

## Desenvolvimento de processos térmicos na liga de alumínio ASTM 7075

### *Development of thermal processes in ASTM 7075 aluminum alloy*

Marcel Dias da Silva<sup>1</sup>  
Luciano Volcanoglo Biehl<sup>2</sup>  
Jorge Luis Braz Medeiros<sup>3</sup>  
José de Souza<sup>4</sup>  
Carlos Otávio Damas Martins<sup>5</sup>

#### Resumo

O presente trabalho teve como objetivo a determinação das propriedades de dureza, obtidas na liga ASTM 7075, submetida aos tratamentos de solubilização e envelhecimento artificial, com as temperaturas de envelhecimento em 150 °C e 180 °C. O aumento da temperatura visa à redução de tempos de tratamento menores do que os convencionais, permitindo uma maior produção de componentes, a partir desse tratamento. As amostras foram submetidas aos tratamentos térmicos e caracterizadas, antes e depois de cada tratamento, por análise microestrutural, ensaio de dureza e difratometria de raios-X. As amostras envelhecidas artificialmente a 180 °C têm dureza menor do que as envelhecidas a 150 °C. Isso evidencia a importância da distribuição dos precipitados de forma dispersa, contribuindo, mais efetivamente, com as propriedades mecânicas obtidas. Os tempos de envelhecimento, utilizados no estudo, foram de 2, 4, 6 e 8 horas. Esses períodos foram suficientes para atingir o pico de dureza nas curvas de envelhecimento, e as máximas durezas obtidas são compatíveis com as encontradas em outros estudos com esse material.

**Palavras-chave:** ASTM 7075; tratamentos térmicos; envelhecimento.

#### Abstract

*The present work aimed to determine the hardness properties, obtained in ASTM 7075 alloy, submitted to solubilization and artificial aging treatments, with aging temperatures at 150 °C and 180 °C. The increase in temperature aims to reduce treatment times shorter than the conventional ones, allowing a greater production of components from this treatment. The samples were submitted to heat treatments and characterized, before and after each treatment, by microstructural analysis, hardness test and X-ray diffraction. The samples artificially aged at 180 °C have lower hardness than those aged at 150 °C. This highlights the importance of the distribution of the precipitates in a dispersed way, contributing, more effectively, to the mechanical properties obtained. The aging times used in the study were 2, 4, 6, and 8 hours. These periods were sufficient to reach the hardness peak in the aging curves, and the maximum hardness obtained is compatible with those found in other studies with this material.*

**Keywords:** ASTM 7075; heat treatments; aging.

1 Mestre em Engenharia Mecânica pela Universidade Federal do Rio Grande (FURG), Rio Grande, RS, Brasil. ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1105-7726>. E-mail: [marcel.d.silva@hotmail.com](mailto:marcel.d.silva@hotmail.com)

2 Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), Porto Alegre, RS. Professor na Escola de Engenharia e coordenador do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica na FURG. ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5415-5863>. E-mail: [lucianobiehl@furg.br](mailto:lucianobiehl@furg.br)

3 Doutor em Ciência e Tecnologia dos Materiais pela UFRGS. Professor na Escola de Engenharia na FURG. ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3468-7632>. E-mail: [jorge.braz@furg.br](mailto:jorge.braz@furg.br)

4 Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela UFRGS. Professor na Escola Técnica Liberato Salzano Vieira da Cunha (FETLSVC), Novo Hamburgo, RS. ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5888-840X>. E-mail: [josesouza@liberato.com.br](mailto:josesouza@liberato.com.br)

5 Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela UFRGS. Professor na Universidade Federal de Sergipe (UFS), São Cristóvão, SE, Brasil. ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1418-3226>. E-mail: [carlosmartins@ufs.br](mailto:carlosmartins@ufs.br)



## 1 Introdução

A liga ASTM 7075 é considerada um liga metálica de alta resistência da série 7xxx (Al-Zn-Mg-Cu). Tem sido amplamente utilizada para componentes estruturais nas indústrias aeroespacial e automobilística (MA *et al.*, 2017).

As microestruturas dessa liga podem apresentar diferentes compostos intermetálicos, devido à diferença de composição química, finamente dispostos nos contornos de grão. Segundo Aye, Lwin e OO (2008), a estrutura da rede é formada por partículas de vários compostos intermetálicos formados por combinações de elementos de liga. Alguns desses compostos são solúveis na matriz de alumínio, enquanto outros apresentam leve ou praticamente nenhuma solubilidade.

Segundo Yang *et al.* (2015), o endurecimento da liga de alumínio Al-Zn-Mg-Cu, trabalhada pelo tratamento térmico, é predominantemente determinado pelo tipo e tamanho dos precipitados. Para possibilitar o endurecimento por precipitação, é necessário, primeiramente, produzir uma solução sólida. O processo pelo qual isso é feito é chamado de tratamento térmico de solubilização e seu objetivo é solubilizar o máximo dos elementos de liga na matriz de alumínio. Esse processo consiste em imergir a liga em uma temperatura suficientemente alta e por um período necessário, para que se possa alcançar uma solução sólida quase homogênea (DAVIS, 1993).

A solubilização produz uma condição estrutural instável, sendo aplicada somente às ligas que podem sofrer mudanças na dureza, devido ao envelhecimento. Para que seja possível a manutenção dos elementos de liga em solução sólida, um rápido resfriamento é realizado no material, criando uma condição metaestável. Assim, a liga se mantém no estado monofásico à temperatura ambiente, com os elementos em solução sólida supersaturada.

Após a solubilização e resfriamento do material, para atingir o nível de dureza que possibilite a utilização da liga na indústria, deve-se aplicar o tratamento de envelhecimento. A etapa de envelhecimento de uma amostra solubilizada é essencial, para que ocorra a formação de precipitados finos e dispersos, a fim de que se atinja uma maior eficiência no endurecimento da liga, pois esses precipitados impedem o movimento das discordâncias mais eficientemente, durante a deformação, fazendo com que as discordâncias tenham que cisalhar ou contornar as partículas de precipitados (SMITH; HASHEMI, 2013).

