

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

TÂMISA ELEUTÉRIO SILVA

**EFEITO DA DEFORMAÇÃO MONOTÔNICA E CÍCLICA ANTES DO
ENVELHECIMENTO NA MICROESTRUTURA E DUREZA DA LIGA DE
ALUMÍNIO 7075 ENDURECIDA POR PRECIPITAÇÃO**

BELO HORIZONTE

2013

TÂMISA ELEUTÉRIO SILVA

EFEITO DA DEFORMAÇÃO MONOTÔNICA E CÍCLICA ANTES DO
ENVELHECIMENTO NA MICROESTRUTURA E 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

TÂMISA ELEUTÉRIO SILVA

**EFEITO DA DEFORMAÇÃO MONOTÔNICA E CÍCLICA ANTES DO
ENVELHECIMENTO NA MICROESTRUTURA E 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

*A minha mãe, meus irmãos e ao Flávio por
todo amor, carinho e compressão.
A minha vó Dona Lourdes e ao meu pai que,
onde quer que estejam, sempre olham por mim.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todos aqueles que estiveram envolvidos de alguma maneira para a realização deste trabalho.

Em primeiro lugar, agradeço a Deus por me conceder o dom da vida, me permitir chegar até aqui e alcançar mais esta conquista.

Em especial, a Professora Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa pela orientação, compreensão, paciência, disponibilidade, incentivo e, acima de tudo, pela amizade. Sem ela, nada teria sido possível.

Ao Professor Joel Romano Brandão, nosso querido “Jojo”, que generosamente foi braço direito e esquerdo durante esta caminhada. Moveu mundos e fundos para que todas as necessidades decorrentes do trabalho fossem supridas, todos os problemas solucionados e que permitiu que este trabalho pudesse ser concluído. Muito obrigada pela imensa dedicação.

Ao Professor Valmir, pela estimada ajuda na realização dos ensaios de deformação a frio no Laboratório de Retífica do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.

Ao Professor Dr. Wellington Lopes, pela presença e incentivos constantes, e por todo o conhecimento compartilhado. Muito obrigada.

Às colegas de graduação Natasha Nogueira e Grazielle Gianini Braga Maria, pela amizade, encorajamento, paciência, companheirismo e força. À Natasha, de forma especial, obrigada por estar comigo sempre em todos os momentos e por nunca me deixar desistir.

Agradeço ao colega do Curso Técnico de Mecânica Roberto Wagner de Oliveira Elias por toda a ajuda fornecida e também pela amizade.

Ao técnico Bruno Cordeiro de Souza do Laboratório de Caracterização e Microscopia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, pelo auxílio nos ensaios de MEV.

Por fim, agradeço aos colegas de graduação Jéssica Barros, Janaína Orfano e Gabriel Saldanha pelas alegrias e tristezas partilhas e por fazer dos meus dias no CEFET mais agradáveis e a todos os colegas da FIAT, de forma especial, a Dayana Andrade e Paula Lima, pela paciência, incentivo, e por acreditarem que eu era capaz.

“Se vi mais longe, foi por estar de pé sobre
ombros de gigantes.” (Isaac Newton)

RESUMO

Ligas de alumínio possuem, dentre diversas propriedades, uma relação entre a resistência mecânica e a densidade que se destaca. Esta característica, também conhecida com índice de mérito, tem levado à utilização cada vez maior destes materiais na indústria aeronáutica. O aumento significativo da resistência mecânica dessas ligas, requerido na grande maioria das aplicações, está associado ao tratamento térmico de endurecimento por precipitação. Em adição aos efeitos da microestrutura desenvolvida no processamento térmico, pode ainda ser considerado o encruamento decorrente da realização de deformação plástica entre as etapas do referido tratamento. Dentro deste contexto, neste trabalho foram avaliados a dureza Vickers e o arranjo microestrutural de amostras da liga de alumínio 7075 submetida à deformação a frio por compressão entre as etapas de solubilização e envelhecimento. O material foi submetido ao tratamento térmico de endurecimento por precipitação, sofrendo deformação cíclica e monotônica, de diferentes magnitudes, entre as etapas de solubilização e envelhecimento. Foram obtidos resultados que evidenciaram a alteração da dureza do material processado termomecanicamente em relação ao material processados apenas termicamente. No entanto, não foi percebida pelas técnicas empregadas no estudo nenhuma alteração microestrutural significativa, porém acredita-se que a alteração da referida propriedade mecânica está relacionada ao arranjo e morfologia dos precipitados que, provavelmente, sofreram influência da deformação cíclica e monotônica entre as etapas.

Palavras-chave: Alumínio 7075, endurecimento por precipitação, deformação cíclica.

ABSTRACT

Aluminum alloys have, among several properties, a relationship between mechanical strength and density that stands out. This feature, also known as index of merit, has led to increased use of these materials in the aerospace industry. The significant increase of the mechanical resistance of these alloys, required in most applications, is associated with the heat treatment of precipitation hardening. In addition to the effects of microstructure on thermal processing, may still be considered work hardening result of performing plastic deformation between the stages of said treatment. Within this context, this study evaluated the Vickers hardness and microstructural arrangement of samples of aluminum alloy 7075 subjected to cold deformation by compression between the stages of solubilization and aging. The material was subjected to heat treatment of precipitation hardening, monotonic and cyclic undergoing deformation, of different magnitudes, between the steps of solubilization and aging. Results that were obtained showed a hardness change material thermomechanically processed to the material just processed thermally. However, it was not perceived by the techniques used in the study no significant microstructural changes, but it is believed that the change in mechanical property that is related to the arrangement and morphology of the precipitates that probably were influenced monotonic and cyclic deformation between steps.

Keywords: Aluminium 7075, precipitation hardening, cyclic deformation.

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	17
2.	OBJETIVOS	19
2.1.	Objetivo geral.....	19
2.2.	Objetivos específicos.....	19
3.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	20
3.1.	Alumínio e suas ligas.....	20
3.1.1.	<i>Processo de produção</i>	<i>26</i>
3.2.	Alumínio aeronáutico	28
3.2.1.	<i>Histórico.....</i>	<i>28</i>
3.2.2.	<i>Propriedades gerais das ligas de alumínio aeronáutico.....</i>	<i>30</i>
3.2.3.	<i>Aplicações</i>	<i>31</i>
3.3.	Alumínio aeronáutico – liga 7075	33
3.4.	Tratamentos térmicos dos alumínios	41
3.4.1.	<i>Endurecimento por precipitação</i>	<i>42</i>
3.4.1.1.	<i>Tratamento térmico de solubilização</i>	<i>45</i>
3.4.1.2.	<i>Tratamento de precipitação/envelhecimento</i>	<i>45</i>
3.4.1.3.	<i>Nucleação dos precipitados</i>	<i>49</i>
3.5.	Encruamento x caminho de deformação	52
3.5.1.	<i>Encruamento de metais</i>	<i>52</i>
3.5.2.	<i>Efeito do caminho de deformação no encruamento de metais.....</i>	<i>54</i>

4.	METODOLOGIA.....	61
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	70
6.	CONCLUSÕES.....	89
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	90

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Principais elementos de liga e classificação das ligas de alumínio.

Figura 2 – Aplicações de ligas alumínio-cobre e alumínio-lítio na indústria aeronáutica.

Figura 3 – Fluxo de produção da cadeia do alumínio primário.

Figura 4 – Circuito básico e simples de produção de alumina.

Figura 5 – Diagrama de uma célula de redução.

Figura 6 – Carcaça de aviões utilizando chapas de ALCLAD em sua estrutura.

Figura 7 – Uso de ligas de alumínio-cobre e alumínio-lítio em uma aeronave militar.

Figura 8 – Histórico de uso das ligas de alumínio aeronáutico.

Figura 9 – Distribuição de uso de diferentes materiais em uma aeronave.

Figura 10 – Glóbulo de Mg_5Al_8 na forma típica e Mg_5Al_8 nos contornos de grão.

Figura 11 - Representação esquemática de vários estágios durante a formação da fase precipitada de equilíbrio. (a) uma solução sólida supersaturada. (b) Uma fase precipitada de transição. (c) A fase de equilíbrio dentro da fase matriz.

Figura 12 – Microscopia eletrônica de transmissão evidenciando a evolução dos precipitados S_1 : (a) após envelhecimento por 332 horas a 120°C livre de tensão; (b) envelhecimento com tensão ($\sigma = 220\text{MPa}/\epsilon = 3\%/t = 332 \text{ h}/120 \text{ }^\circ\text{C}$) resultando em maior número de precipitados S_1 em forma de bastonete.

Figura 13 – Fluxograma da parte experimental.

Figura 14 – (a) Desenho esquemático do corpo de prova. (b) Corpo de prova de alumínio 7075 utilizado no trabalho.

Figura 15 – Microscópio óptico da marca Fortel utilizado para digitalizar as fotomicrográficas ópticas.

Figura 16 – Microscópio eletrônico de varredura da marca Shimadzu.

Figura 17 – Microdurômetro Shimadzu utilizado para realização do ensaio de dureza.

Figura 18 – Forno Brasimet utilizado para realização dos tratamentos térmicos.

Figura 19 – Prensa hidráulica utilizada para deformar através de compressão os corpos de prova.

Figura 20 – Gabaritos utilizados como “fim de curso” para a deformação por compressão.

Figura 21 – Procedimento de deformação.(a) Antes de deformar e (b) após deformar.

Figura 22 – Corpo de prova não deformado e corpo de prova deformados monotonicamente em 5%, 10%, 15% e 30%, respectivamente.

Figura 23 – Representação esquemática da deformação cíclica nos corpos de prova. (a) Deformação de 5% em cada eixo, (b) deformação de 10% em cada eixo e (c) deformação de 5% em cada eixo seguida de sequencia similar.

Figura 24 – Composição química da liga de alumínio 7075 utilizada no trabalho.

Figura 25 – Imagens da liga de alumínio 7075 na estado inicial: (a) Fotomicrografia óptica com aumento de 100x e (b) microscopia eletrônica com aumento de 500x.

Figura 26 - (a) Fotomicrografia óptica com aumento de 100x e (b) microscopia eletrônica com aumento de 500x do alumínio 7075 recozido.

Figura 27 - (a) Fotomicrografia óptica com aumento de 100x e (b) microscopia eletrônica com aumento de 500x do alumínio 7075 solubilizado.

Figura 28 - (a) Fotomicrografia óptica com aumento de 100x e (b) microscopia eletrônica com aumento de 500x do alumínio 7075 solubilizado e envelhecido.

Figura 29 – Micrografias ópticas do alumínio recozido, solubilizado e deformado monotonicamente (a) 5%, (b)10%, (c)15% e (d) 30% com aumento de 100x.

Figura 30 – Micrografias ópticas do alumínio recozido, solubilizado e deformado ciclicamente de (a) 5% em cada eixo, (b) deformação de 5% em cada eixo seguida de sequencia similar e (c) deformação de 10% em cada eixo, com aumento de 100x.

Figura 31 - Fotomicrografias óptica com aumento de 100x e microscopia eletrônica com aumento de 500x do alumínio 7075 recozido solubilizado, deformado monotonicamente (a) e (b) 5%, (c) e (d) 10%, (e) e (f) 15% e (g) e (h) 30% e, posteriormente, envelhecido.

Figura 32 – Microscopia ótica com aumento de 100x e microscopia eletrônica com aumento de 500x das amostras recozidas, solubilizadas, deformadas ciclicamente (a) e (b) 5% em cada um dos eixos, (c) e (d) 5% em cada um dos eixos seguido de sequencia similar e (e) e (f) 10% em cada um dos eixos e posteriormente envelhecidas.

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Diagrama de equilíbrio do sistema alumínio-zinco.

Gráfico 2 – Sistema de alumínio-zinco-magnésio: campos de cristalização primária.

Gráfico 3 – Sistema alumínio-zinco-magnésio: distribuição das fases no sólido à temperatura ambiente.

Gráfico 4 – Sistema alumínio-zinco-magnésio: detalhe do vértice referente ao alumínio do diagrama de equilíbrio mostrando a solubilidade sólida de várias fases.

Gráfico 5 – Diagrama de fases hipotético para uma liga de composição C_0 que pode ser endurecida por precipitação.

Gráfico 6 – Quantidade de precipitados em função do tempo.

Gráfico 7 – Esquemática da linha *solvus* (ponto e) em um liga ferro carbono.

Gráfico 8 – Tempo para formação de 100% dos precipitados de uma liga supersaturada.

Gráfico 9 – Variação da dureza durante o tratamento de envelhecimento.

Gráfico 10 – Efeito da temperatura sobre as curvas de envelhecimento durante o endurecimento por precipitação.

Gráfico 11 – Diagrama esquemático mostrando a resistência mecânica e a dureza com função do logaritmo do tempo de envelhecimento a uma temperatura constante durante o tratamento térmico de precipitação.

Gráfico 12 – Representação esquemática da curva tensão-deformação para materiais sem encruamento e com encruamento.

Gráfico 13 – A influência do trabalho a frio sobre o comportamento tensão-deformação de um aço com baixo teor de carbono.

Gráfico 14 – Representação esquemática da variação de propriedades mecânicas à tração (limites de escoamento e resistência mecânica, alongamento e redução de área) com o trabalho a frio do metal.

Gráfico 15: Esquema representativo dos efeitos da alteração do caminho de deformação.

Gráfico 16 – Distribuição de tensão ao longo do raio da amostra. (a) Torção e tração puras. (c) Torção seguida por tração.

Gráfico 17 – Curvas tensão-deformação efetivas para (a) tração, torção monotônica e torção cíclica; (b) tração-torção cíclica; (c) torção cíclica-tração.

Gráfico 18 – Curva da taxa de deformação versus de deformação à fluência conduzida a 120°C.

Gráfico 19 – (a) Evolução do diâmetro (d) dos precipitados δ' , após envelhecimento isotérmico 120°C com e sem a aplicação de tensão externa. (b) Variação do raio dos precipitados S_1 em relação ao tempo de envelhecimento com ($\sigma = 280\text{MPa}$) e sem tensão externa.

Gráfico 20 – Evolução da dureza nos tratamentos térmicos de recozimento, solubilização e solubilização seguida de recozimento.

Gráfico 21 – Efeito da deformação monotônica na dureza do material solubilizado.

Gráfico 22 – Efeito da deformação cíclica na dureza do material solubilizado.

Gráfico 23 – Comparativo entre a dureza do material solubilizado deformado 15% monotonicamente e o material solubilizado deformado 15% ciclicamente.

Gráfico 24 – Comparativo entre a dureza do material solubilizado deformado 30% monotonicamente e o material solubilizado deformado 15% ciclicamente.

Gráfico 25 - Efeito da deformação monotônica na dureza do material recozido, solubilizado, deformado monotonicamente e envelhecido.

Gráfico 26 – Efeito da deformação no envelhecimento do material recozido, solubilizado e deformado monotonicamente.

Gráfico 27 - Efeito da deformação cíclica na dureza do material recozido, solubilizado, deformado monotonicamente e envelhecido.

Gráfico 28 – Efeito da deformação cíclica no envelhecimento do material.

Gráfico 29 – Comparativo do efeito da deformação de 15% na potencialização do envelhecimento.

Gráfico 30 – Comparativo do efeito da deformação de 30% na potencialização do envelhecimento

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: - Principais insumos para a produção do alumínio.

Tabela 2 – Composição química padrão de uma liga 7075-T651.

Tabela 3 – Propriedades mecânicas de uma liga 7075-T651.

Tabela 4 – Composição química da liga 7075 segundo fornecedor.

Tabela 5 – Parâmetros de recozimento empregados no trabalho.

Tabela 6 – Parâmetros de endurecimento por precipitação empregados no trabalho.

Tabela 7 – Dimensões iniciais e finais dos corpos de prova deformados monotonicamente.

Tabela 8 – Composição química da liga 7075 segundo fornecedor.

Tabela 9 – Dureza do material no estado inicial.

Tabela 10 – Dureza média do material nas condições recozido, solubilizado e solubilizado e envelhecido.

Tabela 11 – Dureza média do material recozido, solubilizado e deformado monotonicamente.

Tabela 12 – Dureza média do material recozido, solubilizado e deformado ciclicamente.

Tabela 13 – Dureza média do material recozido, solubilizado e deformado monotonicamente e envelhecidos.

Tabela 14 – Dureza média do material recozido, solubilizado e deformado ciclicamente e envelhecidos.

1. INTRODUÇÃO

A utilização de ligas de alumínio na indústria aeronáutica cresce a cada dia devido a diversos fatores, dentre os quais se destaca a relação entre a sua resistência mecânica e a densidade. O emprego do tratamento térmico de endurecimento por precipitação, neste caso, é um dos métodos mais importantes e eficazes de aumento da propriedade mecânica mencionada, sendo caracterizado pela formação de partículas finas e dispersas de uma segunda fase em uma matriz de outra fase cristalina. Diversos fatores podem alterar o resultado do processamento, ou seja, do comportamento mecânico da liga ao final da operação, como a temperatura e o tempo de precipitação. Além disso, a realização de deformação plástica entre as etapas do tratamento térmico também é capaz de alterar suas propriedades, fato relacionado à ocorrência de encruamento e ainda a alterações na cinética de precipitação do material.

O encruamento, fenômeno que consiste no aumento contínuo da tensão cisalhante à medida que a deformação plástica é conduzida, é uma das principais características dos metais durante a conformação mecânica a frio e, embora os efeitos relacionados ao mesmo possam ser observados em diversas propriedades físicas as alterações produzidas pela deformação plástica/encruamento se referem, sobretudo, às propriedades mecânicas do material, como o aumento da resistência mecânica e a redução da ductilidade. Dessa forma, além de ser um aspecto típico do processamento dos metais, representa um dos mais importantes métodos industriais para endurecer os mesmos (DIETER, 1988; MEYERS & CHAWLA,).

As modificações de comportamento mencionadas são atribuídas especialmente à redução da mobilidade média das discordâncias que, por sua vez, estão associadas ao principal mecanismo de deformação plástica do material, o deslizamento ou escorregamento de planos atômicos. Essa resistência à movimentação se dá pela formação de barreiras, decorrentes da interação direta das discordâncias entre si e com outras imperfeições, ou da interação indireta com campos de tensões também relativos a defeitos estruturais internos (REED-HILL,). Dessa forma, diversos processos contribuem para o encruamento do metal, tais como: multiplicação de discordâncias, interseção das mesmas resultando em discordâncias bloqueadas e degraus, falhas de empilhamento, refino de grão, adição de átomos de soluto, transformações de fase e formação de precipitados.

Apesar de na grande maioria das vezes estes fenômenos ocorrerem predominantemente sob condições de processamento específicas, a relação monotônica entre tensão e deformação ou o

encruamento progressivo podem não ser verificados durante uma operação de conformação mecânica (CORRÊA, 2004). Trata-se do chamado efeito do caminho de deformação no comportamento dos materiais. Dentro deste contexto, neste trabalho avaliou-se os efeitos do processamento mecânico, ou seja, deformação plástica entre as etapas de solubilização e envelhecimento do térmico de endurecimento por precipitação da liga de alumínio 7075, considerando tanto a aplicação de deformação monotônica como alterações no caminho de deformação.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo geral

Neste trabalho avaliou-se a influência da deformação plástica a frio na microestrutura e dureza de amostras da liga de alumínio 7075 aplicada na indústria aeronáutica. Neste caso, os efeitos do processamento mecânico mencionado foram avaliados no metal solubilizado e resfriado bruscamente e no metal solubilizado, deformado e envelhecido. Para tanto foram conduzidas operações caracterizadas por deformação monotônica e por alteração no caminho de deformação.

2.2. Objetivos específicos

Os objetivos específicos relacionados a este trabalho foram, basicamente, verificar a influência da deformação plástica monotônica e da deformação plástica cíclica a frio nas propriedades mecânicas do metal, considerando tanto a magnitude como o tipo de deformação aplicada e, conseqüentemente, verificar a influência de alterações no caminho de deformação no comportamento, apenas solubilizado e resfriado bruscamente e solubilizado, resfriado bruscamente e envelhecido, ou seja, endurecido por precipitação.

3. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

3.1. Alumínio e suas ligas

O alumínio é um dos metais mais populares e mais utilizados atualmente a nível mundial. Quando puro apresenta estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC), baixa densidade, elevada condutividade elétrica e térmica e ductilidade elevada (COUTINHO, 1980). Entretanto, os valores de resistência mecânica e ponto de fusão são consideravelmente baixos se comparados aos demais metais, o que causa, respectivamente, certa limitação às aplicações e à faixa de temperatura de trabalho de tal metal (ABAL, 2011).

Este metal, quando exposto à atmosfera, dissolve bem o hidrogênio, no entanto, reage com o oxigênio formando em sua superfície um óxido Al_2O_3 , denominado alumina, característico por ser transparente, contínuo, inerte e aderente (COUTINHO, 1992). Tal óxido acaba por fornecer uma proteção extra ao material chamada de camada de passivação, que impede que o alumínio seja agredido por certos meios corrosivos, sendo que quanto mais puro for o alumínio, maior vai ser a resistência à corrosão e à condutividade elétrica (COUTINHO, 1980). A impureza mais prejudicial ao alumínio é o ferro, pois este, uma vez junto ao alumínio, forma o composto Al_3Fe , reduzindo a sua trabalhabilidade (COUTINHO, 1980).

Atualmente os maiores consumidores de alumínio são as indústrias de embalagens para alimentos e medicamentos, as indústrias automobilísticas e de transportes, construção civil (fachadas, pontes, torres, tanques de estocagem), cabos e componentes elétricos, entre outros (ABAL, 2011).

Uma vez que o alumínio é bastante dúctil, este pode ser laminado em folha fina e sofrer diversos processos de conformação sendo normalmente transformados em utensílios diversos, estruturas leves, condutores elétricos e cabos (ABAL, 2011).

Para ampliar ainda mais as possibilidades de aplicação do alumínio, as indústrias aeronáutica e automobilística desenvolveram ligas de alumínio - que consistem na combinação deste metal com diversos outros elementos - que, em sua grande maioria, desde que sejam submetidas aos tratamentos térmicos adequados, apresentam de baixa resistência à corrosão e condutividade elétrica e boa resistência à tração. Tais ligas foram criadas a fim de melhor adaptar o uso deste material (COUTINHO, 1980).

Os elementos de liga mais comumente adicionados ao alumínio são cobalto, magnésio, zinco, cobre, silício, manganês, ferro, níquel, titânio, chumbo e antimônio, formando sistemas binários, ternários e complexos que dão origem a diversos microconstituintes. Tais elementos são divididos em três grupos distintos de acordo com o comportamento seguido nos respectivos sistemas (MOREIRA, 2011).

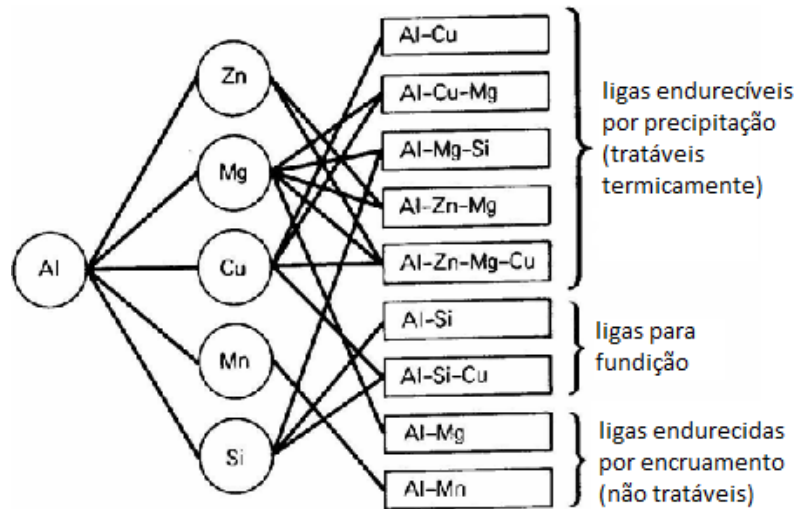
O primeiro grupo corresponde aos seguintes elementos de liga: zinco, magnésio e cobre. Tais elementos formam soluções sólidas de vários percentuais a temperaturas relativamente elevadas, com solubilidade quase nula à temperatura ambiente. O cobre e o magnésio originam fases intermediárias, CuAl_2 θ e β Al_3Mg_2 (COUTINHO, 1980).

O segundo grupo corresponde aos elementos silício e estanho, que formam eutéticos, sendo o estanho e o alumínio igualmente insolúveis à temperatura ambiente. Por fim, o terceiro grupo corresponde ao ferro, manganês, níquel, titânio e cromo enquanto elementos de liga. São pouco solúveis no alumínio formando compostos intermediários como, AlFe_3 , β Al_3Mn , entre outros que produzem efeito pronunciado nas propriedades mecânicas quando em pequenas quantidades. Vale lembrar que a adição de titânio e cromo objetiva refinar o grão, enquanto que estanho, chumbo e bismuto, que são insolúveis no alumínio, visam melhorar a usinabilidade. Das diversas fases formadas com os diferentes elementos de liga, poucas solidificam sem ocorrer modificações na composição (COUTINHO, 1980).

De acordo com o produto a ser gerado por meio da utilização de cada liga, estas podem ser divididas em dois grupos: o primeiro recebe o nome de ligas conformadas ou trabalhadas (*wrought alloys*) e o segundo de ligas fundidas (*cast alloys*) (MOREIRA, 2011). As ligas conformadas ou trabalhadas são empregadas para a fabricação de produtos semi-acabados como, por exemplo, chapas e tarugos. Já as ligas fundidas, como o próprio nome sugere, são aplicadas à produção de peças fundidas (MOREIRA, 2011).

Dentro destes dois grupos ainda existem mais dois subgrupos distintos: o das ligas tratáveis termicamente e os das ligas não tratáveis termicamente (MOREIRA, 2011). A diferença básica entre as duas é que as envolvidas no primeiro subgrupo são aquelas passíveis de endurecimento via tratamento térmico e o segundo subgrupo engloba aquelas ligas que não são capazes de sofrer esta alteração de propriedade, caso submetidas a tratamento térmico (figura 1).

Figura 1 – Principais elementos de liga e classificação das ligas de alumínio.



Fonte: Adaptado de ASM, 1995.

As ligas de alumínio conformadas apresentam uma classificação especial que, conseqüentemente, gera uma nomenclatura particular para cada uma delas. Tal classificação é feita com base no elemento que se apresenta combinado ao alumínio para que se forme determinada liga. A nomenclatura é expressa por uma seqüência de números relacionada também ao elemento de liga presente.

