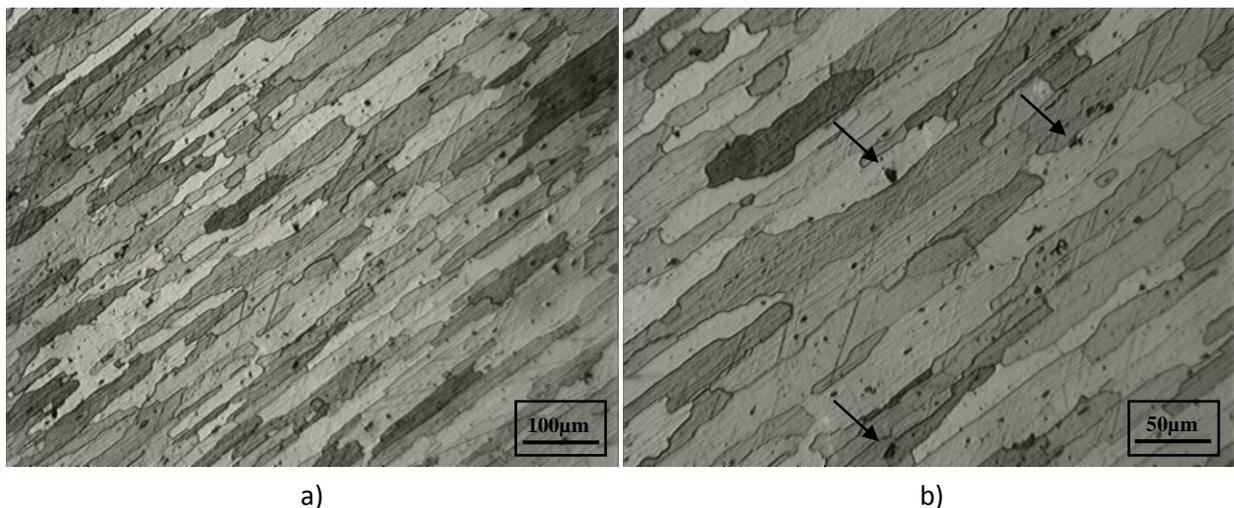
Da mesma maneira que ocorreu na microscopia óptica, observa-se que a superfície do material revelada por microscopia eletrônica de varredura apresentou um aspecto “rugoso” e com maior evidência de arrancamento de pites, fato esperado devido ao valor de dureza mais baixo do material nesta condição.

5.5 Caracterização Microestrutural da Liga de Alumínio 7075 Tratada Termicamente por Endurecimento por Precipitação

5.5.1 Análise do efeito da solubilização na microestrutura da liga 7075

As fotomicrografias das amostras solubilizadas a 480°C durante 1 hora e resfriadas bruscamente em água são mostradas abaixo nas figuras 22 e 23. Observa-se a presença de grãos alongados, demonstrando que o material teria passado por algum tipo de conformação prévia. Neste caso, apesar do tratamento térmico de recozimento não ter promovido a eliminação desta orientação cristalográfica (observada pela primeira vez na amostra solubilizada), mas pelo fato do ensaio de dureza ter comprovado a redução acentuada de dureza, concluiu-se que o material apresentava orientação heterogênea dos grãos, mas que este fato não interferiria nos resultados esperados para o tratamento de endurecimento por precipitação.

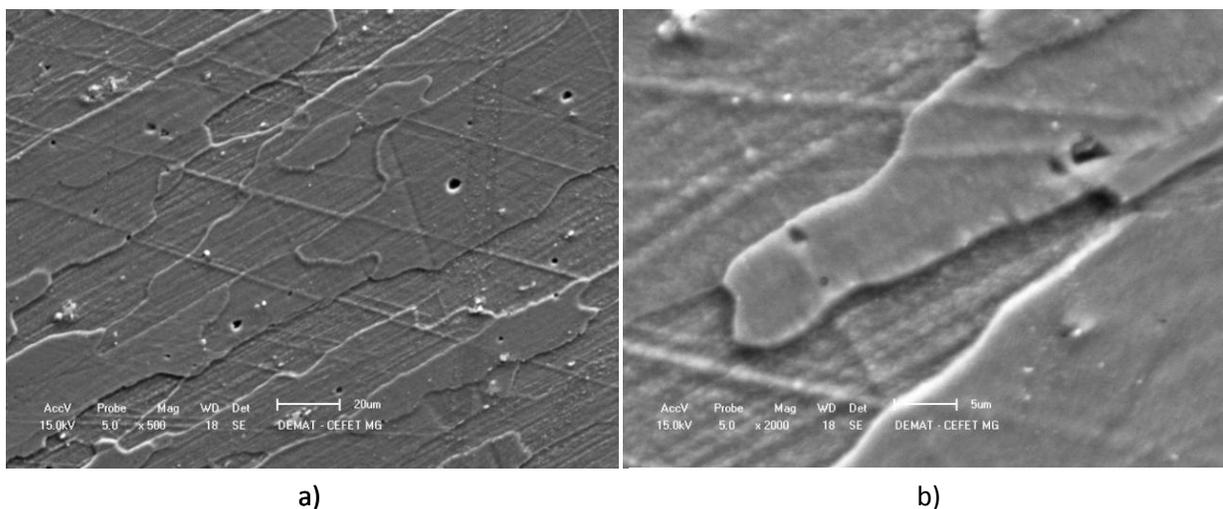
Figura 22: Fotomicrografias da liga 7075 solubilizada à 480°C durante 1 hora



a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 23: Microscopia eletrônica de varredura da liga solubilizada à 480°C durante 24 horas resfriada em água.



a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

Por fim, além da presença de grãos alongados, verifica-se relativamente baixa ocorrência de arrancamento de material na preparação, fato certamente devido ao elevado valor de dureza ($112,6 \pm 5,4$ HV) alcançado após o tratamento de solubilização.

5.5.2 Análise do efeito da temperatura e do tempo de envelhecimento na microestrutura da liga de alumínio 7075

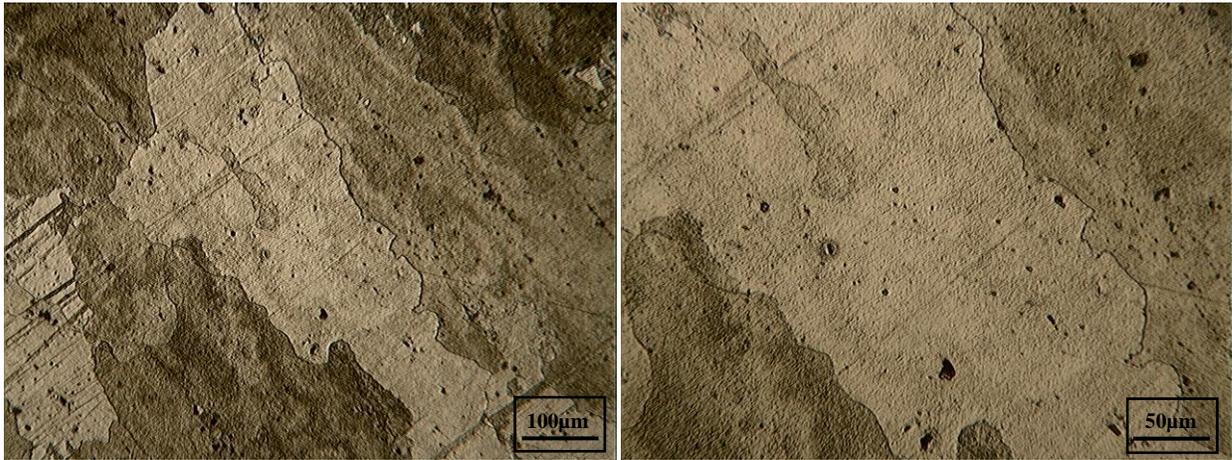
As imagens da microestrutura da liga de alumínio 7075 endurecida por precipitação obtidas através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura são mostradas nas figuras a seguir (figuras 24 a 47). Nota-se que os resultados estão exibidos em uma sequência crescente de temperatura e tempo de envelhecimento ou seja, as figuras 25 e 26 se referem ao material tratado a 90°C durante 3 horas, as figuras 27 e 28 exibem as imagens da liga tratada a 90°C durante 6 horas etc.

