

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ

IGOR VICTOR PEREIRA MACHADO

**DISCUSSÕES SOBRE EFEITOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA
RESISTÊNCIA À CORROSÃO E MICROESTRUTURA DA LIGA AI 7075
CONFORMADA POR *SPRAY***

LONDRINA

2021

IGOR VICTOR PEREIRA MACHADO

**DISCUSSÕES SOBRE EFEITOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA
RESISTÊNCIA À CORROSÃO E MICROESTRUTURA DA LIGA AI 7075
CONFORMADA POR *SPRAY***

**Discussions on the effects of heat treatments on the corrosion resistance and
microstructure of spray formed AA 7075**

Trabalho de conclusão de curso de graduação
apresentado como requisito para obtenção do título de
Bacharel em Engenharia de Materiais da Universidade
Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).
Orientador: Pr. Dr. Odney Carlos Brondino.

LONDRINA

2021



[4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/)

Esta licença permite compartilhamento, remixe, adaptação e criação a partir do trabalho, mesmo para fins comerciais, desde que sejam atribuídos créditos ao(s) autor(es). Conteúdos elaborados por terceiros, citados e referenciados nesta obra não são cobertos pela licença.

IGOR VICTOR PEREIRA MACHADO

**DISCUSSÕES SOBRE EFEITOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA
RESISTÊNCIA À CORROSÃO E MICROESTRUTURA DA LIGA AI 7075
CONFORMADA POR *SPRAY***

Trabalho de Conclusão de Curso de Graduação
apresentado como requisito para obtenção do título de
Bacharel em Engenharia de Materiais da Universidade
Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).

Data de aprovação: 18/novembro/2021

Prof. Dr. Cleberson Cipriano de Paula
Doutorado em Ciência e Engenharia dos Materiais
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais)

Prof. Dr. Fabiano Moreno Peres
Doutorado em Engenharia Metalúrgica
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais)

Prof. Dr. Odney Carlos Brondino
Doutorado em Ciência e Engenharia dos Materiais
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais)

LONDRINA

2021

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, a Deus por me permitir chegar até este momento.

Aos meus pais, Reginaldo e Lourdes, por me ajudarem a trilhar meu caminho, sempre me aconselhando.

Agradeço ao meu orientador Odney Carlos Brondido, pela paciência e apoio.

Agradeço também a meus amigos e colegas que me acompanharam nesta jornada.

Por último, mas não menos importante, quero agradecer-me.

RESUMO

Neste trabalho buscou-se fazer uma revisão comparativa sobre os efeitos de diversos tratamentos sobre a microestrutura e resistência à corrosão intergranular da liga Al 7075, produzida por conformação por *spray*. Ligas da série 7xxx são largamente utilizadas, devido à baixa densidade e considerável resistência à corrosão, podendo apresentar avançadas propriedades mecânicas ao serem conformadas por *spray*. Tratamentos térmicos podem ser empregados de forma a se obter uma melhoria de propriedades específicas, como resistência mecânica ou à corrosão. O trabalho permitiu observar que o tratamento térmico RRA não-convencional é o mais efetivo em termos das propriedades finais obtidas, embora seja imperativo ressaltar que os convencionais, T73 e T6, ainda são de grande interesse da indústria devido a fatores de produção.

Palavras-chave: RRA; T73; Corrosão Intergranular; Al 7075; Conformação por *Spray*

ABSTRACT

This work has aimed at making a comparative review on the effects of the various treatments on the microstructure and the intergranular corrosion resistance of the Al 7075 alloy, manufactured by spray forming. Alloys of the 7xxx series are widely used, due to their low density and considerable resistance to corrosion, and can present advanced mechanical properties when they are spray formed. Heat treatments may be used to improve specific properties, like mechanical or corrosion resistance. The work allowed us to observe that the non-conventional RRA process is the most effective in terms of the final properties obtained, although it is imperative to emphasize that the conventional treatments T73 and T6 are still of great interest to the industry due to manufacturing factors.

Keywords: RRA; T73; Intergranular Corrosion; AA 7075; Spray Forming.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

| | |
|---|----|
| Figura 1 – Demonstração de conformação por <i>spray</i> | 13 |
| Figura 2 – Lingote de Al 7075 conformado por <i>spray</i> | 14 |
| Figura 3 – Esquematização de tratamento térmico T6..... | 15 |
| Figura 4 – Imagem obtida por MET de Al 7050, mostrando (a) fases η , (b) zonas GP e fases η' | 15 |
| Figura 5 – Esquematização de tratamento térmico T73..... | 16 |
| Figura 6 – Esquematização de tratamento térmico RRA..... | 17 |
| Figura 7 – (a) Ilustração de corrosão intergranular; (b) Seção transversal de amostra após corrosão intergranular..... | 18 |
| Figura 8 – Fluxograma com as etapas da pesquisa bibliográfica..... | 19 |
| Figura 9 – Imagens de corrosão após (a) T6; (b) T73..... | 21 |
| Figura 10 – Imagens de corrosão após (a) T6 + R; (b) RRA..... | 21 |
| Figura 11 – Imagem de corrosão após N-RRA..... | 22 |
| Figura 12 – Microestrutura de amostras após (a) T6; (b) T6 + R..... | 22 |
| Figura 13 – Microestrutura de amostras após (a) T73; (b) RRA..... | 23 |
| Figura 14 – Microestrutura de amostras (a) sub-envelhecida; (b) envelhecida..... | 25 |
| Figura 15 – Microestrutura de amostras (a) sub-envelhecida por 16h e regredida por 8 min; (b) envelhecida por 24h e regredida por 10 min..... | 26 |
| Figura 16 – Microestrutura de amostras após (a) N-RRA; (b) RRA..... | 26 |
| Figura 17 – EDS para tratamentos T6, T6 + R e N-RRA..... | 28 |

LISTA DE SIGLAS

| | |
|------|--|
| CS | Conformação por <i>Spray</i> |
| EDS | Espectroscopia por Energia Dispersiva |
| GBP | Precipitados nos Contornos de Grão |
| GP | Zonas Guinier-Preston |
| IACS | Padrão Internacional de Cobre Recozido |
| IGC | Corrosão Intergranular |
| MEV | Microscopia Eletrônica de Varredura |
| MET | Microscopia Eletrônica de Transmissão |
| MPt | Precipitados Dispersos na Matriz |
| PFZ | Zona Livre de Precipitados |
| SCC | Corrosão sob Tensão |

SUMÁRIO

| | | |
|----------------|---|-----------|
| 1 | INTRODUÇÃO | 9 |
| 2 | OBJETIVOS | 10 |
| 2.1 | Objetivo geral..... | 10 |
| 2.1.1 | Objetivos específicos..... | 10 |
| 3 | JUSTIFICATIVA..... | 11 |
| 4 | REFERENCIAL TEÓRICO..... | 12 |
| 4.1 | O alumínio e suas ligas..... | 12 |
| 4.1.1 | Liga Al 7075 | 12 |
| 4.2 | Conformação por <i>spray</i>..... | 13 |
| 4.3 | Aplicações de tratamentos térmicos | 14 |
| 4.3.1 | Resistência mecânica..... | 14 |
| <u>4.3.1.1</u> | <u>Envelhecimento</u> | <u>14</u> |
| 4.3.2 | Resistência à corrosão | 15 |
| <u>4.3.2.1</u> | <u>Superenvelhecimento.....</u> | <u>16</u> |
| <u>4.3.2.2</u> | <u>RRA.....</u> | <u>17</u> |
| 4.4 | Corrosão | 17 |
| 4.4.1 | Corrosão localizada | 18 |
| <u>4.4.1.1</u> | <u>Corrosão intergranular.....</u> | <u>18</u> |
| <u>4.4.1.2</u> | <u>Corrosão por pites</u> | <u>18</u> |
| 5 | METODOLOGIA | 19 |
| 6 | RESULTADOS E DISCUSSÕES | 20 |
| 6.1 | Corrosão intergranular | 20 |
| 6.2 | Microestrutura | 22 |
| 6.2.1 | Efeitos de tratamentos térmicos convencionais na microestrutura | 22 |
| 6.2.2 | Efeitos do novo tratamento RRA na microestrutura | 25 |
| <u>6.2.2.1</u> | <u>Etapa de sub-envelhecimento</u> | <u>25</u> |
| <u>6.2.2.2</u> | <u>Etapa de regressão</u> | <u>25</u> |
| <u>6.2.2.3</u> | <u>Etapa de reenvelhecimento.....</u> | <u>26</u> |
| 6.2.3 | Discussão microestrutural entre N-RRA e RRA convencional | 27 |
| | REFERÊNCIAS..... | 32 |

1 INTRODUÇÃO

Ligas de alumínio da série 7xxx são muito requisitadas na fabricação de estruturas de aeronaves (ELMAS, 2002) e componentes automotivos (IMRAN e KHAN, 2019). Embora amplamente utilizadas, ligas obtidas por fundição geralmente não atingem seu potencial máximo, devido à formação de fases intermetálicas grosseiras (CASTRO, 2006).

Já a técnica de conformação por *spray* (CS) possui vantagens relacionadas a custo/benefício, em combinação com microestrutura refinada e propriedades mecânicas superiores (LEAL, 1999). Entretanto, a porosidade é inerente ao processo (ELMAS, 2001), sendo necessária a utilização de deformação plástica para atingir completa densificação. Neste sentido, usa-se geralmente o processo de extrusão, que melhora as propriedades mecânicas e ainda permite posterior conformação (MAZZER, 2013).

Buscando aperfeiçoar ainda mais as propriedades mecânicas, pode-se lançar mão de tratamentos térmicos, como o de envelhecimento artificial. No entanto, sendo ligas tratáveis termicamente, são suscetíveis à corrosão intergranular (IGC). Definida como a corrosão seletiva que ocorre nos contornos de grão ou em regiões adjacentes, sem considerável ataque nos grãos em si (ASM INTERNATIONAL, 1999).