O controle na precipitação das fases intermetálicas se mostra fundamental para as propriedades,

obtidas em componentes fabricados, a partir da liga ASTM 7075. A liga ASTM 7075 contém cerca de 5,6% de zinco (Zn) e 2,5% de magnésio (Mg). Esses dois elementos de liga levam ao aumento da resistência dessa liga, através da formação da fase intermetálica  $MgZn_2$ , dentro da estrutura, como resultado do tratamento térmico de envelhecimento (DU *et al.*, 2006).

Em seus estudos, Isadare *et al.* (2015) e Salamci (2001) identificaram nas amostras analisadas, precipitados finamente dispersos de  $MgZn_2$  na matriz de alumínio, como resultado do tratamento térmico de envelhecimento de ligas de Al-Zn-Mg-Cu.

Amostras que passam pelo processo térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6) têm maior resistência ao movimento de discordâncias, durante a deformação (ISADARE *et al.*, 2015).

Durante a deformação plástica, o movimento de deslizamento das discordâncias deve ocorrer, através desses limites de grão. Como os grãos policristalinos têm diferentes orientações cristalográficas nos limites dos grãos, uma discordância passando de um grão para outro terá que mudar sua direção de movimento. Tais mudanças de direção dificultam o movimento e aumentam tanto o limite de escoamento quanto à resistência à tração (ISADARE *et al.*, 2015).

De acordo com Lyman e Sande (1976), Hwang e Chou (1997), Marlaud *et al.* (2010), Tehinse (2014) e Xu *et al.* (2017), a precipitação em ligas Al-Zn-Mg-Cu foi identificada como: solução sólida  $\rightarrow$  zonas GP  $\rightarrow \eta' \rightarrow \eta$ .

Para a liga 7075,  $\eta'$  e  $\eta$  são as fases metaestável e estável de  $MgZn_2$ , respectivamente. As zonas GP são conhecidas em referência aos estudos de Guinier (1938) e Preston (1938). Segundo Marlaud *et al.* (2010), a fase de equilíbrio  $\eta$  tem estrutura hexagonal, apresenta composição química de  $MgZn_2$  e aparece em ligas de alumínio da série 7xxx que contém cobre. A composição da fase  $\eta'$  e das zonas GP é objeto de controvérsia; porém, os estudos disponíveis levam à conclusão de que ambos contêm alguns átomos de Al e que a proporção Zn:Mg é menor que 2. Tehinse (2014), afirma que alguns estudos apontam que a composição do precipitado intermediário ( $\eta'$ ) é o mesmo que o precipitado de equilíbrio ( $\eta$ ), enquanto outros pesquisadores mostraram que a composição do precipitado intermediário ( $\eta'$ ) é mais próxima à zona GP, com relação Zn:Mg de 1:1, enquanto o precipitado de equilíbrio é hexagonal,  $MgZn_2$  e tem relação Zn:Mg de 2:1.

Após o início do envelhecimento, as zonas de Guinier-Preston (GP), que são coerentes com a

forma da matriz de alumínio, aparecem como regiões enriquecidas de soluto. É geralmente aceito que as zonas GP podem atuar como as precursoras das estruturas  $\eta'$  e evoluir para a fase estável  $\eta$ . Apesar do fato de que essa sequência de precipitação tenha sido investigada por vários estudos, resultados esclarecedores sobre a exata estrutura dos precipitados não foram encontrados (XU *et al.*, 2017).

Depois da formação das zonas GP, como o envelhecimento continua, a difusão de solutos facilita o crescimento dessas zonas para precipitados intermediários que são esféricos, fases metaestáveis ( $\eta'$ ). O aumento da tensão interna, induzida pelos precipitados intermetálicos, causa perda parcial de coerência com a matriz. Como o envelhecimento continua, precipitados de equilíbrio ( $\eta$ ), que são incoerentes com a matriz, são formados. A decomposição das zonas GP para  $\eta$  é comum em ligas com alta relação Zn:Mg, como as da liga 7075 (TEHINSE, 2014).

Outras características microestruturais também afetam as propriedades da liga da série 7xxx, como as partículas de outros elementos de liga, que constituem compostos intermetálicos insolúveis ou que têm solubilidade parcial com base no teor de soluto na solução sólida. Devido à incoerência com a matriz, essas partículas não são eficazes para o endurecimento, podendo favorecer o crescimento de trincas, reduzir a resistência à fadiga e à tenacidade. Segundo Tehinse (2014), na liga 7075, os compostos mais comuns são:  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ ,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$ ,  $\text{Al}_{23}\text{CuFe}_4$ ,  $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$ , Mg, Si.

Zhao *et al.* (2004) estudaram as microestruturas e as propriedades mecânicas da liga 7075, utilizando o processo ECAP (Equal-Channel Angular Pressing), solubilizada e envelhecida com grãos ultrafinos e grosseiros. Na análise de DRX das amostras, os autores encontraram, além das reflexões do alumínio, um pico largo, aproximadamente em  $2\theta=20^\circ$  e alguns outros picos menores. O pico largo com  $2\theta$ , em cerca de  $20^\circ\text{C}$ , corresponde às zonas GP, e os outros picos fracos, cujas posições são um pouco menores que os da fase estável hexagonal ( $\eta$ ), são da fase hexagonal metaestável ( $\eta'$ ), cujos parâmetros de estrutura são um pouco maiores que os da fase ( $\eta$ ) (ZHAO *et al.*, 2004).