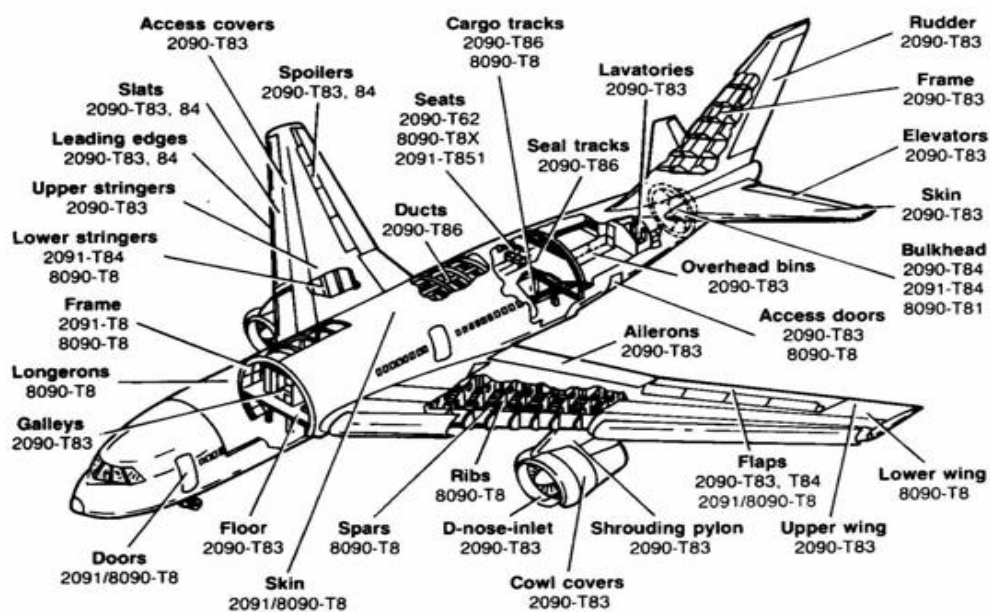
A composição das ligas de cada uma das classes é dada por meio de um número com quatro dígitos que indica as principais impurezas presentes e, em alguns casos, até mesmo a quantidade em que estas impurezas estão presentes. Após a série de números é possível ainda encontrar uma letra seguida por outra série de números ou mesmo um número sozinho. Esta segunda seqüência representa os processos pelos quais a liga foi submetida. Existem pelo menos quatro letras possíveis para esta nomeação. Quando a primeira série vier seguida de um “O” significa que a liga foi recozida, quando for um “H” significa que a liga foi encruada, quando for um “F” significa que a liga está como fabricada e quando for um “T” significa que a liga sofreu algum tipo de tratamento térmico. A segunda série de número apenas especifica os processos indicados pelas letras (ASM, 1995).

Ligas de alumínio que possuem pureza mínima de 99,0% (noventa e nove por cento) recebem o nome de 1XXX, sendo que os X serão substituídos por números conforme a liga for agregando propriedades durante seu processamento. Ligas que contêm, por exemplo, manganês como seu elemento de liga principal recebem o nome de 3XXX. Já as que contêm

silício com o elemento de liga principal são as ligas 4XXX, as ligas 5XXX são aquelas que apresentam magnésio, as 6XXX as que contêm magnésio e silício juntos como os principais elementos de liga, ou seja é uma liga ternária, as ligas 8XXX não são ligas ternárias, no entanto representam as ligas que contêm como elemento de liga principal tanto o lítio como o estanho. Já as ligas 2XXX e 7XXX são apresentadas a parte por se tratarem de ligas cujas aplicações podem e, na maioria das vezes, estão relacionadas à indústria aeronáutica (MOREIRA, 2011).

As ligas 2XXX apresentam o cobre como o elemento de liga principal e o magnésio como elemento de liga secundário, são ligas tratáveis termicamente, podendo, após os tratamentos, atingir-se a resistência mecânica de aço baixo teor carbono (450 MPa) e que apresentam resistência à corrosão inferior a de outras ligas de alumínio. As ligas da série 2XXX apresentam boa usinabilidade e, em geral, características de soldagem ilimitadas (MOREIRA, 2011). A aplicação desta liga se dá, principalmente em componentes com elevada relação resistência mecânica/peso, sujeitos a temperaturas inferiores à 130°C; rodas forjadas para a indústria aeronáutica e de caminhões; fuselagem e componentes estruturais de aeronaves e componentes de suspensão de automóveis (figura 2).

Figura 2 – Aplicações de ligas alumínio-cobre e alumínio-lítio na indústria aeronáutica.



Fonte: MOREIRA, 2011.

As ligas 7XXX possuem como principal elemento de liga o zinco, sendo que a concentração do mesmo pode variar de um a oito por cento. Caso se adicione magnésio, ela pode ser tratada termicamente e apresentar resistência mecânica elevada (ASM HANDBOOK, 1995). Usualmente, encontra-se nas ligas da série 7XXX pequenas quantidades de cromo e cobre, que têm aplicação principal em estruturas, peças móveis e componentes de alta resistência mecânica na indústria aeronáutica (MOREIRA, 2011).

Existe uma série de ligas mais comumente comercializadas devido à combinação de determinados elementos de liga que geram determinadas propriedades que aprimoram sua utilização (COUTINHO, 1980). Algumas delas são citadas abaixo.

Produtos ALCLAD são produtos desenvolvidos pela companhia ALCOA, caracterizados por serem planos e tubulares geralmente confeccionados das ligas 2117 e 2024 recobertas com uma camada de alumínio superpuro (COUTINHO, 1980). As características principais destes produtos são, além das excelentes propriedades mecânicas desta liga, a ótima resistência à corrosão do alumínio puro (COUTINHO, 1992). As propriedades da liga presente no “núcleo” do produto podem ser aumentadas em até três vezes (em relação ao alumínio puro) se submetidas à deformação e a tratamentos térmicos, sendo que a espessura da camada de recobrimento reduz em apenas 10% a resistência à tração das chapas (COUTINHO, 1980).

Além dessas ligas, existem outras mais comuns como as ligas alumínio-cobre-magnésio e as ligas alumínio-magnésio e outras mais complexas como as alumínio-silício, cobre-níquel-ferro-magnésio-titânio e alumínio-cobre-níquel-magnésio-silício-ferro, todas especiais para indústria aeronáutica (ASM, 1995).

Outros elementos de liga relevantes são, por exemplo, o berílio, que promove a melhora na resistência à tração e diminui a tendência do magnésio de oxidar; bismuto, cádmio, chumbo e estanho, que objetivam a melhora na usinabilidade e das características de antifricção em ligas da serie X300; cromo e manganês que quando em quantidades menores do que 1% melhoram as propriedades a quente e alteram a forma dos constituintes na ligas com Fe-Si; níquel que melhora as propriedades a temperaturas elevadas; fósforo que refina as partículas primárias de silício nas ligas Al-Si hipereutéticas, quando em teores 0,01 a 0,03%; silício que afeta a resistência à tração, entre outros (COUTINHO, 1980).

Em termos de resistência à corrosão, o alumínio é um metal reativo, no entanto é capaz de formar uma película de óxido de alumínio que o protege da corrosão em diversos meios

corrosivos (COUTINHO, 1980). Ele também é resistente à corrosão atmosférica e a vários meios aquosos (ABAL, 2011).

A película de óxido protetora é bastante estável quando em contato com soluções neutras e ácidas, mas é atacada por soluções alcalinas e ácidos fortes. A formação de tal película pode se dar de forma natural, por exemplo, quando em contato com meios agressivos, ou então ser produzida por meio da passagem de uma corrente elétrica. Quando formada por anodização a camada de passivação é geralmente mais espessa do que quando formado naturalmente.

O alumínio é sensível à corrosão por pites quando na presença de íons cloreto e, quando na presença de cobre ou ferro metálico, formam-se células galvânicas havendo a remoção da camada de passivação em apenas algumas áreas do material. Tais características fazem com que o alumínio não seja indicado para aplicações que requerem contato com água que contenha traços de íons de metais pesados, já para contato com água destilada e afins, não há contra indicação para seu uso.

Outro agente agressivo para o alumínio são os solventes cloratos anidridos como, por exemplo, os usados para remoção de graxa de peças fundidas. Vale ressaltar que a reação de corrosão é exotérmica e se a temperatura da reação superar a temperatura de fusão do alumínio corre-se o risco de explosão. Na prática adicionam-se inibidores voláteis para reduzir a taxa de corrosão.

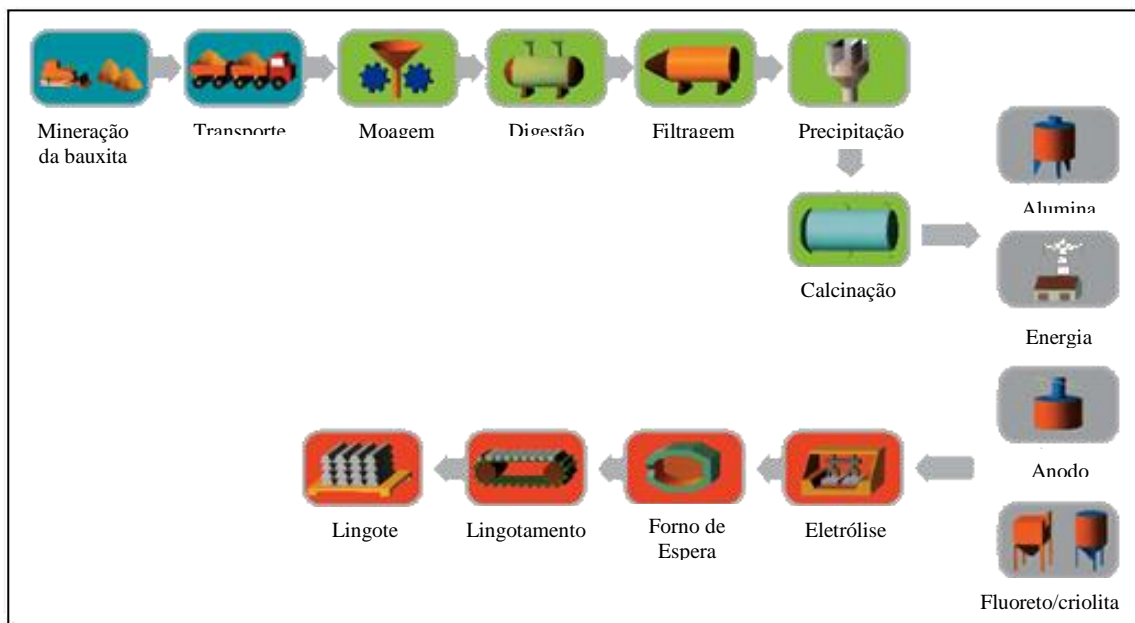
Devido ao fato de o alumínio possuir baixas propriedades mecânicas, alguns elementos de ligas tais como cobre, silício, magnésio, zinco e manganês são adicionados a fim de elevar essas propriedades, dentre os quais, o manganês, por meio da formação do composto $MnAl_6$, pode vir a melhorar a resistência à corrosão de ligas tratadas ou fundidas. Isso acontece, pois o $MnAl_6$ possui certa solubilidade para o ferro e segrega para a parte inferior da peça durante a solidificação, dessa forma consegue reduzir o efeito prejudicial do ferro presente no material.

No que diz respeito à utilização a baixas temperaturas, as ligas de alumínio são uma classe bastante importante dentre os metais estruturais, e foram se tornando mais importantes devido ao desenvolvimento e expansão da indústria criogênica com aplicações a temperaturas de até -200°C.

3.1.1. Processo de produção

A produção do alumínio é feita a partir da bauxita, mineral do qual é retirada a alumina que, por meio do processo de redução, é transformada em alumínio (CALLISTER, 2002). O processo de obtenção de alumínio primário divide-se em três etapas: mineração, refinaria e redução (figura 3).

Figura 3 – Fluxo de produção da cadeia do alumínio primário.



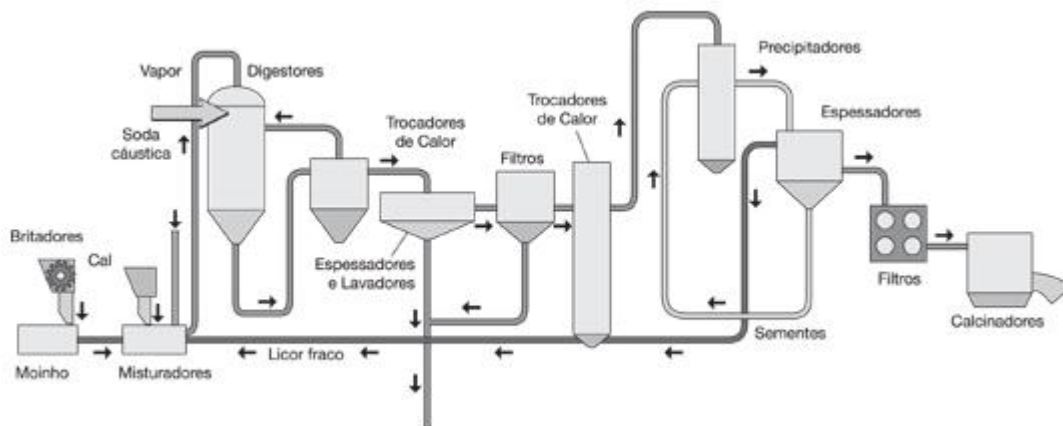
Fonte: ABAL, 2011.

O processo da mineração da bauxita pode ser resumido da seguinte maneira: remoção planejada da vegetação e do solo orgânico, seguida pela retirada das camadas superficiais do solo e posterior beneficiamento que se inicia na britagem, para redução de tamanho, depois passa pela lavagem do minério com água para reduzir, quando necessário, o teor de sílica contida na parcela mais fina e, por fim, a secagem (ABAL, 2011).

Depois de minerada, a bauxita é transportada para a fábrica onde é iniciada a primeira de muitas reações químicas. A bauxita é moída e acrescida de uma solução de soda cáustica, que a transforma em pasta. Tal solução é aquecida sob pressão e recebe novas quantidades de soda cáustica. Esta massa se dissolve e forma uma solução que passa por processos de sedimentação e filtração (ABAL, 2011). Nesta etapa, são eliminadas todas as impurezas e a solução restante fica pronta para que dela seja extraída a alumina.

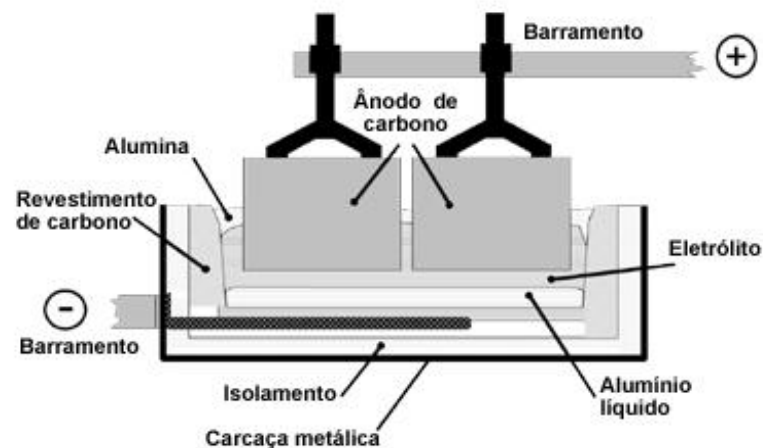
Em equipamentos chamados de precipitadores, a alumina contida na solução é precipitada, sendo necessária a posterior lavagem e secagem desta (figura 4). Dando prosseguimento ao processo de produção, a alumina é finalmente transformada em alumínio por meio de um processo de eletrólise (ABAL, 2011). A este processo como um todo se dá o nome de processo Bayer.

Figura 4 – Circuito básico e simples de produção de alumina.



Fonte: ABAL, 2011.

Figura 5 – Diagrama de uma célula de redução.



Fonte: ABAL, 2011.

O processo de redução por eletrólise da alumina para a consequente transformação em alumínio é feito a partir da dissolução da alumina em um banho de criolita fundida e fluoreto de alumínio em baixa tensão (ABAL, 2011). Esta tensão imposta promoverá a decomposição da alumina em oxigênio que se combinará com o anodo de carbono e irá se desprender na

forma de dióxido de carbono e alumínio líquido, que irá precipitar no fundo da cuba eletrolítica (figura 5). O metal líquido, a partir de então denominado alumínio primário, é transferido para a refusão através de cadinhos (ABAL, 2011). O alumínio é então conformado na forma de lingotes, placas e/ou tarugos, dependendo do que se deseja.

Os principais insumos para a produção de alumínio primário durante o processo de redução são indicados a seguir (tabela 1).

Tabela 1: - Principais insumos para a produção do alumínio.

Insumos para a Produção de Alumínio Primário	
Alumina	1919 (kg/ t Al)
Criolita	8,0 (kg/t)
Energia elétrica	15 (MWhcc/t Al)
Fluoreto de alumínio	19,7 (kg/t)
Coque de petróleo	0,384 (kg/kg Al)
Piche	0,117 (kg/kg Al)
Óleo combustível	44,2 (kg/t)

Fonte: ABAL, 2011.

3.2. Alumínio aeronáutico

3.2.1. Histórico

Visando ampliar a eficiência dos aviões, reduzir os custos e o peso das estruturas que o compõe e torná-los mais seguros, as ligas de alumínio utilizadas na indústria aeronáutica foram desenvolvidas e vem sendo aprimoradas. O histórico deste processo pode ser correlacionado à história da aviação, bem como ao desenvolvimento de empresas que, desde sempre, estiveram envolvidas neste tipo de indústria, como é o caso da ALCOA. Segundo esta, a grande maioria das ligas de alumínio aeroespacial em uso atualmente foram originalmente desenvolvidos pela empresa, e hoje os principais programas de novas aeronaves incorporam inovações de tais produtos em toda a estrutura do avião.

A evolução cronológica da criação e desenvolvimento do alumínio aeronáutico se inicia, seguindo o panorama traçado pela ALCOA, em meados de 1900 quando Orville e Wilbur Wright fizeram o primeiro vôo bem sucedido da história. Cinco anos mais tarde o

desenvolvimento do Duralumínio foi patentiado por Alfred Wilm, servindo de cenário para o importante papel desempenhado por este metal durante o primeiro século de vôo. Por volta de 1908, Wilm, durante pesquisas relacionadas à metalurgia do alumínio promoveu a geração de quase todas as ligas aeroespacial desenvolvidas no século XX. Na década de 1910 a ALCOA desenvolveu a liga 2017-T4 que era utilizada na produção de hélices e dirigíveis e inicia a produção de chapas de alumínio para fuselagem e asas (ALCOA, 2011).

Em meados de 1920, o primeiro avião todo construído de alumínio, o F13 Junkers, foi introduzido na Europa e Charles Lindbergh fez o primeiro vôo solo sem escalas de Nova York a Paris. Neste mesmo período uma empresa chamada Austenal Laboratories produziu uma liga barata e resistente ao calor que levou ao desenvolvimento de lâminas *supercharger* necessárias para o vôo de grande altitude (ALCOA, 2011). A ALCOA desenvolveu chapas de ALCLAD, assegurando o futuro do alumínio na construção de aviões e ligas de alta resistência mecânica e resistentes à corrosão passaram a ser utilizadas em aviões (figura 6).

Figura 6 – Carcaça de aviões que utilizam chapas de ALCLAD em sua estrutura.



Fonte: ALCOA, 2011.

Em 1930 Amélia Earhart se tornou a primeira mulher a fazer um vôo transatlântico solo e aviação volta a se torna o centro das atenções e a demanda por ligas mais resistentes se torna grande (ALCOA, 2011). Dentro deste cenário a ALCOA desenvolveu a liga ALCLAD 2024-T3. Tal liga se tornou um sucesso por ser bastante leve e resistente.

Em 1940 Max Muller, da Junker, desenvolveu o primeiro motor turboélice de sucesso e o capitão Charles E. Yeager quebrou a barreira do som com o Bell X-1 (ALCOA, 2011). Neste mesmo período a ALCOA desenvolveu a liga 7075-T651 que passou ser utilizada na avião B-29 e começou a desenvolver rolamentos forjados para aplicações de aeronaves.

Em 1970 iniciou-se a produção da liga 7050 e esta passou a ser utilizada na união de toda estrutura aeronáutica (ALCOA, 2011).

As novas gerações de soluções para a indústria aeronáutica e aeroespacial têm focado em uma terceira geração de ligas de alumínio-lítio que demonstram possuir boa resistência à corrosão e certa tolerância a danos o que pode vir a propiciar novas aplicações em tais indústrias (CALLISTER, 2002). Outra vertente que vem sendo explorada e estudada são as estruturas híbridas que combinam ligas de alumínio avançadas com outros materiais para maximizar o desempenho da estrutura (ALCOA, 2002).

3.2.2. Propriedades gerais das ligas de alumínio aeronáutico

Os materiais utilizados para a fabricação de aeronaves devem cumprir um conjunto de requisitos e propriedades bastante exigente. Estas exigências incluem resistência mecânica melhorada, menor peso, maior resistência a fadiga e a corrosão, entre outros. Estruturas de aeronaves devem ser leves, duráveis e tolerantes a danos. Além disso, essas propriedades devem ser atingidas a um custo tão baixo quanto possível.

Os limites das propriedades dos materiais estão sendo constantemente aumentados e os fabricantes têm se esforçado para dar a próxima geração de aeronaves melhor desempenho e torna-las mais eficientes. As exigências feitas sobre os materiais têm estimulado avanços significativos no desenvolvimento e fabricação de tais componentes. As ligas de alumínio de alta resistência mecânica são capazes de enfrentar os desafios e suprir tais exigências de propriedade e desempenho de uma forma rentável, portanto, este metal continua sendo a escolha predominante para a construção de aeronaves civis e até mesmo militares, embora a concorrência de outros materiais seja cada vez mais intensa.

Como dito anteriormente, as ligas de alumínio aeronáutico possuem normalmente zinco, cobre, titânio e lítio como os principais elementos de liga associados. Em grande parte destas o magnésio também é encontrado formando assim um sistema ternário.

As ligas de alumínio das séries aeronáuticas (2XXX, 7XXX e 8XXX) possuem como características principais os elevados níveis de resistência mecânica que, aliadas a baixa densidade do metal e a facilidade de conformação e usinagem, transformam o alumínio em uma das melhores opções para a fabricação de dispositivos e estruturas aeronáuticas (MOREIRA, 2011).

Quando o cobre apresenta-se como o principal elemento de liga, estas ligas apresentam boa resistência à tração, menor contração, maior usinabilidade e, caso haja silício na composição, sua capacidade de fundição também é melhorada (COUTINHO, 1980). São ligas tratáveis termicamente, podendo, após os tratamentos, atingir-se a resistência mecânica de aço de baixo teor de carbono (450 MPa). A resistência à corrosão das ligas da série 2xxx é inferior a de outras ligas de alumínio. Sob certas condições estas pode apresentar corrosão intergranular (COUTINHO, 1992). As ligas desta série apesar de apresentarem boa usinabilidade, possuem características de soldagem limitadas (exceto a liga 2219) (MOREIRA, 2011).

Já as ligas da série 7XXX são as que possuem a maior tenacidade entre todas as ligas aeronáuticas e também entre as demais ligas, possui índice de mérito muito superior ao de muitos aços de alta resistência mecânica, porém são de difícil fabricação (COUTINHO, 1992).

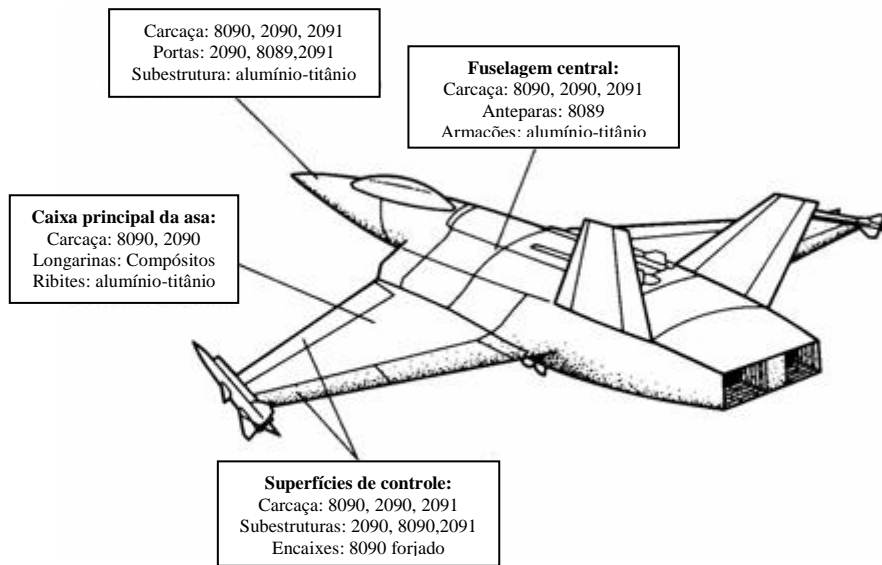
As ligas da série 8xxx envolvem um grande número de composições com uma miscelânea de elementos de liga. As ligas conformadas contendo Li (2,4% a 2,8%) foram desenvolvidas exclusivamente para uso aeroespacial e criogenia. A presença do titânio faz com que o grão seja refinado, a resistência à tração e a ductilidade aumentadas e a condutividade térmica diminuída (ABAL, 2011; COUTINHO, 1992).

3.2.3. Aplicações

As ligas aeronáuticas e aeroespaciais possuem, em aeronaves civis e militares, no mínimo duas aplicações, sendo elas na fuselagem e na asa (EMBRAER, 2011). Os requisitos necessários para a utilização de determinada liga relaciona-se ao local no qual esta liga será aplicada (MOREIRA, 2011). Dessa forma, a liga utilizada na fuselagem requer propriedades diferentes daquelas fornecidas pela liga utilizada na asa. Do mesmo modo, a liga utilizada na parte superior da asa requer propriedades e possui comportamento diferente da liga utilizada na parte inferior da mesma (figura 7).

Os materiais utilizados para revestimento da fuselagem são determinados pelo tipo de carga ao qual esta será submetida, por exemplo, tração ou compressão e carga estática ou dinâmica, sendo que a fuselagem vai experimentar cargas diferentes dependendo se o avião encontra-se em voo ou no chão (EMBRAER, 2011). Já os revestimentos superiores e inferiores da asa são submetidos a diferentes condições de cargas quando em voo e, como escrito anteriormente, isso requer a escolha de materiais diferentes para cada caso (EMBRAER, 2011).

Figura 7 – Uso de ligas de alumínio-cobre e alumínio-lítio em uma aeronave militar.



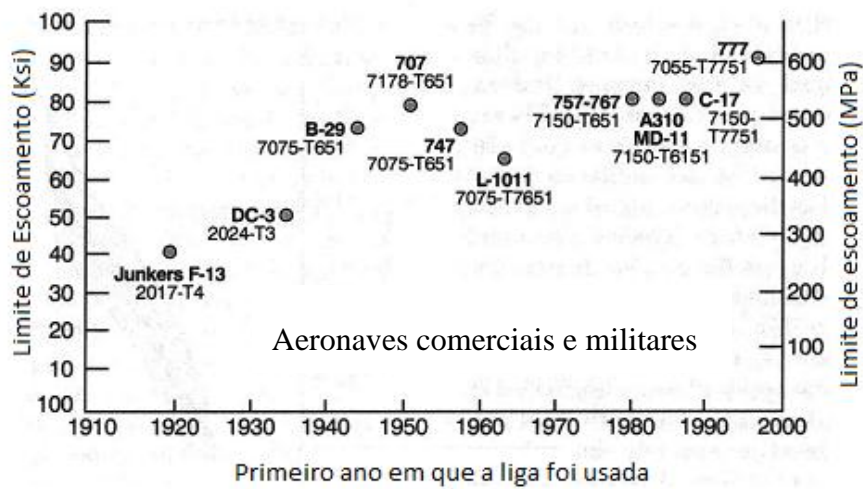
Fonte: Adaptado de MOREIRA, 2011.