A resistência à corrosão em ligas de alumínio é passível de controle através da adição de elementos de liga adequados, processamento ou combinação destes (ROMETSCH *et al.*, 2014). Pode-se ter um efetivo ganho dessa propriedade através do tratamento térmico T73, embora este diminua a resistência mecânica em valor entre 10 e 15% (WILLIAMS, 2003).

Visando obter microestrutura que combine a resistência mecânica de um tratamento T6 e a resistência à corrosão do T73, Cina (1974) propôs um tratamento de 3 etapas denominado regressão e reenvelhecimento (RRA).

Neste trabalho são revisados e discutidos os principais tratamentos térmicos aplicados à liga de alumínio 7075.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Realizar revisão técnica sobre os efeitos microestruturais e relativos à corrosão intergranular em liga de alumínio 7075, processada por conformação por *spray*, em relação a vários tratamentos térmicos.

2.1.1 Objetivos específicos

- Comparar os efeitos dos tratamentos térmicos mais comuns sobre a resistência à corrosão intergranular da liga 7075 conformada por *spray*.
- Analisar os efeitos de tratamento derivado do tradicional Regressão e Reenvelhecimento sobre a resistência à corrosão intergranular da liga 7075 conformada por *spray*.
- Discorrer sobre a microestrutura resultante de cada tratamento térmico apresentado durante o trabalho e, o processo de formação de cada uma.
- Discutir os mecanismos responsáveis pelo grau de efetividade de cada tratamento térmico apresentado, em relação à resistência à corrosão intergranular da liga 7075 conformada por *spray*.

3 JUSTIFICATIVA

A liga de alumínio 7075 é usada em uma variedade de aplicações, desde rifles militares M-16 a componentes de bicicletas. Destaca-se sua grande utilização nos setores automotivo e aeronáutico, devido a possuir alta relação resistência mecânica/densidade, sendo usada em aplicações como fuselagem (IMRAN e KHAN, 2019).

Geralmente, o limite de resistência à tração da liga 7075 se encontra no intervalo entre 510 e 530 MPa, obtido pela utilização de técnicas de conformação convencionais (GEORGE e KNUTSEN, 2012; RICKER *et al.*, 2013). Já com a técnica de conformação por *spray*, já foi possível atingir valor de 760 MPa (SU *et al.*, 2016).

No entanto, ligas de alumínio da série 7xxx (como a 7075) são susceptíveis a fenômenos de corrosão localizada, como exfoliação, por pites e intergranular (SU *et al.*, 2014).

Segundo Davis (1999), corrosão intergranular é uma forma de corrosão altamente deletéria, por ser de difícil detecção sem uso de microscópio, podendo resultar em falha por fadiga.

Apesar disso, verifica-se pouca bibliografia disponível sobre os efeitos de tratamentos térmicos na resistência à corrosão em liga Al 7075 conformada por *spray*.

Ademais, os trabalhos publicados não costumam aprofundar a relação entre a microestrutura (resultante dos tratamentos) e o grau de efetividade em reduzir ou retardar a corrosão intergranular.

4 REFERENCIAL TEÓRICO

4.1 O alumínio e suas ligas

O alumínio e suas ligas constituem uma série de materiais muito atrativos em diversas aplicações. Como metal estrutural, só não é mais usado do que os aços. A baixa densidade do alumínio ($2,7 \text{ g/cm}^3$) somada à elevada resistência mecânica de suas ligas, torna-o muito útil na construção de estruturas móveis como veículos e aeronaves. Além disso, com a adição de determinados elementos de liga e/ou com uso de certos tratamentos, suas ligas podem se tornar resistentes à corrosão em meios muito agressivos (ABAL, 2007).

4.1.1 Liga Al 7075

A série 7xxx teve seu início em 1940, quando a Sumitomo Metal desenvolveu, para a fuselagem de caças da Marinha Imperial Japonesa, uma liga, cuja composição era muito parecida com a que foi introduzida, em 1943, pela Alcoa (STARKE, 2008; YOSHIDA, 2010).

O sistema Al-Zn-Mg-Cu é composto de ligas que apresentam alta relação resistência/peso e alta resistência mecânica aliada à alta ductilidade – o que permite aplicação em estruturas que operam sob condições de carregamento severo e com alta margem de segurança, como na fabricação de aviões. No entanto, são susceptíveis a fenômenos de corrosão localizada (REDDY, 2008).

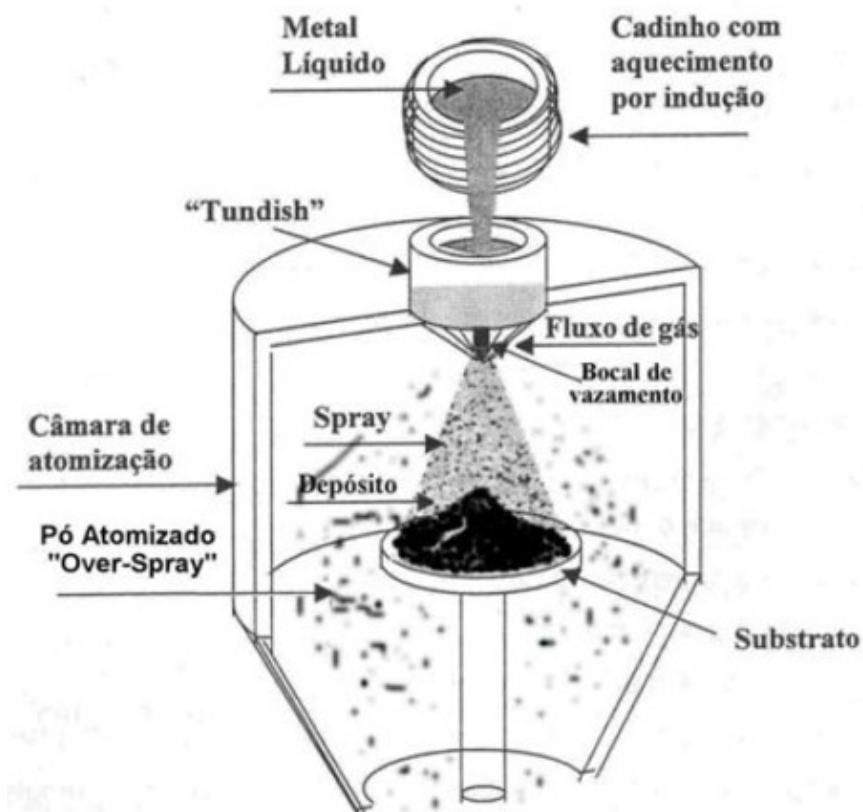
Em particular, a liga 7075 apresenta alta resistência mecânica, sendo comparável a muitos aços, além de ter boa resistência à fadiga e boa usinabilidade. No entanto, possui alto custo de fabricação, sendo aplicável em situações nas quais ligas mais baratas não são adequadas para o desempenho proposto (COBDEN, 1994).

É amplamente usada na fabricação de componentes automotivos (como carcaça de motor), navais e aeroespaciais (carcaça de turbina, fuselagem e cone de cauda de míssil). Mas também é aplicada na manufatura de hastes para tacos de lacrosse, fuselagem de asa delta, rifles militares e componentes de bicicleta (IMRAN e KHAN, 2019).

4.2 Conformação por *spray*

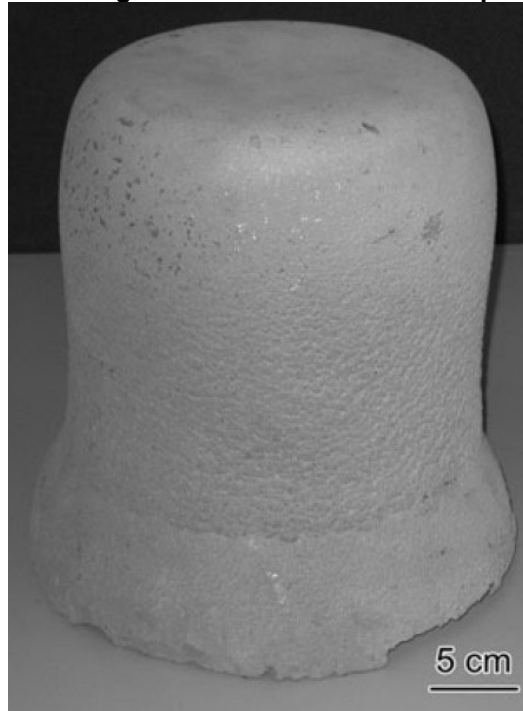
As primeiras pesquisas com conformação por *spray* (CS) foram iniciadas por Singer e seus colaboradores em 1970, como cita Ojha (1992). O princípio consiste de atomizar um fluxo de metal líquido com uso de gás inerte (argônio ou nitrogênio, usualmente), o qual é injetado a alta pressão (BONAVINA, 2008). O fluxo de metal líquido é desintegrado em um *spray* composto por pequenas gotículas, as quais são aceleradas em direção a um substrato posicionado a uma distância pré-determinada. Durante o percurso, ocorre resfriamento a altas taxas dessas gotículas, que são então depositadas no substrato – de forma coerente e com a mesma geometria da peça que se deseja fabricar (MATHUR *et al.*, 1989). A Figura 1 demonstra o processo de conformação por *spray*. Já a Figura 2 apresenta um lingote de Al 7075 depositado por conformação por *spray*.