A partir das imagens mostradas é possível notar que o tratamento térmico de endurecimento por precipitação, nos mais variados parâmetros estudados, não causou mudanças significativas na microestrutura do material considerando as ampliações disponíveis para análise. Para todas as condições, as mesmas características podem ser observadas, como heterogeneidade no tamanho e

morfologia dos grãos, presença de pites e riscos provenientes da preparação, dentre outros. As diferenças observadas estão certamente associadas à permanência/efeitos de textura cristalográfica do material, que não alterou com os tratamentos térmicos, à escolha aleatória das seções das peças a serem avaliadas e, no caso dos defeitos de preparação, aos níveis distintos de dureza atingidos pela liga de acordo com o tratamento.

Dessa forma, conclui-se que para avaliar de maneira eficaz as alterações estruturais na liga de alumínio 7075 em decorrência do tratamento de endurecimento por precipitação, outras técnicas ou equipamento de maior capacidade deveriam ser empregados.

Figura 24: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 90°C durante 3 horas.



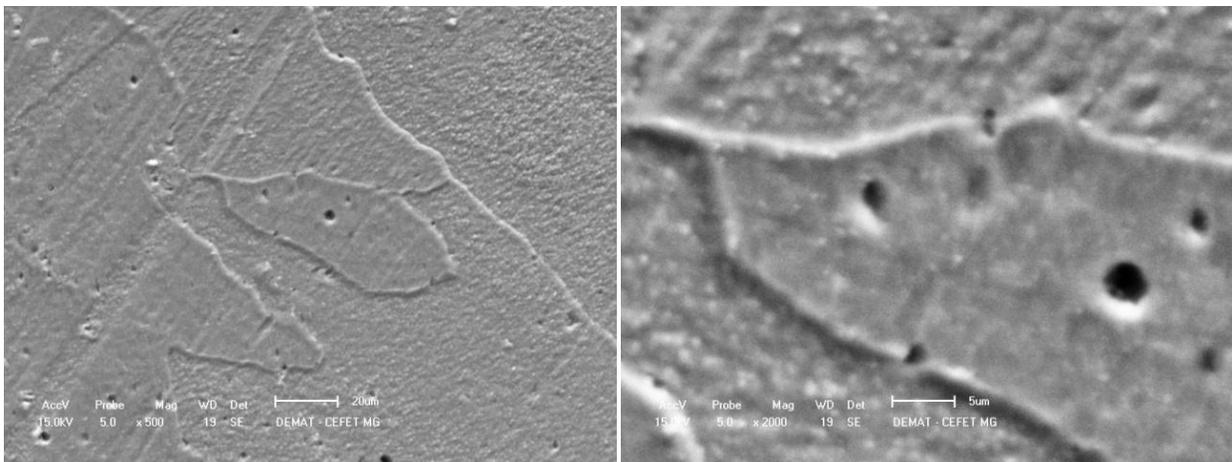
a)

b)

a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 25: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 90°C durante 3 horas resfriada em água.



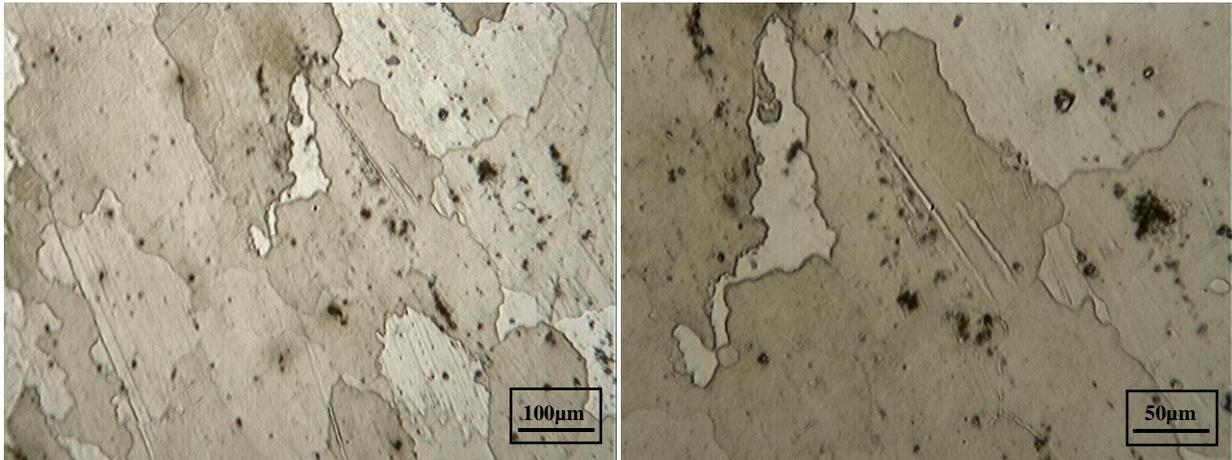
a)

b)

a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 26: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 90°C durante 6 horas.



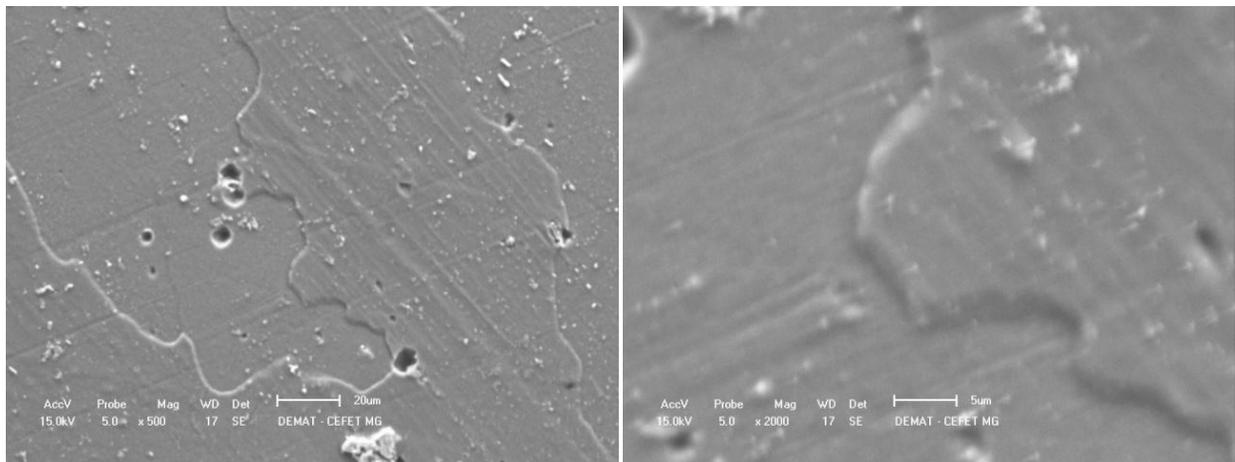
a)

b)

a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 27: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 90°C durante 6 horas resfriada em água