A fuselagem requer um material que seja forte/resistente e que tenha uma tenacidade à fratura alta. O material de revestimento superior da asa deve possuir satisfatória resistência à compressão, rigidez, resistência à fratura e tenacidade à fratura, sendo que a resistência à compressão é a propriedade principal para esta aplicação. Já para o revestimento inferior da asa, o material deve possuir boa resistência à tração, boa resistência à fadiga e também boa tenacidade à fratura. No entanto também é fundamental que a parte inferior da asa seja tolerante a danos e seja capaz de resistir a falhas por trinca por fadiga.

Embora sejam nomeadas como ligas aeronáuticas, estas não são apenas utilizadas na fabricação de componentes aeroespaciais. As ligas da série 2XXX, por exemplo, são utilizadas para fabricação de qualquer tipo de componente que exija elevado índice de mérito, sujeitos à temperaturas inferiores a 130°C (cento e trinta graus Celsius); rodas forjadas para indústria tanto aeronáutica quanto de caminhões, componentes de suspensão de automóveis, entre outros.

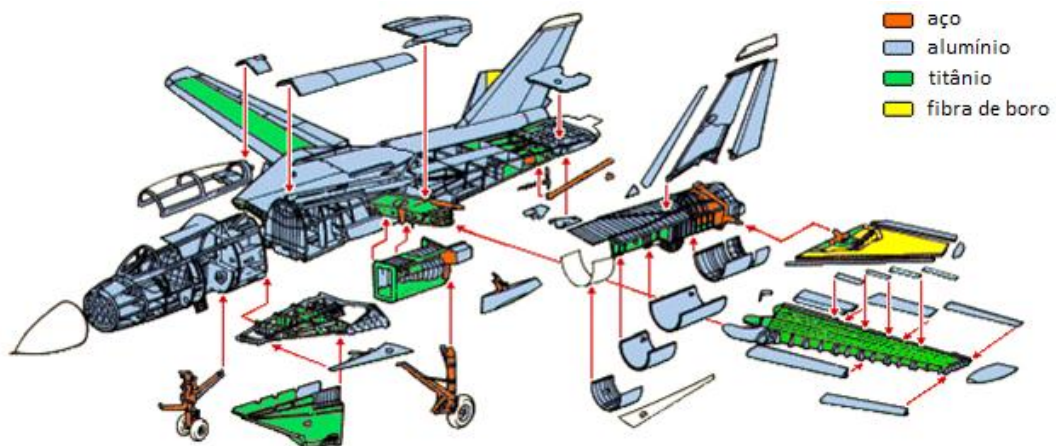
Comparativamente as ligas de alumínio aeronáutico possuem utilização recente, datando da década de 1910 (figura 8). Porém seu uso em aeronaves já é bastante amplo quando comparado aos demais materiais empregados na fabricação dos mesmos (figura 9).

Figura 8 – Histórico de uso das ligas de alumínio aeronáutico.



Fonte: SCHEID, 2010.

Figura 9 – Distribuição de uso de diferentes materiais em uma aeronave.



Fonte: RODRIGUES, 2011

3.3. Alumínio aeronáutico – liga 7075

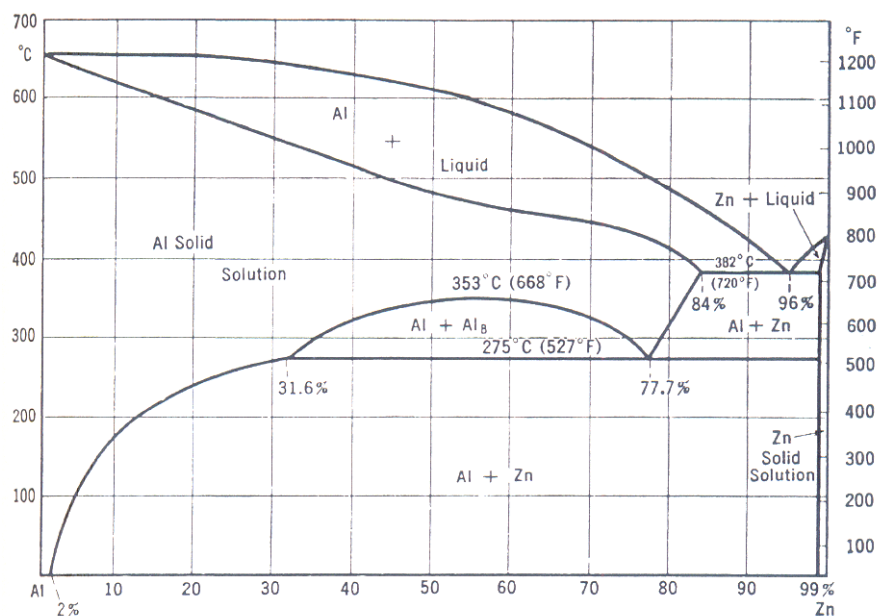
Introduzido aproximadamente no ano de 1943, a liga 7075 tem sido a liga padrão e mais representativa da série 7XXX dentro da indústria aeroespacial. Tal liga foi o primeiro sucesso dentre as ligas alumínio-zinco-magnésio de alta resistência mecânica a utilizar os benefícios da adição de cromo para aumentar a resistência à corrosão por tensão, principalmente de produtos fabricados na forma de chapas (MONDOLFO, 1943). Embora outras ligas tenham sido desenvolvidas desde o início da utilização da liga 7075, esta ainda continua sendo a linha

base apresentando um bom equilíbrio das propriedades requeridas para aplicações aeronáuticas.

O zinco, principal elemento de liga desta liga, é bastante solúvel no alumínio e possui diversas temperaturas na qual sua solubilidade sólida é alcançada, sendo que esta varia de acordo com a concentração deste elemento na liga – quanto menor a concentração menor a temperatura requerida e vice e versa (COUTINHO, 1980). As ligas de alumínio aeronáutico 7075 possuem cerca de seis por cento de zinco em sua composição, dessa forma sua solubilidade sólida se dá, aproximadamente, entre 150°C (cento e cinquenta graus Celsius) e 125°C (cento e vinte e cinco graus Celsius) que correspondem, respectivamente, as temperaturas relativas às composições de 7% e 5,4% (MONDOLFO, 1943).

Analisando-se o diagrama de equilíbrio de uma liga binária de alumínio-zinco, identifica-se que não há formação de compostos entre alumínio e zinco. No entanto, a uma temperatura de 382°C (trezentos e oitenta e dois graus Celsius) e com 96% de zinco há presença de eutético (gráfico 1).

Gráfico 1 – Diagrama de equilíbrio do sistema alumínio-zinco.



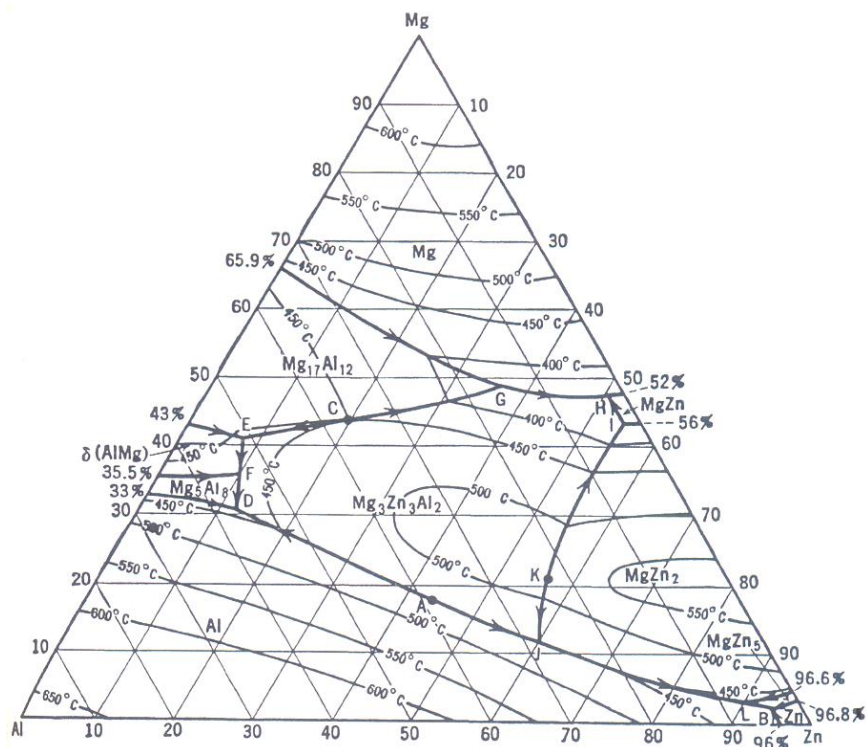
Fonte: MONDOLFO, 1943.

De forma mais precisa e correta, a liga 7075 é uma ternária composta de alumínio-zinco-magnésio e o diagrama de equilíbrio relacionado a esta liga foi, segundo Mondolfo (1943), constituído a partir de dados obtidos de Koester, Riederer, Laves, Fink e Willey, sendo que

apenas os dois últimos trabalham em conjunto, e os outros desenvolveram trabalhos independentes.

Neste diagrama ternário observa-se que a fase $Mg_3Zn_3Al_2$ possui campo de existência longo que, a $400^\circ C$ (quatrocentos graus Celsius), se estende de 23,7% de zinco e 31,7% de magnésio até 40% de zinco e 32,5% de magnésio, diminuindo sempre com o decréscimo da temperatura. Esta fase apresenta estrutura CCC (cúbica de corpo centrado). As outras fases no sistema são os próprios alumínio, magnésio e zinco puros, os binários Mg_5Al_8 , Υ (AlMg), δ (AlMg), $Mg_{17}Al_{12}$, $MgZn$, $MgZn_2$ e $MgZn_5$ (gráfico 2).

Gráfico 2 – Sistema de alumínio-zinco-magnésio: campos de cristalização primária.

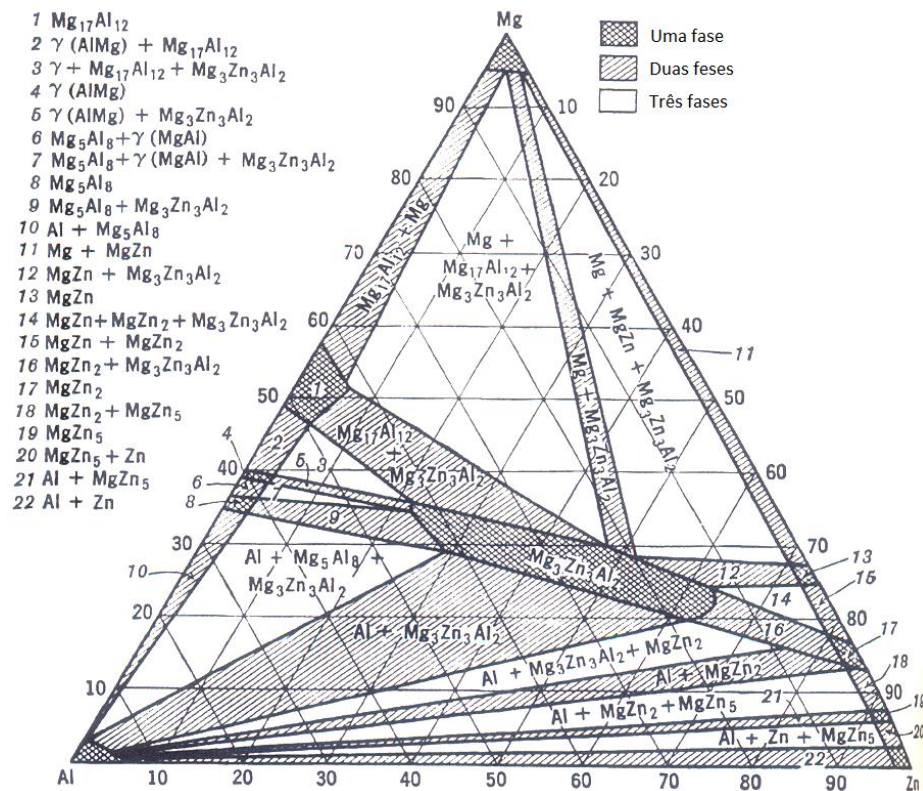


Fonte: MONDOLFO, 1943.

Os campos de cristalização primária e das distribuições das fases no sólido são esquematicamente apresentados, sendo que existem quatro eutéticos no sistema. O primeiro eutético é o pseudo-binário Al- $Mg_3Zn_3Al_2$ cuja composição e temperatura de formação são 17% de magnésio e 44% de zinco a $489^\circ C$ (quatrocentos e oitenta e nove graus Celsius); o segundo eutético é o Al- $MgZn_5$ -Zn com 2% de magnésio e 94% de zinco a $350^\circ C$ (trezentos e cinquenta graus Celsius); o terceiro eutético é o também pseudo-binário $Mg_{17}Al_{12}$ - $Mg_3Zn_3Al_2$ com 44% de magnésio e 20% de zinco a $450^\circ C$ (quatrocentos e cinquenta graus Celsius),

sendo que o $Mg_{17}Al_{12}$ contém 48% de magnésio e 11% de zinco e o $Mg_3Zn_3Al_2$ contém 28% de magnésio e 50% de zinco; por fim o último binário é o $Al-Mg_5Al_8-Mg_3Zn_3Al_2$ com 31% de magnésio e 12% de zinco a $447^\circ C$ (quatrocentos e quarenta e sete graus Celsius) (gráfico 3) (MONDOLFO, 1943).

Gráfico 3 – Sistema alumínio-zinco-magnésio: distribuição das fases no sólido à temperatura ambiente.

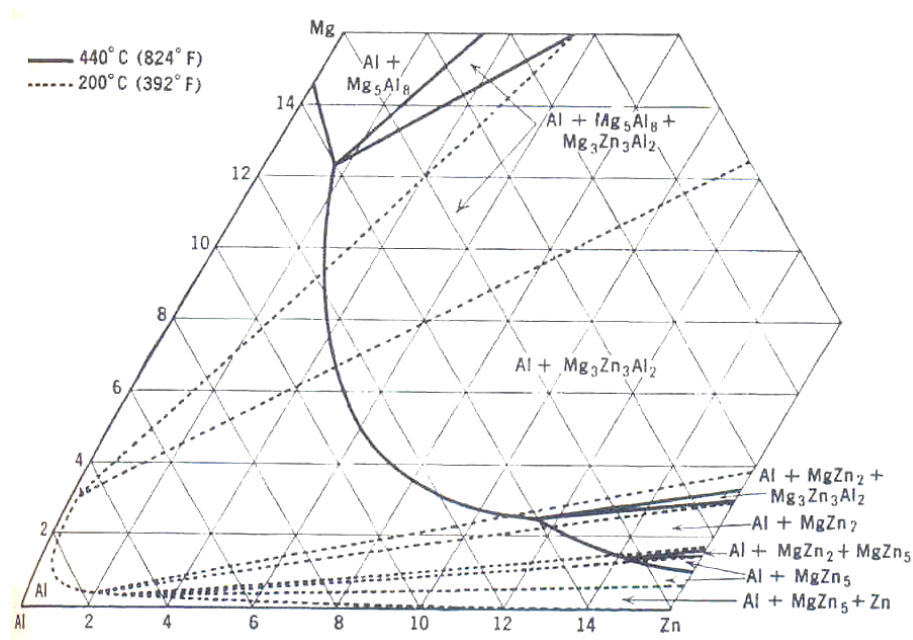


Fonte: MONDOLFO, 1943.

Segundo Mondolfo (1943), existem ainda dentro deste diagrama nove outros pontos singulares sendo sete reações peritéticas e duas transformações no sólido (gráfico 4).

O sistema quaternário de alumínio-cobre-magnésio-zinco pode ser outro sistema no qual a liga 7075 pode vir a se encaixar dependendo da porcentagem de cada elemento. Este sistema foi parcialmente estudado por Laves, Loehberg e Witte que estudaram principalmente as estruturas cristalinas e reportaram que $CuMg_4Al_6$ e $Mg_3Zn_3Al_2$ formam uma série contínua de soluções sólidas. No entanto, nenhum outro dado além desse foi relatado.

Gráfico 4 – Sistema alumínio-zinco-magnésio: detalhe do vértice referente ao alumínio do diagrama de equilíbrio mostrando a solubilidade sólida de várias fases.



Fonte: MONDOLFO, 1943.

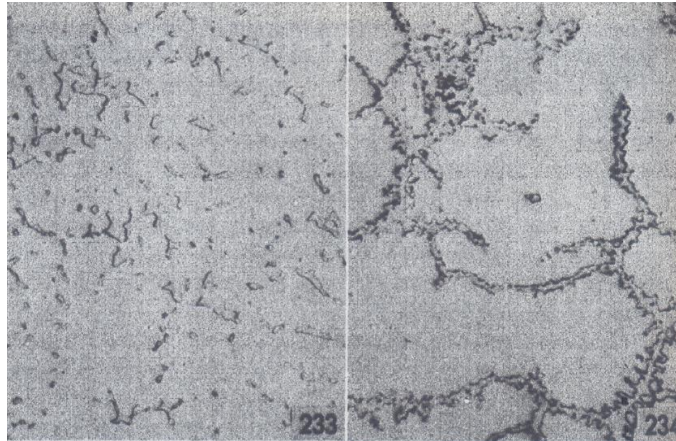
Outro sistema quaternário importante para o entendimento da liga 7075 é o alumínio-magnésio-silício-zinco. O diagrama de equilíbrio relacionado a este sistema foi desenvolvido por Sanders e Meissner. Porém o estudo de tais autores foi baseado no diagrama alumínio-zinco demonstrando a existência de um composto intermediário AlZn e de um ternário Mg₃Zn₃Al₂ (MONDOLFO, 1943).

No que diz respeito à liga 7075, os constituintes da maior destaque e importância são o MgZn₂, MgZn₅, Mg₅Al₈, Mg₃Zn₃Al₂, AlMg, entre outros (MONDOLFO, 1943). O Mg₅Al₈, por exemplo, é uma fase presente apenas em ligas com alto teor de magnésio, pois este elemento tende a se combinar primeiro com o silício, depois com o cobre, se houver a presença deste, e só depois com o magnésio, justificando assim a necessidade de se haver alto teor deste elemento para a formação do composto Mg₅Al₈ (MONDOLFO, 1943). Além disso, outro fator que dificulta é o fato de a solubilidade sólida do magnésio no alumínio ser bastante alta.

A geometria do Mg₅Al₈ é afetada pelo resfriamento na seguinte proporção: quando o resfriamento é mais rápido este composto aparece como glóbulos dentro do grão e como linhas nos contornos de grão, quando o resfriamento é mais lento o Mg₅Al₈ se forma como

uma morfologia diferente nos contornos de grão (figura 10) (MONDOLFO, 1943). Quando formados a partir da precipitação de uma solução supersaturada apresentam-se na forma de pequenos pontos e agulhas e algumas vezes até mesmo com estrutura de Widmanstaetten (MONDOLFO, 1943).

Figura 10 – Glóbulo de Mg_5Al_8 na forma típica e Mg_5Al_8 nos contornos de grão.



Fonte: MONDOLFO, 1943.

Já o $MgZn_2$ e o $MgZn_3$ são constituintes que são formados em ligas com altíssimo teor de zinco e magnésio, sendo que somente em segregações pesadas poderão ser identificados em ligas comuns (MONDOLFO, 1943). É dito que a quantidade de zinco necessária para o surgimento destas fases é maior do que a quantidade usualmente presente (MONDOLFO, 1943).

A geometria é a mesma do Mg_5Al_8 , ou seja, glóbulos ou redes nos contornos de grão. Normalmente são associados com o Mg_5Al_8 e com o $Mg_3Zn_3Al_8$. O $Mg_3Zn_3Al_8$ é formado em ligas contendo magnésio e zinco e pode aparecer em ligas deste tipo com diferentes composições (MONDOLFO, 1943). É raramente detectado em ligas comerciais se a quantidade de zinco for muito superior às utilizadas normalmente. Possui coloração e formas iguais ao do Mg_5Al_8 , $MgZn_2$ e $MgZn_5$ (MONDOLFO, 1943).

A resistência a corrosão das ligas alumínio-magnésio e alumínio-zinco-magnésio foram particularmente estudadas. Sabe-se que os principais elementos de liga destas ligas são o magnésio e o zinco – no caso nas ligas ternárias de alumínio-zinco-magnésio. As primeiras ligas deste tipo a serem utilizadas, possuíam, segundo Mondolfo (1943), certa quantidade de antimônio o que supostamente deveria promover melhoras na resistência à corrosão do

material. No entanto, tempos depois experimentos mostraram que tal elemento não tinha praticamente nenhum efeito e, devido a isto, o antimônio foi eliminado da composição destas ligas. Mais recentemente o zinco foi incorporado a estas ligas em quantidades de variam de 0% a 3% (MONDOLFO, 1943).

Neste tipo de liga, assim como na grande maioria das ligas de alumínio, silício e ferro presentes como impurezas devem ter seus teores reduzidos ao máximo para que a resistência a corrosão não seja prejudicada.

Segundo Mondolfo (1943), apenas uma variação deste tipo de liga contém teor de silício superior a 1%, e este acréscimo é feito apenas para aumentar a fluidez da liga uma vez que esta é usada para fabricação de produtos fundidos. Refinadores de grão tal qual o titânio podem ser adicionados a esta liga. Ainda segundo Mondolfo (1943), algumas ligas com de níquel superior a 0,7% também são utilizadas, no entanto não se sabe ao certo a razão pela qual o teor de níquel é mais alto.

Ligas tais qual a 7075 possuem microestrutura simples sendo que a maior parte do zinco e do magnésio encontram-se em solução sólida e, quando em excesso formam Mg_5Al_8 ou, dependendo da concentração de tais elementos, $Mg_3Zn_3Al_2$ ou $MgZn_2$ ou $MgZn_5$. O silício presente combina com o magnésio formando Mg_2Si que é usualmente insolúvel devido ao excesso de magnésio. (MONDOLFO, 1943).

No que diz respeito a utilização e propriedades gerais das ligas aeroespaciais 7075 algumas coisas podem ser ressaltadas. Não é soldável, possui alta resistência mecânica e é especialmente indicada para as indústrias aeronáutica e aeroespacial, não sendo comumente utilizada em aplicações criogênicas (COUTINHO, 1992). Tal material foi utilizado na confecção da saia do tanque externo do ônibus espacial, isso provavelmente devido a sua elevada resistência mecânica (MONDOLFO, 1943).

Tal liga tem como principais elementos de liga o zinco e, por vezes, o magnésio. Possui propriedades tais quais: excelente usinagem e estabilidade, assim como dureza e resistência mecânica elevadas, ingredientes necessários para grandes produções (MONDOLFO, 1943). A seguir são apresentados a composição química padrão de uma liga 7075, bem como suas propriedade mecânicas principais (tabela 2 e 3).

Tal liga pode ser designada como 7075-T651 e 7075-T6. A diferença entre estas duas classificações desta liga é apenas na definição do tipo de tratamento. Quando se diz que uma liga é T6, significa que ela foi solubilizada e envelhecida artificialmente, e quando é dita T651 ou qualquer outra designação a partir do primeiro número, os números posteriores indicam outros parâmetros do tratamento ao qual foi submetido o material (ASM HANDBOOK, 1995).

Tabela 2 – Composição química padrão de uma liga 7075-T651.

	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Ni	Si	Ti	Zn	Zr+Ti	Outros	Al
Mín	0,18	1,2	-	2,1	-	-	-	-	5,1	-	-	-
Máx	0,28	2	0,5	2,9	0,3	0,05	0,4	0,2	6,1	0,25	0,05	Restante

Fonte: Adaptado de CATÁLOGO COOPERMETAL, 2011.

Tabela 3 – Propriedades mecânicas de uma liga 7075-T651.

Dureza Brinell (HB)	Espessura (mm)		Resistência Mecânica (MPa)		Limite Elástico 0,2 (Mpa)	
	Típico	Superior	Inferior	Mínimo	Típico	Mínimo
180	25	50	530	570	450	500
170	50	80	510	550	430	470
160	80	100	480	515	410	430
145	100	Acima	460	490	360	370

Fonte: Adaptado de CATÁLOGO COOPERMETAL, 2011.

Em comparação aos outros materiais, o 7075-T651 oferece benefícios inigualáveis, podendo-se cortar, tornear, fresar, perfurar e polir, de uma maneira mais fácil e rápida que os demais, além de admitir tratamentos de superfície. É, segundo diversos fabricantes, econômico, tenaz, duro, resistente á corrosão, soldável e reciclável.

Tal liga de alumínio vem se tornando um referencial para a fabricação de moldes para uma infinidade de produtos plásticos, atendendo desde componentes para a indústria automobilística até elementos para computadores, pet, robótica, automação, brinquedos, entre outros, além é claro, de ser empregada na indústria aeronáutica.

Ligas do tipo alumínio-zinco, tais como a 7075-T651 oferece capacidade de ser tratada termicamente, alta resistência mecânica, boa resistência a corrosão e boa conformabilidade, além de uma homogeneidade de composição química ao longo de toda a sua espessura.

3.4. Tratamentos térmicos dos alumínios

Os tratamentos térmicos realizados no alumínio visam diferentes aspectos, podendo ser: alívio de tensões, recozimento para recristalização, solubilização, precipitação, superenvelhecimento e coalescimento.

O tratamento térmico para alívio de tensões é realizado a uma temperatura variando aproximadamente entre 130°C e 150°C por um determinado tempo que varia de acordo com a espessura e/ou diâmetro da peça, sendo no mínimo 1min/mm. Tal procedimento pode ser feito em alumínio puro, trabalhado, fundido ou peças soldadas.

O recozimento para recristalização é realizado a uma temperatura que varia entre 300-400°C. A recristalização é quase instantânea e o resfriamento é feito no forno com velocidade de aproximadamente 30°C/h até que se atinja 250°C. O restante do resfriamento é feito ao ar, o que gera boa ductilidade. Estes procedimentos são feitos preferencialmente em forno com passagem de ar forçada. Tal tratamento pode ser realizado em peças laminadas, extrudadas e trefiladas ou para a homogeneização de peças fundidas.

A solubilização é um tratamento térmico cíclico e preliminar (antecede a precipitação) que visa homogeneizar por meio da dissolução total das fases microscópicas, simples ou intermediárias, a fase matriz de uma liga. Posteriormente, por meio de um resfriamento relativamente rápido, mantém-se o estado homogêneo e monofásico à temperatura ambiente, fazendo com que a liga se torne, em algumas ocasiões, um pouco mais dura e deformável. A solubilização é apenas a primeira etapa do tratamento de endurecimento por precipitação. De maneira geral, todas as ligas que apresentam sistemas com soluções sólidas com diferença razoável entre os limites de solubilidades entre a temperatura ambiente e o máximo de solubilidade, podem ser submetidas a este tratamento. Os tempos de manutenção da liga à temperatura de tratamento dependem das características físico-químicas das fases presentes, da quantidade e grau de dispersão destas fases, dos processos de conformação anteriores, da temperatura de tratamento e do meio de aquecimento. Para se proceder com o resfriamento, normalmente mergulha-se a peça em água à temperatura ambiente, quente ou fervendo, sendo que em alguns casos o resfriamento pode vir a ser realizado em gelo seco a aproximadamente

15°C. Para grande parte das ligas, a temperatura da água na qual a peça vai ser resfriada não é de extrema importância. Nas ligas aeronáuticas, para uma maior estabilidade de forma, alguns componentes são esfriados a jato de ar, de névoa úmida ou de vapor d'água, seguindo-se o envelhecimento artificial em suas modalidades.

