

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ

ANA LETÍCIA PIRES PISTORI

**CONFORMAÇÃO POR *SPRAY* EM LIGAS DE ALUMÍNIO 7XXX DE
APLICAÇÃO AERONÁUTICA**

LONDRINA

2022

ANA LETÍCIA PIRES PISTORI

**CONFORMAÇÃO POR *SPRAY* EM LIGAS DE ALUMÍNIO 7XXX DE APLICAÇÃO
AERONÁUTICA**

**SPRAY FORMING OF AERONAUTICAL APPLICATIONS 7XXX ALUMINUM
ALLOYS**

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: Prof. Dr. Odney Carlos Brondino

LONDRINA

2022



[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.

ANA LETÍCIA PIRES PISTORI

**CONFORMAÇÃO POR *SPRAY* EM LIGAS DE ALUMÍNIO 7XXX DE APLICAÇÃO
AERONÁUTICA**

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: Prof. Dr. Odney Carlos Brondino

Data de aprovação: 08/dezembro/2022

Prof. Dr. Odney Carlos Brondino
Doutorado em Ciência e Engenharia dos Materiais
Universidade Tecnológica Federal do Paraná - UTFPR

Prof. Dr. Marcio Andreato Batista Mendes
Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais
Universidade Tecnológica Federal do Paraná - UTFPR

Prof. Dr^a. Délia do Carmo Vieira
Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais
Universidade Tecnológica Federal do Paraná - UTFPR

LONDRINA

2022

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por me suportar em todas as adversidades.

Aos meus pais por terem me dado educação de melhor qualidade que me permitiram chegar até aqui.

Agradeço à minha tão sonhada e amada família, meu marido e minhas filhas Heloísa e Alice, que são minha fonte de inspiração.

Agradeço ao meu orientador Odney pelo apoio, suporte e compreensão nas etapas de desenvolvimento desse trabalho.

Por fim, agradeço aos colegas de curso pela parceria e à todo o corpo docente da Universidade Tecnológica Federal do Paraná Campus Londrina.

RESUMO

As ligas de alumínio da série 7XXX são de suma importância para a indústria aeronáutica, com ampla aplicação em componentes estruturais de aeronaves devido a elevada resistência mecânica, boa resistência a corrosão, ductilidade e resistência a fadiga. A conformação por *spray* tem se tornado uma rota de processamento muito importante para as ligas de alumínio, visto que permite a obtenção de materiais livre de macrossegregações e com microestrutura refinada, enquanto as rotas convencionais de fundição resultam em uma microestrutura grosseira e com alto teor de segregação dos elementos de liga. O processo é geralmente seguido de conformação mecânica para densificação do material devido à porosidade inerente ao processo. As ligas da série 7XXX conformadas por *spray* respondem efetivamente ao tratamento de endurecimento por envelhecimento, sendo possível obter os mais elevados valores de resistência mecânica, principalmente pela precipitação de fases metaestáveis η' . Este trabalho trata-se de uma pesquisa exploratória sobre a técnica de conformação por *spray* de ligas de alumínio da série 7XXX de aplicação aeronáutica, envolvendo além de embasamento teórico, a apresentação de dados recentes sobre a utilização da técnica em ligas da série 7xxx.

Palavras-chave: conformação por *spray*; ligas de alumínio, 7XXX, tratamento térmico; solubilização; envelhecimento.

ABSTRACT

7XXX aluminum series alloys are extremely important in the aircraft industries, with wide application in the aircraft structural components due to high mechanical strength, good corrosion resistance, ductility, and fatigue resistance. *Spray* forming has become a very important route for aluminum alloys, since it allows obtaining materials free of macrosegregation and with refined microstructure. In contrast, conventional casting routes result in a coarse microstructure with high segregation content of alloying elements. The process is usually followed by mechanical conformation to density the material obtained due to the porosity inherent to the process. The *spray*-deposited aluminum 7XXX alloys respond effectively to the aging treatment, making it possible to obtain the highest values of mechanical strength, mainly by the metastable η' phase precipitation. This work is an exploratory research on the aeronautical aluminum 7XXX alloys *spray* forming process, involving besides theoretical support, presentation of recent data about the use of the technique on 7xxx series alloys.

Keywords: *spray* forming; aluminum alloys; 7XXX; heat treatment; solubilization; aging.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Ciclo de vida dos produtos de alumínio de produção primária e secundária.	13
Figura 2 – Estrutura da fuselagem de uma aeronave.	15
Figura 3 – Partes estruturais da asa de uma aeronave.....	15
Figura 4 – Estabilizadores vertical e horizontal.....	16
Figura 5 – Esquematização do tratamento térmico de endurecimento por precipitação.	17
Figura 6 – Esquematização do processo de conformação.....	19
Figura 7 – Geometrias obtidas pela Conformação por <i>spray</i>	20
Figura 8 – Ilustração da etapa de deposição do processo de CS.....	20
Figura 9 – Esquema de formação de porosidade, a) por contração de solidificação e aprisionamento de gases e b) intersticial, durante a Conformação por <i>Spray</i>	23
Figura 10 – Variação da temperatura durante o processo de deposição.....	24
Figura 11 – Fluxograma com as etapas da pesquisa bibliográfica.....	25
Figura 12 – Imagens obtidas por MEV do depósito conformado por <i>spray</i> evidenciando a precipitação de fases secundárias a) parte superior do depósito, b) parte central e c) parte inferior do depósito	27
Figura 13 – Micrografia obtida por MEV da barra extrudada no sentido longitudinal mostrando a precipitação de fases secundárias.	28
Figura 14 – Micrografia de MET em campo claro mostrando a microestrutura da liga envelhecida a 121° por 24h com precipitados no CG e no interior da matriz.....	29
Figura 15 – Imagens MO (a) depósito CS, (b) após extrusão, (c) solubilização; MEV (d) depósito obtido da CS, (e) após extrusão, (f) solubilizada. Direção de extrusão (<i>extrusion direction</i>) esquerda para a direita.....	31
Figura 16 – Imagens obtidas pelo Microscópio Eletrônico de Transmissão. Fases precipitadas na matriz e respectivos padrões a) Envelhecimento de pico (PA) e c) Retrogressão e reenvelhecimento 30 (RRA30), e fases precipitadas nos CG em b)PA e d) RRA30.	32
Figura 17 – Relação entre a adição de inoculante e tamanho de grão.....	33
Figura 18 – Variação da curva tensão x deformação com a adição de inoculante.	33
Figura 19 – Imagem obtida por MEV do depósito conformado por <i>spray</i>	34
Figura 20 – Figura obtida por MEV da seção transversal da amostra após extrusão.	35

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Principais elementos de liga das ligas de alumínio.....	14
Tabela 2 – Composição química das ligas AA7050 e AA7075 (%peso).....	15
Tabela 3 – Parâmetros dos tratamentos térmicos aplicados	30

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

μm	Micrometro
AA	Aluminum Association
Al	Alumínio
CG	Contorno(s) de Grão(s)
CS	Conformação por Spray
Cu	Cobre
GP	Guinner-Preston (Zonas de Guinner-Preston)
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
Mg	Magnésio
Mn	Manganês
MO	Microscópio Óptico
MPa	MegaPascal
Si	Silício
Sn	Estanho
SSS	Solução Sólida Supersaturada
TG	Tamanho de Grão
Zn	Zinco
η	Fase de equilíbrio (precipitado)
η'	Fase metaestável

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	9
2	OBJETIVOS.....	10
2.1	Objetivo Geral.....	10
2.1	Objetivos específicos.....	10
3	JUSTIFICATIVA.....	11
4	REFERENCIAL TEÓRICO.....	12
4.1	Ligas de Alumínio	12
4.1.1	Classificação das Ligas de Alumínio	13
4.2	Ligas de Alumínio da série 7xxx	14
4.2.1	Mecanismo de Aumento da Resistência das Ligas 7XXX	16
4.3	Conformação por <i>Spray</i>.....	18
4.3.1	Porosidade	22
5	METODOLOGIA	23
6	RESULTADOS E DISCUSSÕES	24
7	CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	31
	REFERÊNCIAS.....	32

1 INTRODUÇÃO

O alumínio é o metal mais abundante da crosta terrestre, o segundo metal mais utilizado e o mais produzido entre a classe dos não ferrosos. Suas características o tornam um metal de extensa aplicação. Dentre as suas principais propriedades, pode-se citar a elevada resistência associada ao baixo peso específico, resistência a corrosão, alta condutividade térmica e elétrica. Para agregar melhores propriedades ao alumínio são adicionados elementos químicos em teores específicos para formar diferentes tipos de liga que atendem as mais diversas aplicações, desde as mais simples como utensílios domésticos, até aplicações na construção civil e indústrias automotiva, aeronáutica e espacial (ABAL, 2007).