Shaeri *et al.* (2014) apresentam dados obtidos, a partir de ensaios de DRX para a liga 7075, utilizados para identificação de fases pré-ECAP e pós-ECAP, bem como amostras solubilizadas na condição T6. Os dados de DRX da amostra solubilizada foram utilizadas para determinar o ângulo exato  $2\theta$  dos picos de

$\eta$  ( $\text{MgZn}_2$ ). Shaeri *et al.* (2014) indicam, assim como Zhao *et al.* (2004), que o pico localizado aproximadamente em  $2\theta=20^\circ$  corresponde às zonas GP e que os picos na faixa entre  $40^\circ$  e  $45^\circ$ , cujas posições são um pouco abaixo do difratograma de  $\eta$ , correspondem à fase metaestável hexagonal de transição  $\eta'$ .

As análises dos resultados de DRX, apresentadas por Zhao *et al.* (2004), Taleghani, Ruiz-Navas e Torralba (2014) e Shaeri *et al.* (2014), baseiam-se nas alterações de fases presentes no material, provocadas pelos tratamentos pós-solubilização, forçando a sequência de precipitação: zonas GP  $\rightarrow \eta' \rightarrow \eta$ . Para essa análise, é necessário conhecer os padrões de DRX das fases envolvidas. Como na liga 7075, o principal precipitado é a fase  $\eta$  ( $\text{MgZn}_2$ ), de posse dos padrões da matriz de alumínio, das zonas GP e da fase estável  $\eta$ , é possível analisar comparativamente o desenvolvimento do processo de precipitação na liga 7075. De acordo com Berg *et al.* (2001) e Li *et al.* (1999), a fase de equilíbrio  $\eta$  tem estrutura cristalina hexagonal ( $\alpha=\beta=90^\circ$  e  $\gamma=120^\circ$ ), com  $a=0,521\text{nm}$  e  $c=0,860\text{nm}$ . A partir desses estudos é possível deduzir, através da lei de Bragg, um padrão de DRX para a fase  $\eta$  ( $\text{MgZn}_2$ ).

O intuito deste estudo é aplicar o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6) na liga ASTM 7075, com temperaturas de envelhecimento um pouco superior ao envelhecimento natural. O tempo de produção de peças e componentes é fator importante na indústria, principalmente, quando se trata da produção de componentes em série, onde cada segundo ganho no tempo de produção de uma peça reflete na economia de muito tempo, ao longo do processo produtivo. Assim, foi possível investigar a aplicabilidade dos processos térmicos estudados na fabricação de componentes desse material.

## 2 Materiais e métodos

O material, objeto do estudo, é parte de um componente extrudado. O processo de fabricação por extrusão implica modificações na orientação dos grãos da liga que foi submetida aos tratamentos térmicos. Esse fator cria uma condição diferente da maioria dos estudos de tratamentos térmicos da liga ASTM 7075 que usualmente partem de amostras de material fabricados por laminação ou fundidos.

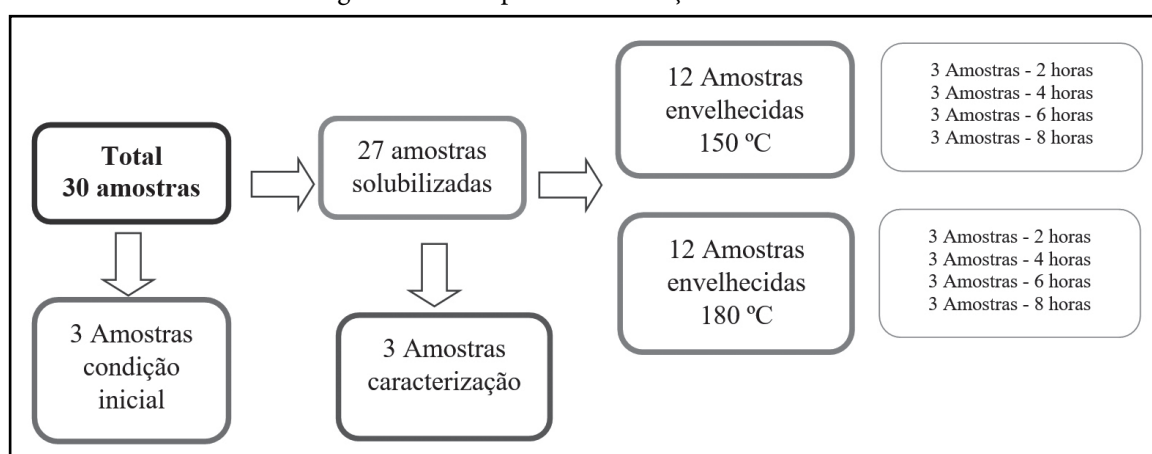
Utilizando o alumínio ASTM 7075, duplamente extrudado, sem tratamento térmico prévio, foram fabricadas as amostras necessárias para caracterização do material. Logo após, foram realizados os diversos tratamentos térmicos propostos. Após cada fase do

tratamento, as amostras foram caracterizadas, através de análise metalográfica, ensaio de dureza e difratometria de raios-X. Na sequência, as medições de dureza foram feitas, através ensaios de microdureza Vickers, aplicando uma carga de 0,3 kg, durante 10 s.

Os ensaios de Difração de Raios X (DRX) foram feitos para determinação de fases e precipitados presentes no material nas diversas condições a que ele foi submetido. Para obtenção do difratograma, foi utilizado um tubo de cobre, comprimento de onda de 1,5418 Å, voltagem de 40 kV e corrente de 40mA. A análise foi realizada com  $2\theta$ , variando de  $10^\circ$  a  $90^\circ$ .

Conforme a figura 1, o processo foi iniciado com trinta (30) amostras, das quais três (3) foram retiradas na condição inicial. Restando vinte e sete (27) amostras que foram solubilizadas. Após a solubilização, três (3) amostras foram retiradas para caracterização nesse estado, restando vinte e quatro (24) amostras. Dessas vinte e quatro (24) amostras, doze (12) foram envelhecidas a  $150^\circ\text{C}$  e doze (12) foram envelhecidas a  $180^\circ\text{C}$ . Para cada uma das temperaturas, o processo de envelhecimento teve duração de duas (2), quatro (4), seis (6) e oito (8) horas. Em cada temperatura e tempo de envelhecimento, foram separadas três (3) amostras.