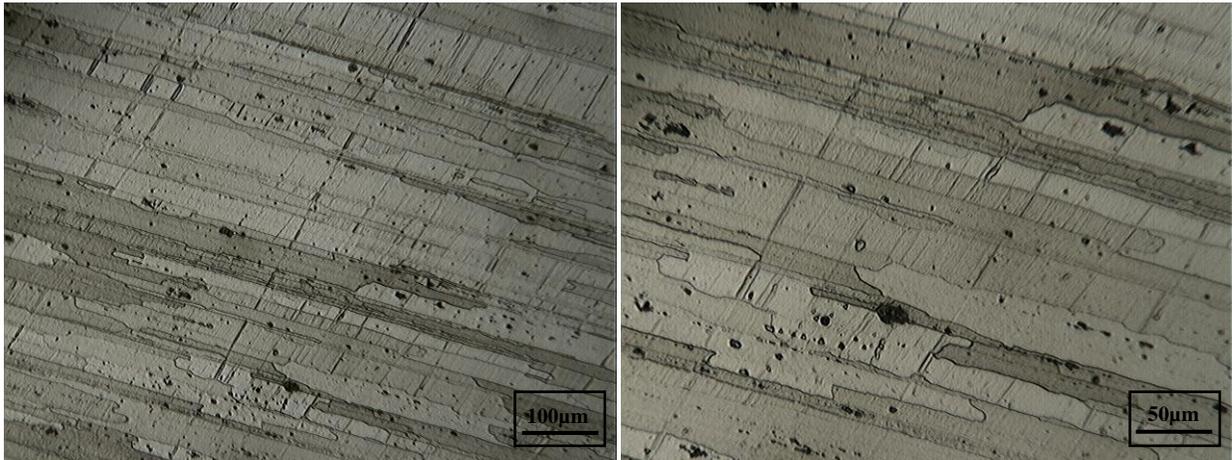
a)

b)

a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 28: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 90°C durante 12 horas



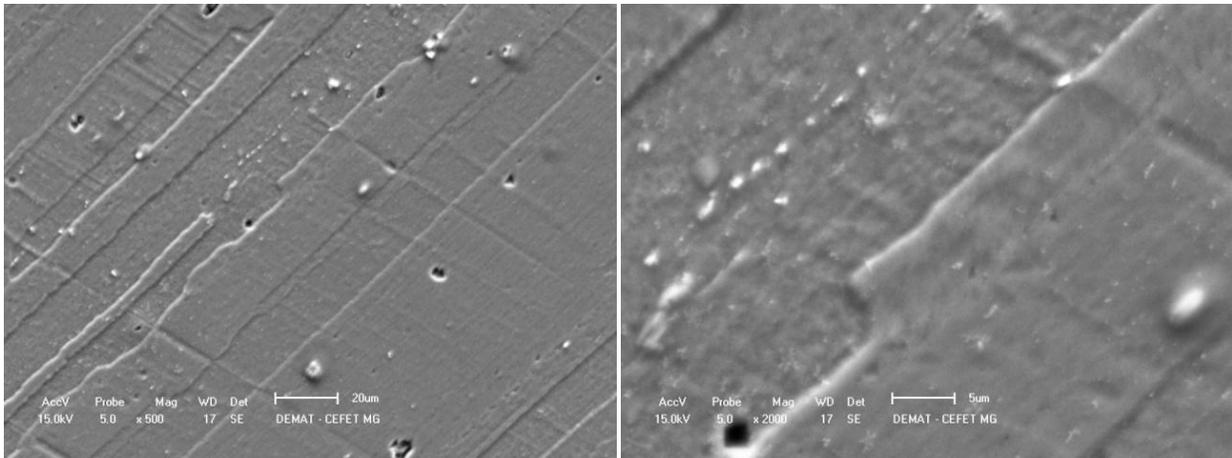
a)

b)

. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 29: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 90°C durante 12 horas resfriada em água.



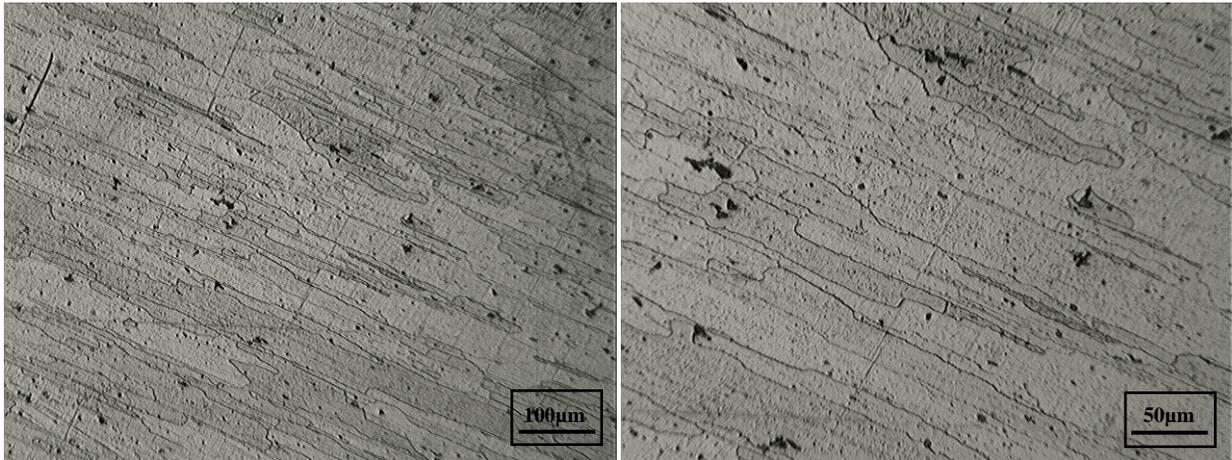
a)

b)

a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 30: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 90°C durante 24 horas