Figura 1 – Demonstração de conformação por *spray*



Fonte: Bonavina (2005)

Figura 2 – Lingote de Al 7075 conformado por *spray*



Fonte: Su *et al.* (2016)

4.3 Aplicações de tratamentos térmicos

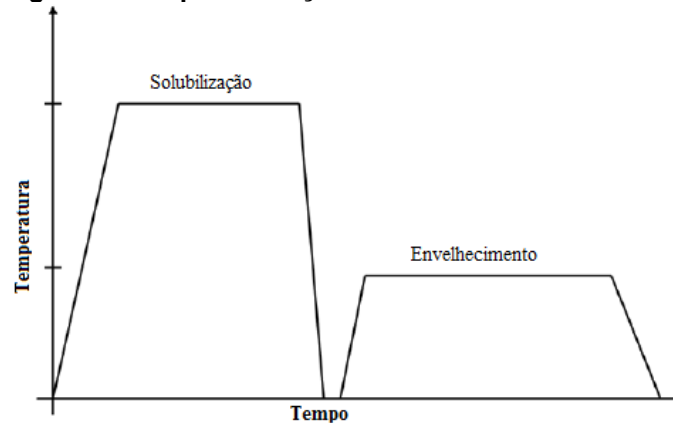
4.3.1 Resistência mecânica

O tratamento térmico principal para maximizar a resistência mecânica é o de envelhecimento (T6).

4.3.1.1 Envelhecimento

Durante o envelhecimento, o endurecimento ocorre pela precipitação na fase primária de uma nova fase, decorrente da dissolução de fases grosseiras, quando o material é aquecido a temperaturas em torno de 500°C (no caso das ligas de alumínio). Inicialmente, com o rápido resfriamento em água após a solubilização, os elementos de liga em solução sólida tendem a formar precipitados, as zonas de Guinier-Preston (GP), reduzindo a mobilidade das discordâncias e endurecendo o material. Posteriormente, o processo de envelhecimento pode ocorrer de forma natural ou, de forma artificial (T6), quando o mesmo é aquecido à temperatura entre 120 e 200°C (WEINGAERTNER, 1991). A Figura 3 traz a representação esquemática típica de um tratamento T6.

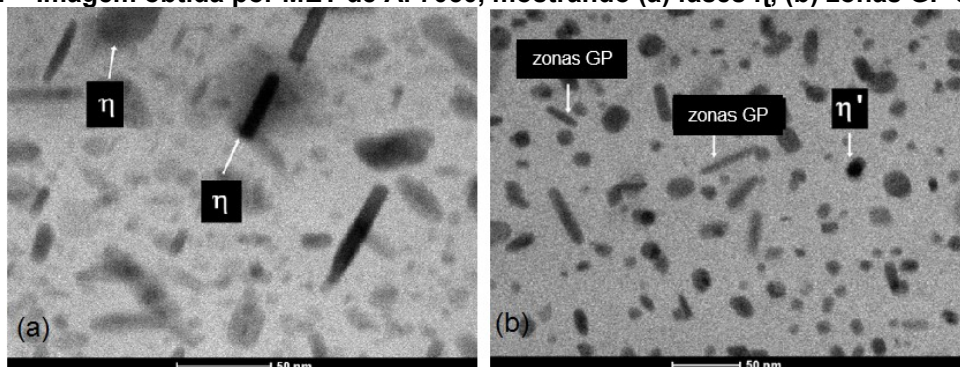
Figura 3 – Esquemática de tratamento térmico T6



Fonte: Adaptado de Bellini *et al.* (2006)

Em ligas da série 7xxx, o processo de precipitação se dá pela seguinte sequência: solução sólida supersaturada → zonas GP → fase η' metaestável → fase η estável. As zonas GP se caracterizam por serem aglomerados metaestáveis de solutos coerentes formados por Zn, Mg e Cu. Já fases η' metaestáveis são formadas de solução sólida de $MgZn_2$, $Mg(ZnCuAl)_2$ ou $Mg(Zn_2,AlMg)$, que aparecem como discretas partículas semi-coerentes no formato de plaquetas – comuns nos grãos. Já fases η são incoerentes, aparecendo como bastão ou lâmina e, geralmente, nos contornos de grão (SU *et al.*, 2014). A Figura 4 apresenta imagem obtida por Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) de liga 7050 relativas a (a) fases η , (b) zonas GP e fases η' .

Figura 4 – Imagem obtida por MET de Al 7050, mostrando (a) fases η , (b) zonas GP e fases η'



Fonte: Adaptado de Jacumasso *et al.* (2016)

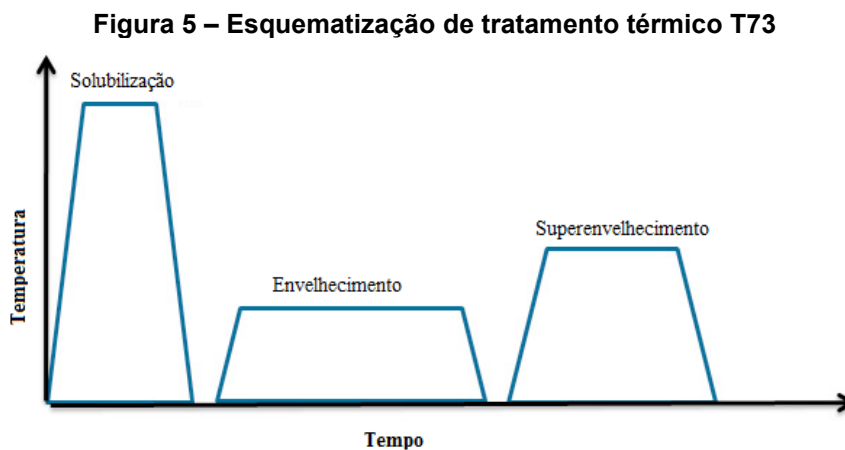
4.3.2 Resistência à corrosão

Os tratamentos térmicos usuais para aumento da resistência à corrosão intergranular são o superenvelhecimento (T73) e o de regressão e reenvelhecimento (RRA).

4.3.2.1 Superenvelhecimento

O T73 envolve envelhecimento artificial da liga metálica para além do ponto de máxima resistência, após tratamento de solubilização. Durante o primeiro estágio de envelhecimento, uma fina e densa dispersão de precipitados é desenvolvida na matriz (como no tratamento T6).

Já na segunda etapa, a estrutura e a composição e as dimensões desses precipitados são modificadas (DAVIS, 1993). O tamanho e a fração em volume dos precipitados são aumentados e a coerência da interface entre precipitados e matriz é diminuída (DORWARD, 1999), além de a distribuição de precipitados ao longo dos contornos de grão se tornar não uniforme. Esta não uniformidade de distribuição de precipitados grosseiros reduz a dissolução anódica e previne que se forme um caminho contínuo para a corrosão no contorno de grão (PENG *et al.*, 2008). Na Figura 5 tem-se a representação esquemática típica de um tratamento T73.



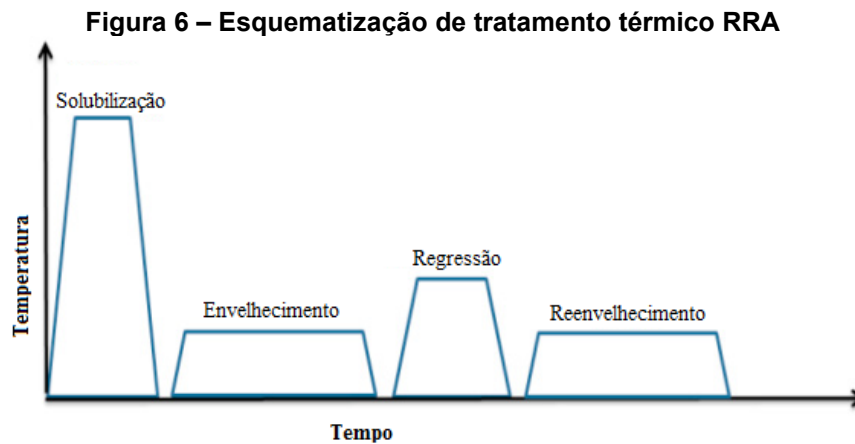
O T73 foi o primeiro tratamento desenvolvido para aumentar resistência à corrosão sob tensão em ligas como a 7075 (DAVIS, 1993). Neste tratamento, a segunda etapa é geralmente suficiente para eliminar todos os vestígios de susceptibilidade à corrosão intergranular (LIFKA, 1972).

No entanto, o processo reduz a resistência mecânica, em relação ao tratamento tradicional T6 (DAVIS, 1993), já que o distanciamento entre os precipitados grandes aumenta a mobilidade das discordâncias (HILL, 1973).

4.3.2.2 RRA

O tratamento RRA foi inicialmente desenvolvido para aprimorar a resistência à corrosão sob tensão (SCC) (CINA, 1974). No entanto, esta possui caráter intergranular em liga 7075 (PAGLIARELLO, 2012; PRABHURAJ *et al.*, 2017).

O tratamento consiste em 3 etapas. Primeiro, obtém-se uma estrutura T6 e, em seguida, faz-se a regressão (R) desta estrutura por um curto período de tempo, em temperatura entre a de envelhecimento e a de solubilização. Finalmente, o material é reenvelhecido por um período consideravelmente maior, preferencialmente na temperatura original de envelhecimento (CINA, 1974). A Figura 6 ilustra o esquema típico de um tratamento RRA.



Fonte: Adaptado de Pankade *et al.* (2018)

A microestrutura resultante é similar a uma estrutura T6 no interior dos grãos, enquanto há precipitados grosseiros e incoerentes distribuídos nos contornos de grão – como em uma estrutura T73 – obtendo-se, assim, resistência à corrosão aprimorada, sem perda de resistência mecânica (RASHIDI, 2015; ZAVALETA-GUTIERREZ *et al.*, 2018).

4.4 Corrosão

Corrosão é a degradação de materiais e suas propriedades por processo químico ou eletroquímico (FERREIRA, 2017).