Figura 1 – Exemplo de distribuição das amostras



Fonte: Os autores (2021).

## 2.1 Solubilização

A solubilização foi realizada, elevando a temperatura da peça até que os coeficientes de difusão dos elementos da liga ASTM 7075 sejam suficientemente altos, para proporcionar a dissolução total das fases secundárias que estavam presentes, inicialmente na liga, na matriz de alumínio.

Salamci (2001), Isadare *et al.* (2013) e Yang *et al.* (2015) utilizaram a temperatura de  $470^\circ\text{C}$ , para solubilização da liga 7075, por tempos de 0,5 hora, três (3) horas e uma (1) hora respectivamente, enquanto Kaya *et al.* (2012) e Jeshvaghani *et al.* (2011) utilizaram  $480^\circ\text{C}$  por uma (1) hora e  $475^\circ\text{C}$ , durante 50 min respectivamente, em seus estudos para solubilizar os precipitados desse material na matriz de alumínio.

Para garantir a máxima solubilização dos elementos de liga, neste estudo, o material foi submetido à temperatura de  $495^\circ\text{C}$ , pelo período de uma (1) hora, a fim de obter uma solução sólida o mais homogênea possível.

Logo após saírem do forno, as amostras foram

rapidamente resfriadas, sendo imersas em água à temperatura ambiente.

## 2.2 Envelhecimento

As amostras, após passarem pelo processo de solubilização, voltaram ao forno, para o tratamento de envelhecimento artificial. O tratamento de envelhecimento é o que garante o aumento de dureza às amostras, pois precipita controladamente os intermetálicos que estavam solubilizados na matriz de alumínio.

Para realização do estudo, diferentes amostras foram submetidas ao envelhecimento, em duas temperaturas distintas, para que fosse possível avaliar qual faixa melhor se adapta ao tratamento do material em questão. Foram utilizadas nessa etapa as temperaturas de  $150^\circ\text{C}$  e  $180^\circ\text{C}$ . Os tempos do envelhecimento artificial foram definidos de forma que fossem atingidas durezas próximas ao máximo da liga ASTM 7075, evitando tempos elevados, para que o tratamento tenha melhor aplicabilidade na indústria, pela redução dos custos do processo e possibilidade de aumento de produção.

Foram retiradas do forno três (3) amostras a cada duas (2) horas de processo. Tal processo foi feito para ambas as temperaturas de envelhecimento e, após realizado os procedimentos de análise do material.

### 3 Resultados e discussões

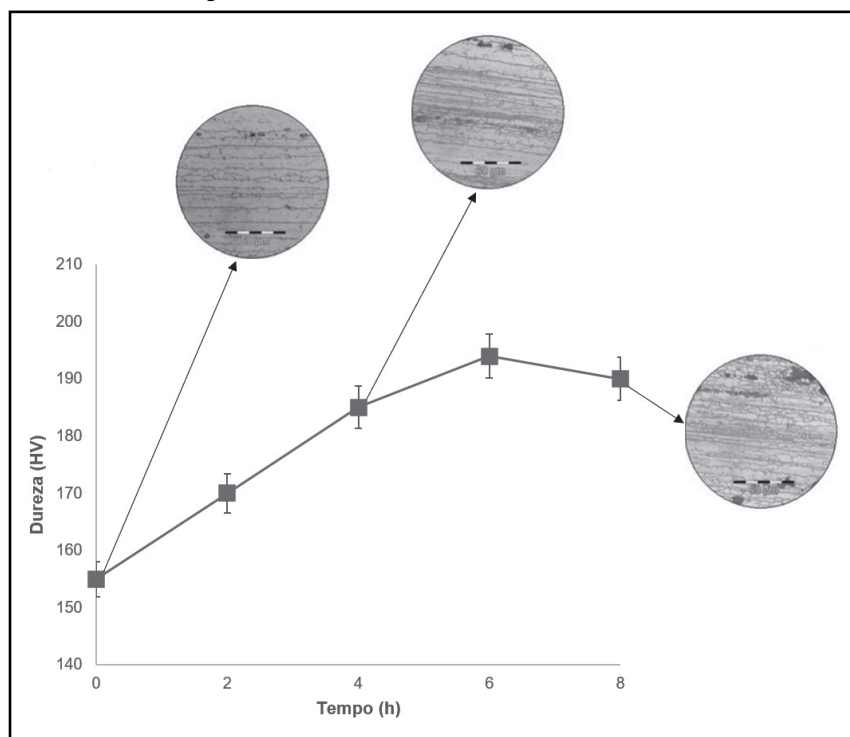
#### 3.1 Curva de envelhecimento a 150 °C

As microdurezas médias, obtidas para as amostras envelhecidas a 150 °C, mostraram um aumento gradativo, partindo de 155,26 HV, na amostra solubilizada, aumentando para 173,56 HV, na amostra

retirada em duas (2) horas, depois para 188,63 HV, na amostra retirada após quatro (4) h, atingindo o valor máximo após seis (6) horas, com a microdureza média de 196,48 HV que se manteve na amostra que foi retirada, após oito (8) horas no forno.

A figura 2 apresenta a curva de envelhecimento do material, submetido à temperatura de 150 °C, com a indicação do desvio padrão de cada média de microdureza e a evolução da microestrutura do material, durante o tratamento. As micrografias foram obtidas, utilizando um aumento de cinquenta (50) vezes.

Figura 2 – Curva de envelhecimento a 150 °C



Fonte: Os autores (2021).