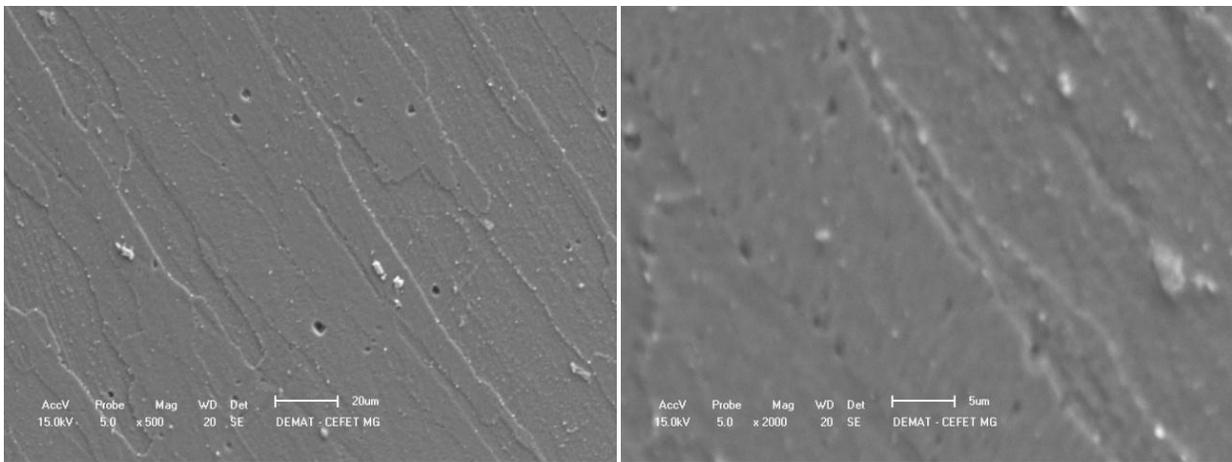
a)

b)

. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 31: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 90°C durante 24 horas resfriada em água.



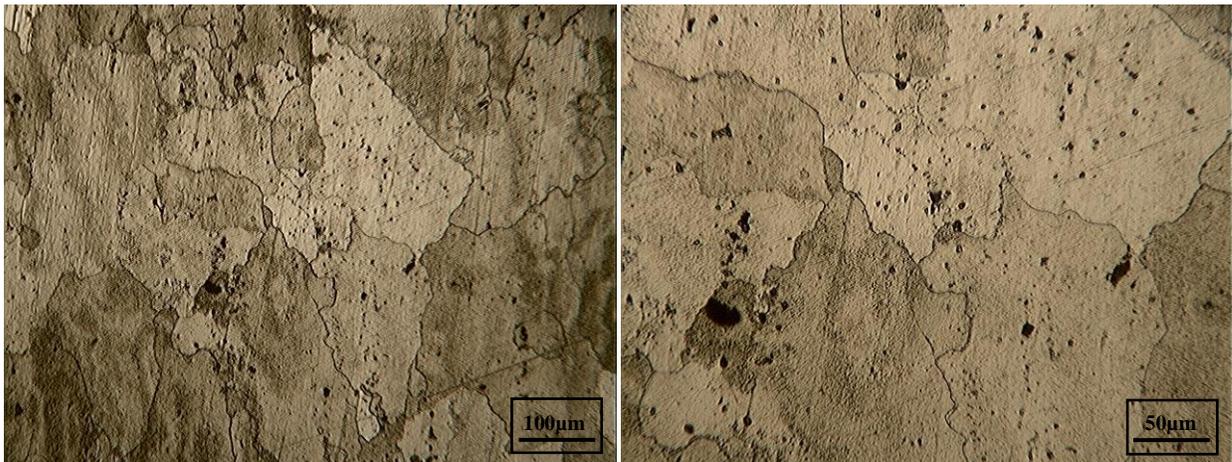
a)

b)

a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 32: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 120°C durante 3 horas.



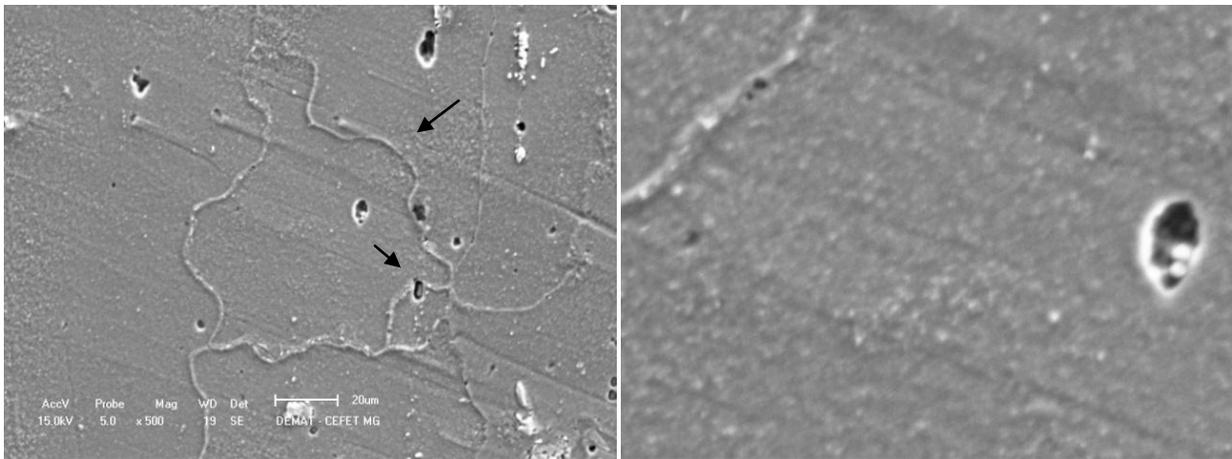
a)

b)

a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 33: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 120°C durante 3 horas resfriada em água.



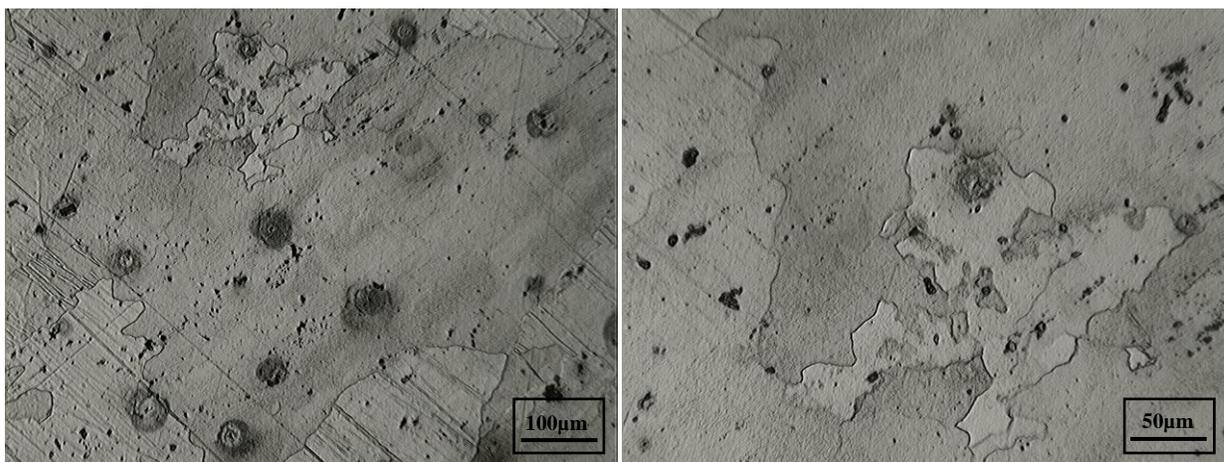
a)

b)

a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 34: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 120°C durante 6 horas