O tratamento de precipitação, também conhecido com envelhecimento é realizado, usualmente, na faixa de temperatura que varia de 120°C a 200°C, ou seja, a temperaturas bem baixas e durante um tempo que pode variar entre duas horas (tempo mínimo) e vinte e quatro horas (tempo máximo). O tratamento se dá pelo reaquecimento da liga já solubilizada e não apenas pela realização do procedimento em uma liga não tratada. Este tratamento proporciona o aumento da dureza e resistência à tração e a diminuição da resistência à corrosão. Para se estabelecer o tempo de envelhecimento de uma liga deve-se levar em conta as características de constituição e de fabricação da liga. No processo de envelhecimento natural, à temperatura ambiente, o fenômeno pode vir a levar vários dias para que a estabilidade estrutural da liga seja alcançada.

3.4.1. Endurecimento por precipitação

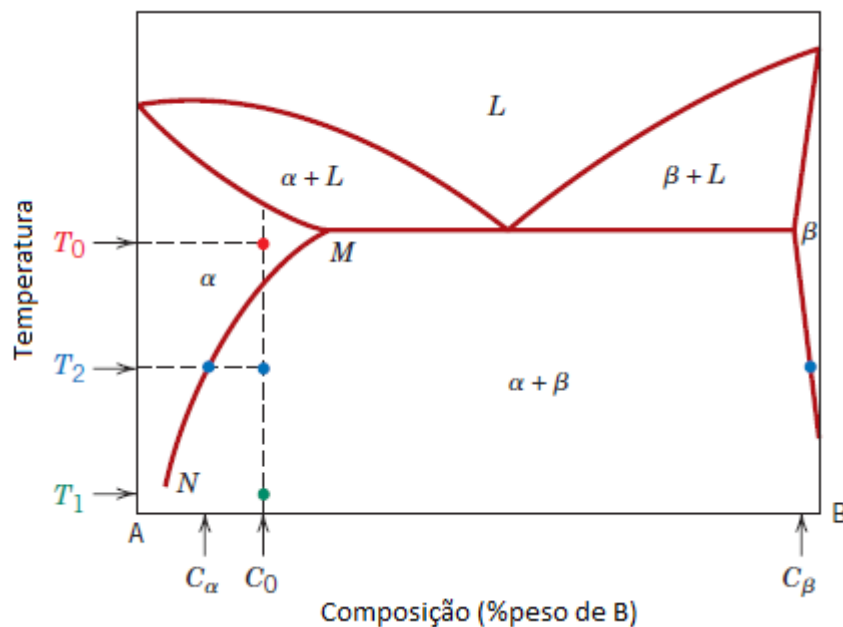
Existem diversas formas de se alterar a dureza e a resistência mecânica de um material, o endurecimento por precipitação é uma delas. Este processo é feito por meio de determinados tratamentos térmicos que promovem a formação de pequenas partículas uniformemente dispersas de uma segunda fase, usualmente denominada *fase β* , em uma matriz.

Tal procedimento não pode ser aplicado a qualquer material metálico. Para que o material possa ter tais propriedades alteradas, a segunda fase formada deve ficar em suspensão sólida em altas temperaturas e ter sua solubilidade diminuída com a medida que a temperatura diminui. Sendo assim, a quantidade de materiais metálicos que podem ser submetidos a tal processo fica reduzida. Os metais nos quais esta técnica é mais comumente aplicada são as ligas não-ferrosas tais qual cobre-estanho, alumínio-cobre, cobre-berílio, alumínio-magnésio. No entanto, algumas ligas ferrosas também podem ser endurecidas por precipitação.

Para explicar de forma sucinta o procedimento considera-se um liga binária, embora muitas ligas metálicas passíveis de endurecimento por precipitação contenham mais de dois elementos (gráfico 5).

O diagrama de fases de tais ligas deve possuir duas características obrigatórias: solubilidade máxima apreciável de um componente no outro e um limite de solubilidade de diminua rapidamente com a concentração do componente principal quando reduzida a temperatura. Tais condições são apresentadas neste diagrama de fases hipotético onde M é a solubilidade máxima. A composição da liga metálica que pode ser endurecida por precipitação deve ser menor do que a solubilidade máxima, no entanto, como inferido anteriormente, este não é o único requisito necessário para que ocorra o endurecimento por precipitação.

Gráfico 5 – Diagrama de fases hipotético para uma liga de composição C_0 que pode ser endurecida por precipitação.



Fonte: CALLISTER, 2002.

O endurecimento por precipitação é realizado por meio de dois tratamentos térmicos distintos. O primeiro tratamento térmico é chamado de tratamento térmico de solubilização e é neste onde todos os átomos de soluto são dissolvidos para formar uma solução sólida monofásica. Já o segundo é um tratamento térmico de precipitação e é por meio deste que se formam os precipitados, ou segunda fase, por meio do aquecimento da solução sólida supersaturada formada no primeiro tratamento térmico. Tal procedimento por vezes recebe o nome de *envelhecimento*.

A causa real do endurecimento da liga metálica mediante tratamento térmico de endurecimento por precipitação ainda não é totalmente esclarecida e, o fato de as partículas

precipitadas serem muito finas e apresentarem-se dispostas de maneira dispersa ao longo da matriz promovendo a obstrução do deslizamento das discordâncias e afins, não é uma explicação satisfatória, uma vez que a dureza máxima do material, por vezes, pode ser observada antes mesmo do surgimento e detecção de qualquer precipitado na microestrutura. Sendo assim, especula-se que o fenômeno de endurecimento deve se tratar de um fenômeno submicroscópico.

O mecanismo de endurecimento varia de liga para liga mas, para fins didáticos, o mesmo será explicado tomando como base uma liga alumínio-cobre uma vez que esta tem sido bastante estudada por pesquisadores e que, os resultados e considerações encontrados para esta liga são de importância geral.

A primeira etapa da formação de precipitados em uma solução sólida no caso, de cobre, se dá pela migração dos átomos de tal elemento a fim de formarem agregados ou plaquetas de poucos angstroms de espessura e, aproximadamente, 100Å de comprimento localizado mais afastados do reticulado da matriz. Estas plaquetas recebem o nome de GP1, zonas de Guinier-Preston 1.

Em uma segunda etapa, mais átomos de cobre migram para as GP1 e dão origem às GP2, ou θ'' . Estas novas partículas são maiores, cerca de 8Å de espessura e 150Å de diâmetro e apresentam estrutura tetragonal distorcida sendo que estas conseguem se ajustar normalmente à célula unitária do alumínio em duas direções, mas não em uma terceira. Para que o precipitado e a matriz mantenha coerência, os planos de alumínio devem ser distorcidos e, dessa forma, resultarem em deformações coerentes. Estes campos de deformações gerados possuem tamanho muito maior do que os precipitados e se opõe ao movimento das discordâncias promovendo assim o endurecimento da liga.

Em uma terceira etapa uma nova fase de transição, θ' , parcialmente coerente com a matriz desenvolve-se promovendo a máxima resistência da liga. Quando ocorre o superenvelhecimento o precipitado θ' é convertido no precipitado estável CuAl_2 , não coerente com a matriz.

Sendo assim, a sequência de decomposições intermediárias dos precipitados em ligas supersaturadas é a seguinte:



3.4.1.1. *Tratamento térmico de solubilização*

O tratamento de solubilização se processa por meio do aquecimento de uma determinada liga até uma temperatura na qual toda a fase β que possa ter existido seja completamente dissolvida na fase mais abundante, usualmente chamada fase α . O metal é mantido nesta temperatura até que se obtenha uma solução sólida homogênea com composição química específica indicada no diagrama de fases hipotético por C_0 . A liga é então resfriada rapidamente até uma temperatura mais baixa, que para muitas ligas é a temperatura ambiente, visando-se atingir uma condição supersaturada, inibir o processo de difusão e, conseqüentemente, a formação da fase β . Considerando-se o diagrama de fases hipotético anteriormente exposto, a primeira temperatura para a qual o material é aquecido deve estar compreendida pelo campo de fase α (matriz) e recebe o nome de temperatura de solubilização, sendo variável de acordo com a liga tratada.

Neste estado a liga é relativamente dúctil e apresenta pouca resistência mecânica e, normalmente, a temperatura na qual a liga se encontra (temperatura para a qual foi bruscamente resfriada) permite uma taxa de difusão muito baixa, uma vez que a liga metálica é deixada nesta temperatura por longos períodos de tempo.

3.4.1.2. *Tratamento de precipitação/envelhecimento*

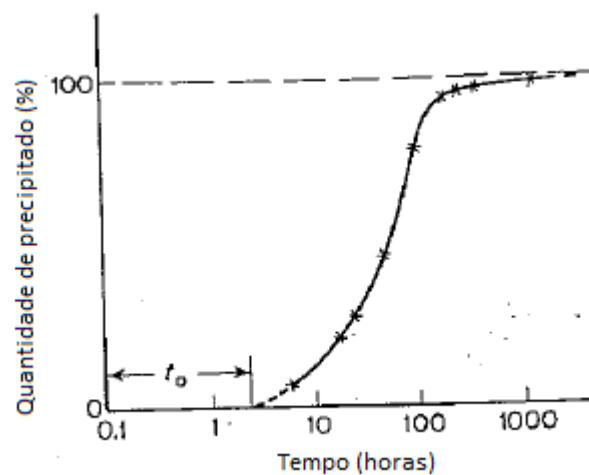
Para que ocorra a precipitação da fase β e, dessa forma ter as propriedades da liga alteradas, procede-se com o tratamento térmico de precipitação após do tratamento de solubilização. Tal tratamento térmico consiste em aquecer a solução sólida supersaturada, α , até uma temperatura intermediária indicada no diagrama anteriormente exposto por T_2 . A temperatura deve estar compreendida entre os campos $\alpha + \beta$ e deve propiciar taxas de difusão consideráveis. Precipitados da fase β começam a se formar como partículas finamente dispersas e com composição química, C_β , diferente daquela obtida no tratamento de solubilização.

A precipitação da fase β , a partir da fase α supersaturada, ocorre por meio de um processo de nucleação e crescimento, respectivamente. A princípio é necessário que se formem os primeiros cristais de fase β , o que é chamado de nucleação e, posteriormente, as partículas de fase β crescem como resultado da difusão dos átomos de soluto da fase α supersaturada para a fase β .

Não há como a precipitação ocorrer sem que ocorra a nucleação, mas, uma vez que esta for iniciada, a solução supersaturada, α , pode diminuir sua supersaturação, ou seja, perder átomos de soluto tanto para a partícula que já está em crescimento quanto para a formação de novos núcleos.

De forma geral, a formação de precipitados demanda certo tempo para se iniciar, este tempo, que é finito, recebe o nome de *tempo de incubação* e o tempo necessário para haver a formação de precipitados estáveis e visíveis. Em termo de velocidade de reação, a formação de precipitados apresenta velocidade de formação bastante alta no início e bem reduzida no final o que promove um término de precipitação lento por conta da perda contínua de soluto por parte da solução (gráfico 6).

Gráfico 6 – Quantidade de precipitados em função do tempo.

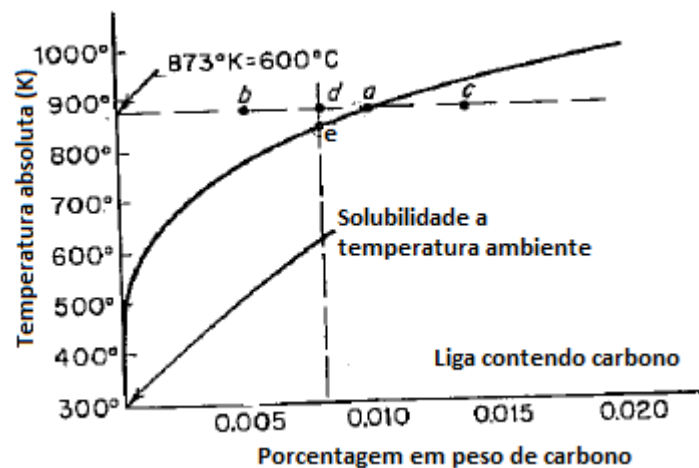


Fonte: REED-HILL, 1988.

Segundo Reed-Hil (1988), a velocidade de precipitação varia de acordo com alguns parâmetros. Quando em temperaturas muito baixas a taxa de difusão é bastante reduzida e, como a taxa de formação de precipitados, neste caso, é controlada pela migração dos átomos de soluto, a velocidade de precipitação é baixa. Quando a temperatura de precipitação é logo abaixo da linha *solvus* a supersaturação da solução é insuficiente e a diminuição da energia livre ocasionado pela formação dos precipitados é muito pequena, sendo assim, a nucleação se torna muito lenta e passa a ser controlada pela formação dos núcleos (gráfico 7). Embora as temperaturas imediatamente abaixo da linha *solvus* sejam relativamente altas e, conseqüentemente, a taxa de difusão seja também alta, não há como haver difusão se os núcleos não são formados, dessa forma, a velocidade de precipitação também é baixa nessas

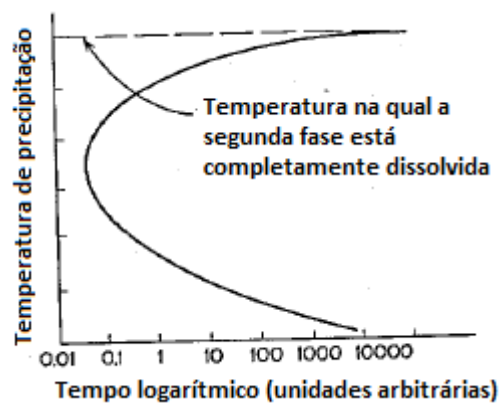
condições. Quando a temperatura de precipitação se encontra entre os dois extremos acima mencionados a velocidade de precipitação aumenta até um máximo no qual o tempo para a precipitação passa a ser muito curto, dentro deste intervalo de tempo uma boa combinação de velocidades medianas de difusão e nucleação torna mais rápida e eficaz a precipitação (gráfico 8).

Gráfico 7 – Esquematização da linha solvus (ponto e) em um liga ferro carbono.



Fonte: REED-HILL, 1988.

Gráfico 8 – Tempo para formação de 100% dos precipitados de uma liga supersaturada.

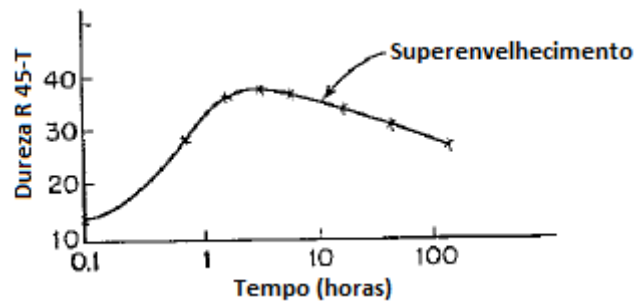


Fonte: REED-HILL, 1988.

O efeito mais importante desta etapa do processo de endurecimento por precipitação é o endurecimento da matriz, α , por conta da precipitação da segunda fase, β . Tal efeito é mostrado no gráfico a seguir (gráfico 9). Uma característica peculiar desta curva que a mesma apresenta um máximo, ou seja, mantendo ou *envelhecendo* as amostra por um tempo muito

longo a certa temperatura, ocorre um decréscimo da dureza. Tal efeito é conhecido com *super-envelhecimento*.

Gráfico 9 – Variação da dureza durante o tratamento de envelhecimento.



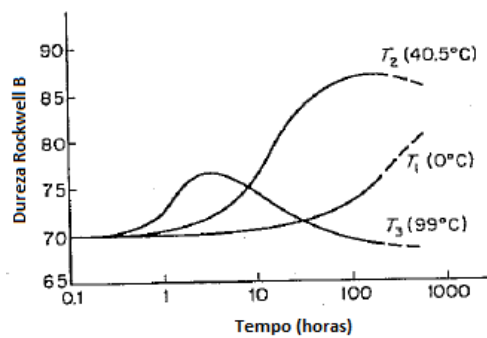
Fonte: REED-HILL, 1988.

A forma da curva de envelhecimento, bem como o valor máximo que esta atinge é função de duas variáveis principais: a temperatura na qual é realizado o tratamento de precipitação ou envelhecimento e a composição do material metálico. Analisando a primeira variável, considerando-se uma temperatura muito baixa, a difusão atômica ocorre tão lentamente que a precipitação não é considerável e, conseqüentemente, o endurecimento é muito lento, conforme indicado no gráfico abaixo pela curva T_1 . Abaixo dessa temperatura não haveria precipitação nem endurecimento. A uma temperatura ótima, representada pela curva T_2 , ocorreria o endurecimento máximo apreciável em um intervalo de tempo razoável. Tal temperatura estaria acima da referida T_1 , mas abaixo de uma terceira temperatura representada pela curva T_3 . Na temperatura T_3 o endurecimento aconteceria a uma taxa bastante elevada, no entanto, os efeitos de redução de dureza mencionados acima, também seriam acelerados o que promoveria uma redução da dureza final da peça (gráfico 10).

Analisando-se o quesito composição química quanto menor for a concentração de soluto, menor será o grau de supersaturação oriundo do tratamento térmico de solubilização e, dessa forma a energia livre do sistema é apenas ligeiramente maior do que na concentração de equilíbrio. Sendo assim, a nucleação do precipitado se torna mais difícil e lenta a temperatura constante, conseqüentemente, poucos precipitados se formam e a dureza final do material metálico é pequena, uma vez que esta é também função da quantidade de precipitados existente na matriz. Quando a concentração de soluto é maior, haverá mais chances de se formar precipitados, uma vez que mais precipitados se formarão e, por conseqüência maior será a dureza do mesmo. Outra alteração que o aumento da concentração pode promover é a

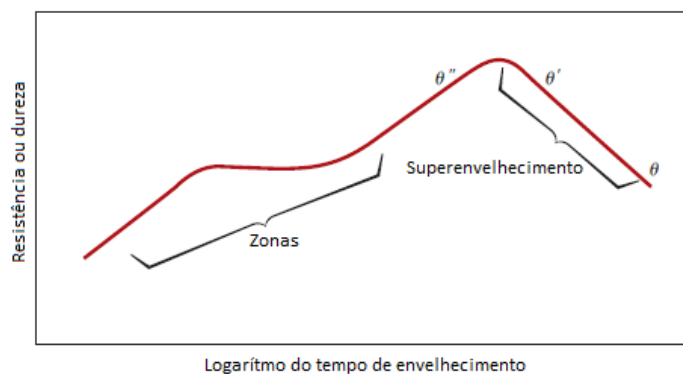
diminuição do tempo de precipitação uma vez que maiores taxas de nucleação e crescimento estarão ativas (gráfico 11). A alteração da velocidade de nucleação é devida à diferença de energia livre do sistema, ou seja, entre os estados supersaturados e de equilíbrio, e a alteração da velocidade de crescimento é função da quantidade de soluto presente, entretanto todos estes efeitos são limitados pela quantidade máxima de soluto que pode ser dissolvido durante o tratamento de solubilização.

Gráfico 10 – Efeito da temperatura sobre as curvas de envelhecimento durante o endurecimento por precipitação.



Fonte: REED-HILL, 1988.

Gráfico 11 – Diagrama esquemático mostrando a resistência mecânica e a dureza com função do logaritmo do tempo de envelhecimento a uma temperatura constante durante o tratamento térmico de precipitação.



Fonte: CALLISTER, 2002.

3.4.1.3. Nucleação dos precipitados

Existe grande interesse em se saber como se dá efetivamente o início e crescimento dos núcleos no processo de precipitação. Em diversas ligas metálicas o precipitado se origina com estrutura diferente daquela que virá a ser sua estrutura final, e pode apresentar várias

estruturas intermediárias até que se forme o precipitado coerente com a matriz, dito precipitado estável.

A formação de um precipitado coerente em processo de endurecimento por precipitação ocorre em certo número de etapas/estágios. Para a liga alumínio-cobre, por exemplo, são três estágios.

Os estágios iniciais de precipitação são mais difíceis de serem analisados, uma vez que os precipitados formados neste estágio possuem tamanhos muito pequenos e uma distribuição considerada uniforme.

Durante o procedimento de endurecimento por precipitação, após o resfriamento brusco feito no tratamento térmico de solubilização, a liga já contém regiões de segregação de soluto, estas estruturas recebem o nome de Guinier-Preston (zona GP). Tal estrutura pode produzir deformação plástica localizada na solução sólida supersaturada, uma vez que a dureza da zona GP PE maior do que a da solução sólida, α .

Com o tratamento de precipitação ou envelhecimento, a dureza da liga aumenta devido a orientação de grandes grupos de átomos de soluto no plano $[1, 0, 0]$ da matriz. Esta estrutura recebe o nome de zona GP[2] ou θ'' . A medida que o tratamento segue, o precipitado coerente se forma no plano $[1, 0, 0]$, tais precipitados passam a ser denominados θ' ou, simplesmente fase β (figura 11).

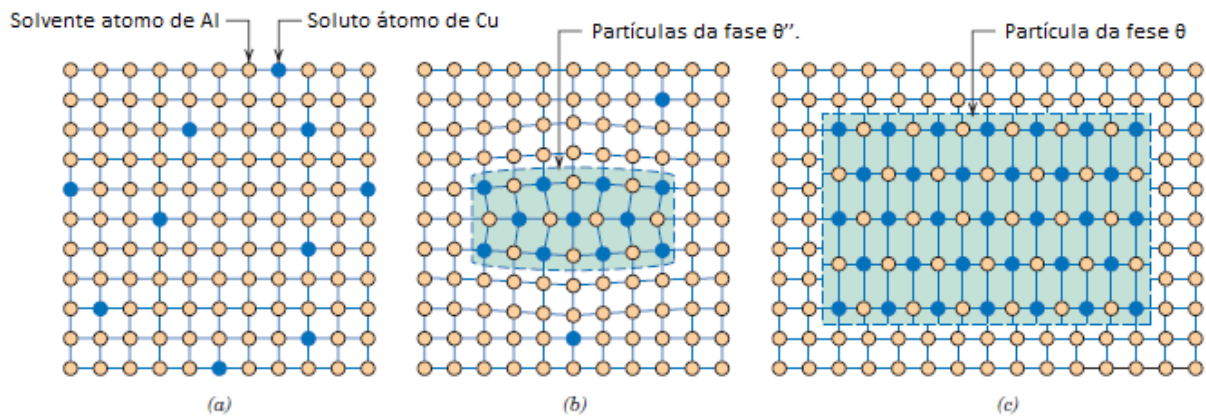
Os precipitados coerentes produzem um aumento no campo de deformação da matriz e, conseqüentemente, um aumento de dureza. Com a continuação do envelhecimento forma-se a fase θ , que não é mais coerente com a matriz e, portanto, apresenta dureza menor do que θ' .

As ligas mais resistentes são produzidas por meio de combinação entre encruamento e dispersão. Se antes de se proceder com o tratamento térmico de envelhecimento aplicar-se uma deformação plástica no metal produzir-se-á, segundo Dieter (1982), uma dispersão mais fina quando as partículas nuclearem-se nas discordâncias. Ainda segundo Dieter (1982), deformação plástica de ligas que contem partículas finas, fortes e dispersas pode culminar em resistências mecânicas muito altas.

Normalmente os precipitados só se tornam visíveis no microscópio quando encontram-se em um estágio de super-envelhecimento bastante avançado, no entanto algumas fases intermediárias podem ser vistas através do microscópio eletrônico de transmissão. Além de

possibilitar tais imagens, este equipamento pode também determinar a estrutura cristalinas de determinadas partículas por meio da difração, basta que tais partículas sejam suficientemente grandes para que se obtenha a figura de difração. Para se analisar partículas muito pequenas a melhor técnica é a difração de raios X.

Figura 11 - Representação esquemática de vários estágios durante a formação da fase precipitada de equilíbrio.



(a) uma solução sólida supersaturada. (b) Uma fase precipitada de transição. (c) A fase de equilíbrio dentro da fase matriz.

Fonte: CALLISTER, 2002.

Como a análise de precipitados é bastante complexa, muitas vezes se faz necessário recorrer a outras técnicas. Tais técnicas se baseiam na variação de determinadas propriedades físicas, tais como resistividade elétrica e dureza, ocorridas durante o processo de precipitação. Em se tratando da resistividade elétrica o movimento dos elétrons através dos cristais do material que formam uma corrente elétrica é influenciado pelas zonas GP. Quando a precipitação inicia-se, a resistividade elétrica tende a aumentar e, na medida em que os precipitados vão aumentando de tamanho, esta resistividade passa a diminuir.

Outra propriedade que fornece muita informação sobre a forma de precipitação é o atrito interno que, nada mais é do que a facilidade de um determinado metal absorver energia de vibração. Um dos métodos pelos quais esta absorção ocorre relaciona-se com a presença de soluto em solução sólida no metal, desde que o soluto deforme o material de maneira anisotrópica.

3.5. Encruamento x caminho de deformação

3.5.1. Encruamento de metais

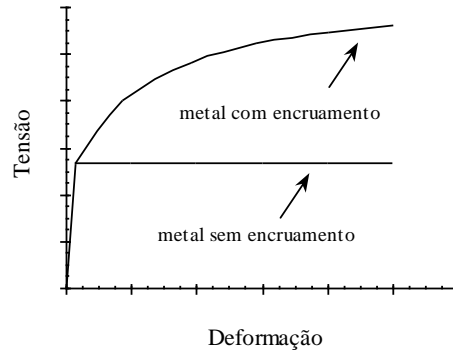
O estudo do comportamento mecânico dos metais compreende a análise de três etapas distintas, organizadas de acordo com os eventos macroscópicos associados ao mesmo: deformação elástica, deformação plástica e fratura (CORRÊA, 2004). Dentro deste contexto, os fundamentos ou aspectos físicos observados antes e durante a operação e sua relação com a resposta do material vem sendo amplamente investigados, tanto em testes de laboratório como em operações industriais.

Em adição à análise dos aspectos estruturais, teorias matemáticas foram introduzidas para descrever o comportamento mecânico dos metais. No entanto, segundo Corrêa (2004), em contraste com as equações desenvolvidas para elasticidade, as formulações obtidas para o regime plástico não descrevem com a precisão desejada os resultados verificados experimentalmente. As diferenças entre os mesmos estariam associadas à complexidade dos fenômenos que ocorrem no metal durante a deformação permanente, cuja principal característica é o encruamento.

Encruamento é o fenômeno através do qual o material dúctil se torna mais duro e resistente quando deformado plasticamente. Pode ser definido também como aumento contínuo da tensão à medida que a deformação é conduzida (gráfico 12). Tal fenômeno por vezes recebe o nome de endurecimento por trabalho a frio devido ao fato de este ocorrer em temperaturas consideradas baixas em relação à temperatura absoluta de fusão do material.