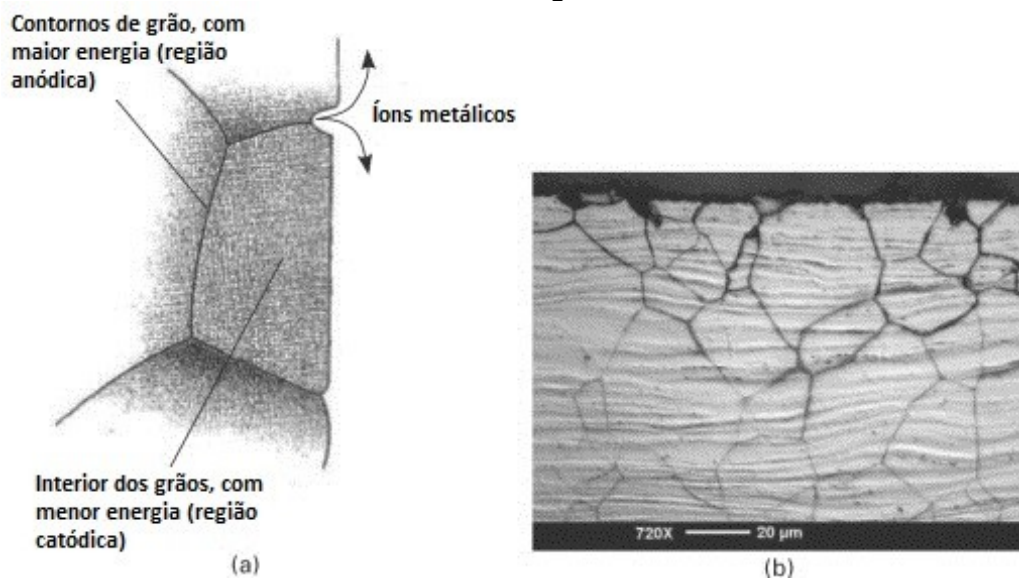
4.4.1 Corrosão localizada

Corrosão localizada é uma forma acelerada de ataque por ambiente corrosivo em áreas específicas de um componente, devido à interrupção da camada protetora de óxidos (CRAMER, 2003).

4.4.1.1 Corrosão intergranular

Corrosão intergranular (IGC) define corrosão localizada que ocorre nos contornos de grão e regiões adjacentes, pela formação de microcélulas galvânicas entre os precipitados nos contornos de grão e a matriz (regiões anódica e catódica) (LIFKA, 1972). O processo é ilustrado e exemplificado na Figura 7 (a) e (b).

Figura 7 – (a) Ilustração de corrosão intergranular; (b) Seção transversal de amostra após corrosão intergranular



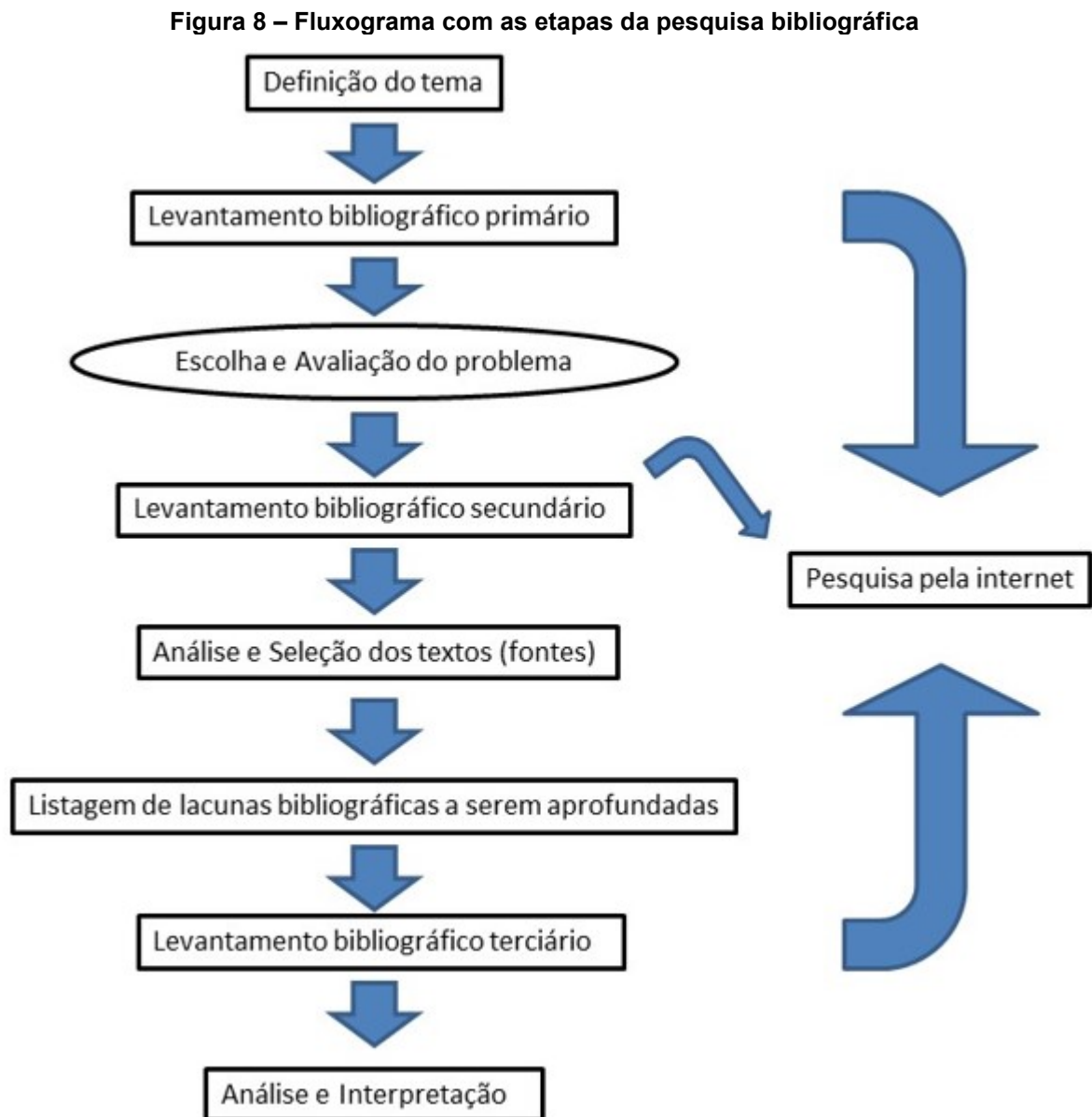
Fonte: Adaptado de Mouritz (2012)

4.4.1.2 Corrosão por pites

O rompimento local da camada passiva – seja por danos mecânicos ou químicos, seja pela presença de não-uniformidades (como inclusões não-metálicas) (NACE, 2021) – faz com que surjam pequenas cavidades na superfície do material, através da reação galvânica entre diferentes elementos de liga. Os pites então agem como concentradores de tensão, resultando em perda de propriedades mecânicas (VARGEL, 2004).

5 METODOLOGIA

O fluxograma apresentado na Figura 8 a seguir demonstra o procedimento seguido na pesquisa bibliográfica, o qual é uma adaptação do modelo sugerido por Souza *et al.* (2021).



Fonte: Adaptado de Souza *et al.* (2021).

6 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção são apresentados resultados encontrados em artigos recentes, que permitem contrastar os efeitos ocasionados pelos tratamentos térmicos tradicionais (T6, T73 e RRA) sobre a microestrutura e o comportamento corrosivo em liga Al 7075 conformada por *spray*.

É apresentado e analisado também um novo tratamento, derivado do RRA. Este tratamento não possui um nome oficial, sendo por vezes denominado U-RRA-H, sem maiores explicações. Para facilitar o entendimento, neste trabalho, ele foi chamado de N-RRA (“novo RRA”).

Os tratamentos foram executados em diversas condições. Os mais efetivos e seus parâmetros se encontram na Tabela 1 a seguir e serão abordados nas próximas seções. Destaca-se que algumas amostras T6 passaram por etapa de regressão (R) para avaliação intermediária e, por isso, a condição utilizada também se encontra na Tabela 1 (SU *et al.*, 2014).

| Tratamentos | Parâmetros |
|--------------------|---|
| T6 | 120°C x 24 h |
| T6 + R | 120°C x 24 h + 200°C x 10 min |
| T73 | 120°C x 8 h + 160°C x 16 h |
| RRA | 120°C x 24 h + 200°C x 10 min + 120°C x 24h |
| N-RRA | 120°C x 16 h + 200°C x 8 min + 120°C x 24h |

Fonte: Su *et al.* (2014); Su *et al.* (2015)

6.1 Corrosão intergranular

Na Tabela 2, os valores médios de profundidade de corrosão intergranular para cada tratamento são apresentados.

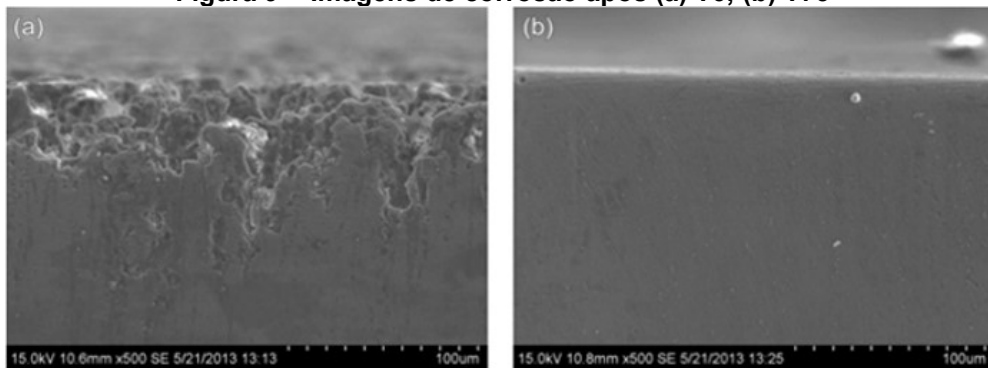
| Tratamentos | IGC (µm) |
|--------------------|-----------------|
| T6 | 131,4 |
| T6 + R | 52,6 |
| T73 | 2,0 |
| RRA | 16,8 |
| N-RRA | 29,8 |

Fonte: Su *et al.* (2014)

As Figuras 9 a 11 apresentam imagens das seções transversais de amostras, após os diferentes tratamentos térmicos (obtidas por MEV), que passaram por avaliação de corrosão intergranular (SU *et al.*, 2014), executada segundo a norma ASTM G110-92 (2015), com tempo de imersão de 6h.