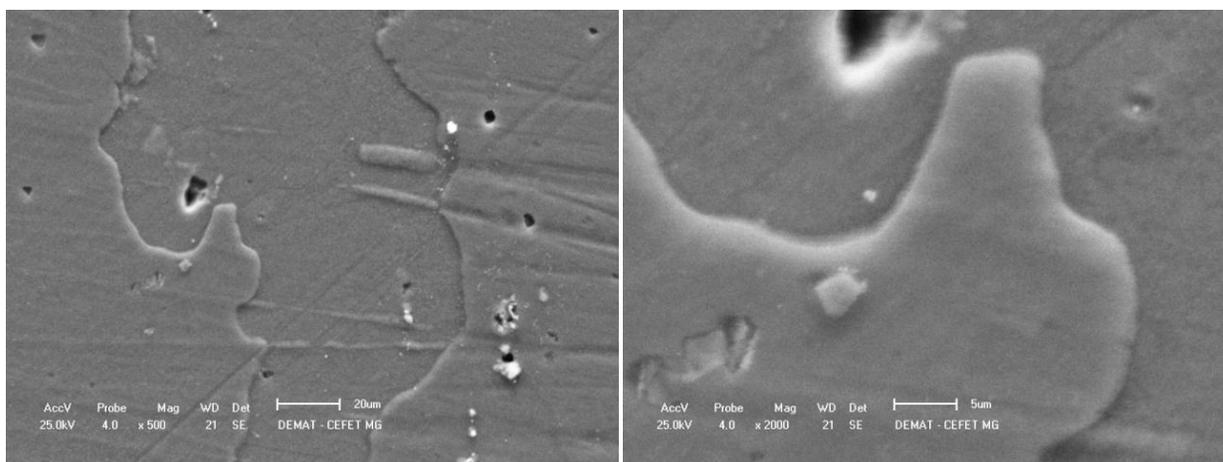
a)

b)

. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 35: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 120°C durante 6 horas resfriada em água.



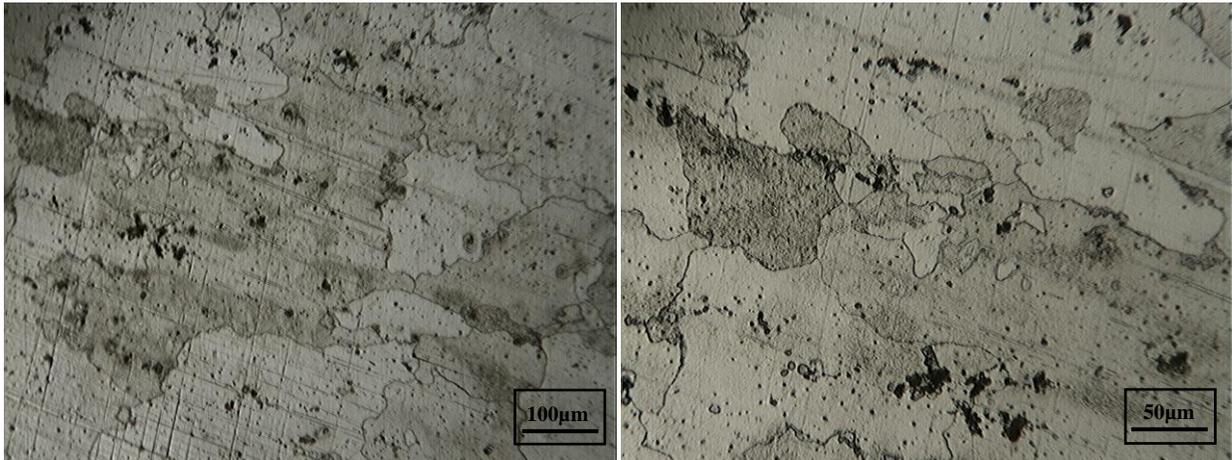
a)

b)

a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 36: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 120°C durante 12 horas.



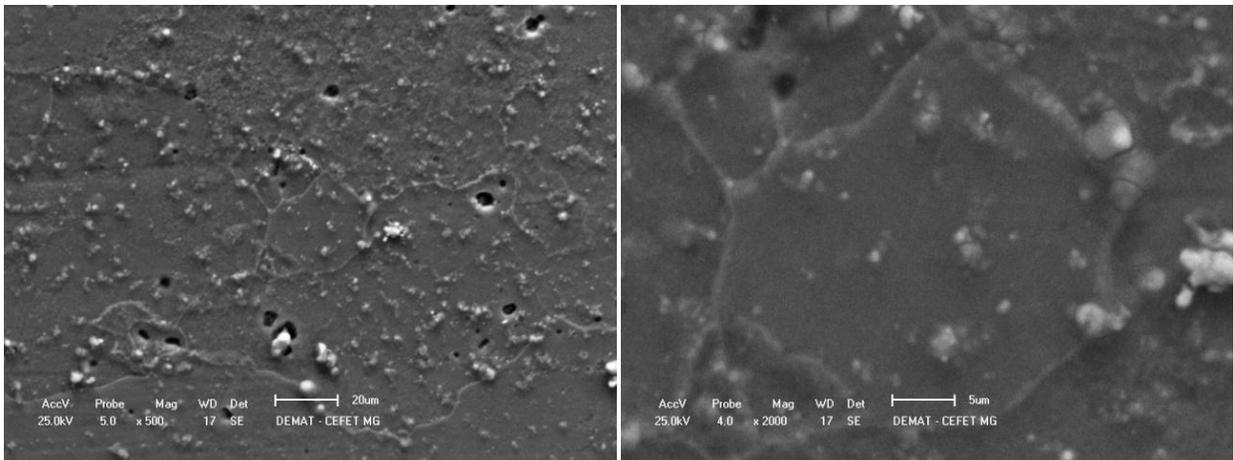
a)

b)

a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 37: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 120°C durante 12 horas resfriada em água.



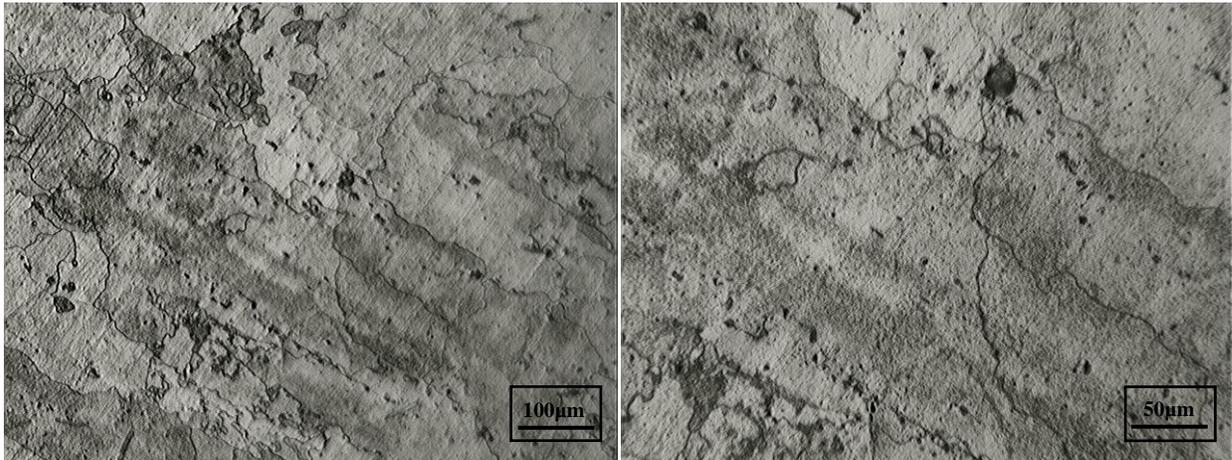
a)

b)

a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 38: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 120°C durante 24 horas.