#### 3.2 Curva de envelhecimento a 180 °C

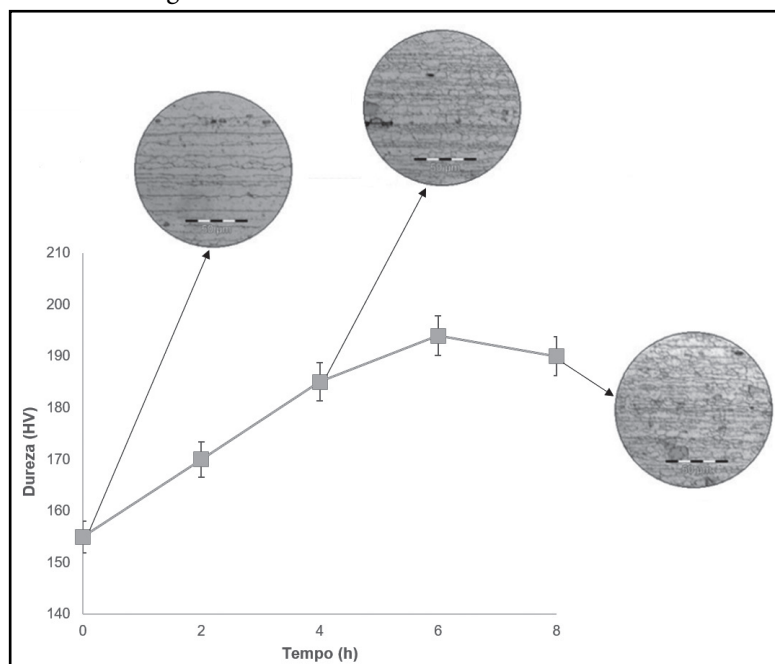
As microdurezas médias obtidas, para as amostras envelhecidas a 180 °C, mostraram um aumento gradativo e mais acentuado que as amostras envelhecidas a 150 °C, partindo de 155,26 HV, na amostra solubilizada, aumentando para 183,22 HV, na amostra retirada em duas (2) horas, depois para 187,15 HV, na amostra retirada após quatro (4) horas, para 193,89 após seis (6) horas, atingindo o máximo de 195,60 HV, após oito (8) horas no forno.

A partir dos resultados medidos para as durezas do material, foram montadas as curvas de envelhecimento do material. A figura 3 apresenta a curva de

envelhecimento do material, submetido à temperatura de 180 °C, com a indicação do desvio padrão de cada média de dureza e a evolução da microestrutura do material durante o tratamento. As micrografias foram obtidas, utilizando um aumento de 50 vezes.

Observa-se nesse caso, que no tempo de quatro (4) horas já existe uma quantidade significativa de material precipitado. Essa maior quantidade de material precipitado, com tempos menores, comparado ao envelhecimento a 150 °C, evidencia que uma maior temperatura de envelhecimento provoca, já no período inicial do tratamento, uma precipitação elevada, devido às maiores taxas de difusão que são proporcionadas.

Figura 3 – Curva de envelhecimento a 180 °C



Fonte: Os autores (2021).

Com a utilização de uma temperatura mais elevada, foi obtido, com maior rapidez, o pico de dureza da curva, e os picos de dureza foram próximos na comparação com os picos da curva de envelhecimento. O pico de dureza, encontrado para o envelhecimento, aplicando 150 °C, foi de 196,5 HV com um tratamento de seis (6) ou oito (8) horas, enquanto o pico de dureza, para o envelhecimento, aplicando 180 °C, foi de 195,6 HV, com um tratamento de oito (8) horas.

Aplicando uma linha de tendência na curva de envelhecimento a 150 °C, é possível concluir que, provavelmente o pico de dureza da liga tenha sido atingido entre seis (6) e oito (8) horas, tempo no qual não foram examinadas as amostras.

Durante o processo de envelhecimento, primeiramente formam-se precipitados de intermetálicos coerentes com a matriz que não são visíveis nas micrografias. Aumentando a precipitação, formam-se precipitados incoerentes com a matriz, seguindo o processo indicado na bibliografia como mecanismo de precipitação para a liga ASTM 7075: solução sólida  $\rightarrow$  zonas GP  $\rightarrow$   $\eta'$   $\rightarrow$   $\eta$ .

Em um determinado momento do envelhecimento da liga, dois processos estão ocorrendo, provavelmente em simultaneidade, modificando a dureza final do material. As altas temperaturas, a que o material está exposto, continuam a garantir a difusão no material, promovendo o prosseguimento do processo de precipitação, o que aumenta a resistência e a dureza

da liga. Concomitantemente a esse fenômeno, ocorre o coalescimento dos intermetálicos já precipitados, o que diminui a dureza.

Em seguida, o material passa ao ponto conhecido como super envelhecimento, onde se nota uma queda na dureza, que se deve ao fato de quase todo soluto já ter sido precipitado, aumentando a formação de precipitados nos contornos de grão de forma que essas segundas fases começam a se agrupar, formando novos precipitados, com volumes maiores.

Precipitados de volumes maiores possuem menor área de superfície, que é a região que possui maior tensão. O agrupamento de precipitados leva a uma diminuição considerável da dureza. O ponto próximo a máxima dureza, obtida nos experimentos, é o foco da investigação realizada com a difratometria de raios X.