Embora possam ser observadas em diversas propriedades físicas tais como condutividade elétrica, coeficiente de expansão térmica, reatividade química, entre outras, as alterações produzidas pelo encruamento se referem principalmente às propriedades mecânicas do material e por isso tal fenômeno é explicado com base nas interações entre as discordâncias e os campos de deformação. À medida que se deforma plasticamente um determinado metal, a densidade de discordâncias deste aumenta devido à multiplicação das mesmas. Dessa forma, uma vez que o número de discordâncias aumenta, a distância entre elas se torna menor e com isso a interação das discordâncias entre si e com os campos de deformação também aumenta.

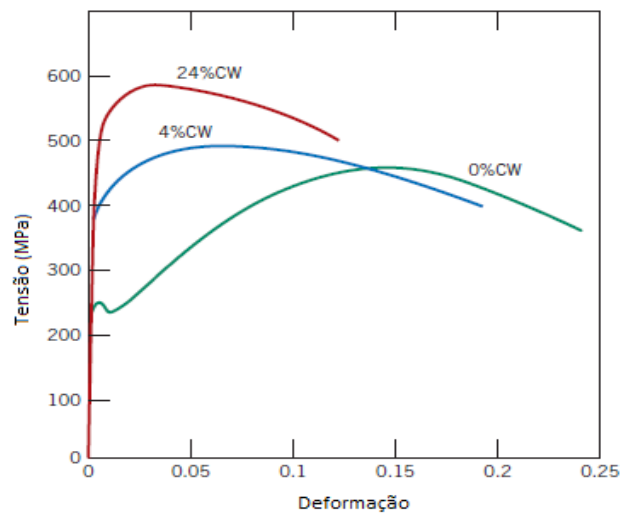
Gráfico 12 – Representação esquemática da curva tensão-deformação para materiais sem encruamento e com encruamento.



Fonte: CORRÊA, 2004.

Devido a este fato a movimentação das discordâncias se torna limitada e, conseqüentemente a tensão necessária para se deformar um material se torna maior, sendo assim o metal se torna mais duro e mais resistente e passa a possuir um limite de escoamento maior (gráfico 13).

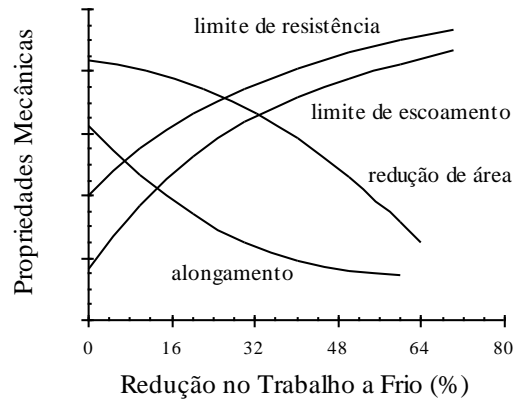
Gráfico 13 – A influência do trabalho a frio sobre o comportamento tensão-deformação de um aço com baixo teor de carbono.



Fonte: CALLISTER, 2002.

O encruamento é utilizado com frequência nas indústrias para melhorar as propriedades mecânicas durante os processos de fabricação e é predominantemente associado a materiais policristalinos. Em geral, a taxa de encruamento diminui com o aumento do trabalho mecânico realizado sobre os mesmos (gráfico 14).

Gráfico 14 – Representação esquemática da variação de propriedades mecânicas à tração (limites de escoamento e resistência, alongamento e redução de área) com o trabalho a frio do metal.



Fonte: CORRÊA, 2004.

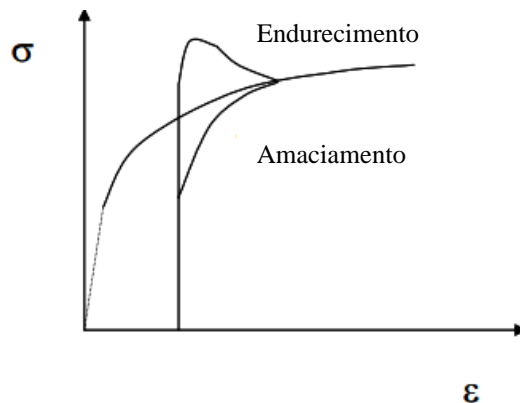
3.5.2. Efeito do caminho de deformação no encruamento de metais

Quando um material metálico é submetido à deformação plástica ocorre aplicação de carregamento que pode ser imposto através de esforços mecânicos de tração, compressão, flexão, torção, entre outros esforços e, devido às características peculiares de cada um destes tipos de esforços, a forma segundo a qual o material sofrerá a ação do carregamento é nomeada caminho de deformação (LOPES, 2006).

Dependendo do tipo de esforço ao qual o material é submetido ele apresentará determinado comportamento em relação ao fenômeno do encruamento, no entanto, se a trajetória de deformação do material for alterada ao longo do processo de deformação plástica o material apresentará dentre outras alterações, variação nas características de encruamento (LOPES, 2006), podendo, em geral, promover o “amaciamento” (ARMSTRONG, 1982) ou “endurecimento” o do material (CORRÊA et al, 2003).

O fenômeno de “amaciamento” do material ocorrerá devido à geração de uma tensão de fluxo inicial menor, acompanhada por um aumento no encruamento (LOPES, 2006). Já o “endurecimento” do material será decorrente de uma tensão de fluxo inicial maior, acompanhada por uma diminuição do encruamento (CHUNG e WAGONER, 1986). Estes efeitos podem ser observados com clareza na curva tensão-deformação (gráfico 15).

Gráfico 15: Esquema representativo dos efeitos da alteração do caminho de deformação.



Fonte: Adaptado de LOPES, 2006.

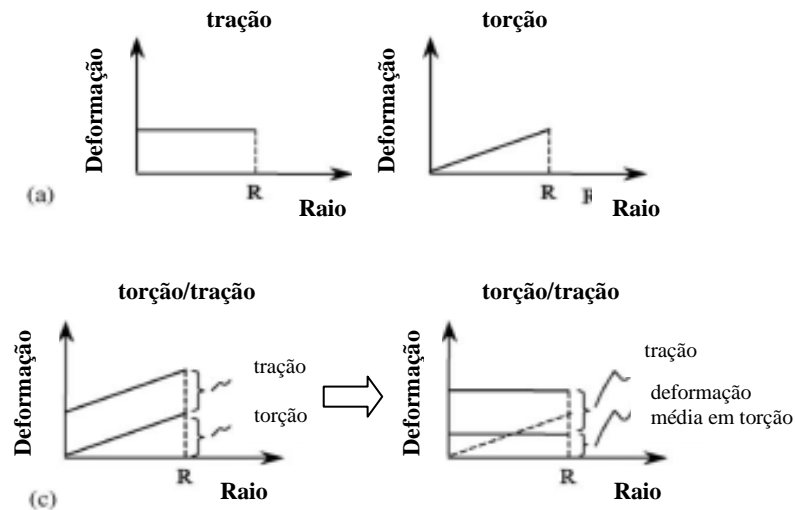
Uma vez que o encruamento é uma propriedade dos materiais que influencia fortemente nos processos de conformação mecânica bem como nas propriedades finais do material ou peça acabada, é de extrema importância avaliar o comportamento deste quando o caminho de deformação é alterado.

Não existem muitos estudos na literatura que abrangem de forma ampla e geral este fenômeno uma vez que os trabalhos desenvolvidos dão conta, em sua maioria, de latão, alumínio e cobre. No entanto, tem-se conhecimento de que a magnitude do limite de escoamento de saturação é função da amplitude da deformação plástica uma vez que do mesmo aumenta com o aumento da amplitude de deformação (ARMSTRONG, 1982).

O comportamento dos materiais submetidos a diferentes deformações cíclicas é diferente daquele apresentado por materiais submetidos à deformação monotônica devido ao mecanismo de recuperação associado à baixa energia dos arranjos de discordâncias e à deformação plástica localizada nas bandas de cisalhamento (CORRÊA, et al, 2003).

Como dito anteriormente, materiais submetidos à alteração no caminho de deformação também apresentam um comportamento não usual de tensão de escoamento e taxas de encruamento (gráfico 16). Isto tem sido associado, pela literatura, a relação de orientação entre as diferentes etapas do processo de mudança de caminho de deformação dependendo, a princípio, da magnitude da deformação e da amplitude dos ciclos de deformação (CORRÊA et al, 2003).

Gráfico 16 – Distribuição de tensão ao longo do raio da amostra. (a) Torção e tração puras. (c) Torção seguida por tração.

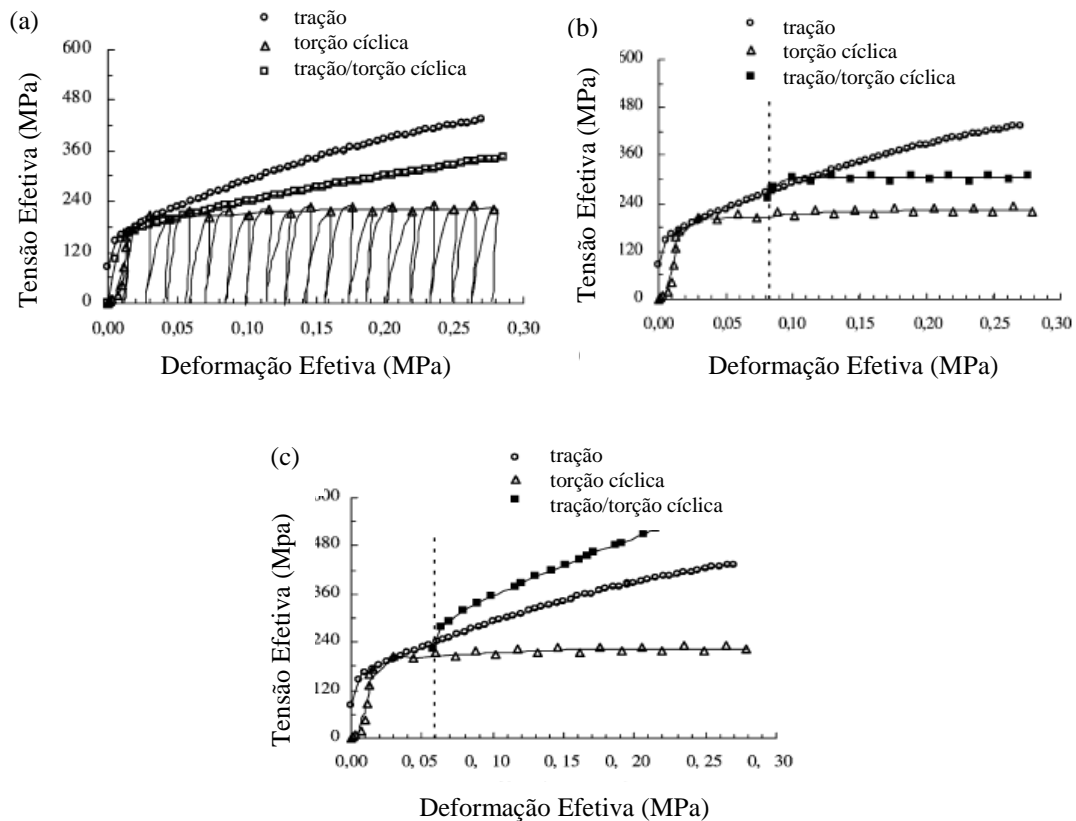


Fonte: Adaptado de CORRÊA et al, 2003.

Estudo realizados com latão evidenciaram de maneira empírica o efeito da mudança de caminho de deformação na curva tensão versus deformação (gráfico 17). Observa-se o comportamento mecânico do material submetido à tração e torção monotônicas e torção cíclica isolada e o efeito da alteração de caminho de deformação por meio da curva característica do processo de torção cíclica seguido por um processo de tração.

Estudos realizados com barras de alumínio 6063 trefiladas evidenciaram que, quando alterado o caminho de formação em operações de conformação a frio, o controle do encruamento pode ser de interesse tecnológico para processos industriais uma vez que produtos assim fabricados exibem propriedades mecânicas finais associadas ao trabalho de endurecimento no processo, além de um excelente acabamento e tolerâncias dimensionais estreitas. Uma mudança no caminho de deformação de barras trefiladas, representada pela inclusão de torção cíclica, por exemplo, pode ser uma forma de controle de propriedades mecânicas finais de produtos trefilados (CORRÊA et al, 1998), no entanto vale ressaltar que depois de algum endurecimento inicial, ou seja, em uma primeira etapa do processamento, existe a possibilidade de que a deformação ainda irá causar amolecimento do material (CORRÊA et al, 1998).

Gráfico 17 – Curvas tensão-deformação efetivas para (a) tração, torção monotônica e torção cíclica; (b) tração-torção cíclica; (c) torção cíclica-tração.



Fonte: Adaptado de CORRÊA et al, 2003.

Esforços cíclicos tendem a remover o efeito de endurecimento de deformações monotônicas anteriores (POLAKOWSKI e PALCHOU DHURI, 1954). Alumínio, por exemplo, poderia experimentar um “endurecimento” ou “amolecimento”, dependendo da amplitude da deformação por ciclo, número de ciclos e a história prévia esforço (COFFIN e TAVERNELLI, 1959; ARMSTRONG, 1982).

Uma série de aplicações técnicas de ligas de alumínio tem exigido melhorias de estabilidade térmica em temperaturas elevadas e, como dito anteriormente, o endurecimento por precipitação tem sido aplicado como uma alternativa para permitir este aprimoramento. No entanto, além disso, os componentes feitos a partir deste material são normalmente expostos a cargas mecânicas, bem como à fluência, sendo este último frequentemente observado na aviação e em aplicações de tecnologia espacial. Quando analisada a dependência do crescimento de precipitados de uma liga de alumínio de alta resistência mecânica em relação ao caminho de deformação quando submetida a solicitações mecânicas e térmicas, o efeito da

deformação e da tensão deve ser considerado como um parâmetro importante que afeta o crescimento e coalescimento das partículas precipitadas, especialmente sob condições de fluência (MURKEN et al, 2003).

Cálculos termodinâmicos mostraram que a deformação de precipitados coerentes defeituoso pode estabilizar um campo de fase única, ou seja, mudar a linha *solvus* para dentro do campo de equilíbrio de duas fases (MURKEN et al, 2003). Deformações impostas externamente podem alterar a estabilidade de uma fase e mover a linha *solvus* tanto para a região de fase única ou de duas fases. Conseqüentemente, tensões externamente aplicadas e tensões internas associadas a partículas de segunda fase podem afetar o crescimento e coalescimento dos precipitados (MURKEN et al, 2003).

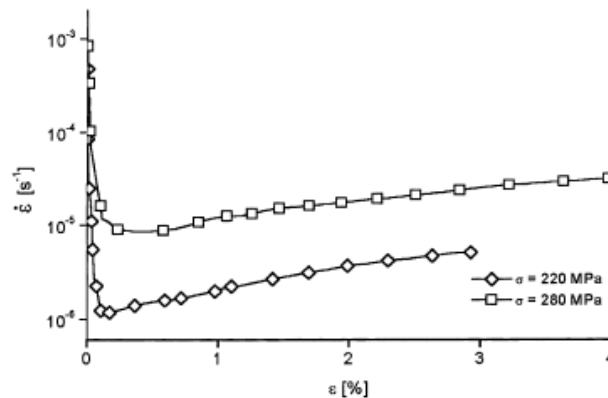
A dependência do caminho de deformação é também um contribuinte potencial para o comportamento global de crescimento dos precipitados. O caminho de deformação seria o responsável pelas diferenças observáveis no comportamento de coalescimento que ocorrerá com base nas diferentes condições de carga mecânica relacionadas aos devidos tratamentos de envelhecimento (MURKEN et al, 2003). Dois exemplos de diferentes circunstâncias de carregamento seriam as condições em que (i) a carga térmica e mecânica são simultaneamente aplicados a um componente, e (ii) a carga mecânica é aplicada e a deformação que acompanha a mesma é totalmente acumulada antes do tratamento de envelhecimento do componente.

Quando aplicadas e analisadas as duas condições de carregamento acima citadas sobre uma liga de alumínio-lítio-magnésico de alta resistência mecânica observa-se que três fases relevantes são formadas no sistema ternário Al-Mg-Li: o metaestável, esférico δ' fase Al_3Li (totalmente coerente e pouco defeituoso), as fases de equilíbrio δ AlLi (cúbicas), e a fase de equilíbrio S_1 - Al_2MgLi (incoerente, cúbica) (MURKEN et al, 2003). Em comparação com δ' , a precipitação de S_1 acontece a temperaturas mais elevadas ou com tempo de envelhecimento muito maior. Pequenas quantidades de Zr e Sc, presentes no material inibem a recristalização durante homogeneização e formam a fase β - $Al_3(Sc, Zr)$ (MURKEN et al, 2003).

O material se comporta de maneira dúctil e a taxa de deformação em relação as curvas de deformação (gráfico 18) apresenta um regime de primário curto caracterizado por uma diminuição contínua na taxa de fluência até que um regime com taxa de deformação mínima seja alcançado. Com o aumento da deformação a taxa de fluência sobe novamente. Quando o

nível mais elevado de tensão de 280MPa é aplicado, esta taxa de fluência mínima é de cerca de uma ordem de grandeza maior do que em 220MPa. Isso resulta em um tempo de fluência muito mais curto para alcançar a deformação de 4% em comparação à para alcançar a deformação de 3% a 220MPa (MURKEN et al, 2003).

Gráfico 18 – Curva da taxa de deformação versus de deformação à fluência conduzida a 120°C.

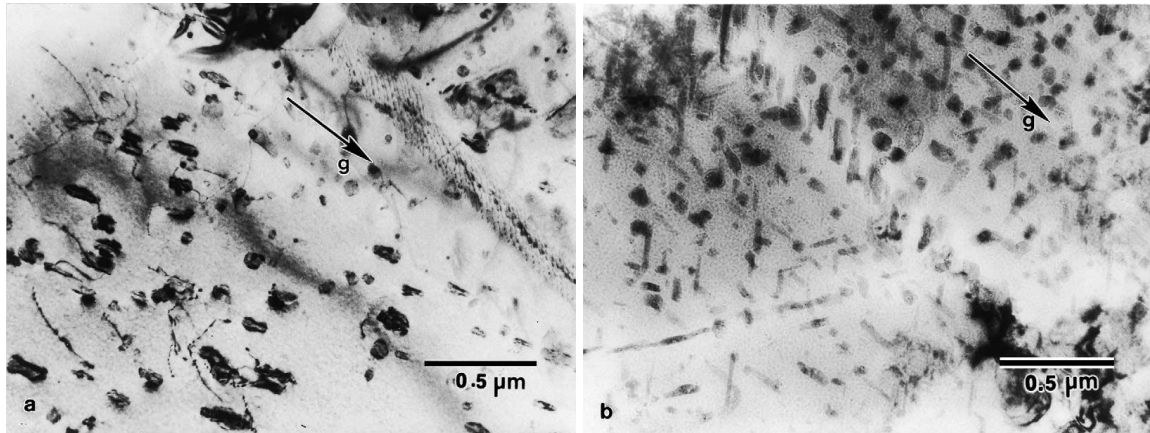


Fonte: MURKEN et al (2003)

Comparando-se a microestrutura das amostras de uma liga de alumínio-lítio-magnésico envelhecidas antes e após a realização de ensaios de tração a quente e envelhecido durante um teste de fluência, respectivamente, percebe-se que a fase δ' coalesce um pouco mais rápido em condições de fluência sob aplicação de carga térmica e mecânica combinadas ou sob comparável envelhecimento isotérmico livre de tensão (gráfico 19). Este efeito apenas foi observado para o maior valor de tensão, 280MPa. O coalescimento acelerado de δ' foi atribuído à tensão aplicada durante a fluência, que afetou a concentração de equilíbrio do soluto na interface e modificou a taxa de crescimento local (MURKEN et al, 2003). Foi evidenciado também que a maior densidade de discordâncias causada pela deformação plástica desenvolvida durante os testes de tração a quente ou fluência resultou na precipitação precoce da fase S_1 em comparação com as amostras envelhecidas e não deformadas podendo-se atribuir o fato à presença de discordâncias servindo como sítios de nucleação heterogênea (figura 12).

Os resultados deste estudo mostram que o caminho para chegar a uma deformação fixa, de fato, desempenham um papel importante na evolução microestrutural, e apesar de não ter sido feita a caracterização mecânica para os diferentes tratamentos de envelhecimento, é esperado que os resultados sejam diferentes (MURKEN et al, 2003).

Figura 12 – Microscopia eletrônica de transmissão evidenciando a evolução dos precipitados S_1 .



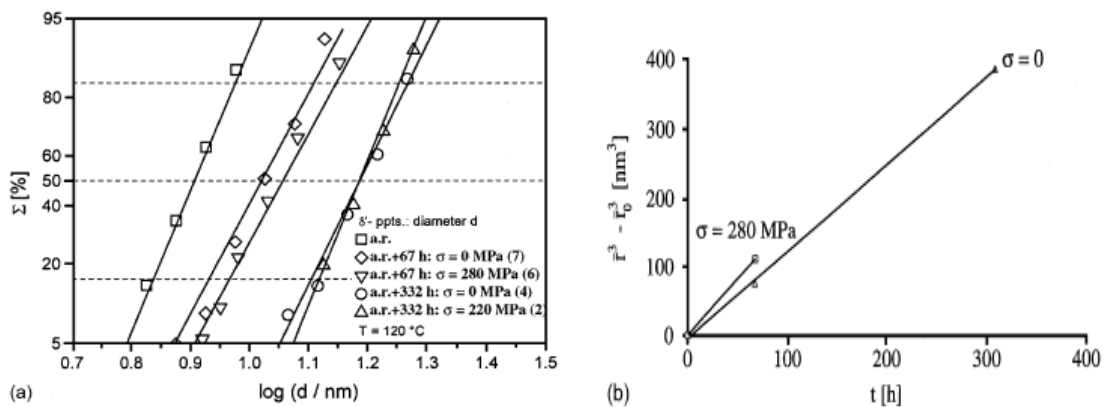
(a)

(b)

(a) após envelhecimento por 332 horas a 120°C livre de tensão; (b) envelhecimento com tensão ($\sigma = 220\text{MPa}/\varepsilon = 3\%/t = 332\text{ h}/120\text{ }^\circ\text{C}$) resultando em maior número de precipitados S_1 em forma de bastonete.

Fonte: MURKEN et al (2003)

Gráfico 19 – (a) Evolução do diâmetro (d) dos precipitados δ' , após envelhecimento isotérmico 120°C com e sem a aplicação de tensão externa. (b) Variação do raio dos precipitados S_1 em relação ao tempo de envelhecimento com ($\sigma = 280\text{MPa}$) e sem tensão externa.



Fonte: MURKEN et al (2003)

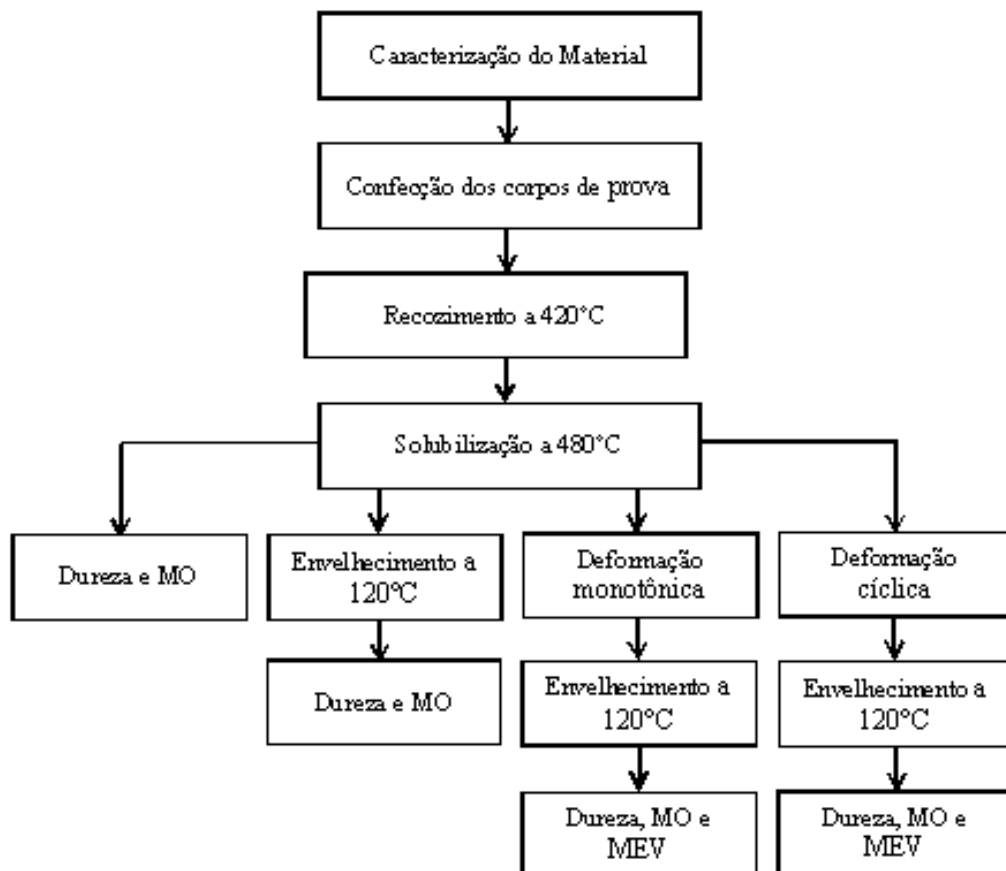
4. METODOLOGIA

4.1. Descrição Geral do Trabalho Desenvolvido

Neste trabalho foi analisado o efeito das deformações monotônica e cíclica na liga de alumínio 7075 submetida a envelhecimento por precipitação. Para tanto foram investigadas alterações microestruturais e de dureza do material no estado inicial, bem como em todas as etapas do processamento termomecânico.

Assim sendo, o trabalho realizado foi desenvolvido por meio da sequência de etapas apresentadas a seguir (figura 13). Inicialmente, a liga em seu estado inicial foi caracterizada por meio de microscopia ótica (MO) e dureza para posteriormente ser submetida ao tratamento térmico de endurecimento por precipitação. Após caracterizar a liga endurecida por precipitação, novas amostras foram solubilizadas, deformadas monotônica e ciclicamente, na sequência, para depois serem envelhecidas e caracterizadas conforme descrito abaixo.

Figura 13 – Fluxograma da parte experimental. Materiais



Fonte: Próprio autor.

4.2. Material

Para a realização do estudo foi utilizada a liga de alumínio aeronáutico 7075, na forma de chapas com espessura de 5,7 mm. A escolha desta liga se deu devido ao fato de nela ser típica a realização de tratamento térmico de endurecimento por precipitação e por ser uma das mais comercialmente utilizadas tanto na indústria aeronáutica quanto nas demais.

A liga de alumínio 7075 apresenta-se como uma liga de alumínio-zinco-magnésio, passível de ser endurecida por precipitação, cuja composição química é descrita abaixo (tabela 4).

Tabela 4 – Composição química da liga 7075 segundo fornecedor.