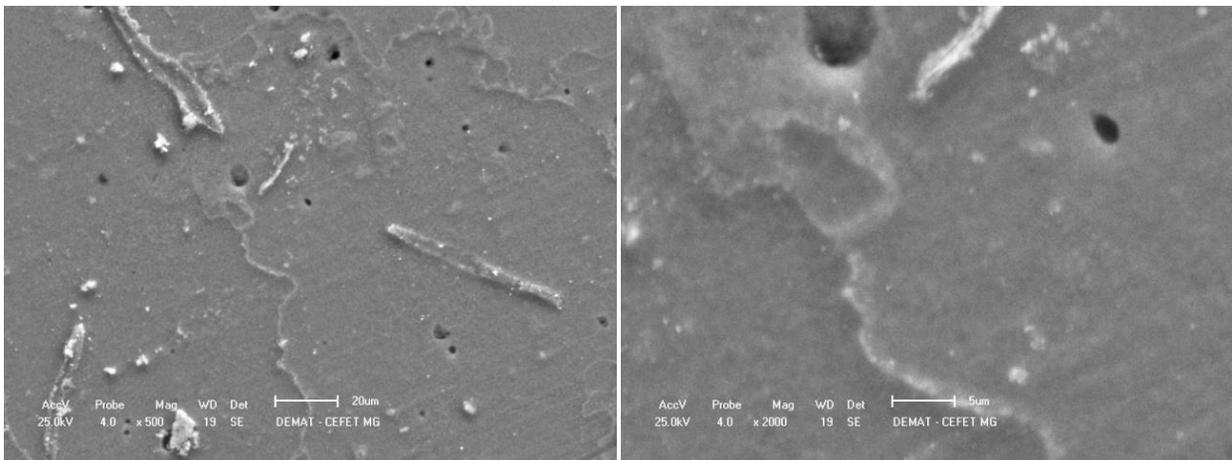
a)

b)

a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 39: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 120°C durante 24 horas resfriada em água.



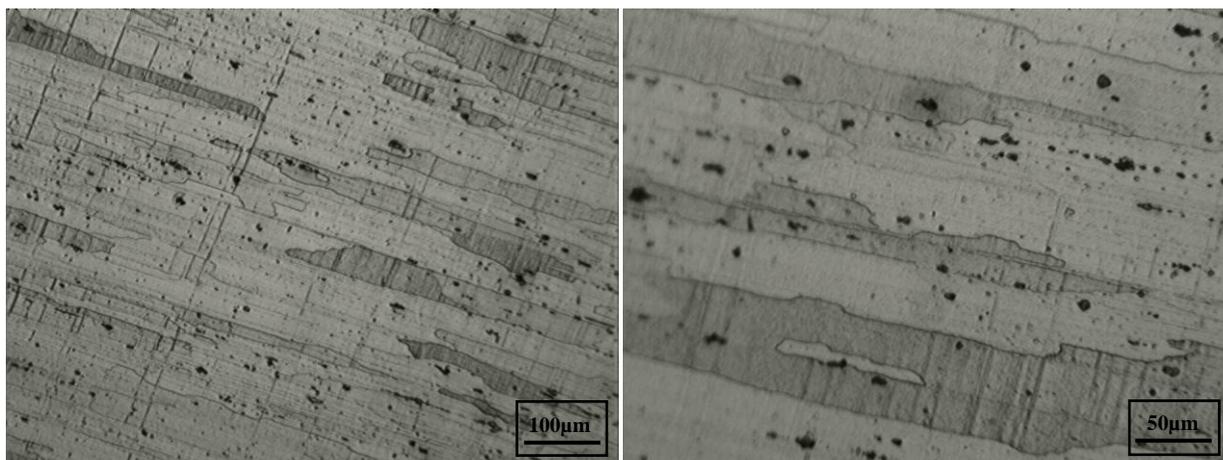
a)

b)

a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 40: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 150°C durante 3 horas.



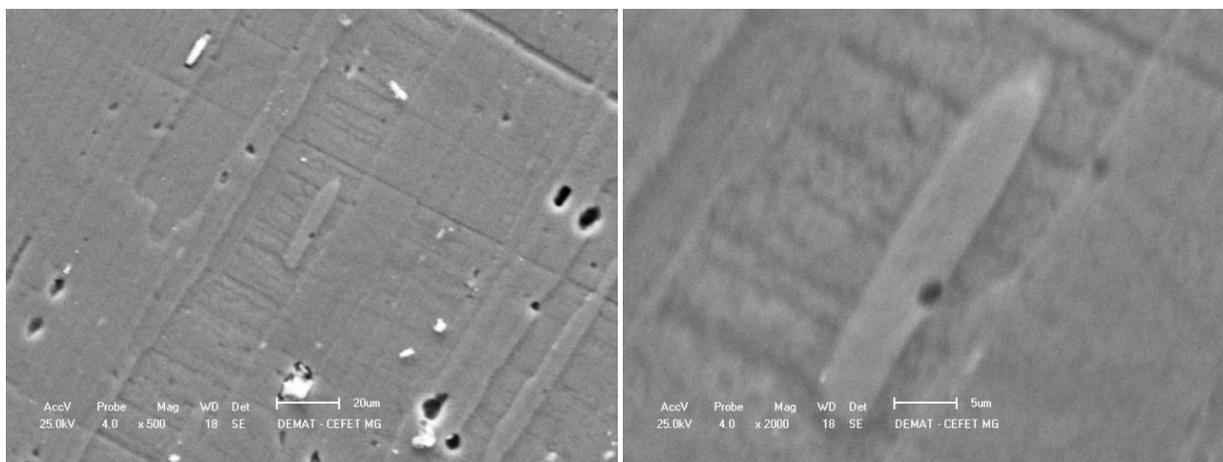
a)

b)

a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 41: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 150°C durante 3 horas resfriada em água.