As ligas da série 7xxx apresentam como principais elementos de liga o zinco, magnésio e cobre e são amplamente utilizadas na indústria aeronáutica. A liga AA7050 é muito empregada em aplicações como painéis e armações da fuselagem, estruturas das asas, estabilizadores (horizontal e vertical) e entre outras.

O processo de conformação por *spray* envolve basicamente a atomização de um fluxo de metal líquido pela injeção de um gás inerte à elevada pressão, que passa por um bocal atomizador gerando um *spray* em formato cônico, com gotas em diferentes estados físicos que depositados em um substrato, gerando um depósito coerente formado sob condição de elevada taxa de resfriamento (KIMINAMI; CASTRO; OLIVEIRA, 2013).

Comparado aos processos convencionais, as ligas da série 7xxx obtidas por conformação por *spray* resultam em uma microestrutura refinada, livre de macross segregação e com maior capacidade de solubilização, permitindo maior liberdade na adição de elementos de liga e melhor resposta ao tratamento térmico de endurecimento por precipitação, resultando em ligas de alumínio com propriedades superiores (LAGO, 2010). Diversos estudos comprovaram a melhora das propriedades mecânicas em ligas de alumínio processadas por conformação por *spray*, otimizadas por processos de conformação mecânica e tratamentos térmicos.

Neste trabalho foi realizada uma revisão sobre a conformação por *spray* da liga AA7050 de aplicação aeronáutica, visando um conhecimento mais afundo sobre a conformação por *spray* e a melhoria das propriedades mecânicas adquiridas por meio desse processo (LAGO, 2010).

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo principal deste trabalho foi realizar uma pesquisa exploratória sobre a conformação por *spray* de ligas de alumínio AA7050, fornecendo um overview do processo. Além disso, fornecer informações baseadas em evidências sobre a utilização da conformação por *spray* na produção de ligas de alumínio de aplicação aeronáutica, bem como seu destaque como alternativa aos processos de fundição convencional.

2.2 Objetivos Específicos

Como objetivos específicos foram definidos:

- Analisar o processo de Conformação por *Spray*;
- Pesquisar sobre as principais etapas que envolvem a manufatura de uma liga de alumínio via conformação por *spray*;
- Analisar dados experimentais para compreender a contribuição do processo de Conformação por *Spray* na manufatura de ligas AA7050 com elevadas propriedades mecânicas;

3 JUSTIFICATIVA

As ligas de alumínio são materiais de engenharia muito versáteis devido às suas propriedades físico-químicas, se destacando principalmente pela elevada resistência mecânica associada ao baixo peso específico quando comparado com outros metais de grande consumo. Essa relação entre resistência e peso tornam as ligas de alumínio materiais muito atraentes para a indústria aeronáutica e o setor de transporte, uma vez que a redução de peso de um componente gera uma economia de combustível.

No processo de fabricação dos componentes das aeronaves, a usinagem é responsável pela geração de uma elevada quantidade de cavacos, tornando-se um processo de baixa eficácia devido à dificuldade de reaproveitamento do material. Esse material dispensado pela usinagem geralmente é reincorporado na cadeia produtiva com baixo valor agregado (SALVO, 2016).

Apesar de ser considerado um processo relativamente novo, diversos estudos comprovaram o potencial da conformação por *spray* na obtenção de ligas de alumínio com elevadas propriedades mecânicas a partir da sucata advinda do processo de usinagem. Portanto, o presente trabalho tem o objetivo de realizar uma pesquisa exploratória sobre ligas de alumínio da série 7XXX conformadas por *spray*, comumente utilizadas na estrutura de aeronaves (SALVO, 2016).

4 REFERENCIAL TEÓRICO

4.1 Ligas de Alumínio

O alumínio é um material metálico leve que possui boa ductilidade e conformabilidade, elevada condutividade térmica e elétrica e boa resistência à corrosão. O material no seu estado puro não apresenta propriedades mecânicas muito significativas, porém com a adição de elementos de liga e realizando tratamentos térmicos e mecânicos é possível atingir excelentes ganhos de propriedades e obter materiais de extrema importância industrial (SANTOS, 2015).

As ligas de alumínio são muito utilizadas na indústria aeronáutica, aeroespacial, automotiva, construção civil e alimentícia. Sendo o alumínio um metal de baixa densidade, $2,7 \text{ g/cm}^3$, o que é equivalente a 1/3 da densidade do aço, suas ligas se destacam por apresentarem elevada resistência mecânica associada a um baixo peso. Tal propriedade torna essa classe de material uma vantagem na aplicação de estruturas móveis, pois, por serem mais leves, geram economia de combustível (SANTOS, 2015).

As ligas de alumínio podem ser obtidas a partir da produção primária ou secundária. O alumínio é obtido a partir da mineração da bauxita. Após a extração, o minério é tratado e processado por um sistema de lavagem e dissolução em soda cáustica para obtenção da alumina (Al_2O_3), etapa denominada processo Bayer. Em seguida utiliza-se o processo Hall-Héroult, no qual a alumina é então dissolvida em um banho de criolita (Na_3AlF_6) e transformada em alumínio puro por um processo de eletrólise. Essa rota caracteriza a produção primária (ALUMINUM ASSOCIATION, 2013).

A produção secundária consiste na utilização de sucata como matéria-prima, que é levada a fornos de fusão e processamentos subsequentes. Essa sucata pode ser de origem industrial, que nada mais é do que refugo e retalho de alumínio gerado nos processos de fabricação ou montagem, ou advinda de produtos descartados e de pós-consumo como, por exemplo, sucata de peças de automóveis, construção civil, embalagens e utensílios domésticos. A produção secundária de alumínio resulta em uma economia em torno de 90% da energia necessária para produção de alumínio primário (ALUMINUM ASSOCIATION, 2013).

O alumínio fundido e tratado para ajustes de composição química pode assumir diferentes formas por diferentes processamentos, como fundição, laminação, forjamento, trefilação e extrusão. Além do alto potencial de conformabilidade, pode ser submetido à maioria dos processos de acabamento, como soldagem, brasagem, rebtagem e colagem. O ciclo de vida do alumínio é esquematizado na Figura 1 (ABAL, 2007).

Figura 1 – Ciclo de vida dos produtos de alumínio de produção primária e secundária



Fonte: Adaptado de The Aluminum Association (2013)

4.1.1 Classificação das Ligas de Alumínio

Para a classificação das ligas utiliza-se um padrão adotado pela *Aluminum Association* (AA) e aceito internacionalmente, dividindo as ligas em duas classes principais, ligas para trabalho mecânico e ligas para fundição, e subdivididas conforme os elementos de liga principais presentes na composição química. Ainda, as ligas podem ser classificadas em tratáveis termicamente, podendo ser submetidas ao tratamento de envelhecimento para aumento da resistência; e não tratáveis termicamente, endurecidas por solução sólida ou por trabalho a frio. Para o presente trabalho serão abordadas as ligas para trabalho mecânico e tratáveis termicamente. O sistema de classificação das ligas de alumínio é apresentado na Tabela 1. O primeiro dígito indica os principais elementos de liga e os demais estão

relacionados à composição específica de cada liga (CALLISTER; RETHWISCH, 2020).