Na Figura 9 (b), verifica-se apenas a presença de pequenos pites na superfície, compatível com o esperado de um tratamento T73, o que se contrapõe ao observado na Figura 9 (a), no qual a corrosão intergranular (IGC) é intensa, tendo penetrado uma grande distância na liga, enquanto a superfície é grosseira e irregular – indicando distribuição considerável de pites (SU *et al.*, 2014).

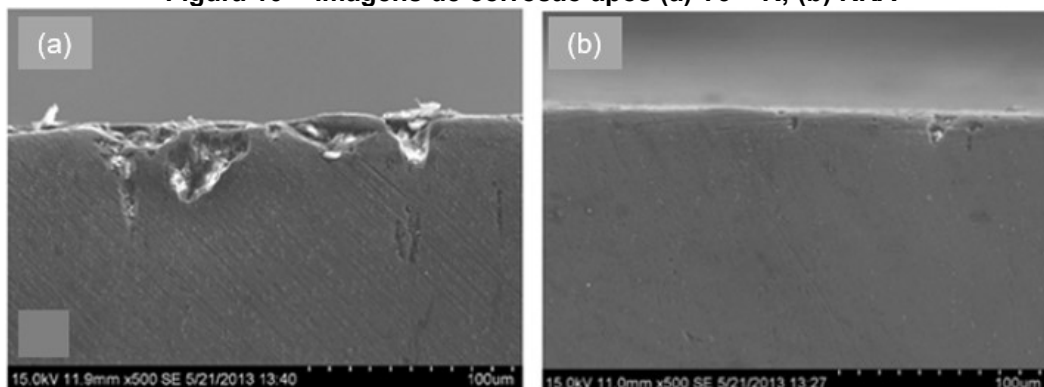
Figura 9 – Imagens de corrosão após (a) T6; (b) T73



Fonte: Su *et al.* (2014)

Através da Figura 10 (a), pode-se observar que a etapa de regressão executada posteriormente ao T6 reduz de forma considerável a profundidade de IGC, de 131,4 para 52,6 μm , com 10 minutos de regressão. Já na Figura 10 (b), tem-se a última etapa do RRA, a de reenvelhecimento, fazendo com que o resultado seja ainda mais expressivo, com redução contínua da presença e dimensões de pites (SU *et al.*, 2014).

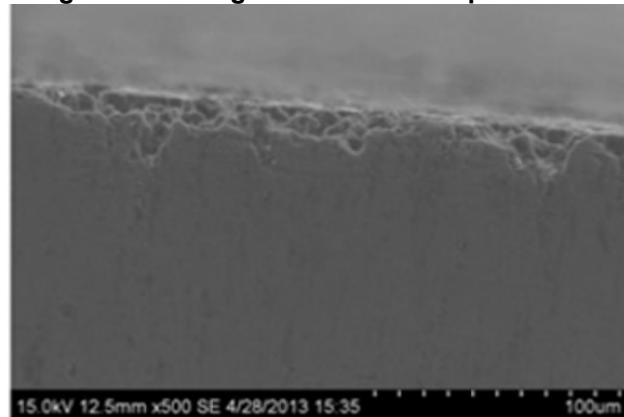
Figura 10 – Imagens de corrosão após (a) T6 + R; (b) RRA



Fonte: Adaptado de Su *et al.* (2014)

Na Figura 11, referente ao novo tratamento RRA, pites superficiais são visivelmente maiores em relação ao observado na Figura 10 (b) (SU *et al.*, 2015).

Figura 11 – Imagem de corrosão após N-RRA



Fonte: Su *et al.* (2015)

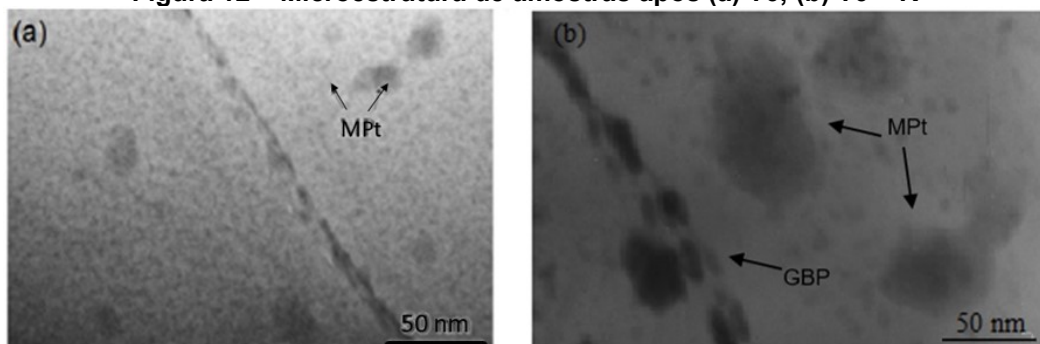
6.2 Microestrutura

Em ligas Al-Zn-Mg-Cu, as propriedades dependem fortemente das características dos precipitados encontrados na matriz (MPt) e nos contornos de grão (GBP), além das zonas livres de precipitados (PFZ) (SU *et al.*, 2015).

6.2.1 Efeitos de tratamentos térmicos convencionais na microestrutura

A Figura 12 exibe imagens obtidas por Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) da microestrutura de amostras após (a) T6 e (b) T6+R.

Figura 12 – Microestrutura de amostras após (a) T6; (b) T6 + R

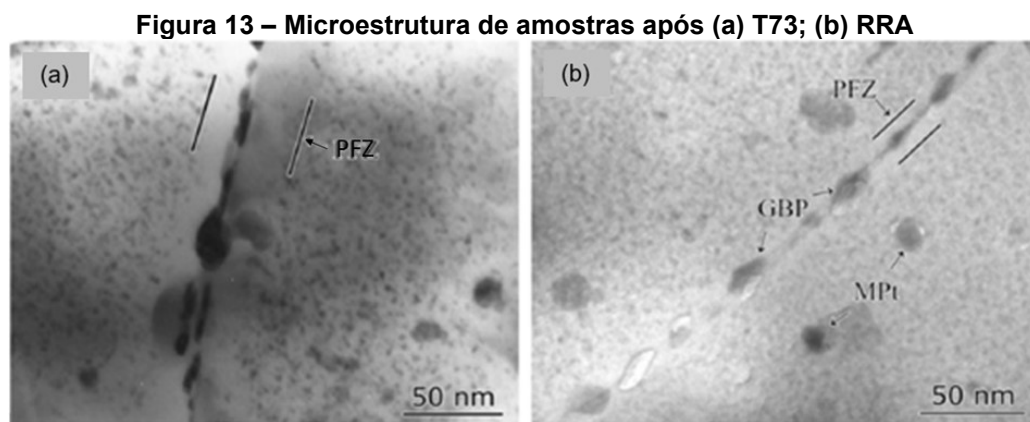


Fonte: Adaptado de Su *et al.* (2014); Adaptado de Su *et al.* (2015)

Na Figura 12 (a), percebe-se que os precipitados encontrados na matriz são majoritariamente finos, dispersos e isolados (fases η') após um tratamento T6, já os precipitados nos contornos de grão (fases η) são próximos e finos e, as zonas livres de precipitados possuem 5 nm de espessura. Na Figura 12 (b), após a regressão por

10 min, observa-se que frações volumétricas dos MPt diminuem, enquanto o tamanho dessas fases aumenta consideravelmente. Fases MPt, com tamanho menor que o crítico, são dissolvidas, enquanto que algumas maiores crescem e se transformam em fases η estáveis, reduzindo a resistência mecânica. Enquanto isso, os precipitados nos contornos de grão ficam mais espaçados (SU *et al.*, 2014; SU *et al.*, 2015).

A Figura 13 exibe imagens obtidas por Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) da microestrutura de amostras após (a) T73 e (b) RRA.



Fonte: Adaptado de Su *et al.* (2014); Adaptado de Su *et al.* (2015)

Na Figura 13 (a), observa-se que os MPt são maiores e mais agrupados, com tamanhos entre 3 e 5 nm. Nos contornos de grão, GBP são semi-contínuos e descontínuos. O fato de os MPt serem maiores e representarem menor fração volumétrica justifica o valor inferior de resistência à tração da amostra T73 (676 MPa), em relação à amostra T6 (760 MPa); já a PFZ aumenta para 25 nm. Na Figura 13 (b), verifica-se que a amostra RRA exibe distribuição homogênea de pequenas partículas nos grãos, consequência da segunda etapa de envelhecimento, posterior à regressão. Isto explica o fato de a liga ter sua resistência mecânica aumentada novamente. Ao mesmo tempo, com o aumento do tempo de regressão, tem-se que as fases GBP se tornam maiores e descontínuas progressivamente – de forma similar a um tratamento T73 (SU *et al.*, 2014).

Sabe-se que os GBP são dissolvidos preferencialmente como ânodos. Assim, a corrosão galvânica (em relação a um T6) se dá de forma mais branda em amostras submetidas a RRA por apresentarem GBP descontínuos ou pouco contínuos – o que reduz o caminho anódico, retardando a corrosão localizada. Por fim, tem-se

microestrutura que entrega considerável resistência mecânica e alta resistência à corrosão (SU *et al.*, 2014; SAVONOV *et al.*, 2019).

No entanto, algumas fases MPt de grande tamanho são formadas no reenvelhecimento, consumindo parte dos elementos de liga que haviam sido solubilizados na regressão. Isto faz com que a distribuição, o tamanho e a quantidade de fases MPt não sejam os melhores possíveis (SU *et al.*, 2015).

Os resultados apresentados se mostram compatíveis com os resultados encontrados em outros trabalhos publicados (WANG *et al.*, 2014; RAO *et al.*, 2016; LI *et al.*, 2018; KHAN *et al.*, 2019).