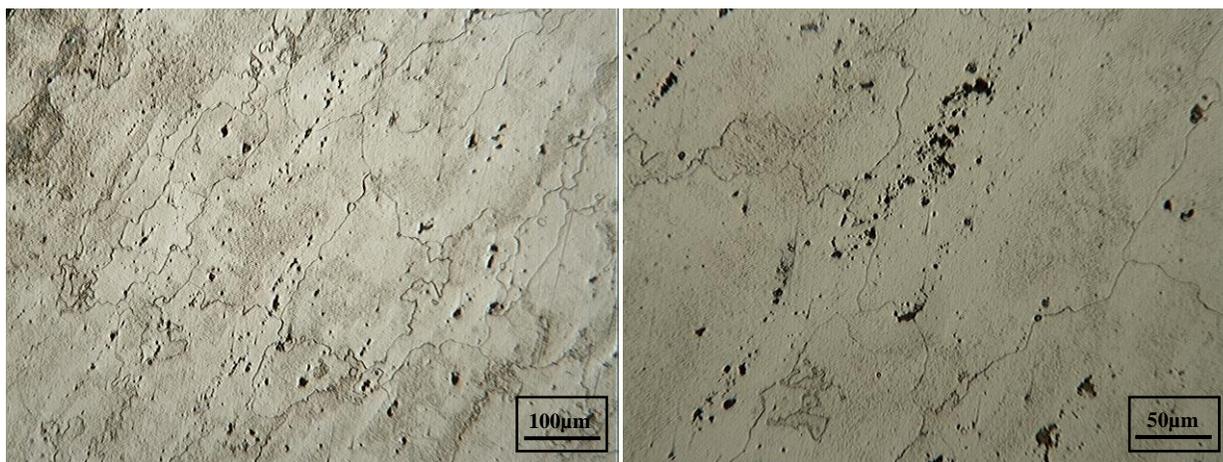
a)

b)

a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 42: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 150°C durante 6 horas



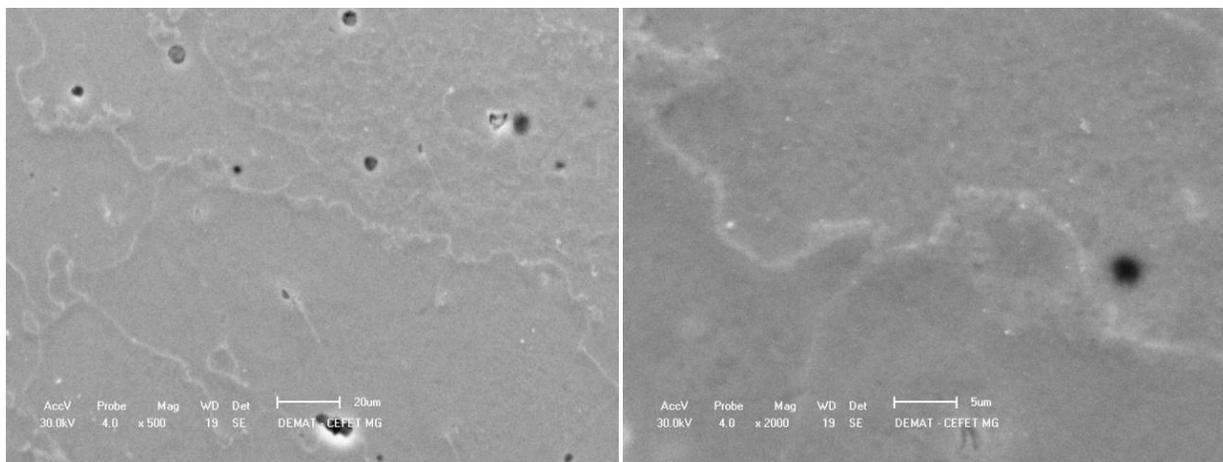
a)

b)

. a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 43: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 150°C durante 6 horas resfriada em água



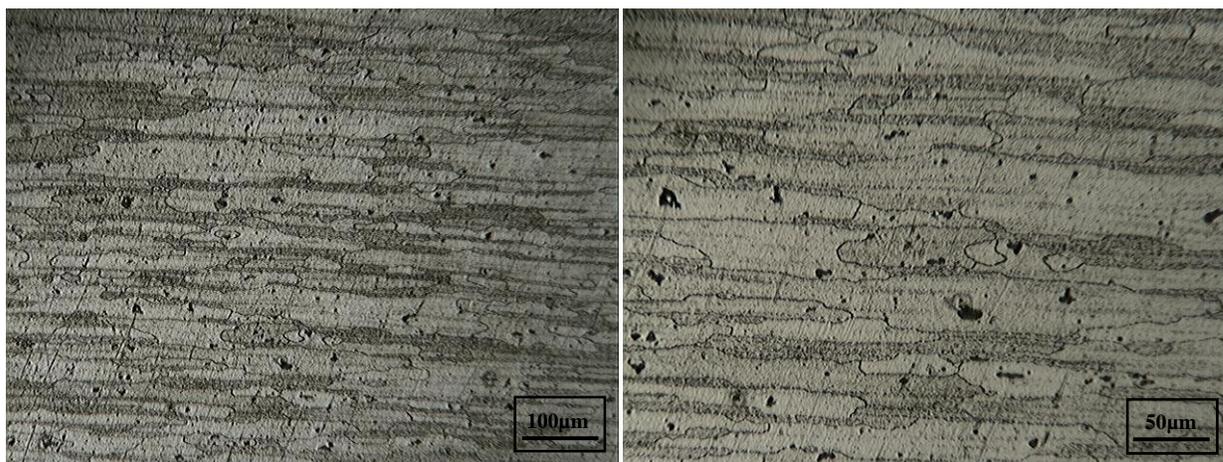
a)

b)

. a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 44: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 150°C durante 12 horas.



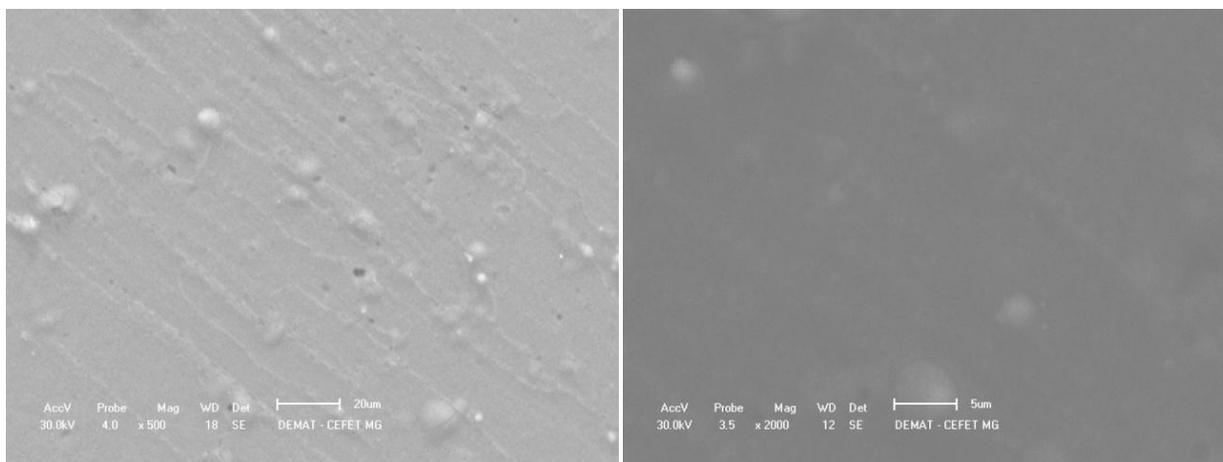
a)

b)

a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 45: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 150°C durante 12 horas resfriada em água.