Tabela 1 – Principais elementos de liga das ligas de alumínio

Trabalhadas	Principal elemento de liga	Tratáveis Termicamente
1xxx	Alumínio \geq 99%	Não
2xxx	Cobre	Sim
3xxx	Manganês	Não
4xxx	Silício	Sim/Não
5xxx	Magnésio	Não
6xxx	Magnésio e Silício	Sim
7xxx	Zinco	Sim
8xxx	Outros elementos	Sim
9xxx	Série não utilizada	

Fonte: Adaptado de SANTOS (2015)

4.2 Ligas de Alumínio da série 7xxx

As ligas de alumínio da série 7xxx possuem o Zn como elemento de liga principal, como apresentado na Tabela 1, e se enquadram nas ligas tratáveis termicamente podendo ser submetidas ao tratamento de endurecimento por precipitação para elevar a resistência mecânica. A primeira etapa do tratamento é o processo de solubilização seguido de resfriamento brusco. Quando aquecido, as fases grosseiras são dissolvidas na fase predominante da estrutura e os elementos de liga ficam em solução sólida. Ao resfriar o material em água à temperatura ambiente, a estrutura solubilizada é congelada, resultando em uma solução sólida supersaturada (SSS). Na última etapa, de envelhecimento, os elementos de liga tendem a sair da solução formando precipitados pequenos e dispersos na matriz de alumínio, que atuam como barreira para o movimento das discordâncias e endurecem o material (LAGO, 2010).

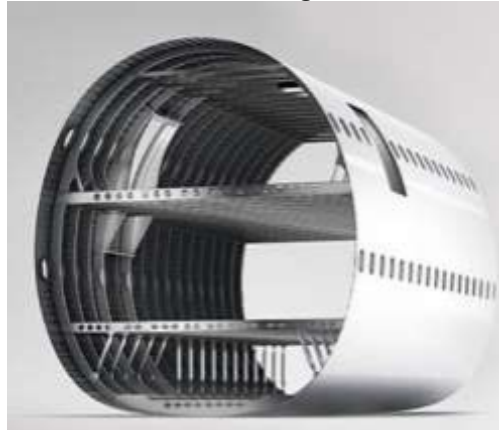
Os elementos de liga presentes nessas ligas apresentam alta solubilidade no alumínio em elevadas temperaturas, e comportamento oposto em baixas temperaturas. O Zn e o Mg, principalmente, exibem alta resposta ao endurecimento por envelhecimento, enquanto o Cu influencia no aumento da resistência e na minimização de trincas por corrosão sob tensão (SALVO, 2016). A Tabela 2 apresenta a composição química das ligas 7050 e 7075, pertencentes à série 7xxx.

Tabela 2 – Composição química das ligas AA7050 e AA7075 (%peso)

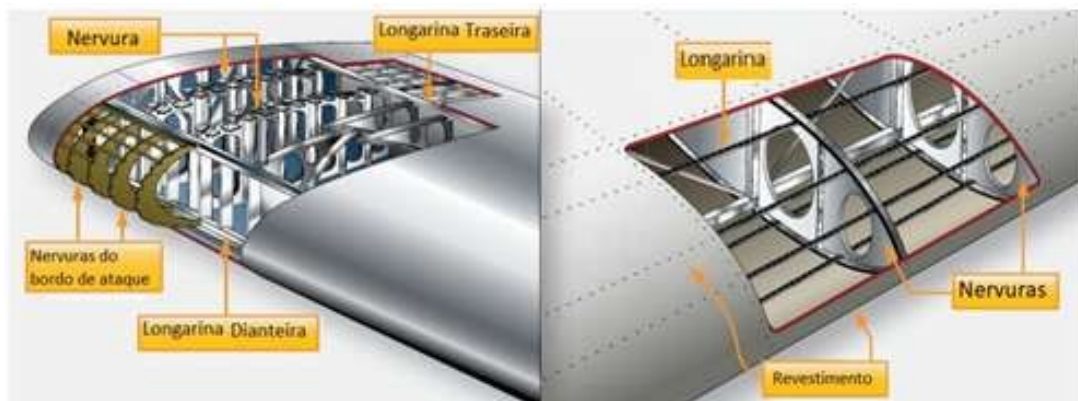
	Zn	Mg	Cu	Cr	Si	Mn	Fe	Ti	Zr
7050	5,7-6,7	1,9-2,6	2,0-2,6	0,04	0,12	0,10	0,15	0,06	0,08-0,15
7075	5,1-6,1	2,1-2,9	1,2-2,0	0,18-0,28	0,40	0,30	0,50	0,20	

Fonte: Adaptado de THE ALUMINUM ASSOCIATION (2015)

Essas ligas são amplamente empregadas na indústria aeronáutica, em especial na parte estrutural das aeronaves e outros componentes sujeitos aos mais elevados esforços mecânicos, que exigem alto desempenho e segurança operacional (SALVO, 2016). Nas Figuras 2 a 4 são apresentadas algumas aplicações dessas ligas na estrutura de aeronaves.

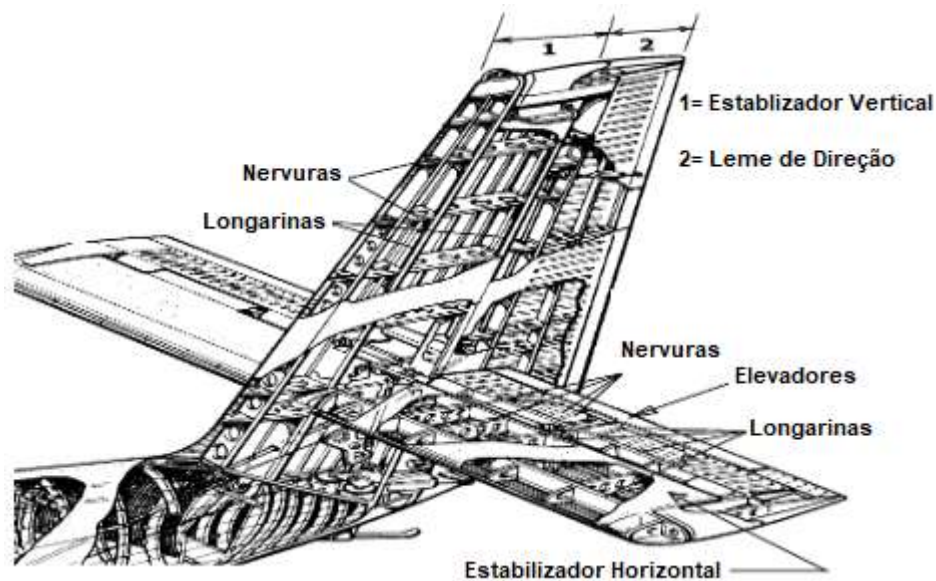
Figura 2 – Estrutura da fuselagem de uma aeronave.

Fonte: Shanghai Rising International Trade Co., Ltd.

Figura 3 – Partes estruturais da asa de uma aeronave.

Fonte: Hangar MMA.