No experimento, detectou-se que um aumento na largura da PFZ pode melhorar a plasticidade e a resistência à corrosão da liga (SU *et al.*, 2014). A zona livre de precipitados se forma no entorno de fases GBP, pela dissolução de zonas Guinier-Preston (GP), na presença dessas fases estáveis (Davis, 1993).

A diferença de potencial eletroquímico entre GBP e PFZ é menor que entre GBP e matriz e, portanto, um aumento da espessura da PFZ dificulta a corrosão nos contornos de grão (SU *et al.*, 2015), ao se reduzir a taxa de corrosão localizada – em parte pela diferença relativa de cobre entre GBP e PFZ, além do fato de as fases GBP serem afastadas (semi-contínuas a descontínuas) (ZHU *et al.*, 2004).

SU *et al.* (2014) também levantaram a questão de que aumento na concentração de Cu nas fases GBP aperfeiçoa a resistência à corrosão – se mostrando um fator fundamental na comparação entre tratamentos que possuem este propósito. Sabe-se que a taxa de dissolução anódica para ligas Al-Zn-Mg-Cu está diretamente relacionada ao potencial eletroquímico do composto intermetálico $Mg(Cu_xZn_{(1-x)})_2$, o qual tende a se elevar com o aumento da presença de Cu – o que sugere que este aumento leva a força motriz da dissolução anódica a se enfraquecer (HOLROYD, 1990).

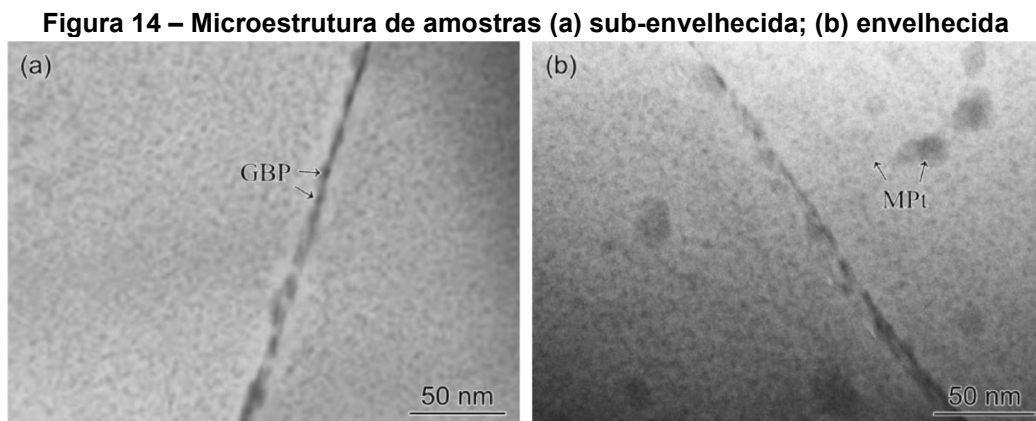
Goswami (2013) investigou os efeitos de tratamentos T6 e T73 sobre a corrosão sob tensão (SCC) em liga Al 7075. Em seus resultados, o teor de Cu, em composto intermetálico $Mg(Cu_xZn_{(1-x)})_2$ presente nas fases GBP, teve um aumento de 25% em condição T73 em relação à T6. Os átomos de Cu substituem os de Zn no composto intermetálico e a estabilidade do composto aumenta – em grande parte, devido ao aumento na entropia configuracional. O teor de Cu tende a aumentar até que a razão Cu:Zn seja de 1:1 com o superenvelhecimento.

Esse resultado é compatível com o observado por Ramgopal *et al.* (2001), que analisou curvas de polarização para o composto $Mg(Cu_xZn_{(1-x)})_2$ com diferentes teores de Cu. O trabalho mostrou que maiores concentrações modificam as curvas para valores mais nobres em relação a $MgZn_2$ – o que explica a alta resistência à corrosão sob tensão gerada pelo tratamento T73.

6.2.2 Efeitos do novo tratamento RRA na microestrutura

6.2.2.1 Etapa de sub-envelhecimento

A Figura 14 (a) e (b) apresenta imagens obtidas por MET da microestrutura de amostras sub-envelhecida a 120°C por 16 h e envelhecida a 120°C por 24 h, respectivamente.



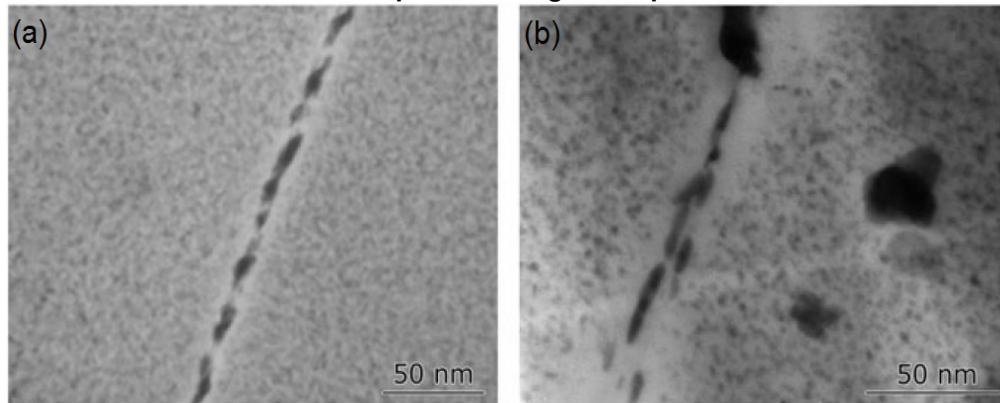
Fonte: Su *et al.* (2015)

Observa-se na Figura 14 (a) que as fases MPt são finas, quase esféricas e pouco visíveis, enquanto as fases GBP são pequenas, contínuas ou semi-contínuas, devido à precipitação deficiente. Enquanto que na Figura 14 (b), embora a maioria dos precipitados na matriz seja pequena e dispersa, alguns de dimensões maiores (ultrapassando 10 nm) surgem, graças ao envelhecimento convencional. Já os precipitados nos contornos de grão são próximos (SU *et al.*, 2015).

6.2.2.2 Etapa de regressão

A Figura 15 apresenta imagens obtidas por MET da microestrutura de amostras após (a) sub-envelhecimento a 120°C por 16h e regressão a 200°C por 8 min; (b) envelhecimento a 120°C por 24h e regressão a 200°C por 10 min.

Figura 15 – Microestrutura de amostras (a) sub-envelhecida por 16h e regredida por 8 min; (b) envelhecida por 24h e regredida por 10 min



Fonte: Adaptado de Su *et al.* (2016)

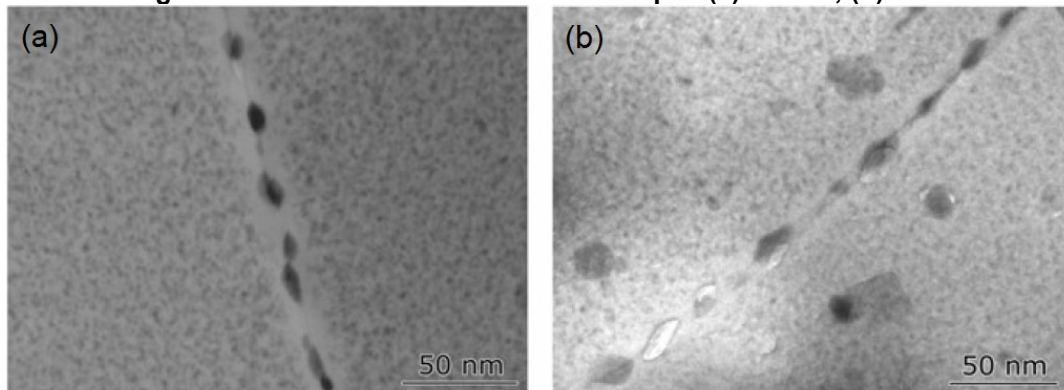
Na Figura 15 (a), tem-se que alguns GBP se dissolveram, enquanto os restantes alongaram-se e afinaram-se. O espaçamento entre eles aumentou, ao mesmo tempo em que se tornaram semi-contínuos. Já na Figura 15 (b), os precipitados grandes na matriz não foram dissolvidos e, ao contrário, cresceram – sendo que alguns se agregaram no processo. GBP tornaram-se alongados, embora permaneçam contínuos ou semi-contínuos (SU *et al.*, 2016).

6.2.2.3 Etapa de reenvelhecimento

Durante o reenvelhecimento, tem-se fenômeno de endurecimento secundário: a regressão leva à ressolubilização das fases MPt, permitindo a redistribuição das mesmas por precipitação, em partículas de menor volume – aperfeiçoando a resistência mecânica (791 contra 760 MPa do T6).

A Figura 16 exibe imagens obtidas por MET de amostras após ciclo completo (a) N-RRA e (b) RRA.

Figura 16 – Microestrutura de amostras após (a) N-RRA; (b) RRA



Fonte: Adaptado de Su *et al.* (2016)

Na Figura 16 (a), as fases MPt são compostas de precipitados finos e homoganeamente dispersos, enquanto GBP são desconectados e quase ovais. Já na Figura 16 (b), a quantidade, o tamanho e a distribuição de grandes fases MPt não são tão eficientes, em termos de resistência mecânica (758 MPa) (SU *et al.*, 2016).

6.2.3 Discussão microestrutural entre N-RRA e RRA convencional

Pela análise da Tabela 3, percebe-se que o tamanho médio das fases GBP resultantes do tratamento N-RRA é menor que o do RRA convencional (QU *et al.*, 2015; Su *et al.*, 2015).