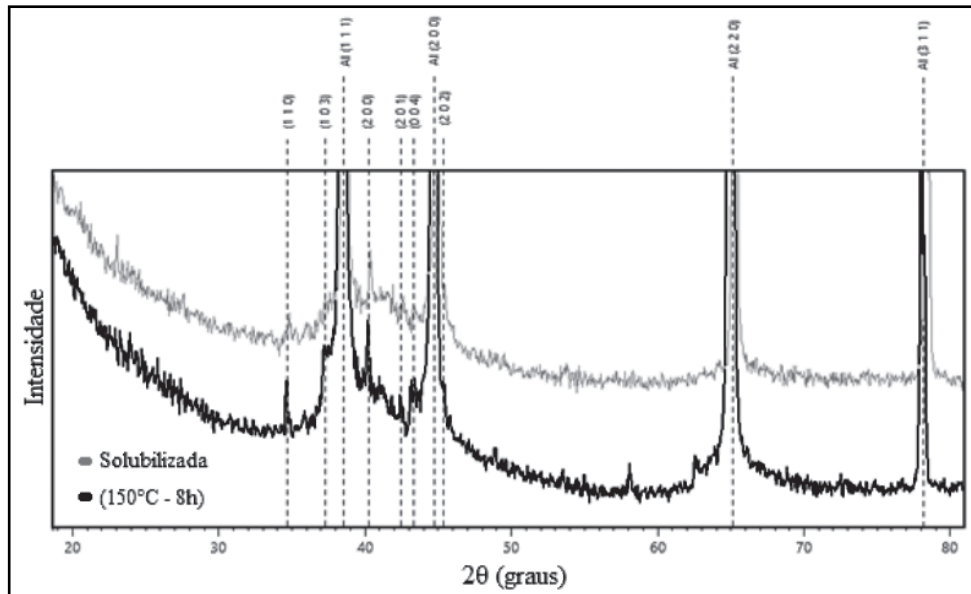
A determinação da quantidade de material ainda dissolvido na matriz e de segunda fase já precipitada, durante o alcance do pico de dureza do material, é o fator preponderante para determinar se o ciclo térmico aplicado é o mais adequado. Nesse momento foram, então, analisadas as difrações de raios X da amostra solubilizada, do pico de dureza da curva de envelhecimento, a 150 °C – oito (8) horas de tratamento – e do pico de dureza da curva de envelhecimento a 180 °C – oito (8) horas de tratamento.

A figura 4 apresenta a comparação entre o padrão de difração de raios X da amostra solubilizada e da amostra envelhecida a 150 °C, durante oito (8)

horas. Foram identificados os picos do alumínio que são maiores, devido à grande proporção desse elemento em comparação com os demais e do principal precipitado, encontrado na liga ASTM 7075, solubilizada e envelhecida (estrutura hexagonal, estável, de  $MgZn_2$ ), de acordo com a bibliografia consultada nos estudos desse material. Como esperado, observa-se um acentuado crescimento dos picos representativos da fase  $\eta$  ( $MgZn_2$ ), o que evidencia a precipitação desse intermetálico que na primeira amostra tinha

seus elementos dissolvidos na matriz de alumínio. Na amostra envelhecida a 150 °C por oito (8) horas, não foram observados os picos citados por Zhao *et al.* (2004) e Shaeri *et al.* (2014), com  $2\theta$ , em aproximadamente 20°, que indicam a presença das zonas GP ou ainda da fase de transição  $\eta'$ , que pode ter picos representativos tanto próximos aos das zonas GP como alterar ligeiramente a posição da leitura dos picos de  $\eta$ . Essa ausência de picos de zonas GP indica que o intermetálico já precipitado, encontra-se na fase  $\eta$ .

Figura 4 – DRX amostra solubilizada x amostra envelhecida a 150 °C por oito (8) horas



Fonte: Os autores (2021).

Observando o resultado do DRX da amostra envelhecida a 150 °C, durante oito (8) horas, juntamente com a curva de envelhecimento do material a essa temperatura, nota-se a tendência de que esse tempo seja superior ao necessário para o alcance das melhores propriedades que são conseguidas, aplicando-se o tratamento de solubilização e envelhecimento com esses parâmetros. Caso o tratamento fosse estendido, haveria grande possibilidade de diminuição da dureza pelo coalescimento dos intermetálicos já precipitados.

Também foi realizada a comparação entre o DRX da amostra apenas solubilizada e de uma das amostras solubilizada e envelhecida a 180 °C, durante oito (8) horas, momento em que se obteve o pico de dureza do tratamento. A figura 5 apresenta a comparação entre os resultados de DRX das duas condições. Um resultado similar foi observado nessa comparação, mostrando um acentuado crescimento dos picos representativos da fase  $\eta$  ( $MgZn_2$ ). Também não foram identificados os picos em  $2\theta \approx 20^\circ$ , o que sugere uma

precipitação completa dos elementos.

Aumentando a temperatura do tratamento de envelhecimento, pode-se esperar que mais rapidamente seja obtido o final do processo de precipitação, então, uma vez que o DRX da amostra de 150 °C, em oito (8) horas, apresentou picos definidos de  $\eta$  ( $MgZn_2$ ), o DRX da amostra de 180 °C, no mesmo período de tempo, tem o resultado dentro do esperado.

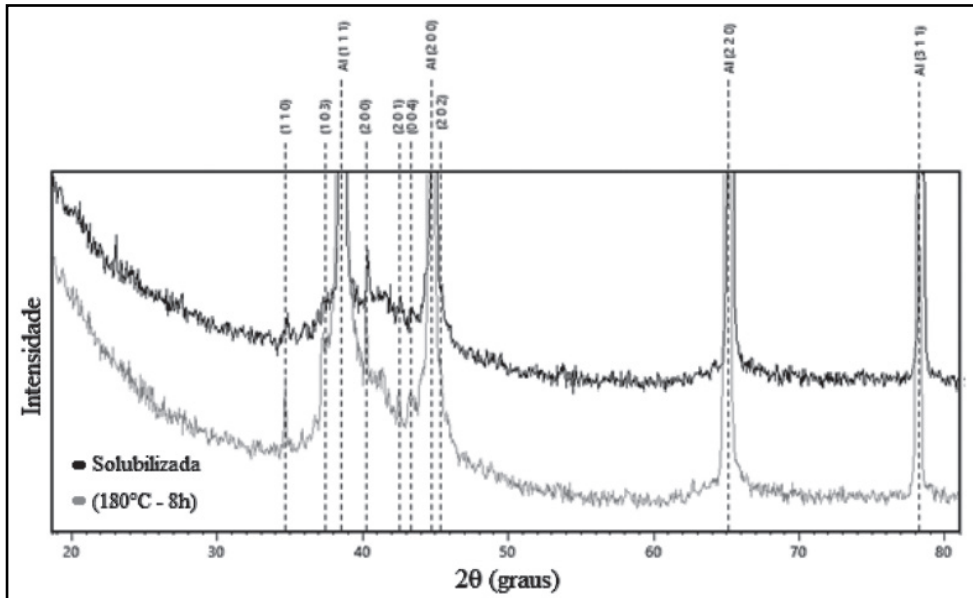
A figura 6 apresenta a comparação entre o resultado do DRX de amostras envelhecidas a 150 °C e 180 °C, durante oito (8) horas. Para a amostra envelhecida a 180 °C, observa-se picos relativos à fase  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) com intensidades maiores daqueles encontrados na amostra envelhecida a 150 °C. Pode-se supor então, uma maior quantidade de precipitados no material envelhecido a 180 °C. Assim, pode-se concluir que, ao se aplicar a temperatura de 180 °C no tratamento de envelhecimento, o super envelhecimento é atingido mais rapidamente, o que fica evidenciado pela intensidade dos picos relativos aos