Figura 4 – Estabilizador vertical e horizontal

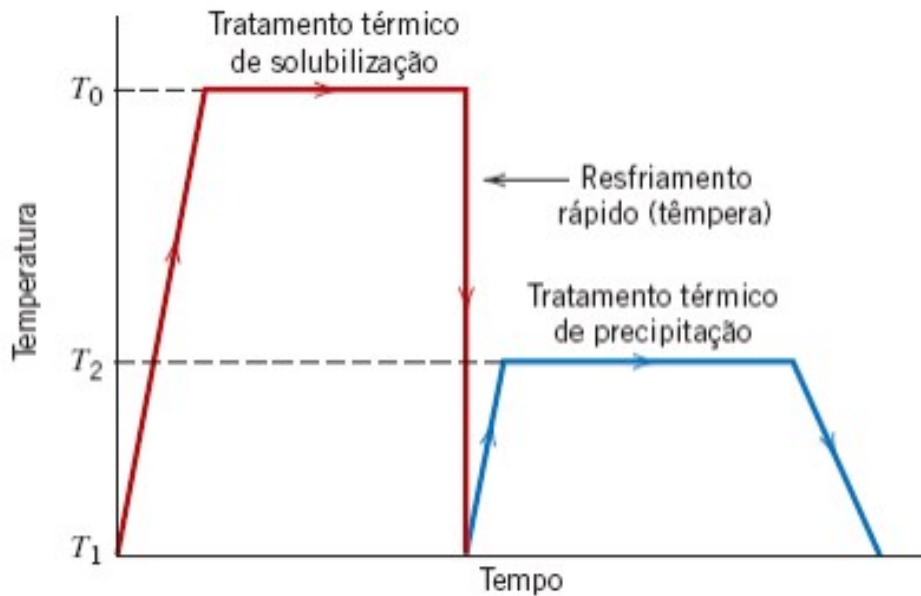


Fonte: Adaptado de GALVÃO (2016)

4.2.1 Mecanismo de Aumento da Resistência das Ligas 7XXX

O mecanismo principal de aumento de resistência das ligas da série 7xxx é o endurecimento por precipitação, cujo processo é explicado a seguir. Primeiramente é realizado o tratamento de solubilização em elevada temperatura para dissolver os elementos de liga na matriz de Al, seguido por um resfriamento brusco para obter uma solução sólida supersaturada (SSS). Na sequência é realizado o tratamento de envelhecimento em uma elevada temperatura pré-selecionada ou temperatura ambiente, por um tempo suficiente para promover a precipitação. A sequência do processo pode ser observada na Figura 5 (CALLISTER; RETHWISCH, 2020).

Figura 5 - Esquemática do tratamento térmico de endurecimento por precipitação



Fonte: CALLISTER; RETHWISCH (2020)

O processo de precipitação é um tanto quanto complexo, envolvendo a formação de uma gama de precipitados metaestáveis em diferentes etapas do processo de envelhecimento. As ligas de Al que contém teor de Zn acima do teor de Mg tem como início do processo a formação das zonas de Guinier-Preston (GP), que se dão a partir da solução sólida supersaturada. As zonas GP são aglomerados finos de átomos de soluto que mantêm coerência com a matriz e possuem formato esférico. Em um segundo momento do processo de precipitação, alguns precipitados esféricos alongam-se tomando a forma de placas, momento em que se inicia a fase metaestável η' , semicoerente. Em caso de temperaturas muito elevadas ou tempos prologados do tratamento de envelhecimento, há a formação do precipitado em equilíbrio η , que não possui coerência com a matriz e se apresentam em formato alongado (WEI *et al.*, 2020).

Nas ligas de alumínio do sistema Al-Zn-Mg-Cu o Mg e o Zn presentes precipitam nas fases η' e η ($MgZn_2$), sendo a fase metaestável η' a responsável pelo aumento significativo da resistência dessas ligas. Portanto, o teor de Zn e Mg são muito importantes. A técnica de CS permite o aumento do teor de Zn nas ligas, aumentando a fração de precipitados e melhorando a resistência mecânica (SALVO, 2016).

As Zonas GP e a fase η' são fundamentais para a otimização das propriedades mecânicas, portanto, o tamanho e densidade desses precipitados

devem ser controlados. A sequência do processo de precipitação das ligas da série 7xxx é mostrada a seguir:

- SSS ► Zonas GP ► η' metaestável ► η estável ($MgZn_2$) (WEI *et al.*, 2020).

O tratamento de solubilização e envelhecimento deve ser realizado de maneira adequada para conseguir as melhores propriedades da liga. Se a temperatura de solubilização é insuficiente, há menor capacidade de dissolução das fases e menor a resistência mecânica. O superenvelhecimento aumenta o tamanho das partículas, mas diminui a fração destas, reduzindo a resistência mecânica. A ductilidade e o limite de resistência a tração estão associados com o tamanho, distribuição e fração volumétrica dos precipitados. Esses precipitados atuam como barreira ao movimento das discordâncias e elevam a resistência do material (SALVO, 2016).

4.3 Conformação por *Spray* (CS)

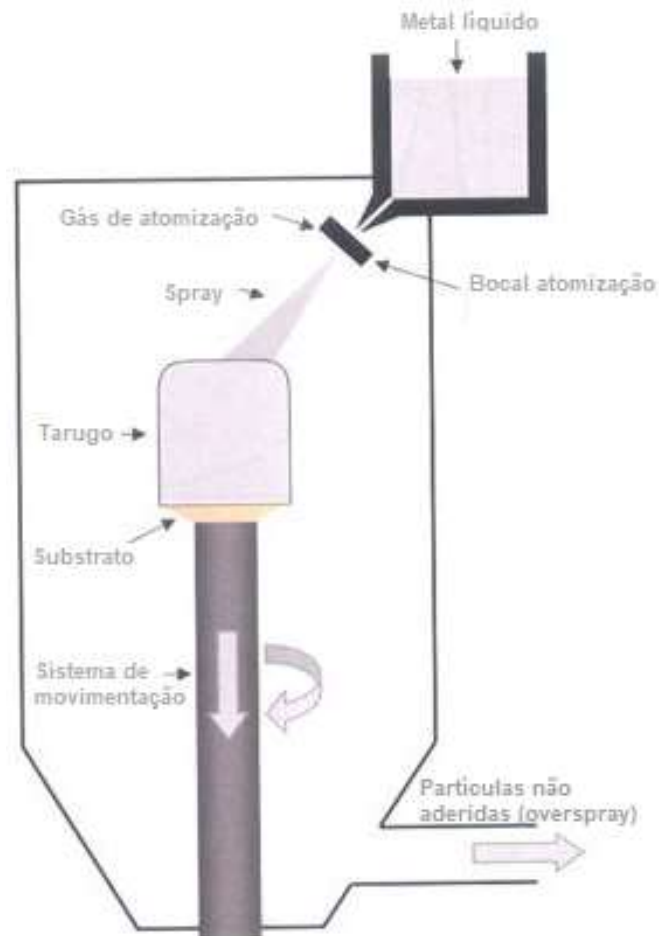
As ligas da série 7XXX são conhecidas por sua elevada resistência, porém, o processo de fundição convencional resulta em uma microestrutura de grãos grosseiros e limita a adição de elementos de liga devido à ocorrência de macrosegregação. Já o processo de conformação por *spray* (CS), além de formar microestrutura com grãos mais refinados, torna possível o incremento no teor de elementos de liga, possibilitando a manufatura de ligas com melhores propriedades mecânicas e também o desenvolvimento de novas ligas. (SALVO, 2016).

O processo de CS, também conhecido como *spray forming* ou deposição por *spray*, tem se tornado uma alternativa atrativa para o processamento de materiais estruturais. Nas ligas de alumínio, estudos comprovaram que comparado a processos metalúrgicos tradicionais, a CS resulta em uma microestrutura refinada, com precipitados finamente dispersos e ausência de macrosegregação, que estão associados a melhor resistência mecânica. Com esse processo é possível processar peças de até uma tonelada e com alta velocidade de produção (0,1 a 2,5 kg/s) (LAGO, 2010; KIMINAMI; CASTRO; OLIVEIRA, 2013).