Tabela 3 – Dimensões e espaçamento de fases para RRA e N-RRA

| Tratamento | Tamanho MPt (nm) | Tamanho GBP (nm) | Espaçamento GBP (nm) | Espessura PFZ (nm) |
|------------|------------------|------------------|----------------------|--------------------|
| RRA | 2 ou 10+ | 10-20 | 10-20 | 20 |
| N-RRA | ~2 | 5-7 | 15-20 | 10-15 |

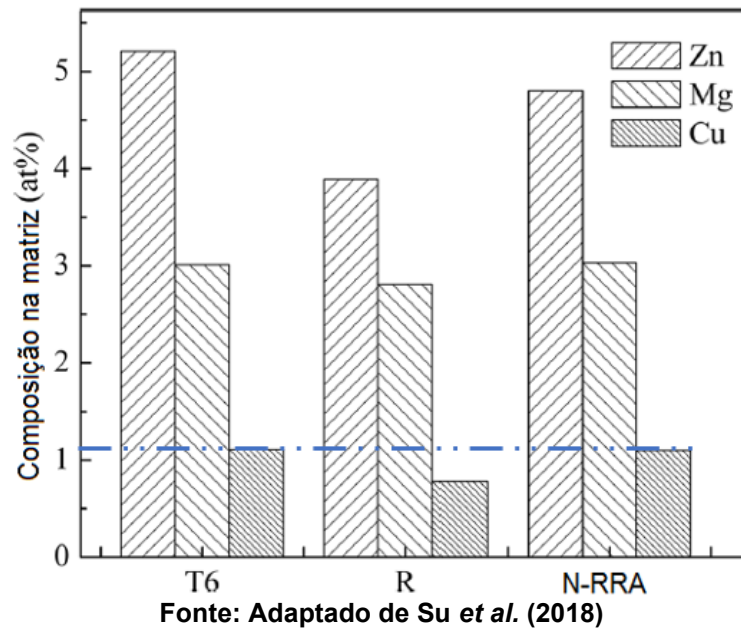
Fonte: Qu *et al.* (2015); Su *et al.* (2015)

O mecanismo de crescimento de GBP (comumente $MgZn_2$) se dá através de átomos de soluto, provenientes da matriz, que são coletados pelos contornos de grão e difundidos rapidamente para esses precipitados (AARON e AARONSON, 1968). Goswami (2013) complementa que em temperatura de 120°C, esta difusão é mais efetiva e não se espera acumulação de átomos de soluto nos contornos de grão, já que são absorvidos pelos GBP em crescimento.

Segundo Shakouri *et al.* (2017), o enriquecimento por cobre das fases GBP, faz com que seu potencial de eletrodo aumente, reduzindo a atividade eletroquímica dessas fases. Já Goswami (2013) sugere que a taxa de dissolução de precipitados nos contornos de grão tende a diminuir na medida em que o conteúdo de Cu nestes aumenta.

A Figura 17 apresenta o resultado comparativo do EDS posterior a cada uma das 3 etapas do N-RRA.

Figura 17 – EDS para tratamentos T6, T6 + R e N-RRA



Percebe-se que após o reenvelhecimento, o teor de cobre disperso na matriz é similar entre N-RRA e T6 (SU *et al.*, 2018).

Este resultado é o contrário do que se esperaria de um tratamento RRA. Shakouri *et al.* (2017) investigaram os efeitos de T6 e RRA na microestrutura de ligas Al 7xxx. Apontou-se a presença de 3,2 at% (porcentagem atômica) de cobre na matriz, enquanto que nas fases GBP, o teor era de 1,4 at% – para um tratamento T6. Já em tratamento RRA, o teor na matriz foi de 0,8 at% e de 4,0 at% nas fases GBP.

Segundo Goswami (2013), para liga Al 7075, uma etapa de sub-envelhecimento a 120°C com tempo inferior a 24 h faz com que o teor de Cu final nos precipitados dos contornos de grão seja relativamente pequeno.

Embora o conteúdo de Cu na matriz seja similar, no tratamento N-RRA os precipitados nos contornos de grão são maiores e mais afastados que os do T6, implicando em resistência à corrosão intergranular aprimorada. No entanto, comparando com o RRA convencional, os precipitados são menores, o que leva a crer que o teor de Cu disperso nos contornos e na PFZ é maior no N-RRA. Segundo Park e Ardell (1991), esse teor mais elevado proporciona maior susceptibilidade à corrosão nos contornos, ao reduzir o grau de nobreza do caminho anódico, ao mesmo tempo em que alavanca a taxa de reação catódica no local.

O fato de os precipitados serem menores indica também maior conteúdo de Zn e Mg em solução sólida, alavancando a diferença de potencial eletroquímico entre a matriz e os intermetálicos catódicos (ZVALETA-GUTIERREZ *et al.*, 2018) – já que

estes crescem absorvendo átomos de soluto, levando à ampliação da PFZ anódica (PARDOEN *et al.*, 2003). Ricos em Cu, os intermetálicos catódicos são segregados ao longo dos contornos de grão de forma semi-contínua (ALIYAH e ANAWATI, 2018).

A elevação do potencial em questão torna a região próxima a esses intermetálicos mais suscetível à corrosão localizada por pite, que antecede a intergranular (ZAVALETA-GUTIERREZ *et al.*, 2018).

Segundo Andreatta *et al.* (2004), para a liga Al 7075, os pites resultantes desse ataque localizado se devem à dissolução seletiva dos intermetálicos ou ao *drop out* dos mesmos da superfície pela dissolução da matriz que os circunda.

Supõe-se, portanto, que os efeitos resultantes de se ter fases GBP menores explique o fato de a profundidade de IGC do N-RRA ser mais extensa do que a do RRA convencional, apesar de a condutividade ser próxima, como mostra a Tabela 4.

Tabela 4 – Valores de condutividade para diversos tratamentos térmicos

| Tratamento | Condutividade (% IACS) |
|------------|---------------------------|
| T6 | 31,6 |
| T73 | 40,2 |
| RRA | 39,3 |
| N-RRA | 38,9 |

Fonte: Qu *et al.* (2015); Su *et al.* (2016); Su *et al.* (2018)

7 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Este trabalho teve por objetivo realizar uma revisão bibliográfica dos efeitos de diversos tratamentos térmicos sobre a microestrutura e a resistência à corrosão intergranular em liga 7075 conformada por *spray* e extrusão. Buscou-se analisar os diferentes fatores responsáveis pelos resultados que cada um propõe. A partir da bibliografia consultada foi possível chegar às seguintes conclusões:

- O tratamento RRA é muito eficiente, permitindo aperfeiçoar as propriedades de resistência à corrosão intergranular, sem sacrifício de propriedades mecânicas. No entanto, é importante salientar que o uso dos vários ciclos térmicos pode levar a um maior consumo energético. Além disso, o curto período de regressão pode limitar o processo a seções finas;
- Ao se alterar os parâmetros do tratamento RRA convencional, permite-se obter propriedades mecânicas superiores às de um tratamento T6, ao mesmo tempo em que se obtêm boas propriedades de resistência à corrosão. Outrossim, o tempo de processo é menor se comparado ao RRA tradicional, podendo reduzir custos de produção;
- A questão de custo energético e as limitações técnicas do tratamento RRA fazem com que os processos T6 e T73 permaneçam relevantes para a indústria, em seus segmentos.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Diante dos resultados discutidos neste trabalho, propõe-se sugestões para trabalhos futuros:

- Analisar a influência dos teores dos elementos de liga nos parâmetros dos tratamentos térmicos e os efeitos resultantes sobre a microestrutura e corrosão intergranular;
- Analisar o grau de influência da fragilização por hidrogênio em processos RRA, com uso de sub-envelhecimento, em ligas conformadas por *spray* – já que embora não observado nos trabalhos apresentados, é um mecanismo comum quando se considera esforços mecânicos aliados à corrosão intergranular;
- Analisar o grau de influência dos intermetálicos catódicos na formação de corrosão localizada em ligas de alumínio conformadas por *spray*;
- Analisar os efeitos das características das fases GBP sobre a corrosão intergranular.

REFERÊNCIAS

- AARON, H. B.; AARONSON, H. I. **Acta Metall.**, vol. 16, pg. 789, 1968.
- ABAL (Associação Brasileira Do Alumínio). **Publicação técnica - Fundamentos e aplicações do alumínio**, ABAL, pg. 68, 2007.
- ALIYAH, A. N.; ANAWATI, A. **Effect of Heat Treatment on Microstructure and mechanical hardness of aluminum alloy AA7075**. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, vol. 541, 2018.
- ANDREATTA, F; *et al.* **Corrosion behaviour of different tempers of AA7075 aluminium alloy**. Electrochimica Acta, vol. 49, Issues 17–18, pg. 2851-2862, 2004.
- ASM International (American Society of Metals). **Corrosion of Aluminum and Aluminum alloys**, 1999.
- ASTM Standard G110-92, in **Standard Practice for Evaluating Intergranular Corrosion Resistance of Heat Treatable Aluminum Alloys by Immersion in Sodium Chloride + Hydrogen Peroxide Solution**. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.
- BELLINI, A.; *et al.* **Thermo-mechanical modelling of aluminum cast parts during solution treatment**. Modelling Simul. Mater. Sci. Eng., vol. 14, pg. 677, 2006.
- BONAVINA, L. F. **Processamento e caracterização da liga Al₉₃Fe₃Cr₂Ti₂ solidificada rapidamente**. 98f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2005.
- BONAVINA, L. F. **Conformação por spray da liga formadora de fase amorfa Fe66B30Nb4**. 163f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2008.
- CASTRO, W.B. **Ligas solidificadas rapidamente: ciência, tecnologia e aplicações** - Revista Eletrônica de Materiais e Processos, v.1, pg. 37-44, 2006.
- CINA, B. **Reducing the Susceptibility of Alloys, Particularly Aluminum, to Stress Corrosion Cracking**: US Patent 3856584, 1974.
- COBDEN, R. **Physical Properties, Characteristics and Alloys**. European Aluminum Association, Brussels, 1994.
- CRAMER, S. D.; COVINO, B. S. **Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection**. ASM International, volume 13A, pg. 189-190, 2003.
- DAVIS, JR. **Aluminum and Aluminum Alloys**. ASM International, Materials Park, OH, pg. 40-46, pg. 59-62, pg. 290, pg. 591, 1993.
- DAVIS, JR. **Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys**. ASM International, 1999.
- DORWARD, R.C. **Precipitate coarsening during overaging of Al-Zn-Mg-Cu alloy**. Materials Science and Technology, vol. 15, pg. 1133-1138, 1999.