precipitados, após oito (8) horas do material exposto a essa temperatura.

Quando foi aplicada a temperatura de 150 °C,

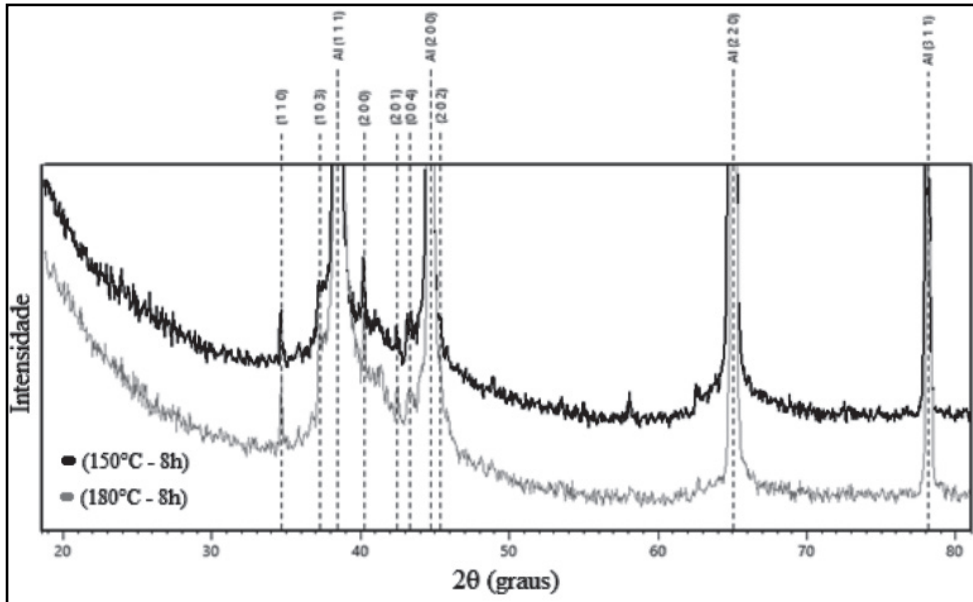
demorou-se mais a atingir um nível de dureza que garanta aplicabilidade do material, porém a maior dureza obtida no estudo foi alcançada com essa temperatura.

Figura 5 – DRX amostra solubilizada x amostra envelhecida a 180 °C por oito (8) horas



Fonte: Os autores (2021).

Figura 6 – DRX amostras envelhecidas a 150 °C e 180 °C por oito (8) horas



Fonte: Os autores (2021).

Altas temperaturas garantem altos nível de difusão no material, facilitando a mobilidade dos elementos e, por consequência, a precipitação. Porém, para atingir o máximo de dureza, a precipitação deve ser realizada de forma controlada, para que os precipitados fiquem dispersos pelo material. Analisando os

ensaios de DRX e as curvas de dureza, nota-se que, apesar de ter precipitado mais material, a amostra envelhecida a 180 °C tem dureza ligeiramente menor do que a envelhecida a 150 °C que, apesar de possuir menor fração volumétrica precipitada, tem melhor distribuição dos precipitados pelo material.



Esse efeito pode ser observado nas micrografias das amostras. A alta difusão do processo a 180 °C permite alta mobilidade atômica, o que favorece maior precipitação. Sendo assim, o material é mais rapidamente precipitado e fica exposto a essa condição por mais tempo, permitindo o agrupamento de precipitados, diminuindo o efeito do barramento do movimento de discordâncias e, por consequência, diminuindo a dureza e a resistência obtida.

#### 4 Conclusões

Para este estudo, foi escolhida uma liga com alta aplicabilidade industrial, e os parâmetros dos tratamentos foram definidos de forma a possibilitar a utilização em processos de fabricação.

A partir dos resultados, pode ser observado que as durezas máximas atingidas, durante os tratamentos de solubilização e envelhecimento artificial, são compatíveis com as obtidas por outros autores, o que indica a efetividade dos tratamentos realizados. A máxima dureza da liga foi obtida, submetendo o material a um envelhecimento artificial, com temperatura de 150 °C entre seis (6) e oito (8) horas.

Com a aplicação da análise de DRX, nas amostras envelhecidas artificialmente a 180 °C, observa-se picos relativos ao principal precipitado da liga ASTM 7075, com intensidades maiores do que os encontrados na amostra envelhecida a 150 °C. Assim, conclui-se que nele existe uma maior quantidade de precipitados. Esse resultado pode ser confirmado ao analisar as micrografias nas duas condições.

Apesar de possuir mais material precipitado, as amostras envelhecidas artificialmente a 180 °C têm dureza menor do que as envelhecidas a 150 °C. Esse resultado mostra a importância da distribuição dos precipitados pelo material que, distribuídos de forma dispersa, contribuem de forma mais efetiva com as propriedades mecânicas obtidas.