O processo consiste na atomização de um fluxo de metal líquido pela vazão de gás inerte, argônio ou nitrogênio, em elevada pressão. O metal líquido é vazado por um bocal concêntrico ao atomizador, gerando um jato de *spray* de formato

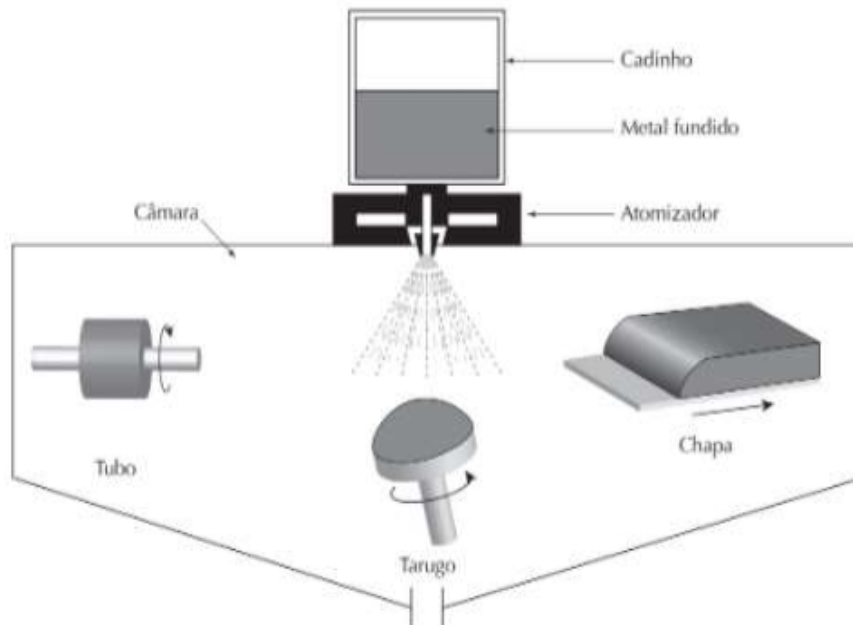
cônico em direção ao substrato (estacionário ou rotativo) em alta velocidade, formando um depósito homogêneo que pode adquirir diversas formas como tarugos, tubos, chapas e discos. A Figura 6 apresenta o diagrama esquemático generalizado do processo, pois existem diferentes configurações na literatura. Outra vantagem da CS é a obtenção de produtos *near net shape*, ou seja, na forma final desejada ou próxima desta. Na Figura 7 são apresentadas as diferentes formas possíveis de serem obtidas por este processo (KIMINAMI; CASTRO; OLIVEIRA, 2013).

Figura 6 – Esquemática do processo de conformação



Fonte: Adaptado de TOTAL MATERIA (2008)

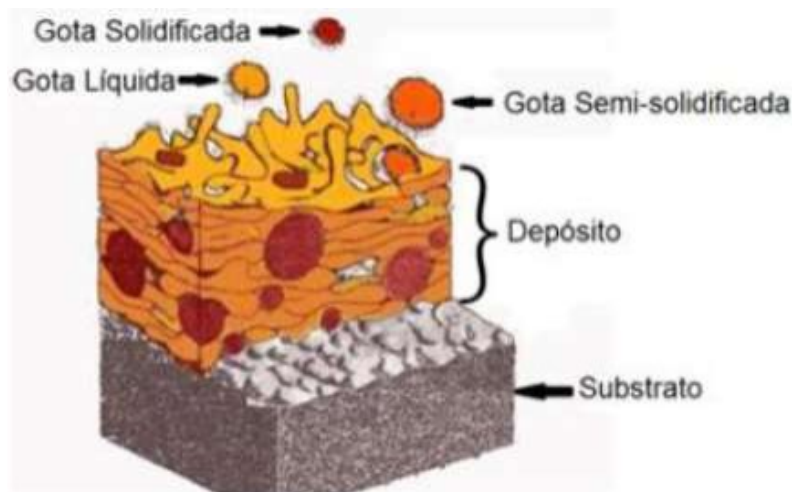
Figura 7 – Geometrias obtidas pela conformação por *spray*



Fonte: KIMINAMI; CASTRO; OLIVEIRA (2013)

As partículas do *spray* que entram em contato com o substrato e com o depósito pré-formado podem estar no estado líquido, sólido ou parcialmente sólido. As gotas menores se solidificam durante o voo e atingem o substrato já no estado sólido. As gotas parcialmente sólidas podem se deformar durante o impacto com o substrato e assumir o formato do depósito, ou ainda, sofrer refusão. Por fim, as gotas maiores aderem ao substrato ainda no estado líquido e preenchem os poros formados entre as partículas sólidas. O estado físico das gotas na deposição é ilustrado na Figura 8 (SALVO, 2016).

Figura 8 – Ilustração da etapa de deposição do processo de Conformação por *Spray*



Fonte: SALVO (2016)

Durante o processo, primeiramente há a troca térmica entre as gotas e o gás de atomização, e após a deposição há a troca de calor entre as gotas e o substrato. No primeiro depósito formado no substrato a taxa de extração de calor é maior que a quantidade de calor fornecida ao substrato, resultando em uma zona coquilhada na superfície inferior do depósito e elevada porosidade devido à elevada taxa de resfriamento e contração de solidificação. Conforme mais gotas aderem ao depósito formando novas camadas, a taxa de resfriamento diminui, gerando uma microestrutura de grãos mais grossos na região central do depósito. Nas camadas mais superiores, a fração de líquido é maior e a porosidade diminui, porém, sendo a superfície superior da pré-forma (ou depósito) mais próxima ao atomizador, tem-se um aumento da taxa de resfriamento e conseqüentemente uma microestrutura de grãos equiaxiais mais finos (LAGO, 2010).

O superaquecimento do metal líquido, vazão mássica de metal, pressão do gás de atomização, tamanho e distribuição das gotas são fatores que influenciam na qualidade final da microestrutura obtida (LAGO, 2010). O superaquecimento influencia a fração de líquido no *spray* de modo que quanto maior o superaquecimento, maior quantidade de gotas no estado líquido atingirá o substrato. A qualidade do depósito também depende da distância entre o bocal e o substrato, pois quanto mais distante maior é o tempo de troca de calor entre as gotas e o gás de atomização, significando mais gotas no estado sólido e conseqüentemente mais poros formados no depósito. Analogamente, diminuindo essa distância, maior será a fração de partículas no estado líquido e conseqüentemente maior a camada de líquido na superfície do depósito. Outro parâmetro importante no processo é a razão entre a vazão mássica do gás de atomização e do metal líquido, pois quanto maior essa razão, maior é a interação do gás com as gotas, aumentando a taxa de solidificação das gotas (SALVO, 2016).

Devido à elevada taxa de resfriamento do processo de CS, as microestruturas obtidas apresentam grãos mais refinados, com baixa segregação e precipitação de fases secundárias finamente dispersas. Além disso, por esse processo é possível uma maior liberdade na adição de elementos de liga quando comparado ao processo convencional, permitindo uma condição de supersaturação mais efetiva (SALVO, 2016).

Em contrapartida, a CS apresenta alguns fatores negativos que são inerentes ao processo, como, por exemplo, a porosidade dos componentes obtidos

pode chegar a 10%, há um baixo rendimento do material de alimentação devido às gotas que não entram em contato com o substrato (*overspray*) e perdas por usinagem quando o componente se encontra fora das dimensões especificadas. Portanto, para obter as melhores condições de propriedades mecânicas, geralmente a CS é seguida de processos de conformação mecânica de modo a densificar o material, como a extrusão, forjamento e laminação, e tratamentos térmicos como a solubilização e envelhecimento nas ligas da série 7xxx, visando o controle de precipitados na matriz (LAGO, 2010).