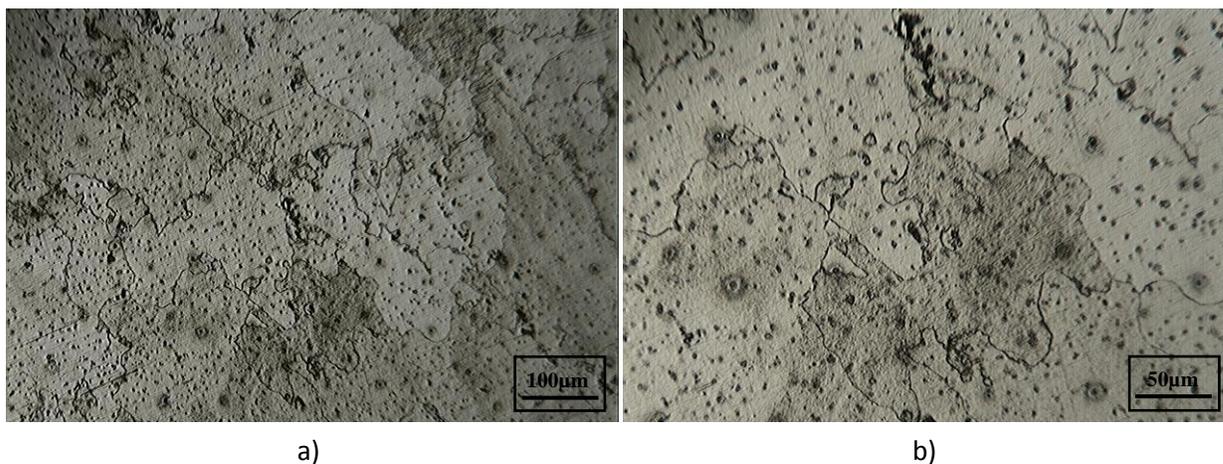
a)

b)

a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 46: Fotomicrografias da liga 7075 envelhecida à 150°C durante 24 horas.



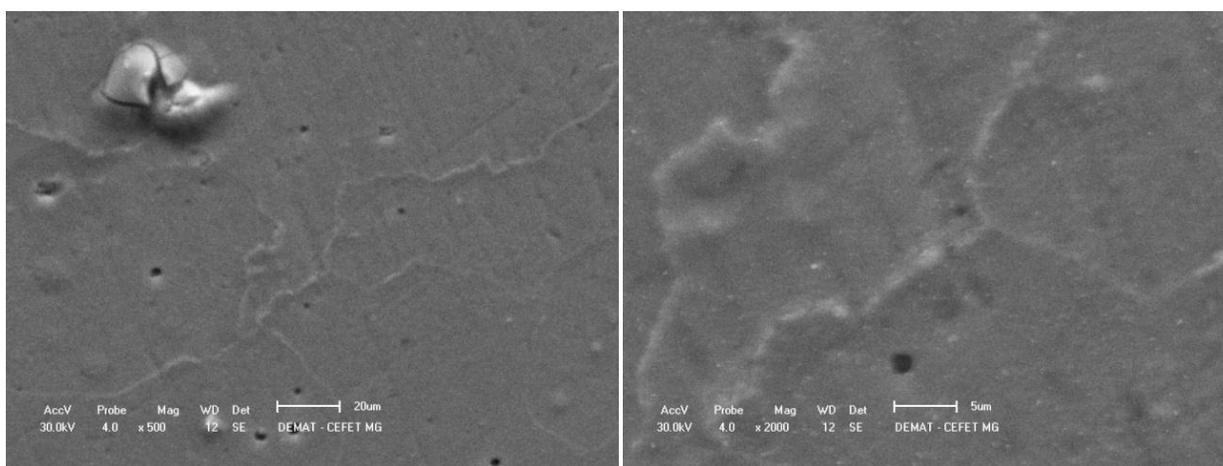
a)

b)

a) Ampliação de 100X, b) Ampliação de 200x

Fonte: Produzido pela autora

Figura 47: Microscopia eletrônica de varredura da liga envelhecida à 150°C durante 24 horas resfriada em água.



a)

b)

a) Ampliação de 500X e b) Ampliação de 2000x

Fonte: Produzido pela autora

6 CONCLUSÕES

1. Em relação ao desenvolvimento da técnica metalográfica mais adequada à caracterização da liga de alumínio aeronáutica 7075, o procedimento criado no trabalho se mostrou eficiente, levando em consideração o fato de que materiais não ferrosos como as ligas de alumínio são apontados na literatura como de difícil preparo e revelação microestrutural.
2. Em relação à influência da variação dos parâmetros de tempo e temperatura na etapa de envelhecimento do tratamento térmico de endurecimento por precipitação na microestrutura da liga 7075, não foi possível visualizar alterações significativas com as técnicas empregadas. No entanto, pela resposta do material em termos da propriedade mecânica analisada, acredita-se que a mudança nos parâmetros de tratamento térmico causou modificações nos precipitados formados.
3. Em relação à influência da variação dos parâmetros de tempo e temperatura na etapa de envelhecimento do tratamento térmico de endurecimento por precipitação na dureza da liga 7075, concluiu-se que para as temperaturas de envelhecimento de 90° e de 150°C, a dureza aumenta com o tempo de operação, dentro das condições avaliadas no trabalho.
4. Ainda em relação à influência da variação dos parâmetros de tempo e temperatura na etapa de envelhecimento do tratamento térmico de endurecimento por precipitação na dureza da liga 7075, concluiu-se que a condição ótima alcançada no trabalho, ou seja, condição na qual obteve-se o maior valor de dureza, foi à temperatura de 120°C e tempo de encharque igual a 6 horas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL. **História do alumínio**. Disponível em: <http://www.abal.org.br/aluminio/historia.asp>. Acesso em: 14 de Novembro de 2011.

ASM HANDBOOK. **Heat treating**. American Society for Metals – ASM International, v. 4, 1995. 1012p.

ASM HANDBOOK. **Materials Characterization**. American Society for Metals – ASM International, v. 10, 1986. 1310p.

ASM HANDBOOK. **Metallography and Microstructures**. American Society for Metals – ASM International, v.9, 2004. 2733p.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. American Society for Metals – ASM International, v.2, 1990. 3470p.

BRAGA, A.P.V. **Análise de Ligas de Alumínio Aeronáuticas Conformadas por Jateamento com Granalhas** – Caracterização e Previsão de Deformação. São Paulo, 2011. 277p.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 7 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 590p.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4 ed. São Paulo: Blücher, 2008. 672p.

COUTINHO, Carlos Bottrel. **Materiais Metálicos para Engenharia**. Belo Horizonte: Fundação Christiano Ottoni, 1992. 405p.

COUTINHO, T. A. **Metalografia de Não-Ferrosos**. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1980. 128p.

DIETER, G.E. **Mechanical Metallurgy**. 2 ed. London: McGraw-Hill, 1988. 751p.

REED-HILL, R.E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982. 776p.

RODRIGUES, L. E. M. J. **Introdução ao projeto de aeronaves**. Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia. Disponível em: <http://www.engbrasil.eng.br/index_arquivos/aula2.pdf>. Acesso em: 31 de julho de 2011.

SCHEID. **Ligas de alumínio**. Disponível em: <ftp://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/TM242-A/Aula_Aluminio.pdf>. Acesso em: 31 de julho de 2011.

VAN VLACK, L. H., **Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais**. Rio de Janeiro: Campus, 1970. 428p.