Foi possível concluir ainda que aumentar demasiadamente a temperatura de envelhecimento traz a vantagem de reduzir o tempo do processo, porém não garante a qualidade necessária ao material produzido, principalmente, quando se trata desse tipo de material de alto desempenho.

#### Referências

AYE, S. W. H.; LWIN, K. T.; OO, W. W. K. K. The effect of ageing treatment of aluminum alloys for fuselage structure-light aircraft. **World Academy of Science, Engineering and Technology: International Journal**

of Materials and Metallurgical Engineering, v. 2, n. 10, p. 696-699, 2008. DOI: 10.5281/zenodo.1080350.

BERG, L. K. *et al.* GP-zones in Al-Zn-Mg alloys and their role in artificial aging. **Acta Materialia**, v. 49, n. 17, p. 3443-3451, 2001. DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00251-8.

DAVIS, J. R. (ed.) **Aluminum and aluminum alloys**. Materials Park: ASM International, 1993.

DU, Z. W. *et al.* Quantitative evaluation of precipitates in an Al-Zn-Mg-Cu alloy after isothermal aging. **Materials Characterization**, v. 56, n. 2, p. 121-128, 2006. DOI: 10.1016/j.matchar.2005.10.004.

GUINIER, A. Structure of age-hardened aluminium-copper alloys. **Nature**, v. 142, n. 3595, p. 569-570, 1938. DOI: 10.1038/142569b0.

HWANG, R. Y.; CHOU, C. P. The study on microstructural and mechanical properties of weld heat affected zone of 7075-T651 aluminum alloy. **Scripta Materialia**, v. 38, n. 2, p. 215-221, 1997. DOI: 10.1016/S1359-6462(97)00472-7.

ISADARE, D. A. *et al.* Effect of As-Cast cooling on the microstructure and mechanical properties of age-hardened 7000 Series aluminium alloy. **International Journal of Materials Engineering**, v. 5, n. 1, p. 5-9, 2015. DOI: 10.5923/j.ijme.20150501.02.

ISADARE, D. A. *et al.* Effect of heat treatment on some mechanical properties of 7075 aluminium alloy. **Materials Research**, v. 16, n. 1, p. 190-194, 2013. DOI: 10.1590/S1516-14392012005000167.

JESHVAGHANI, R. A. *et al.* Effects of time and temperature on the creep forming of 7075 aluminum alloy: springback and mechanical properties. **Materials Science and Engineering: A**, v. 528, n. 29-30, p. 8795-8799, 2011. DOI: 10.1016/j.msea.2011.08.025.

KAYA, H. *et al.* The effect of aging on the machinability of AA7075 aluminium alloy. **Scientific Research and Essays**, v. 7, n. 27, p. 2424-2430, 2012. DOI: 10.5897/SRE12.411.

LI, X. Z. *et al.* HREM study and structure modeling of the  $\eta'$  phase, the hardening precipitates in commercial Al-Zn-Mg alloys. **Acta Materialia**, v. 47, n. 9, p. 2651-2659, 1999. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00138-X.

LYMAN, C. E.; SANDE, J. B. V. A transmission electron microscopy investigation of the early stages

- of precipitation in an Al-Zn-Mg alloy. **Metallurgical Transactions A**, v. 7, n. 8, p. 1211-1216, 1976. DOI: 10.1007/BF02656605.
- MA, S. *et al.* Effect of a minor Sr modifier on the microstructures and mechanical properties of 7075 T6 Al alloys. **Metals**, v. 7, n. 1, p. 13, 2017. DOI: 10.3390/met7010013.
- MARLAUD, T. *et al.* Influence of alloy composition and heat treatment on precipitate composition in Al-Zn-Mg-Cu alloys. **Acta Materialia**, v. 58, n. 1, p. 248-260, 2010. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.09.003.
- PRESTON, G. D. The diffraction of X-rays by age-hardening aluminium copper alloys. **Proceedings of the Royal Society of London: Series A: Mathematical and Physical Sciences**, v. 167, n. 931, p. 526-538, 1938. DOI: 10.1098/rspa.1938.0152.
- SALAMCI, E. Ageing behaviour of spray cast Al-Zn-Mg-Cu alloys. **Journal of Engineering and Environmental Sciences**, v. 25, n. 6, p. 681-687, 2001. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.01.008.
- SHAERI, M. H. *et al.* Microstructure and mechanical properties of Al-7075 alloy processed by equal channel angular pressing combined with aging treatment. **Materials & Design**, v. 57, p. 250-257, 2014. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.01.008.
- SMITH, W. F.; HASHEMI, J. **Fundamentos de engenharia e ciência dos materiais**. Porto Alegre: AMGH, 2013.
- TALEGHANI, M. A. J.; RUIZ-NAVAS, E. M.; TORRALBA, J. M. Microstructural and mechanical characterisation of 7075 aluminium alloy consolidated from a premixed powder by cold compaction and hot extrusion. **Materials & Design**, v. 55, p. 674-682, 2014. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.10.028.
- TEHINSE, O. **Response of 7075 and 7050 aluminium alloys to high temperature preprecipitation heat treatment**. 2014. 171 p. Thesis (Master of Science) – University of Manitoba, Winnipeg, 2014.
- XU, X. *et al.* Precipitation in an Al-Zn-Mg-Cu alloy during isothermal aging: atomicscale HAADF-STEM investigation. **Materials Science and Engineering: A**, v. 691, p. 60-70, 2017. DOI: 10.1016/j.msea.2017.03.032.
- YANG, W. *et al.* Investigation of mechanical and corrosion properties of an Al-Zn-Mg-Cu alloy under various ageing conditions and interface analysis of  $\eta'$  precipitate. **Materials & Design**, v. 85, p. 752-761, 2015. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.06.183.
- ZHAO, Y. H. *et al.* Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing. **Acta Materialia**, v. 52, n. 15, p. 4589-4599, 2004. DOI: 10.1016/j.actamat.2004.06.017.