4.3.1 Porosidade

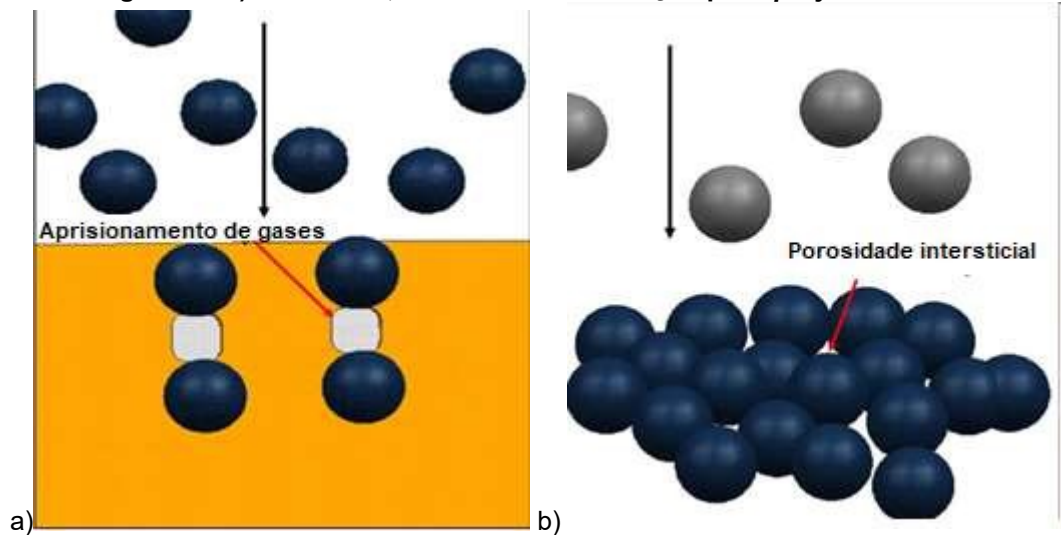
Como mencionado, o processo de CS possui como consequência a porosidade, que mesmo em pequena porcentagem, tem influência direta na degradação das propriedades mecânicas. Os processos de conformação mecânica utilizados para ligas de alumínio contribuem para a redução da porosidade remanescente, mas, pode não ser o suficiente para solucionar a redução das propriedades mecânicas, pois basta uma pequena quantidade de porosidade para reduzir a vida em fadiga do componente. Além disso, estudos indicam que quando o componente obtido é submetido a trabalho a quente por tempo elevado, pode ocorrer a expansão dos gases contidos nos poros colapsados (LAGO, 2010).

Na literatura são apresentados três mecanismos para a formação de porosidade. A porosidade intersticial pode ocorrer por insuficiência de líquido para preencher os vazios entre as partículas, devido à solidificação de uma camada mais superficial no depósito antes do preenchimento dos vazios da camada inferior. Utilizar substrato de material refratário ou aquecimento prévio do substrato são ações que podem mitigar esse efeito. Baixas taxas de resfriamento devido ao acúmulo de fração líquido também podem gerar poros pelo mecanismo de contração de solidificação, podendo ser evitada utilizando parâmetros que aumentem a quantidade de fração líquida na superfície do depósito. Por fim, outro fator que pode levar a formação desse defeito é o aprisionamento de gases no interior das gotas do metal fundido (LAGO, 2010).

O esquema dos mecanismos de formação de porosidade é proposto por CAO *et al.* (2015) na Figura 9. Ainda, segundo os autores, geralmente a porosidade advinda da contração de solidificação e do aprisionamento de gases coexiste e é

difíceis de distinguir, sendo então considerado o mesmo esquema para ambas, Figura 9a.

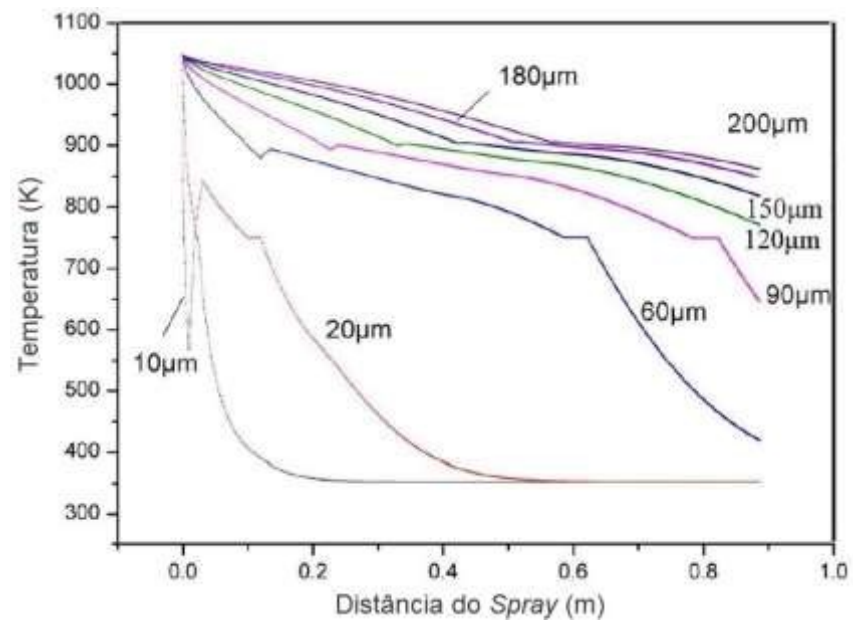
Figura 9 – Esquema de formação de porosidade, a) por contração de solidificação e aprisionamento de gases e b) intersticial, durante a Conformação por *Spray*



Fonte: Adaptado de CAO *et al.* (2015)

A adesão e distribuição das gotas durante o processo dependem da solidificação das gotas do *spray* e da camada de deposição formada. Para conseguir um depósito mais denso, o ideal seria manter uma fração de líquido da camada depositada entre 20% a 50%, enquanto que, para as gotas do *spray*, de 40% a 60%. A relação entre o tamanho das gotas e a variação da temperatura é mostrada na Figura 10, indicando que quanto maior o tamanho menor a taxa de resfriamento. As gotas menores se solidificam em distâncias menores entre bocal atomizador e substrato e vice-versa (CAO *et al.*, 2015).

Figura 10 – Variação da temperatura durante o processo de deposição



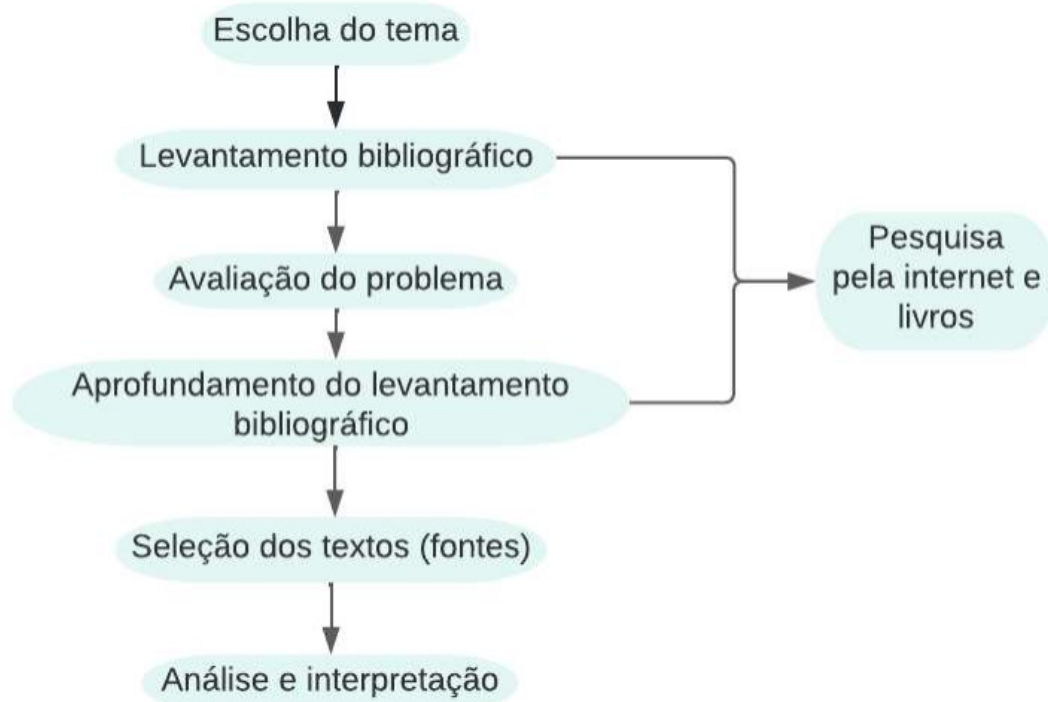
Fonte: CAO *et al.* (2015)

5 METODOLOGIA

Neste trabalho, optou-se como estratégia metodológica, realizar uma pesquisa exploratória sobre o processo de CS das ligas de alumínio da série 7XXX. Para isso, além de buscar na literatura um embasamento teórico mais aprofundado, buscou-se também dados experimentais recentes sobre o assunto no portal Science Direct e em outros sites acadêmicos.

Na Figura 11 é apresentada o fluxograma com as etapas seguidas para a realização desse trabalho, que segue como exemplo o fluxograma sugerido por Souza *et al.* (2021).