Elemento	Cr	Cu	Mg	Zn	Ti	Fe	Si
% em peso	0,2	1,8	2,2	6	0,004	0,07	0,03

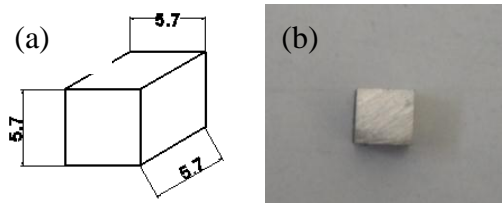
Fonte: Adaptado de VINER BRASIL TECNOLOGIA.

4.3. Corpos de prova

Os corpos de prova de compressão foram confeccionados por meio do processo de usinagem não convencional de eletroerosão, conduzido a fio com eletrodo de cobre, na empresa *Motoliga*.

Os corpos de prova foram projetados com formato cúbico, adequado à operação de compressão, com aresta de 5,7 milímetros, sendo que esta dimensão foi definida em função da espessura da chapa, a fim de facilitar a confecção eliminando um corte no processo. Na Figura 14 pode ser observado o desenho do corpo de prova e uma imagem do mesmo.

Figura 14 – Corpo de prova.



(a) Desenho esquemático do corpo de prova. (b) Corpo de prova de alumínio 7075 utilizado no trabalho.

Fonte: Próprio autor.

4.4. Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural do material foi conduzida na liga de alumínio em todas as condições de processamento, ou seja, nas amostras recozida, solubilizada, solubilizadas e deformadas, solubilizadas e envelhecidas e, por fim, solubilizadas, deformadas e envelhecidas. Essa etapa foi realizada por meio de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) nos Laboratórios de Metalografia e de Caracterização de Materiais do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, respectivamente, de acordo com o procedimento descrito a seguir.

Figura 15 – Microscópio óptico da marca Fortel utilizado para digitalizar as fotomicrográficas ópticas.



Fonte: Próprio autor.

Inicialmente, os corpos de prova foram embutidos a frio empregando acrílico autopolimerizável. Em seguida, foi conduzida a etapa de lixamento, em equipamentos da marca *Struers*, utilizando lixas de granulometria #320, #400, #600, #1200, #2400 e #4000. A etapa seguinte foi de polimento, utilizando um pano de neoprene tendo como abrasivo solução de sílica coloidal e água destilada na proporção de 1:1. Após o polimento, o material foi atacado com reagente Keller 3% (solução composta de 0,5% de ácido fluorídrico, 2,5% de ácido nítrico, 1,5% de ácido clorídrico e 100cm³ de água destilada) por imersão durante 7s. As microestruturas das amostras foram digitalizadas através do microscópio óptico da marca *Fortel* (figura 15) e do microscópio eletrônico de varredura marca *Shimadzu* (figura 16). Esse

último ainda possibilitou realização da análise química qualitativa do material através de espectroscopia de energia dispersiva EDS, com um equipamento acoplado também da marca *Shimadzu*. Ressalta-se que, neste caso, a análise por microscopia óptica foi conduzida em todas as amostras. Já a avaliação por microscopia eletrônica de varredura foi realizada para o material recozido, solubilizado, solubilizado e envelhecido e solubilizado, deformado e envelhecido.

Figura 16 – Microscópio eletrônico de varredura da marca Shimadzu.



Fonte: Próprio autor.

4.5. Caracterização mecânica

A caracterização mecânica foi realizada através de ensaios de microdureza Vickers. Os experimentos foram conduzidos no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG em um microdurômetro marca *Shimadzu – modelo 2T*, conforme a Figura 17. Ressalta-se que o emprego do microdurômetro se deu de forma a “simular” a macrodureza Vickers, uma vez que o durômetro se encontrava impossibilitado para uso.

Similarmente à caracterização microestrutural, os experimentos foram conduzidos nas amostras recozida, solubilizada, solubilizadas e deformadas, solubilizadas e envelhecidas e, por fim, solubilizadas, deformadas e envelhecidas. Todos os testes foram realizados com uma carga de 300gf e tempo de aplicação de 15s. Duas amostras de cada condição estudada foram ensaiadas, sendo que em cada peça foram feitas seis impressões e descartados o maior e o menor valor de dureza obtidos.

Figura 17 – Microdurômetro Shimadzu – modelo 2T utilizado para realização do ensaio de dureza.



Fonte: Próprio autor.

4.6. Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos conduzidos no trabalho foram o recozimento e o endurecimento por precipitação, este último composto das etapas de solubilização seguida de resfriamento brusco e envelhecimento.

Todo o material no estado como recebido, após a confecção dos corpos de prova, foi submetido ao tratamento térmico de recozimento a fim de eliminar possíveis efeitos de deformação plástica e/ou processamentos térmicos prévios. Na Tabela 5 podem ser observados os parâmetros de recozimento empregados no trabalho. Nota-se que os mesmos foram determinados a partir de consulta à bibliografia própria (ASM, 1995) e posterior verificação dos resultados através da análise microestrutural e da dureza. Dessa forma, este passou a ser considerado o estado inicial do material para realização do trabalho.

Tabela 5 – Parâmetros de recozimento empregados no trabalho.

Parâmetro	Temperatura	Tempo	Resfriamento
	420°C	60min	Forno

Fonte: Próprio autor.

Os tratamentos de endurecimento por precipitação foram realizados conforme as condições exibidas na Tabela 6. De maneira análoga aos parâmetros de recozimento, os dados apresentados foram escolhidos com base na literatura (ASM, 1995). Neste caso, pode ser destacado o fato de que algumas amostras previamente recozidas foram submetidas ao tratamento de endurecimento por precipitação de maneira direta, ou seja, a solubilização foi seguida de envelhecimento, enquanto outras amostras foram solubilizadas, deformadas e então envelhecidas. Por fim, ressalta-se que os corpos de prova solubilizados, antes de serem submetidos à deformação e/ou ao envelhecimento, foram armazenados em gelo a uma temperatura de aproximadamente 0°C.

Tabela 6 – Parâmetros de endurecimento por precipitação empregados no trabalho.

Solubilização – parâmetros	Temperatura	Tempo	Resfriamento
	480°C	60min	Água
Envelhecimento – parâmetros	Temperatura	Tempo	Resfriamento
	120°C	24h	Água

Fonte: Próprio autor.

Todos os tratamentos foram realizados em um forno da marca Brasimet no Laboratório de Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, conforme a imagem apresentada na Figura 18.

Figura 18 – Forno Brasimet utilizado para realização dos tratamentos térmicos.



Fonte: Próprio autor.

4.7. Ensaio de Compressão

Corpos de prova recozidos e solubilizados foram deformados monotônica e ciclicamente a frio por meio de compressão empregando uma prensa hidráulica da marca *Manley* com capacidade de vinte e cinco toneladas (figura 19). Ressalta-se que não foi utilizada célula de carga acoplada à máquina, uma vez que esta não possuía tal recurso. O procedimento foi realizado no Laboratório de Retífica do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.

Figura 19 – Prensa hidráulica utilizada para deformar através de compressão os corpos de prova.



Fonte: Próprio autor.

Em termos de deformação monotônica foram consideradas 4 magnitudes distintas, sendo elas 5%, 10%; 15% e 30%. Para que fossem atingidos esses valores, foram calculadas as dimensões finais que os corpos de prova deveriam apresentar após serem deformados (tabela 7) e, de posse destes dados, foram confeccionados “gabaritos”, na forma de pequenos blocos de aço 1020 (figura 20), que possuíam dimensões (altura) correspondentes àquelas as quais os corpos de prova deveriam alcançar quando deformados. Esses gabaritos eram posicionados em cada um dos lados da amostra no momento da compressão e, por serem mais resistentes que o alumínio e não se deformarem perante a carga aplicada, impediam que o corpo de prova se alterasse mais do que o estabelecido, funcionando como uma espécie de “fim de curso”. Na Figura 21 podem ser observadas imagens relativas ao procedimento descrito e na Figura 22

são mostradas imagens de exemplos dos corpos de prova submetidos à compressão monotônica nas 4 magnitudes consideradas no trabalho. Destaca-se que a deformação aplicada no material referia-se a uma deformação convencional e não deformação verdadeira.

Tabela 7 – Dimensões iniciais e finais dos corpos de prova deformados monotonicamente.

Deformação aplicada	Altura inicial	Altura final
5%	5.7 mm	5.42 mm
10%	5.7 mm	5,13 mm
15%	5.7 mm	4,85 mm
30%	5.7 mm	3,99 mm

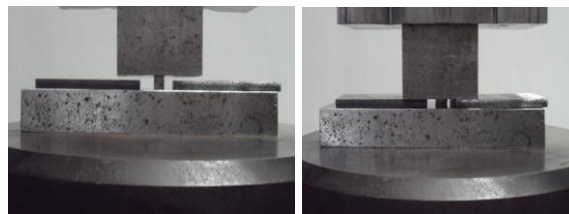
Fonte: Próprio autor.

Figura 20 – Gabaritos utilizados como “fim de curso” para a deformação por compressão.



Fonte: Proprio autor.

Figura 21 – Procedimento de deformação.



(a)

(b)

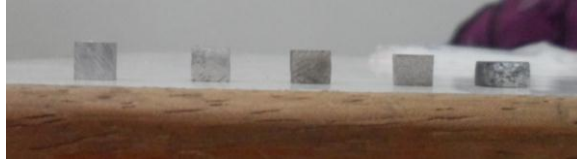
(a) Antes de deformar e (b) após deformar.

Fonte: Próprio autor.

Considerando a deformação cíclica, foram estabelecidas três condições distintas. A primeira correspondeu à aplicação de deformação de 5% em cada eixo do corpo de prova, a segunda correspondeu à deformação de 5% em cada eixo da amostra seguida por uma nova sequência de deformação de 5%, similar, e a terceira correspondeu à aplicação de uma deformação de 10% em cada um dos três eixos. Na Figura 23 pode ser verificada a representação esquemática das sequências de deformação cíclica conduzidas e imagens, como exemplos,

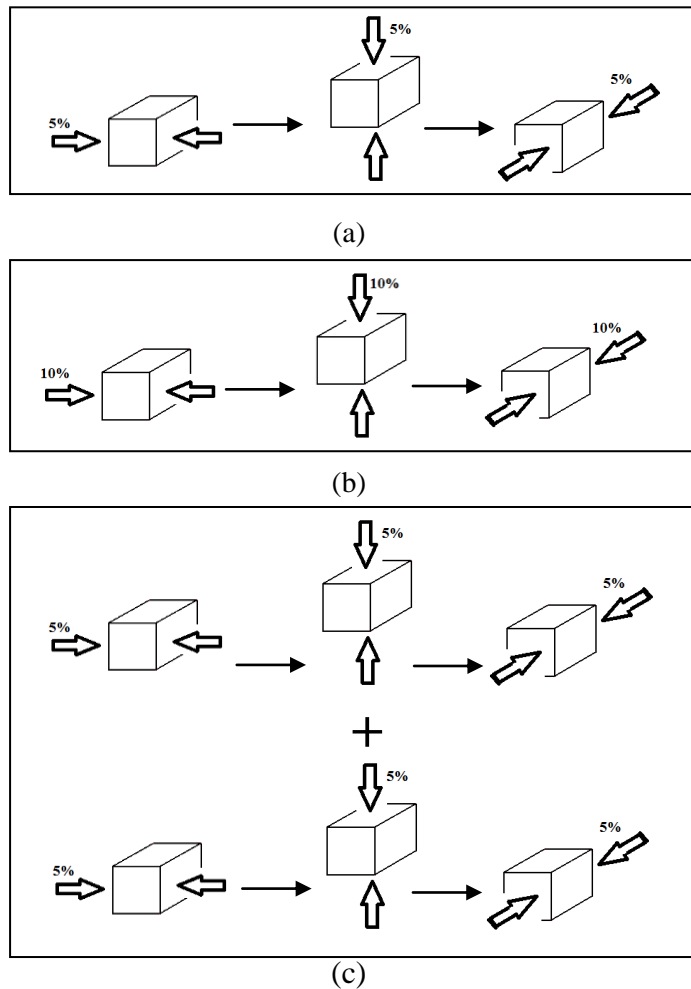
dos corpos de prova deformados. Similarmente à operação de deformação monotônica, os experimentos de compressão cíclica envolveram o uso dos “gabaritos”.

Figura 22 – Corpo de prova não deformado e corpo de prova deformados monotonicamente em 5%, 10%, 15% e 30%, respectivamente.



Fonte: Próprio autor.

Figura 23 – Representação esquemática da deformação cíclica nos corpos de prova.



(a) Deformação de 5% em cada eixo, (b) deformação de 10% em cada eixo e (c) deformação de 5% em cada eixo seguida de sequencia similar.

Fonte: Próprio autor.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Material utilizado

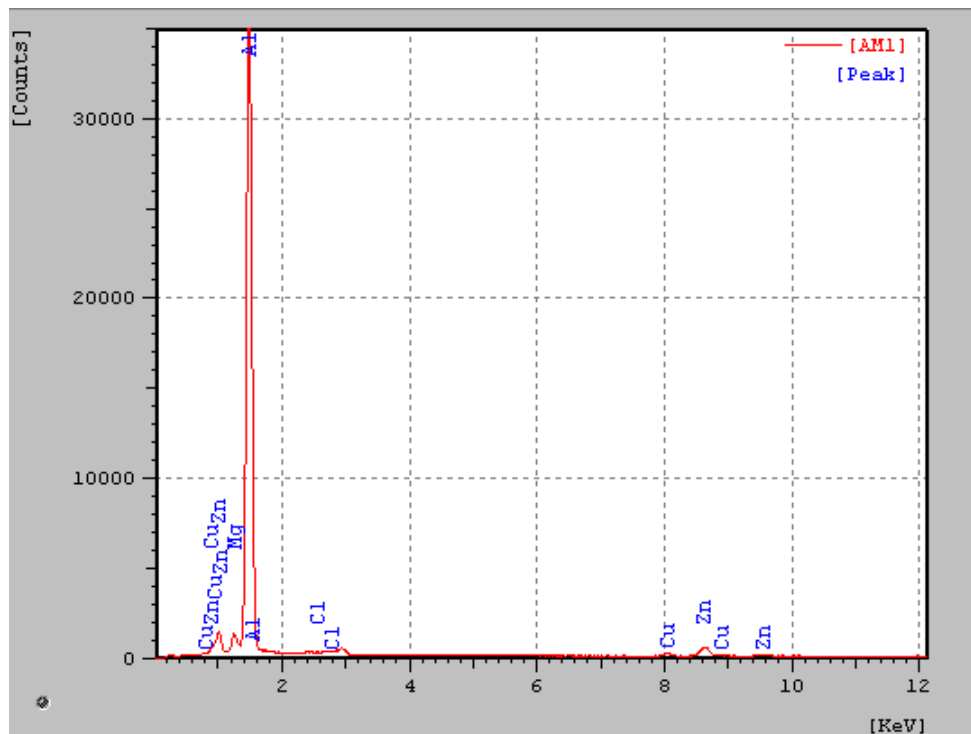
A composição química do alumínio aeronáutico 7075, obtida por meio de EDS, é apresentada a seguir (figura 24). Verifica-se que os resultados desta análise, embora não sejam quantitativos, estão parcialmente de acordo com o especificado pelo fabricante conforme indicado abaixo (tabela 8). As exceções ficam por conta da presença de cloro e a ausência de alguns elementos tais como cromo, ferro, silício e titânio.

Tabela 8 – Composição química da liga 7075 segundo fornecedor.

Elemento	Cr	Cu	Mg	Zn	Ti	Fe	Si
% em peso	0,2	1,8	2,2	6	0,004	0,07	0,03

Fonte: Adaptado de VINER BRASIL TECNOLOGIA.

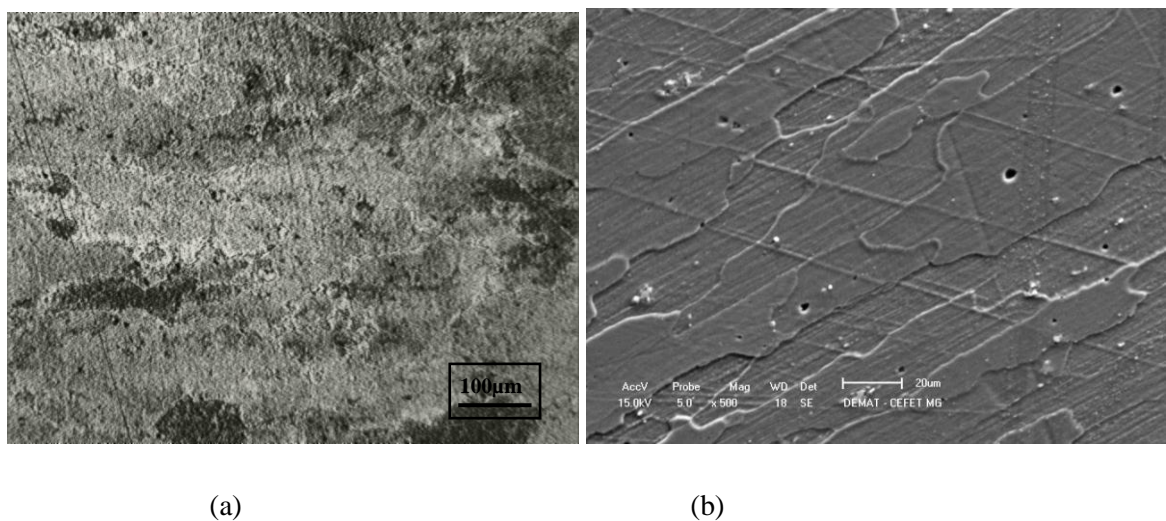
Figura 24 – Composição química da liga de alumínio 7075 utilizada no trabalho.



Fonte: Próprio autor.

As imagens da microestrutura do material no estado inicial observado através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura são exibidas a seguir (figura 25). Pode-se observar que a amostra não apresenta estrutura homogênea uma vez que os grãos possuem tamanhos distintos. Percebe-se também que a revelação dos grãos não foi satisfatória e que a metalografia foi bastante dificultada, o que é evidenciado pela acentuada presença de pites e riscos associados ao processo de polimento e ataque das amostras. Na Tabela 9 é apresentado o valor de dureza referente ao material no estado inicial.

Figura 25 – Imagens da liga de alumínio 7075 no estado inicial.



(a) Fotomicrografia óptica com aumento de 100x e (b) microscopia eletrônica com aumento de 500x.

Fonte: Próprio autor.

Tabela 9 – Dureza do material no estado inicial.

Medição	Dureza HV
1	65
2	64
3	65
4	63
Média	64
Desv. Padrão	1

Fonte: Próprio autor.

5.2. Análise do efeito do tratamento de endurecimento por precipitação

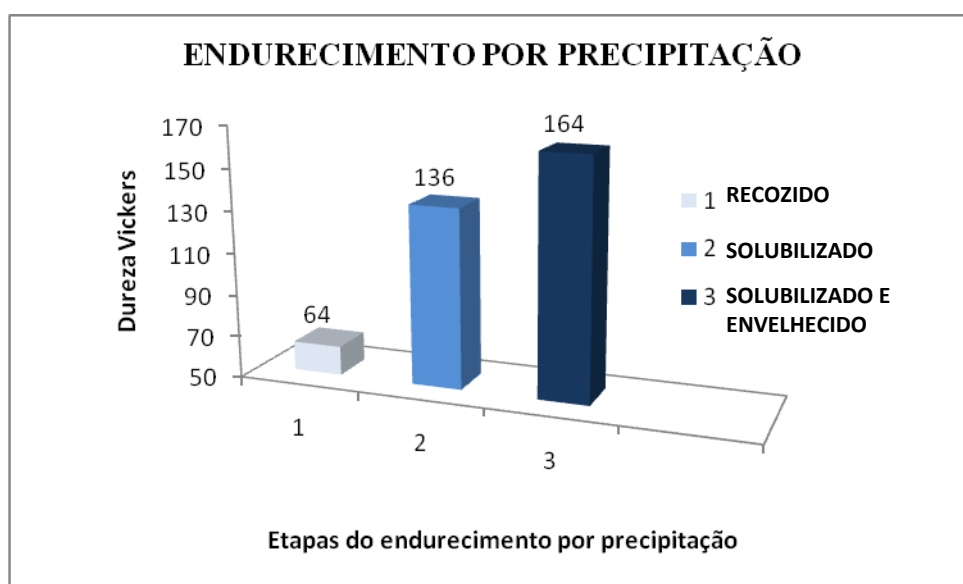
A média dos resultados de dureza Vickers do material no estado recozido, solubilizado e solubilizado e envelhecido são indicados na tabela 10. Percebe-se a coerência dos valores encontrados com os tratamentos realizados, uma vez que o material recozido apresenta menor dureza, o solubilizado dureza intermediária e o envelhecido maior dureza (gráfico 20). É importante ressaltar que não existe a certeza de que a dureza encontrada para o material solubilizado corresponde exatamente àquela que o material possuía ao ser resfriado após o tratamento térmico, uma vez que durante a preparação das amostras o material experimentou temperaturas de aproximadamente 50°C no procedimento de embutimento, o que pode ter iniciado seu envelhecimento.

Tabela 10 – Dureza média do material nas condições recozido, solubilizado e solubilizado e envelhecido.

Tratamento Térmico	Dureza HV
Recozido	64 ± 1
Solubilizado	136 ± 3
Solubilizado e envelhecido	164 ± 4

Fonte: Próprio autor.

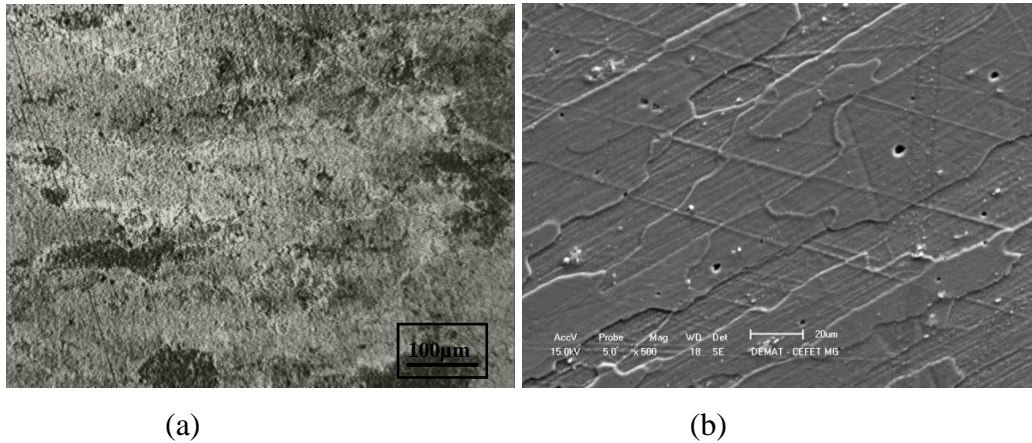
Gráfico 20 – Evolução da dureza nos tratamentos térmicos de recozimento, solubilização e solubilização seguida de recozimento.



Fonte: Próprio autor.

As fotomicrografias do material recozido, solubilizado e solubilizado e envelhecido observadas através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura são apresentadas a seguir (figuras 26, 27 e 28). Pode-se observar que as amostras em geral, assim como mencionado anteriormente, não apresentam estrutura homogênea uma vez que os grãos possuem tamanhos distintos. Percebe-se novamente que a revelação dos grãos não foi satisfatória no material recozido e que a metalografia foi bastante dificultada, o que é evidenciado pela acentuada presença de pites e riscos associados ao processo de polimento e ataque das amostras. Já nas amostras solubilizadas e nas amostras solubilizadas e envelhecidas fica evidenciado que a metalografia foi satisfatória e que os grãos foram revelados claramente.

Figura 26 - Fotomicrografia do alumínio 7075 recozido.



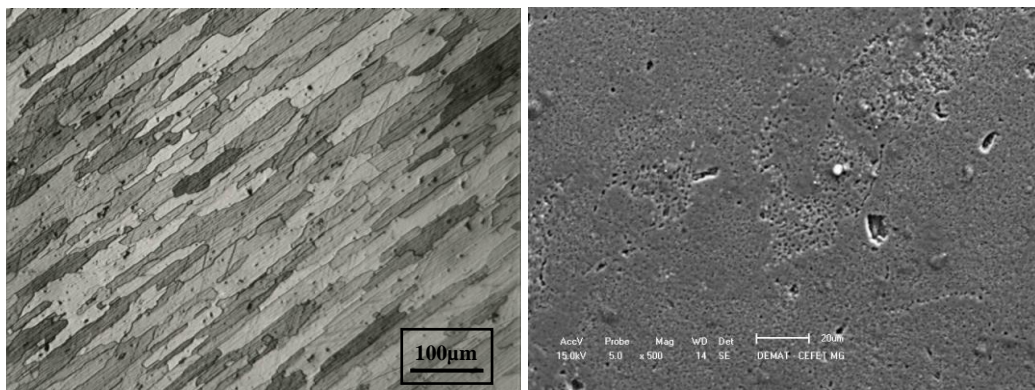
(a)

(b)

(a) óptica com aumento de 100x e (b) microscopia eletrônica com aumento de 500x.

Fonte: Próprio autor.

Figura 27 - Fotomicrografia do alumínio 7075 solubilizado.



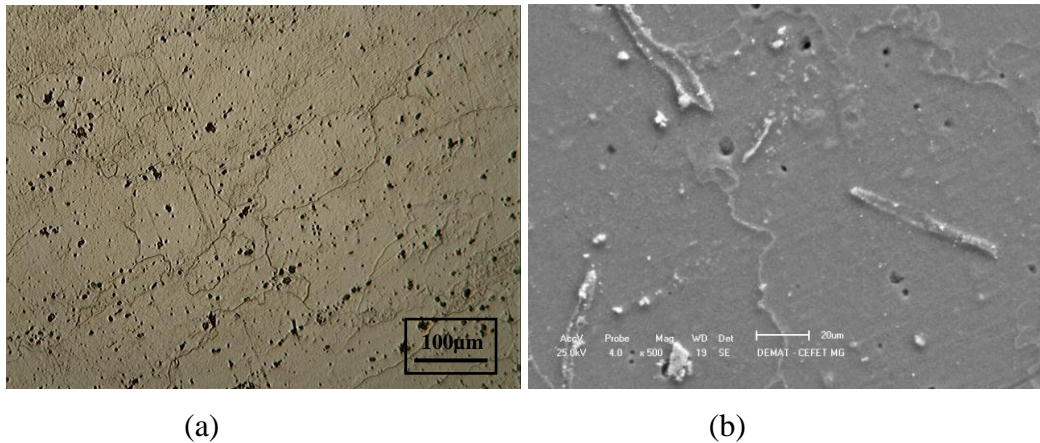
(a)

(b)

(a) óptica com aumento de 100x e (b) microscopia eletrônica com aumento de 500x.

Fonte: Próprio autor.

Figura 28 - Fotomicrografia do alumínio 7075 solubilizado e envelhecido.



(a) óptica com aumento de 100x e (b) microscopia eletrônica com aumento de 500x.

Fonte: Próprio autor.