ELMAS, S. **Ageing behaviour of spray cast Al-Zn-Mg-Cu alloys**. Turkish J. of Eng. & Environ. Sci. 25, pg. 681-686, 2001.

ELMAS, S. **Mechanical properties of spray cast 7xxx series aluminium alloys**. Turkish J. of Engin. & Environ. Sci., vol. 26, pg. 345-352, 2002.

FERREIRA, B. A. **Corrosion Behavior of 7075-T651 Aluminum Alloy under Different Environments**. MSc Thesis in Aerospace Engineering, Instituto Superior Técnico de Lisboa, Lisboa, 2017.

GEORGE, S. L.; KNUTSEN, R. D. **Composition Segregation in Semi-solid Metal Cast AA 7075**. J. Mater. Sci., vol. 47, pg. 4716-4725, 2012.

GOSWAMI, R. *et al.* **Evolution of Grain Boundary Precipitates in Al 7075 Upon Aging and Correlation with Stress Corrosion Cracking Behavior**. Metall. Mater. Trans. A, vol. 44, pg. 1268–1278, 2013.

HILL, R.E.R. **Physical Metallurgy Principles**. Second Edition, D.Van Nostrand Company, 1973.

HOLROYD, N.J.H.: **Environment-Induced Cracking of High-Strength Aluminum Alloys**, in *Proceedings of Environment-Induced Cracking of Metals*. R.P. Gangloff and M.B. Ives, eds., NACE, Houston, pg. 311–45, 1990.

IMRAN, M.; KHAN, A. R. A. **Characterization of Al-7075 metal matrix composites: a review**. J. Mater. Res. Technol., vol. 8, n. 3, pg. 3347-3356, 2019.

JACUMASSO, S. C.; *et al.* **Analysis of precipitate density of an aluminium alloy by TEM and AFM**. REM, Int. Eng. J., vol. 69, n. 4, pg. 451-457, 2016.

KHAN, M.; *et al.* **Microstructure and mechanical properties of an Al-Zn-Cu-Mg alloy processed by hot forming processes followed by heat treatments**. Materials Characterization, vol. 157, 2019.

LEAL, V. S. **Conformação por spray da liga Fe-6%Si: estudo do processo e da microestrutura**. 209 p. Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 1999.

LI, R; *et al.* **Study on Corrosion Behavior of 7075 Aluminum Alloy with Retrogression and Reaging Using Taguchi Method**. J. of Materi Eng and Perform, vol. 27, pg. 6246-6255, 2018.

LIFKA, B.; SPROWLS, D. **Significance of Intergranular Corrosion in High-Strength Aluminum Alloy Products, in Localized Corrosion-Cause of Metal Failure**. ed. M. Henthorne (West Conshohocken, PA: ASTM International), pg. 120-144, 1972.

MATHUR, P., *et al.* **Analysis of the spray deposition process**. Acta Metallurgica, vol. 37, pg. 429-443, 1989.

MAZZER, E. M. **Caracterização microestrutural e mecânica da liga de Al AA7050 reciclada por conformação por spray e extrusão**. 134 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2013.

MOURITZ, A. P. Corrosion of aerospace metals. *In: Introduction to Aerospace Materials*. Woodhead Publishing, pg. 498-520, 2012.

NACE. **Pitting Corrosion**. Disponível em: <https://www.nace.org/resources/impact/corrosion-basics/group-1/pitting-corrosion>. Acesso em 22 de novembro de 2021.

OJHA, S. N. **Spray Forming: Science and technology**. Bull. Mater. Sci., vol. 15, n. 6, pg. 527-542, 1992.

PAGLIARELLO, A. G., **Effects of Modified Solution Heat Treatment on the Mechanical Properties and Stress Corrosion Cracking Susceptibility of Aluminum Alloy 7075**. MSc thesis, Mechanical and Aerospace Engineering Department, Carleton University, Ottawa, Ontario, 2012.

PANKADE S. B; *et al.* **The influence of heat treatments on electrical conductivity and corrosion performance of AA 7075-T6 aluminium alloy**. Procedia Manufacturing, vol. 20, pg. 53-58, 2018.

PARDOEN, T. *et al.* **Grain boundary versus transgranular ductile failure**. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol. 51, issue 4, pg. 637–665, 2003.

PARK, J. K; ARDELL, A. J. **Microchemical analysis of precipitate free zones in 7075-Al in the T6, T7 and RRA Tempers**. Acta metal. Mater, vol. 39, n. 4, pg. 591-598, 1991.

PENG, Z.; *et al.* **Mechanical properties, corrosion behaviors and microstructures of 7075 aluminium alloy with various aging treatments**. Transactions of Non-ferrous Metals Society of China, vol. 18, pg. 755-762, 2008.

PRABHURAJ, P., *et al.* **Evaluating stress corrosion cracking behaviour of high strength AA7075- T651 aluminium alloy**. Journal of the Mechanical Behavior of Materials, vol. 26, no. 3-4, pg. 105-112, 2017.

RICKER, R. E.; *et al.* **Chloride Ion Activity and Susceptibility of Al Alloys 7075-T6 and 5083-H131 to Stress Corrosion Cracking**. Metall. Mater. Trans. A, vol. 44, pg. 1353-1364, 2013.

QU, Y.; *et al.* **Effect of Pre-aging on Stress Corrosion Cracking of Spray-formed 7075 Alloy in Retrogression and Re-aging**. J. of Materi Eng and Perform, vol. 24, pg. 4328–4332, 2015.

RAO, A.; *et al.* **Stress corrosion cracking behavior of 7xxx aluminum alloys: A literature review**. Trans Nonferrous Met. Soc. China, vol. 26, pg. 1447-1471, 2016.

RAMGOPAL, T. *et al.* **J. Electrochem. Soc.**, vol. 148, pg. B348–B356, 2001.

RASHIDI, A. **Effect of Intermediate Deformation on Formability Parameters of Retrogression and Reaged (RRA) 7075 Alloy**. Msc thesis, Department of Metallurgy and Material Engineering, Istanbul Technical University, 2015.

REDDY, D. V. R. Microalloying of Advanced Al-Zn-Mg-Cu Alloy. **Metalworld**, 2008.

ROMETSCH, P. A., *et al.* **Heat treatment of 7xxx series aluminum alloys - Some recent developments.** Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 24, 7, pg. 2003-2017, 2014.

SAVONOV, G.; *et al.* **Study of the influence of the RRA thermal treatment and plasma nitriding on corrosion behavior of 7075-T6 aluminum alloy.** Surface & Coatings Tech., vol 374, pg. 736-744, 2019.

SHAKOURI, M.; *et al.* **Development of a heat treatment for increasing the mechanical properties and stress corrosion resistance of 7000 Al alloys.** *Materiali in Tehnologije*, vol. 51, pg. 831-836, 2017.

SOUZA, O. *et al.* **A pesquisa bibliográfica: princípios e fundamentos.** Cadernos da Fucamp, v. 20, n. 43, pg. 64-93, 2021.

STARKE JR, E. A.; *et al.* **Precipitation Hardening: From Alfred Hilm to the Present**, in HIRSCH, J.; SKROTZKI, B.; GOTTSTEIN, G. *Aluminum Alloys, Their Physical and Mechanical Properties*. Weinheim: Wiley-VCH, v. 1, 2008.

SU, R. M.; *et al.* **Effect of aging treatments on the mechanical and corrosive behaviors of spray-formed 7075 alloy.** J. Mater. Eng. Perform., 23, pg. 3842-3848, 2014.

SU, R. M.; *et al.* **Study on microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of spray formed 7075 alloy.** Materials Today Communications, vol. 4, pg. 109-115, 2015.

SU, R. M.; *et al.* **Study on a new retrogression and re-aging treatment of spray formed Al-Zn-Mg-Cu alloy.** Journal of Materials Research, vol. 31, issue 5, pg. 573-579, 2016.

SU, R. M.; *et al.* **Microstructure and Mechanical Properties of Spray-Formed 7075 Alloy During Retrogression.** J. of Materi Eng and Perform, vol. 27, pg. 4437-4443, 2018.

VARGEL, C. **Corrosion of Aluminum**, Elsevier, 2004.

WANG. Y.; *et al.* **Effect of retrogression and reaging treatment on the microstructure and fatigue crack growth behavior of 7050 aluminum alloy thick plate.** Materials and Design, vol. 55, pg. 857-863, 2014.

WEINGAERTNER, W. L.; SCHROEDER, R.B. **Tecnologia de usinagem do alumínio e suas ligas.** Alcan Alumínio, 2a ed., São Paulo, p.12, 1991.

WILLIAMS, J.C., Starke, E.A. **Progress in structural materials for aerospace systems.** Acta Materiala, 51, 19, pg. 5775-5799 2003.

YOSHIDA, H. **Alloy Development for Transportation in Sumitomo Light Metal.** 12th International Conference on Aluminium Alloys, pg. 54-61, Yokohama, Japan, 2010.

ZAVALETA-GUTIERREZ, N. E.; *et al.* **Efecto del tratamiento térmico sobre la resistencia mecánica, corrosión intergranular y exfoliación de la aleación de aluminio 7075.** *Matéria (Rio J.)*, vol. 23, n. 2, 2018.

ZHU, G. W. *et al.* **Influences of Li on Corrosion Resistance of 7075 and 7055 Aluminum Alloys**. 9th International Conference on Aluminium Alloys, pg. 805-810, 2004.