Figura 11 - Fluxograma com as etapas da pesquisa bibliográfica



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

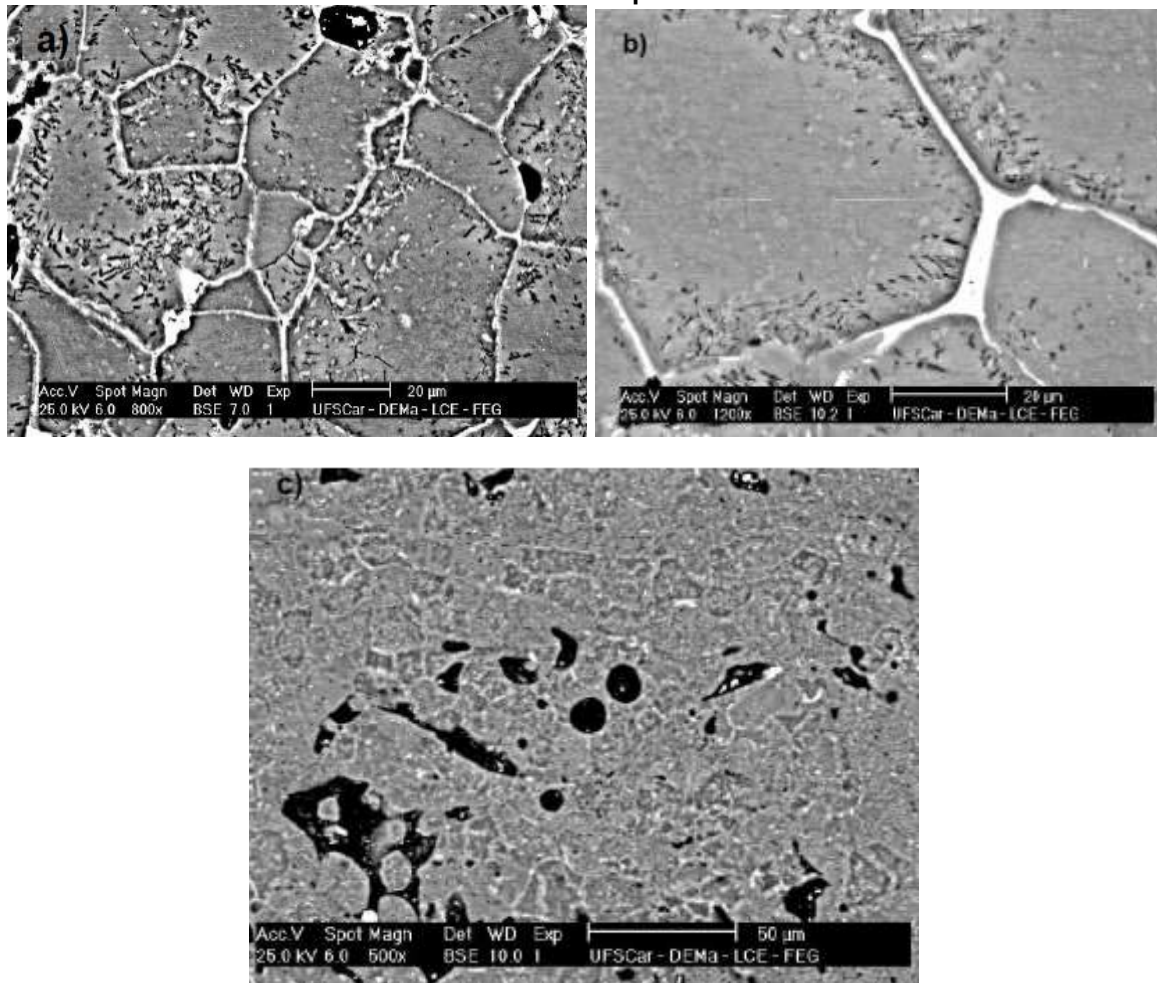
6 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A seguir serão apresentados resultados obtidos em artigos e dissertações utilizados como base de estudo para esse trabalho, os quais evidenciam a melhora nas propriedades mecânicas das ligas processadas por CS.

Mazzer (2013) fez uma análise microestrutural de uma liga de Al 7050 reprocessada por CS e submetida ao processo de extrusão e tratamentos térmicos. Para a CS a liga foi atomizada utilizando gás nitrogênio, à pressão e temperatura de aproximadamente 2atm e 780°C, respectivamente, e distância de 350mm entre substrato e bocal atomizador. Nos processos subsequentes, as amostras foram usinadas, homogeneizadas, submetidas à extrusão a quente, solubilizadas e resfriadas em água. Por fim, envelhecidas artificialmente em 4 condições distintas, sendo aqui analisada apenas na condição de 121°C por 24 horas, pois foi a condição que resultou em propriedades mecânicas compatíveis com a do material de origem.

A Figura 12a refere-se à microestrutura da parte superior da amostra conformada por *spray*, evidenciando a precipitação de fases secundárias nas proximidades dos contornos de grão (CG) e nos CG. Com o auxílio da Espectroscopia de energia dispersiva de raios X (EDS), foi identificado que a fase grosseira contrastada em branco corresponde ao composto intermetálico Al_7Cu_2Fe . Foram mensurados um tamanho de grão de 42 μ m, porosidade de 9%, 14% de fases segregadas adjacentes ao CG e 2% nos CG. Para efeitos de comparação, os autores apresentaram como referência mais de 8% de segregação nos CG em amostras fundidas convencionalmente.

Figura 12 – Imagens obtidas por MEV da liga AA7050 conformada por *spray* evidenciando a precipitação de fases secundárias a) parte superior do depósito, b) parte central e c) parte inferior do depósito



Fonte: MAZZER (2013)

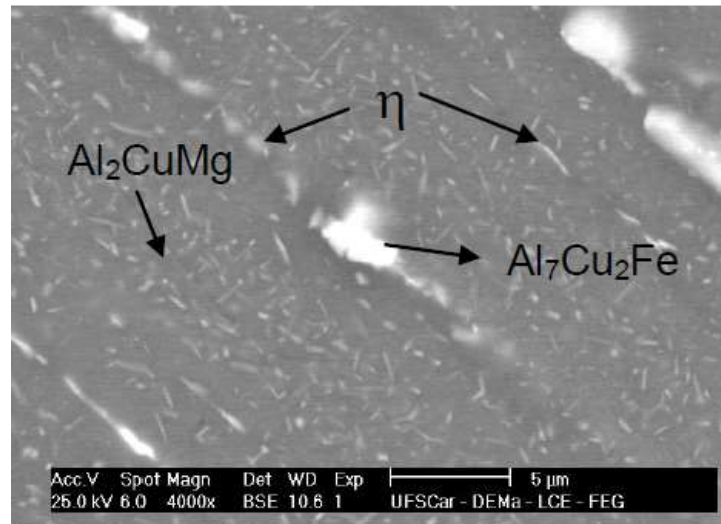
Na parte central, Figura 12b, observou-se menor porosidade e aumento de fases secundárias nos CG. A porção inferior do depósito apresentou menor teor de elementos em solução sólida e maior quantidade de poros, em formatos esféricos e irregulares, como mostra a Figura 12.

Após homogeneização ocorre a dissolução da maioria das fases secundárias presentes no depósito da liga AA7050, remanescendo ainda fases como o composto intermetálico Al_7Cu_2Fe , cuja temperatura de dissolução é maior que a temperatura de homogeneização aplicada.

Após o processo de extrusão, Figura 13, foi identificada a presença majoritária do composto intermetálico Al_7Cu_2Fe , não solubilizado no processo de homogeneização, além dos precipitados menores Al_2CuMg e η , identificados pela

técnica de difração de raios X. Foi possível perceber também os grãos deformados na direção da conformação que a amostra foi submetida.