5.3. Análise do efeito da deformação no material solubilizado

5.3.1. Efeito da deformação na dureza do material solubilizado

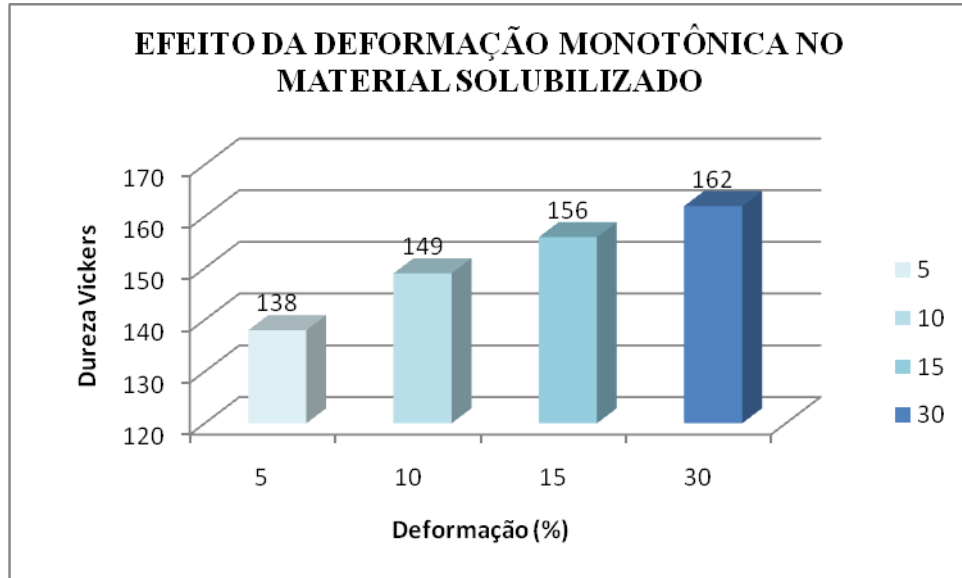
Na Tabela 11 podem ser observados os dados da dureza média do alumínio recozido, solubilizado e deformado monotonicamente. Assim como esperado, devido ao fenômeno de encruamento, a amostra submetida a menor deformação apresenta a menor dureza e, à medida que as amostras vão experimentando deformações de magnitudes maiores, a dureza vai se tornando mais elevada (gráfico 21).

Tabela 11 – Dureza média do material recozido, solubilizado e deformado monotonicamente.

Deformação (%)	Dureza HV
5	138 ± 4
10	149 ± 2
15	156 ± 3
30	162 ± 5

Fonte: Próprio autor.

Gráfico 21 – Efeito da deformação monotônica na dureza do material solubilizado.



Fonte: Próprio autor.

As durezas médias das peças da liga de alumínio solubilizadas e deformadas ciclicamente são apresentadas a seguir (tabela 12). Conforme pode ser observado, o material submetido à deformação cíclica de 5% em cada um dos eixos possui a dureza média superior ao material submetido a duas sequências de deformação cíclica de 5% em cada um dos eixos. Comparando as amostras deformadas ciclicamente 5% em cada um dos eixos (somente uma vez em cada direção) e as amostras deformadas ciclicamente 10% em cada um dos eixos é possível perceber que não há alteração na dureza média (gráfico 22), ao contrário do que era esperado, uma vez que a dureza do material deformado ciclicamente 10% em cada um dos eixos deveria apresentar dureza superior ao material deformado ciclicamente 5% em cada um dos eixos em apenas uma sequência.

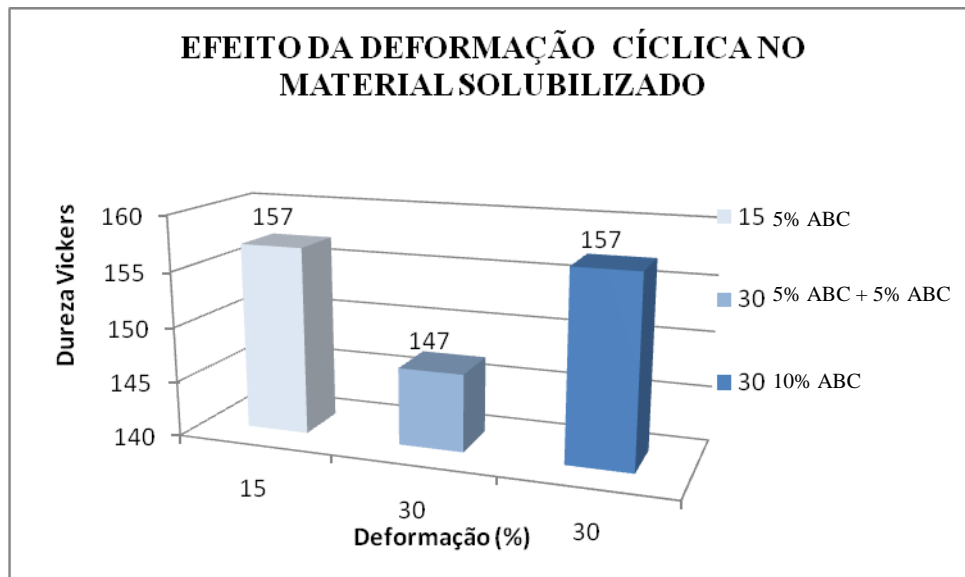
Tabela 12 – Dureza média do material recozido, solubilizado e deformado ciclicamente.

Deformação (%)	Dureza HV
5 ABC	157 ± 3
5 ABC + 5 ABC	147 ± 3
10 ABC	157 ± 2

Fonte: Próprio autor.

Diante destes dados percebe-se que a segunda sequencia de deformação cíclica de 5% amaciou o material ao invés de encrua-lo, o que evidencia o efeito do caminho de deformação na amostra, de acordo com estudos publicados por Armstrong (1982) e Corrêa (2003).

Gráfico 22 – Efeito da deformação cíclica na dureza do material solubilizado.



Fonte: Próprio autor.

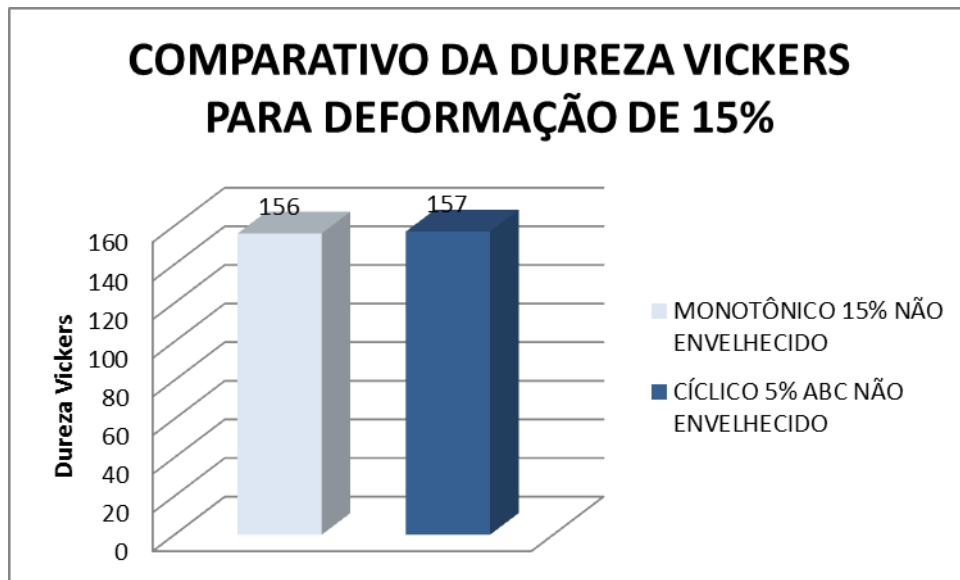
Analisando-se apenas o aumento da magnitude de deformação cíclica por meio da comparação das amostras deformadas ciclicamente em uma só sequencia com magnitudes de 5% e 10% verifica-se que o aumento desta não influenciou na dureza do material.

Comparando-se as durezas apresentadas pelos corpos de prova deformados monotonicamente e ciclicamente não envelhecidos pode-se constatar que, ao se submeter o material a uma deformação total de 15%, seja ela monotônica ou cíclica, o valor de dureza praticamente não se altera, ou seja, ambas as deformações monotônica e cíclica promovem o mesmo aumento de dureza no material recozido e solubilizado (gráfico 23).

No entanto é possível perceber uma diferença considerável na dureza do material recozido e solubilizado ao se comparar as amostras submetidas à deformação monotônica de 30% e as submetidas à deformação cíclica total de 30%, ou seja, as amostras deformadas 5% em cada um dos eixos em duas sequências e as amostras deformadas 10% em cada um dos eixos. O material deformado monotonicamente apresenta dureza superior às demais amostras deformadas ciclicamente, sendo que em relação às amostras que foram deformadas ciclicamente em duas sequencias de 5% em cada um dos eixos, a dureza é superior em cerca

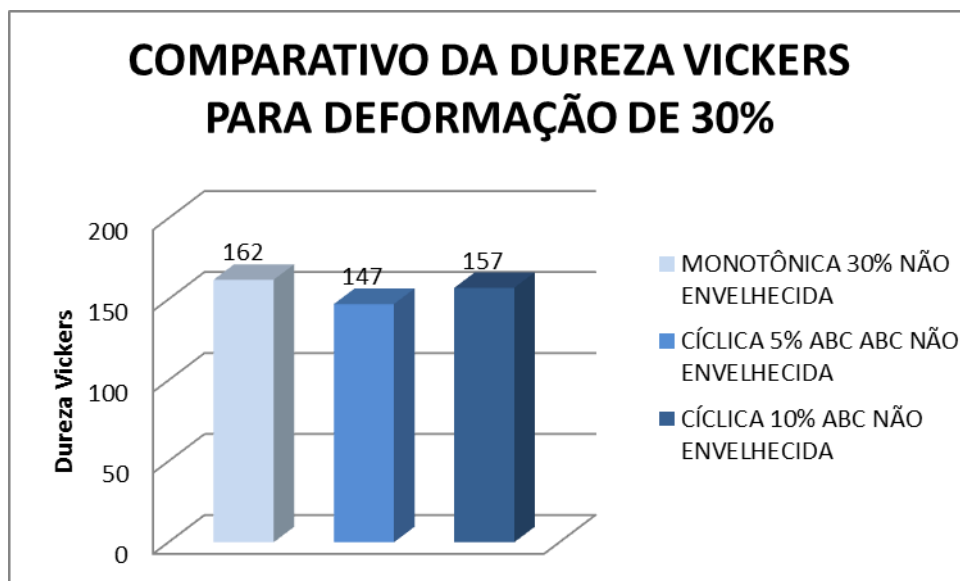
de 10%, e em relação as amostras deformadas ciclicamente de 10% em cada eixo, a dureza é superior em 3% (gráfico 24).

Gráfico 23 – Comparativo entre a dureza do material solubilizado deformado 15% monotonicamente e o material solubilizado deformado 15% ciclicamente.



Fonte: Próprio autor.

Gráfico 24 – Comparativo entre a dureza do material solubilizado deformado 30% monotonicamente e o material solubilizado deformado 15% ciclicamente.



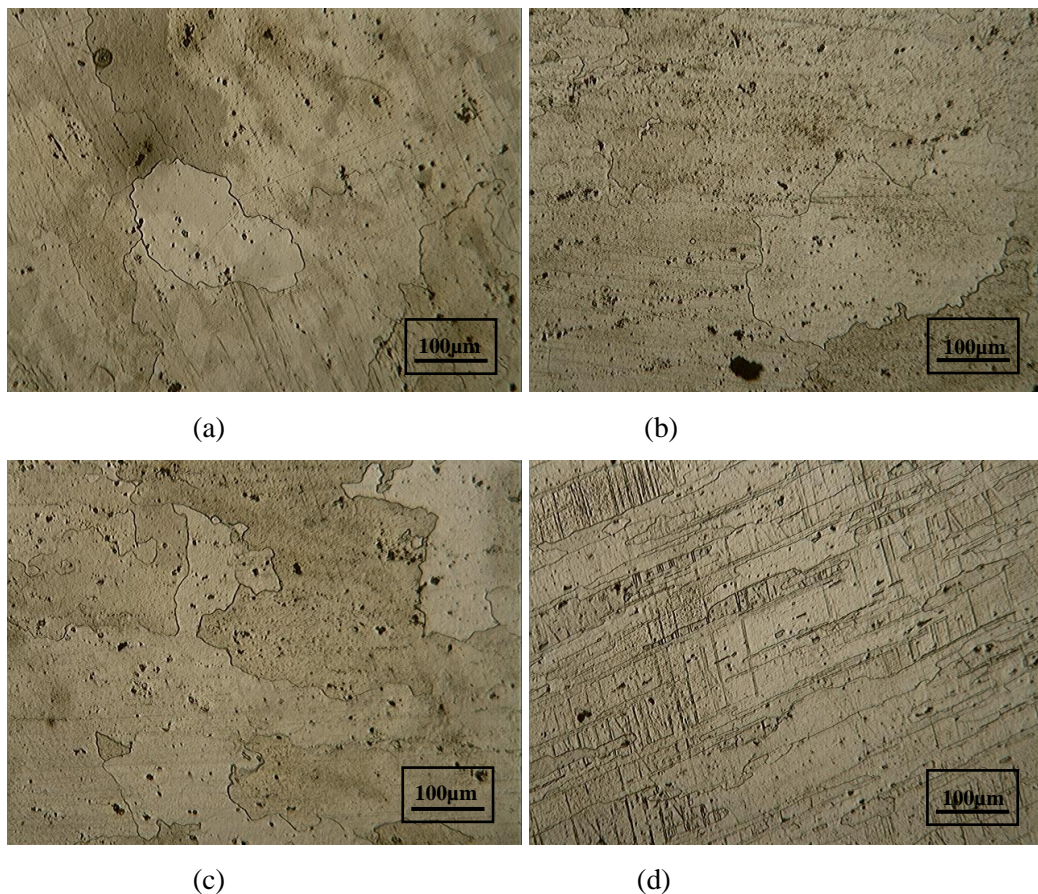
Fonte: Próprio autor.

Este fato confirma a constatação feita anteriormente de que a segunda sequência de deformação cíclica a 5% amacia o material e que isso se deve ao efeito de caminho de deformação. Em relação ao material deformado monotonicamente 30% e ao material deformado ciclicamente 10% em cada um dos eixos, a constatação que pode ser feita é que a deformação cíclica, embora encrue o material, faz isso de forma menos significativa do que a deformação monotônica.

5.3.2. Efeito da deformação na microestrutura do material solubilizado

As fotomicrografias ópticas do alumínio recozido, solubilizado e deformado monotônica e ciclicamente são mostradas a seguir (figura 29 e 30).

Figura 29 – Micrografias ópticas do alumínio recozido, solubilizado e deformado monotonicamente.

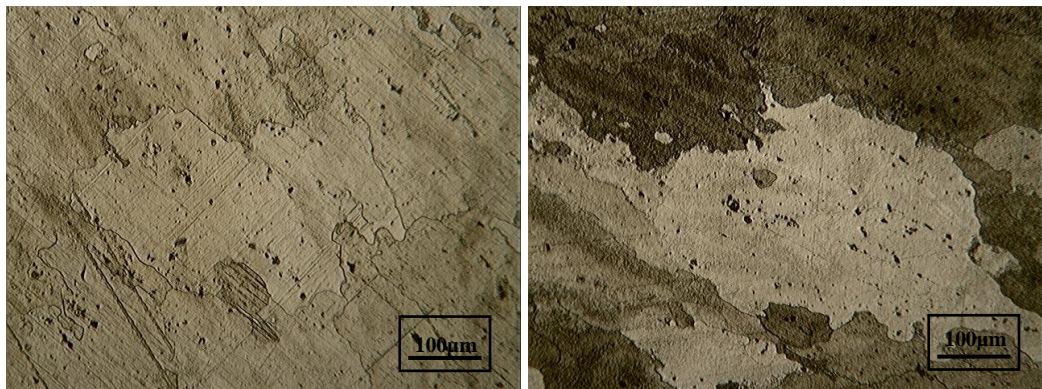


(a) 5%, (b)10%, (c)15% e (d) 30% com aumento de 100x.

Fonte: Próprio autor.

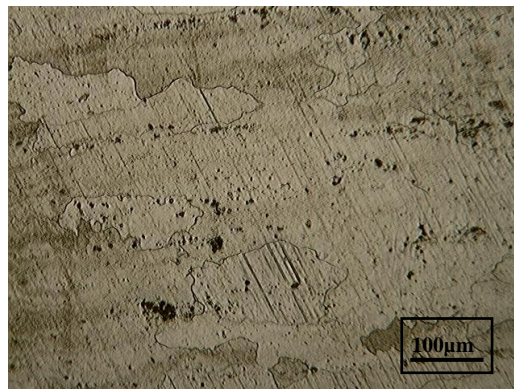
Devido ao fato de estas amostras não terem sofrido o tratamento térmico de envelhecimento, as microestruturas não apresentaram nenhuma alteração. Entretanto, pôde-se perceber que, por algum motivo, as amostras deformadas ciclicamente tiveram seus contornos de grão mais revelados. Ressalta-se que este “fenômeno” não pode ser creditado ao processo de preparação, pois todas as amostras foram preparadas seguindo o mesmo procedimento que foi descrito anteriormente.

Figura 30 – Micrografias ópticas do alumínio recozido, solubilizado e deformado ciclicamente.



(a)

(b)



(c)

(a) 5% em cada eixo, (b) deformação de 5% em cada eixo seguida de sequencia similar e (c) deformação de 10% em cada eixo, com aumento de 100x.

Fonte: Próprio autor.

5.4. Análise do efeito da deformação no material entre as etapas de solubilização e envelhecimento

5.4.1. Efeito da deformação entre as etapas de solubilização e envelhecimento na dureza do material

A dureza média dos corpos de prova recozidos, solubilizados, deformados monotonicamente e envelhecidos é exibida na Tabela 13. Observa-se que o material que sofreu deformação monotônica de 5% antes do envelhecimento é o que apresenta maior valor de dureza sendo que em relação ao material deformado monotonicamente 10% antes do envelhecimento este valor é cerca de 8% maior, em relação ao material que experimentou deformação de 15% antes do envelhecimento é cerca de 7% maior e em relação ao material deformado 30% antes de envelhecimento é cerca de 6% superior (gráfico 25).

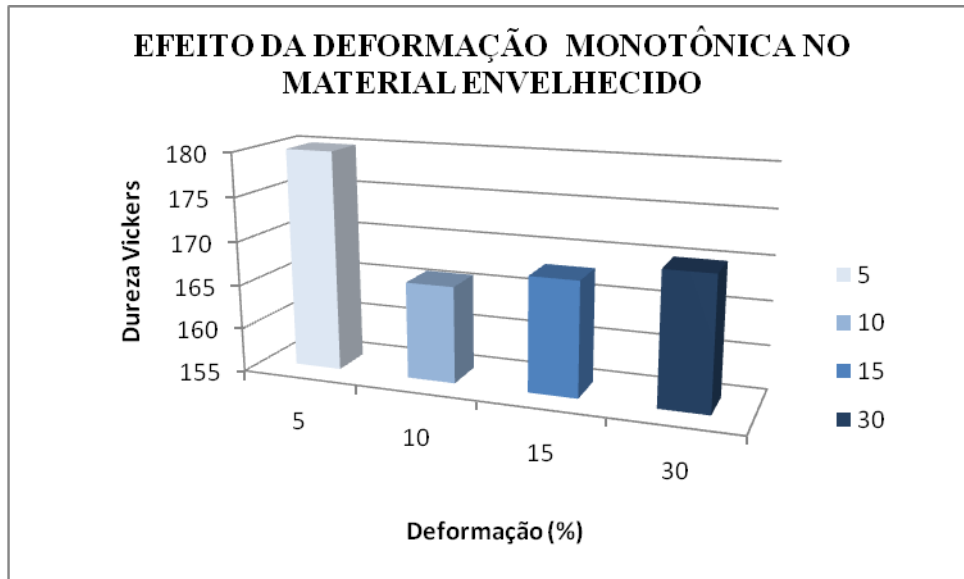
Comparando os valores de dureza médios apresentados pelas amostras recozidas, solubilizadas e deformadas monotonicamente não envelhecidas e envelhecidas percebe-se que quanto menor a magnitude de deformação, maior é a potencialização do efeito do envelhecimento no material. Isso pode ser observado através do aumento comparativo das durezas antes e após o envelhecimento. Após serem envelhecidas as amostras que haviam sido deformadas 5% monotonicamente tiveram sua dureza média aumentada em 42 HV, enquanto que as deformadas 10% tiveram um aumento de 17 HV, as deformadas 15% apresentaram um aumento de 12 HV e as deformadas 30% aumentaram em apenas 8 HV a sua dureza (gráfico 26).

Tabela 13 – Dureza média do material recozido, solubilizado e deformado monotonicamente e envelhecidos.

Deformação (%)	Dureza
5	180 ± 3
10	166 ± 2
15	168 ± 2
30	170 ± 1

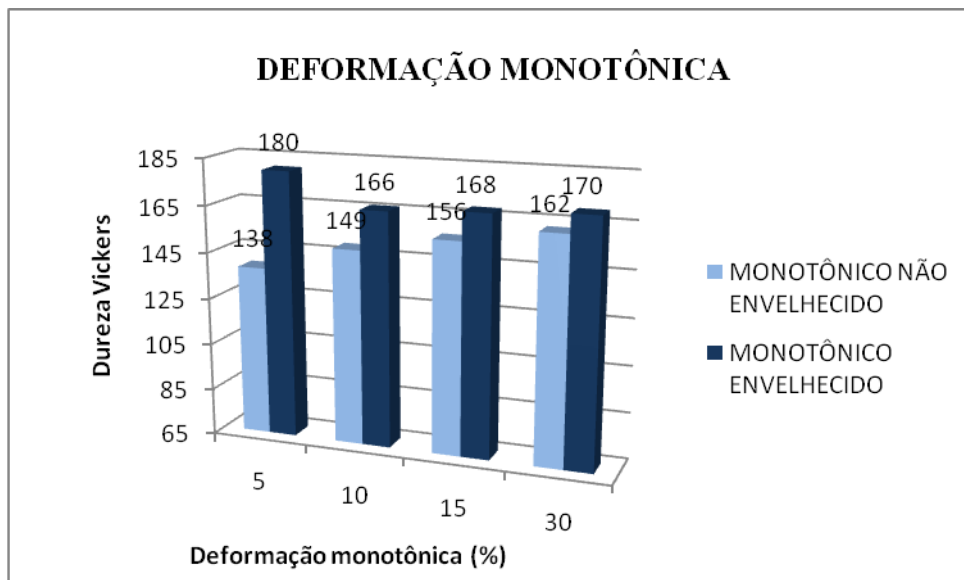
Fonte: Próprio autor.

Gráfico 25 - Efeito da deformação monotônica na dureza do material recozido, solubilizado, deformado monotonicamente e envelhecido.



Fonte: Próprio autor.

Gráfico 26 – Efeito da deformação no envelhecimento do material recozido, solubilizado e deformado monotonicamente.



Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 14 são fornecidos os valores de dureza média das amostras recozidas, solubilizadas, deformadas ciclicamente e envelhecidas. Assim como no material submetido à deformação monotônica entre as etapas de solubilização e envelhecimento, as amostras deformadas a uma magnitude menor entre essas mesmas duas etapas foram as que

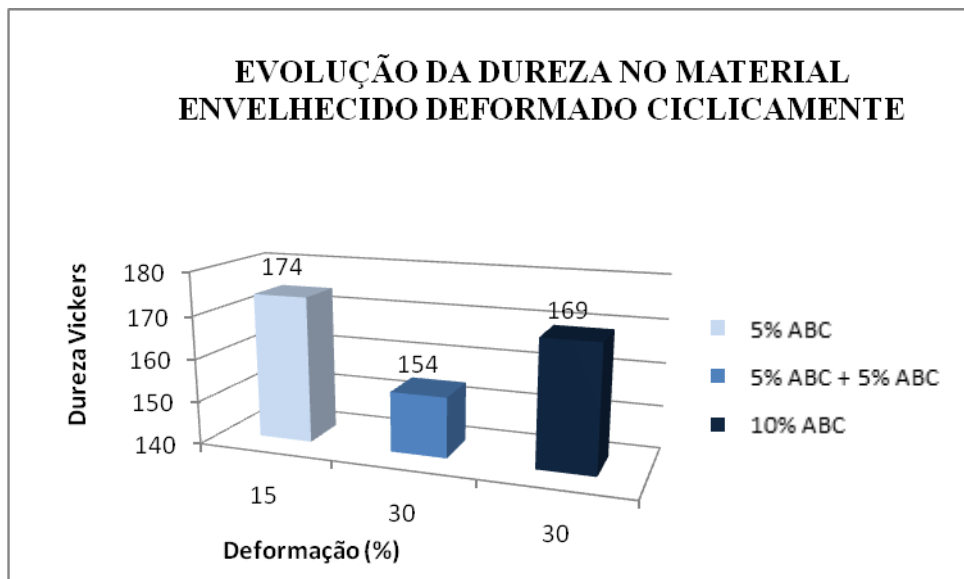
apresentaram maior dureza, ou seja, as amostras submetidas à deformação cíclica de 5% em cada um dos eixos foram as que apresentaram a maior dureza. Comparativamente, a dureza do material nesta condição foi 11% superior a do material submetido a duas sequencias de deformação cíclica de 5% em cada um dos eixos e 3% superior a do material submetido à deformação cíclica de 10% em cada um dos eixos (gráfico 27).

Tabela 14 – Dureza média do material recozido, solubilizado e deformado ciclicamente e envelhecidos.

Deformação (%)	Dureza
5 ABC	174 ± 1
5 ABC + 5 ABC	154 ± 1
10 ABC	169 ± 2

Fonte: Próprio autor.

Gráfico 27 - Efeito da deformação cíclica na dureza do material recozido, solubilizado, deformado monotonicamente e envelhecido.



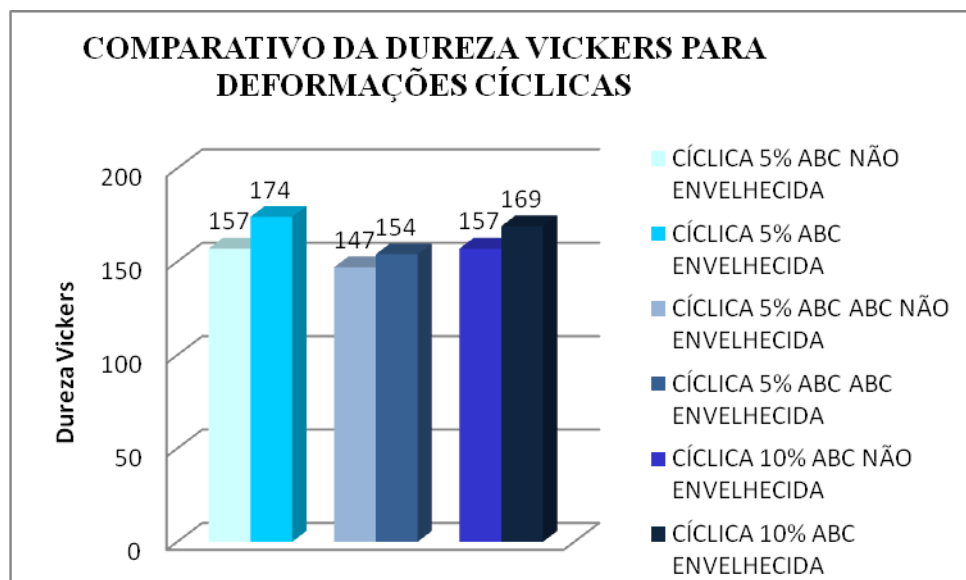
Fonte: Próprio autor.

Ao se comparar as durezas do material recozido, solubilizado, deformado ciclicamente 5% em cada um dos eixos e depois envelhecido, e o material recozido, solubilizado, deformado ciclicamente 5% em cada um dos eixos em duas sequências e depois envelhecido constata-se novamente que a segunda sequência de deformação amacia o material em relação à primeira

sequência de deformação e que isso é devido ao efeito do caminho de deformação demonstrado por Armstrong (1982) e Corrêa (2003).

Estabelecendo-se um comparativo entre as amostras deformadas ciclicamente entre as etapas de solubilização e envelhecimento, a condição que mais interferiu positivamente para o envelhecimento foi aquela na qual o material foi deformado ciclicamente 5% em cada um dos eixos antes do envelhecimento. Este fato pode ser confirmado por meio da comparação entre as durezas dos corpos de prova recozidos, solubilizados, deformados ciclicamente que foram envelhecidos e os que não foram envelhecidos (gráfico 28). Nas amostras que se mostraram mais efetivas em potencializar o envelhecimento, a dureza do material na condição envelhecida aumentou 17 HV em relação a dureza do material deformado e não envelhecido enquanto que as amostras que, entre as etapas de solubilização e envelhecimento, foram deformadas ciclicamente 5% em cada um dos eixos em duas sequencias teve um aumento de apenas 7 HV em relação às amostras desta mesma condição que não foram envelhecidas, e o material deformado ciclicamente 10% entre as mesmas etapas tiveram um aumento de 12 HV.

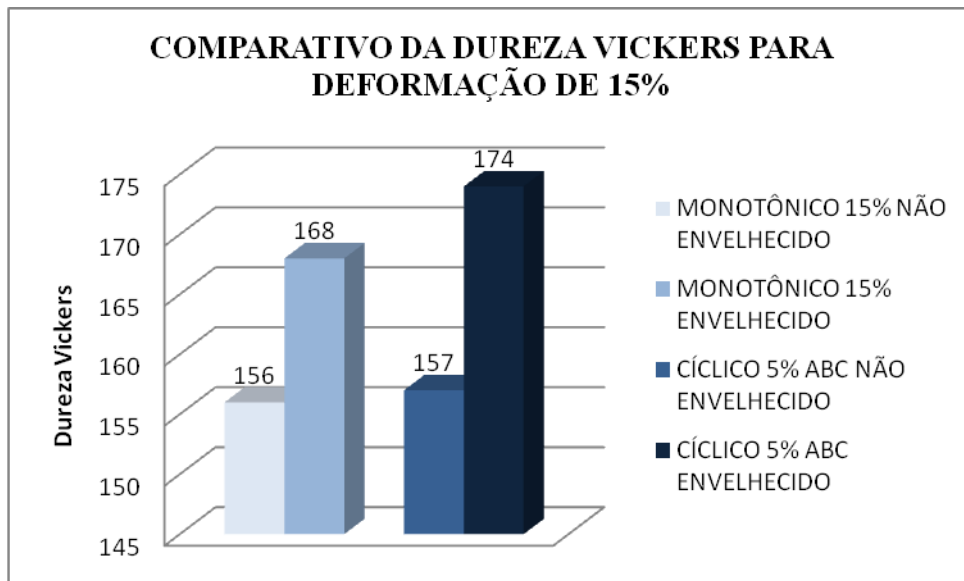
Gráfico 28 – Efeito da deformação cíclica no envelhecimento do material.



Fonte: Próprio autor.

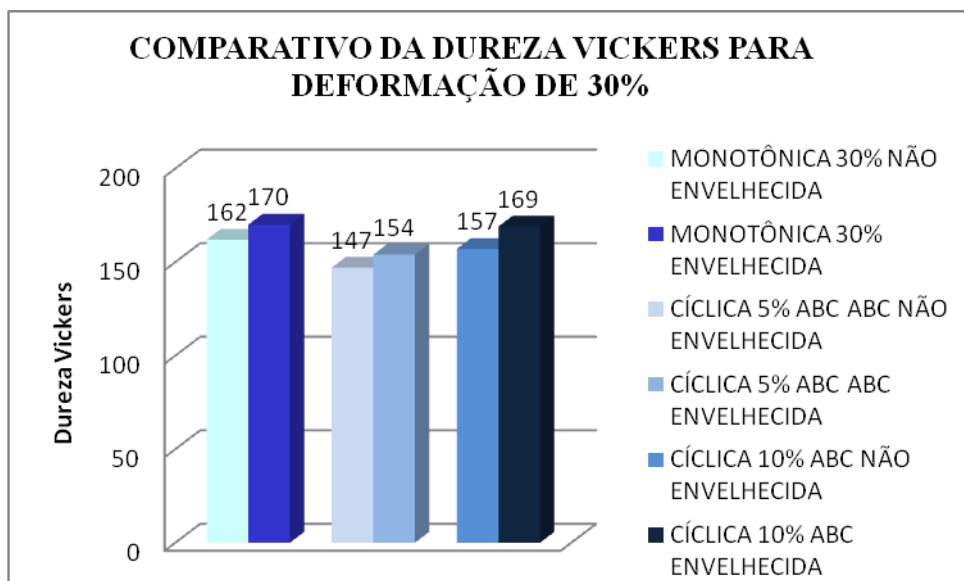
Novamente, o fato de a condição de deformação na qual o material passa por duas sequencias de deformação cíclica de 5% em cada eixo ser a menos efetiva, pode ser explicado pelo efeito do caminho de deformação que promoveu o “amaciamento” do material conforme previsto na literatura (ARMSTRONG, 1982; CORRÊA, 2003).

Gráfico 29 – Comparativo do efeito da deformação de 15% na potencialização do envelhecimento.



Fonte: Próprio autor.

Gráfico 30 – Comparativo do efeito da deformação de 30% na potencialização do envelhecimento



Fonte: Próprio autor.

Ao relacionar os valores de dureza referentes às magnitudes de deformação monotônica e cíclica que se equivaliam, ou seja, ao se comparar os corpos de prova deformados 15% e 30% monotonicamente entre as etapas de solubilização e envelhecimento com os corpos de prova deformados 15% e 30% (considerando-se a deformação total aplicada no material) ciclicamente entre as etapas de solubilização e envelhecimento verifica-se que a menor

magnitude de deformação, em ambos tipos de deformação, proporciona um ganho de dureza ao material superior ao ganho relativo à maior magnitude, o que novamente pode ser comprovado pela diferença de dureza apresentada pelo material deformado antes e depois de ser envelhecido (gráficos 29 e 30).

Outra constatação obtida através desta comparação é que o material deformado ciclicamente, quando submetido a deformações de 15% e 30% entre as etapas de solubilização e envelhecimento, tem seu envelhecimento mais potencializado do que quando deformado monotonicamente (gráfico 29). Entretanto, o efeito benéfico propiciado pela deformação cíclica de 30% é bastante inferior ao efeito promovido pela deformação cíclica de 15% (gráfico 30).

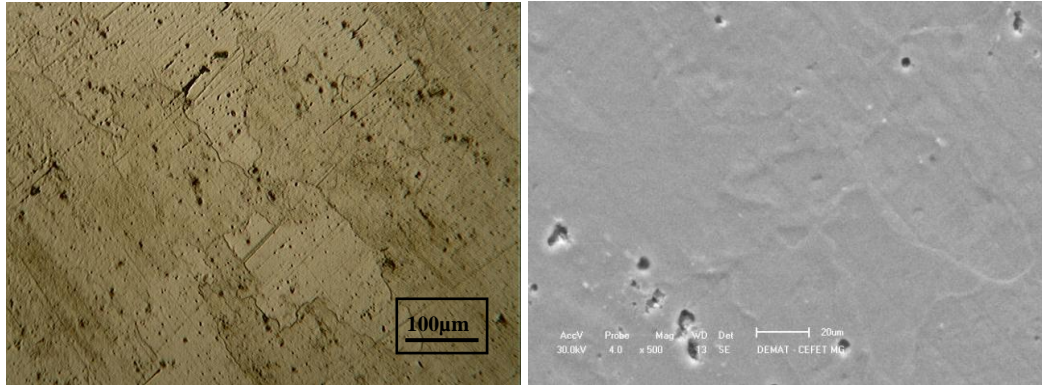
5.4.2. Efeito da deformação entre as etapas de solubilização e envelhecimento na microestrutura do material

Na Figura 31 são mostrados os aspectos microestruturais do alumínio 7075 recozido, solubilizado, deformado monotonicamente nas magnitudes de 5% (figura 31 (a) e (b)), 10% (figura 31 (c) e (d)), 15% (figura 31 (e) e (f)) e 30% (figura 31 (g) e (h)) e, por fim, envelhecidos analisados através de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura.

As microscopias óticas evidenciam a presença de grãos de tamanho relativamente elevado, bem como de seus contornos, além da presença de pites e riscos decorrentes da preparação e do ataque metalográfico. Pode-se observar que nesta amostras a ocorrência destes pequenos defeitos de preparação foi bem menor o que evidencia a elevação da dureza proporcionada pelo processamento termomecânico.

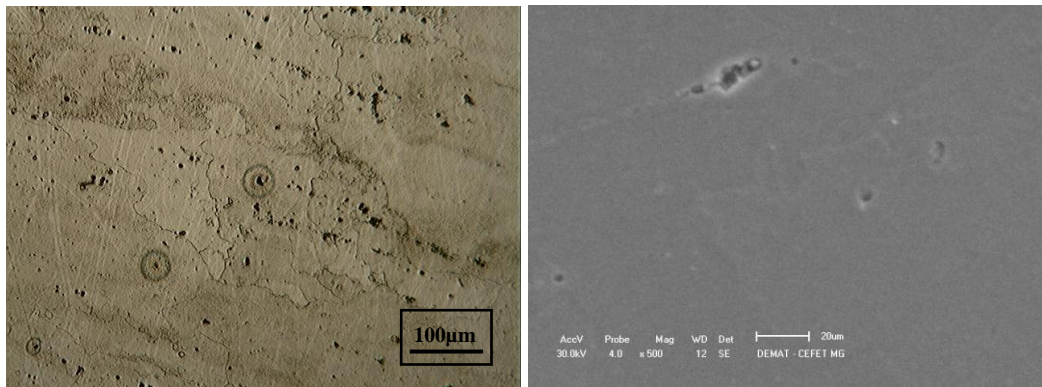
Através das fotomicrografias obtidas a partir da microscopia eletrônica de varredura é possível perceber contornos de grão, bem como pites e riscos associados ao processo de polimento e ataque das amostras. Ressalta-se que os precipitados supostamente encontrados certamente não são aqueles responsáveis por promover o endurecimento do material no envelhecimento. Essa afirmação é feita com base na literatura (DIETER,) que informa que os precipitados responsáveis por ampliar as propriedades mecânica dos materiais são bem menores dos que os observados nestas imagens de MEV.

Figura 31 - Fotomicrografias óptica com aumento de 100x e microscopia eletrônica com aumento de 500x do alumínio 7075 recozido solubilizado, deformado monotonicamente e posteriormente envelhecido.



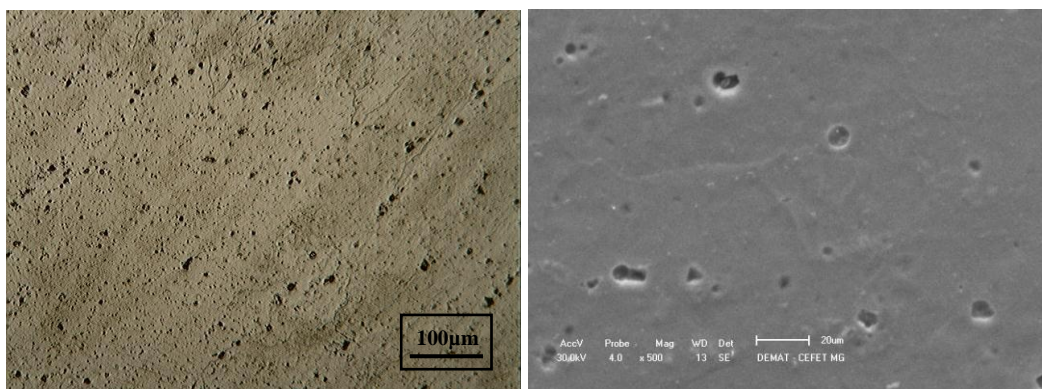
(a)

(b)



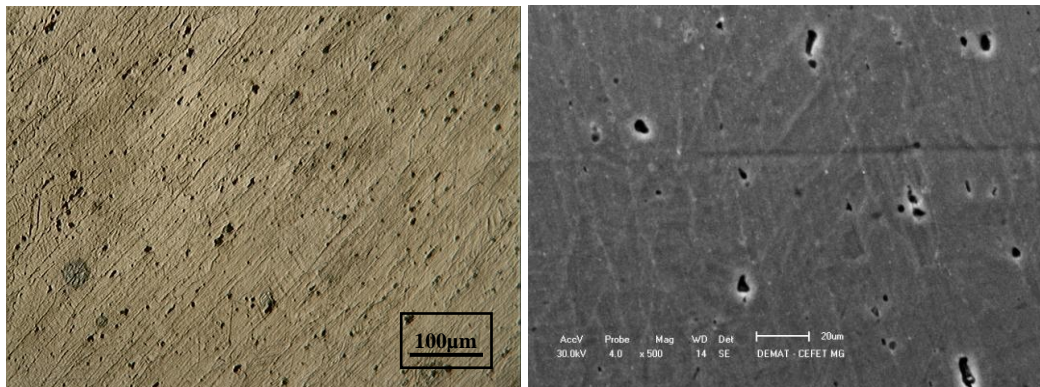
(c)

(d)



(e)

(f)



(g)

(h)

(a) e (b) 5%, (c) e (d) 10%, (e) e (f) 15% e (g) e (h) 30%.

Fonte: Próprio autor

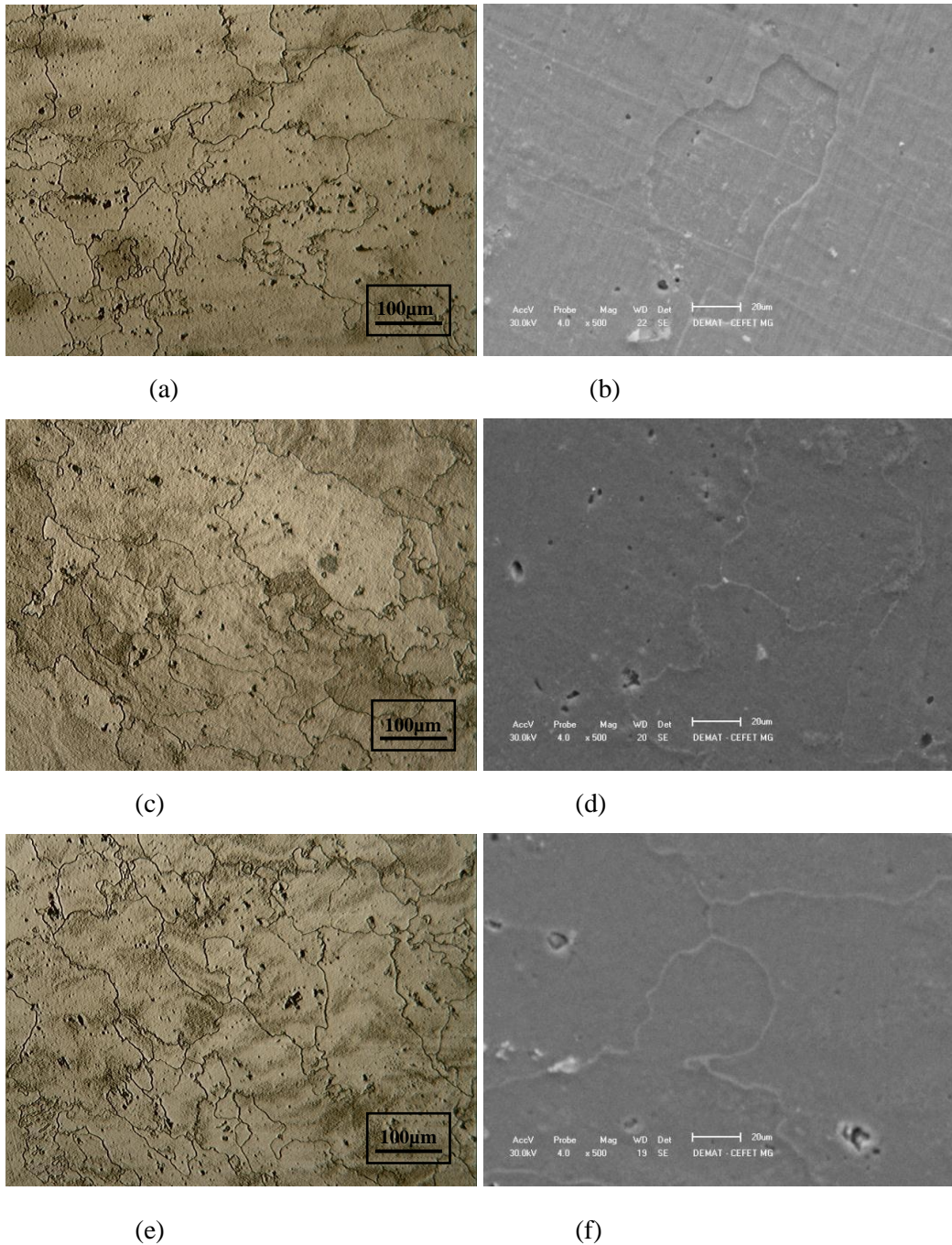
Os aspectos microestruturais do alumínio 7075 recozido, solubilizado, deformado ciclicamente nas magnitudes de 5% em cada um dos eixos (figura 32 (a) e (b)), 5% em cada um dos eixos seguido de sequencia similar (figura 32 (c) e (d)) e 10% em cada um dos eixos (figura 32 (e) e (f)) e, por fim, envelhecidos analisados através de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura são mostrados a seguir (figura 32) .

As microscopias ópticas, assim como nas micrografias dos materiais deformados monotonicamente entre as etapas de solubilização e envelhecimento, evidenciam a presença de grãos grandes, bem como de seus contornos, além da presença de pites e riscos decorrentes da preparação e do ataque metalográfico. Também nestas amostras é possível observar que a ocorrência dos defeitos de preparação foi bem menor, evidenciando a elevação da dureza proporcionada pelo processamento termomecânico. Destaca-se que, novamente, as amostras que foram deformadas ciclicamente apresentaram uma melhor revelação dos grãos por algum motivo que não a preparação, uma vez que esta não foi distinta do procedimento aplicado às demais e descrito anteriormente.

As imagens obtidas através da microscopia eletrônica de varredura evidenciam grãos e contornos de grão, pequenos precipitados identificados pela coloração clara, além dos defeitos associados à preparação das amostras. Ressalta-se que, assim como nas micrografias dos materiais deformados monotonicamente entre as etapas de solubilização e envelhecimento os precipitados encontrados nas imagens não são aqueles responsáveis por promover o endurecimento do material no envelhecimento, uma vez que a literatura (DIETER,) informa

que os precipitados responsáveis por ampliar as propriedades mecânica dos materiais são bem menores dos que os observados nas imagens obtidas nestas microscopias.

Figura 32 – Microscopia ótica com aumento de 100x e microscopia eletrônica com aumento de 500x das amostras recozidas, solubilizadas, deformadas ciclicamente e posteriormente envelhecidas.



(a) e (b) 5% em cada um dos eixos, (c) e (d) 5% em cada um dos eixos seguido de sequencia similar e (e) e (f) 10% em cada um dos eixos.

Fonte: Próprio autor.

6. CONCLUSÕES

Neste trabalho buscou-se analisar a influência da deformação monotônica e cíclica entre as etapas de solubilização e envelhecimento na dureza e microestrutura da liga de alumínio 7075 endurecida por precipitação. A propriedade mecânica foi caracterizada por meio de dureza Vickers e a microestrutura através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

Por meio da análise de dureza Vickers foi possível constatar que os parâmetros de tempo e temperatura utilizados para realização do tratamento térmico de endurecimento por precipitação foram satisfatórios, uma vez que a dureza do material após passar por todas as etapas deste tratamento térmico foi superior àquela apresentada por este no estado inicial.

O ensaio de dureza permitiu concluir também que, amostras solubilizadas e deformadas monotonicamente apresentaram comportamento esperado para materiais deformados a frio, ou seja, se tornaram mais encruadas a medida que a magnitude de deformação foi aumentada. Através da análise da dureza das amostras solubilizadas e deformadas ciclicamente foi possível perceber que, quando deformadas em duas sequências de deformação, de mesma magnitude, o efeito de caminho de deformação pôde ser percebido por meio da redução da dureza do material em relação ao material submetido a apenas a uma sequência de deformação de mesma magnitude.

Ao se comparar as amostras que foram deformadas monotonicamente entre as etapas de solubilização e envelhecimento com as amostras que foram deformadas ciclicamente entre as mesmas etapas do tratamento térmico aplicado fica evidente que, tanto para magnitudes de deformação menores, 15% no caso estudado, quanto para magnitudes de deformação maiores, 30% neste caso, a deformação cíclica potencializa mais o envelhecimento do material do que a deformação cíclica.

Em relação a microestrutura, nenhuma alteração foi constatada por meio das técnicas aplicadas, no entanto, acredita-se que a alteração da propriedade mecânica estudada está intimamente relacionada ao arranjo e à morfologia dos precipitados formados durante o envelhecimento.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

A Indústria: no Brasil. Disponível em: < <http://www.abal.org.br/industria/nobrasil.asp>>. Acessado em: 28 de outubro de 2011.

A Indústria: no mundo. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/industria/nomundo.asp>>. Acessado em: 28 de outubro de 2011.

Aerospace History. Disponível em: <http://www.alcoa.com/aerospace/en/history/history_overview.asp> Acessado em: 13 de novembro de 2011.

AN, Y. G.; WILSON; BATE, P.S. The effect of strain in path on the critical strain for serrated flow in solution treated AA6082. **Scripta Materialia**. v. 34, p. 1641-1646, 1996.

Aplicações. Disponível em: < <http://www.abal.org.br/aplicacoes/introducao.asp> >. Acessado em: 28 de outubro de 2011.

ARMSTRONG, P.E.; HOCKETT, J.E. Large strain multidirectional deformation of 1100 aluminum at 300 K. **J. Mech. Phys. Solids**, v. 30, p. 37–58, .

ASM HANDBOOK. **Heat treating**. 3 ed. Ohio: American Society for Metals – ASM International, v. 4, 1995. 1012p.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. **O Alumínio: história.** Disponível em: <<http://www.abal.org.br/aluminio/historia.asp>>. Acessado em: 28 de outubro de 2011.

BUREAU VERITAS CERTIFICATION. **Informações Técnicas Alumínio 7075-T651.** Disponível em: < http://coppermetal.com.br/pdf/aluminio/info-tec-copp_alumi7075.pdf>. Acessado em: 30 de agosto de 2011.

CALLISTER, W.D.Jr. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução.** 5ª ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002, 589p.

CHUNG, K., WAGONER, R.H. Effect of stress-strain-law transients on formability. *Metallurgical Transactions*, v. 17A, p. 1001-1009, 1986.

CORREA, E.C.S.; AGUILAR, M.T.P.; SILVA, E.M.P.; CETLIN, P.R.; VALLE, P.E.; REZENDE, J, L. L. Influence of strain path in the mechanical properties of drawn aluminum alloy bars. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 80-81, p. 376-379, 1998.

CORREA, E.C.S.; AGUILAR, M.T.P.; SILVA, E.M.P.; CETLIN, P.R. The effect of sequential tensile and cyclic torsion straining on work hardening of steel and brass. **Journal of Materials Processing Technology**, v.142, p. 282-288, 2003.

CORRÊA, E. C. S. **Aspectos do encruamento de metais previamente deformados a frio**. Belo Horizonte: Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, 2004, 233p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).

CORRÊA, E. C. S.; MELO FILHO, L. D. R.; AGUILAR, M. T. P.; MONTEIRO, W. A.; CETLIN, P. R. The effect of cyclic straining on the drawing stress of low carbon steel bars. **Materials Chemistry and Physics**, v. 94, p. 376-381, 2005.

COFIN, L.F.; TAVERNELLI, J.F.. The cyclic straining and fatigue of metals. *Metallurgical Transactions*, v. 215, p. 794–807, 1959.

CORRÊA, E. C. S.; AGUILAR, M. T. P.; MONTEIRO, W. A.; CETLIN, P. R. Substructural evolution during cyclic torsion of draw low carbon steel bars. **Materials Science and Engineering**, v. 420, p. 286-290, 2006.

COUTINHO, C. B. **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, George Elwood. **Metalurgia Mecânica**. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, , 588p.

EMBRAER. **Como uma Aeronave é fabricada**. Disponível em: <http://www1.embraer.com.br/hotsites/tour_virtual/portugues/hotsite.asp>. Acessado em: 15 de julho de 2011.

LOPES, Wellington. **Efeito da pré-deformação e direção de solicitação no comportamento mecânico do aço inox AISI 430E com uso do ensaio de cisalhamento para alterar a trajetória de deformação**. Belo Horizonte: Escola de Engenharia,

Universidade Federal de Minas Gerais, 2006, 124p. (Tese, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).

MEYERS, M.A., CHAWLA, K.K. Princípios de metalurgia mecânica. 1 ed. São Paulo: Edgard Blucher Ltda., . 505p.

MONDOLFO, Lucio, F. **Metallography of Aluminum Alloys**. Nova Iorque: John Wiley & Sons, 1943, 351p.

MOREIRA, Marcelo F. **Ligas de Alumínio Conformadas: Alumínio e suas ligas**. Disponível em: <<http://www.dalmolim.com.br/EDUCACAO/MATERIAIS/Biblimat/aluminioconf.pdf>>. Acessado em: 28 de julho de 2011.

MURKEN, J.; HÖHNER, R.; SKROTZKI, B. Strain path dependence of the precipitate size evolution of an Al-Mg-Li alloy under combined thermal and mechanical loading. **Materials Science and Engineering**, v. 363, p. 159-170, 2003.

NESTEROVA, E.V.; BACROIX, B.; TEODOSIU, C. Experimental observation of microstructure evolution under strain-path changes i low-carbon steel. **Materials Science and Engineering**, v. 309-310, p. 495-499, 2001.

POLAKOWISK, N. H, PALCHOUDHURI, A. Softening of Certain Cold-Worked Metals under the Action of Fatigue Loads. *Proceedings, American Society for Testing and Materials – ASTM.*, v.54,: p. 701-716, 1954

REED-HILL, George, E. **Mechanical Metallurgy**. 5^a ed. São Paulo: McGraw-Hill Book Compant, 1988, 766p.

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

SAKHAROVA, N. A.; FERNANDES, J. V. Strain path change effect on dislocation microstructure of multicrystalline copper sheets. **Materials Chemistry and Physics**, v. 98, p. 44-50, 2006.