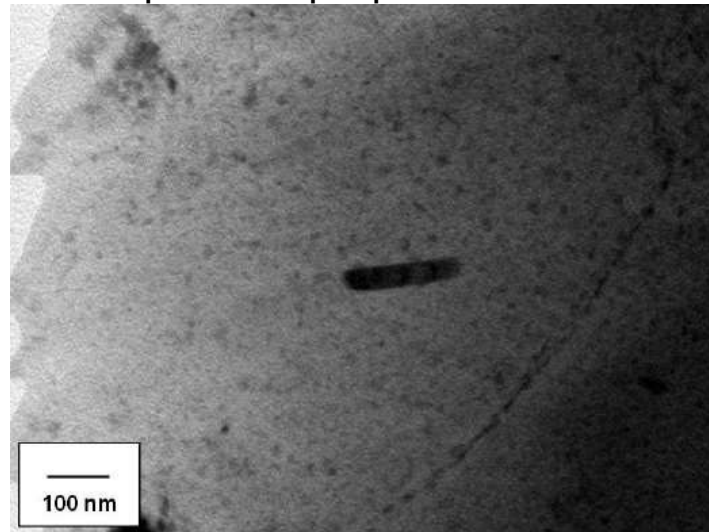
Figura 13 – Micrografia obtida por MEV da barra extrudada no sentido longitudinal da liga AA7050 mostrando a precipitação de fases secundárias



Fonte: MAZZER et al. (2013)

Após extrusão a amostra foi submetida a um tratamento térmico de 470°C por meia hora e resfriado em água para dissolver as fases precipitadas, remanescendo apenas o composto intermetálico $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. Em seguida, foi aplicado o tratamento de envelhecimento, permanecendo o composto $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, fase escura, e precipitados na matriz e nos CG. Após análise de EDS nessa condição, foram identificados os elementos de Zn e Mg no CG, evidenciando a formação da fase de equilíbrio η .

Figura 14 – Micrografia de MET em campo claro mostrando a microestrutura da liga envelhecida a 121°C por 24h com precipitados no CG e no interior da matriz



Fonte: MAZZER (2013)

Para a caracterização mecânica o autor realizou os ensaio de dureza Vickers e tração. A dureza da região central do depósito conformado por spray foi maior que nas demais regiões, aproximadamente 145 HV, já que é a região com menor porosidade. Essa medida teve um aumento sutil após o processo de extrusão devido ao encruamento e redução de poros e um aumento expressivo após o tratamento de envelhecimento devido a maior nucleação de fases secundárias, chegando a aproximadamente 195 HV. Já no ensaio de tração foram obtidos os valores 483 MPa de limite de escoamento, 556 de limite de resistência a tração e 17% de alongamento, evidenciando ser boas propriedades mecânicas e corroborando com o que vem sendo discutido nesse trabalho, ou seja, a melhoria em microestrutura e em propriedades mecânicas para ligas de Al da série 7XXX conformadas por *spray* e tratadas termicamente.

Wei *et al.* (2020) analisaram a microestrutura, propriedades mecânicas e a resistência a corrosão de uma liga da série 7XXX de composição Al-8,19Zn-2,22Mg-2,25Cu-0,12Zr, conformada por *spray*, submetida a extrusão e seguido de homogeneização e diferentes condições de envelhecimento conforme Tabela 3

Tabela 3 – Parâmetros dos tratamentos térmicos aplicados

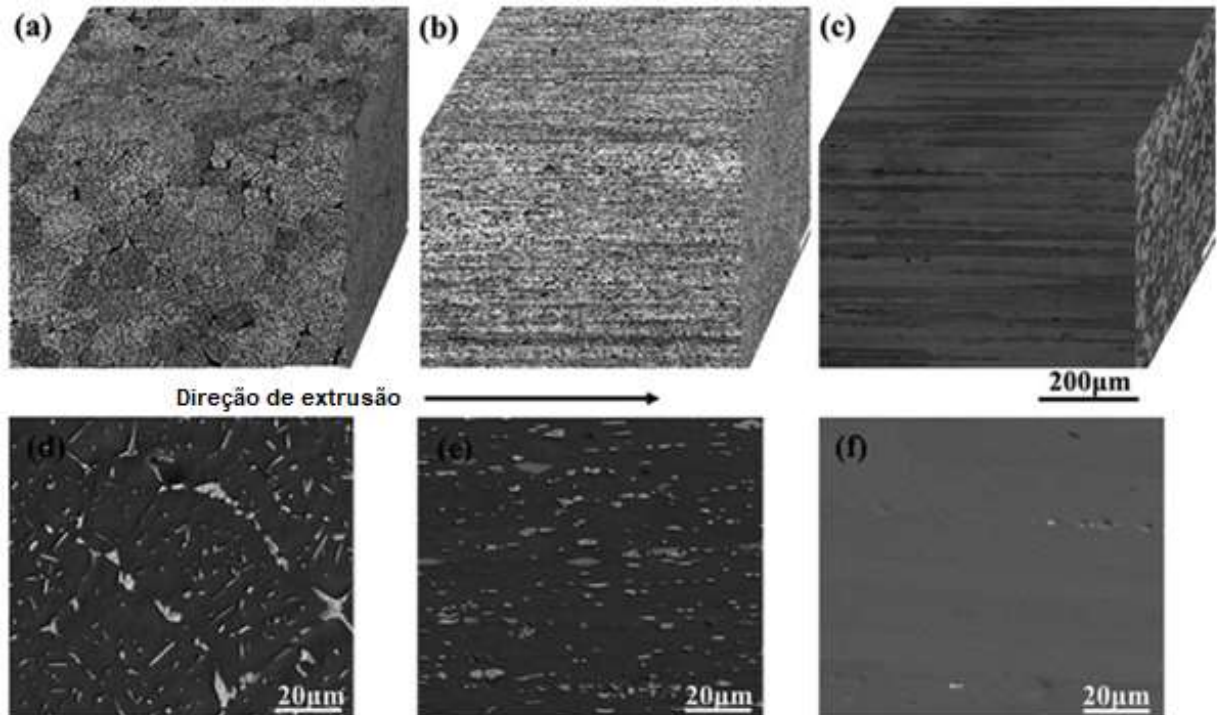
TRATAMENTO TÉRMICO	PARÂMETROS
Solubilização	450°C × 3h + 475°C × 3h
Envelhecimento de pico (PA)	115°C × 24h
Superenvelhecimento (OA)	115°C × 8h + 150°C × 24h
Retrogressão e Reenvelhecimento 30 (RRA30)	115°C × 24h + 180°C × 30min + 115°C × 4h
Retrogressão e Reenvelhecimento 90 (RRA90)	115°C × 24h + 180°C × 90min + 115°C × 42h

Fonte: Adaptado de WEI *et al.* (2020)

. A seguir serão discutidas apenas as condições PA e RRA30, que apresentaram os melhores resultados. A Figura 15 apresenta as microestruturas obtidas por Microscópio Óptico (MO) e Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) do depósito conformado por *spray*, extrudado e solubilizado. A microestrutura do depósito conformado por *spray* apresentou grãos refinados, com diâmetro médio de 65 µm e fases secundárias finamente dispersas no interior do grão (Figura 15a e 15d). Os grãos equiaxiais e o baixo índice de segregação são atribuídos à elevada taxa de resfriamento do processo de CS. Em contrapartida, a taxa de resfriamento mais baixa do processo de fundição convencional fornece tempo suficiente para a difusão dos elementos de liga do interior do grão para o contorno de grão, gerando segregações mais grosseiras (WEI *et al.*, 2020).

Após a extrusão atingiu-se uma boa densificação do material, reduzindo a porosidade e deformando as fases secundárias na direção da conformação mecânica (Figuras 15b e 15e). Após o tratamento de solubilização (Figuras 15c e 15f) a maior parte das fases grosseiras foi dissolvida na matriz formando uma SSS e favorecendo a precipitação na etapa seguinte de envelhecimento.

Figura 15 – Imagens MO (a) depósito CS, (b) após extrusão, (c) solubilização; MEV (d) depósito obtido da CS, (e) após extrusão, (f) solubilizada. Direção de extrusão (*extrusion direction*) esquerda para direita

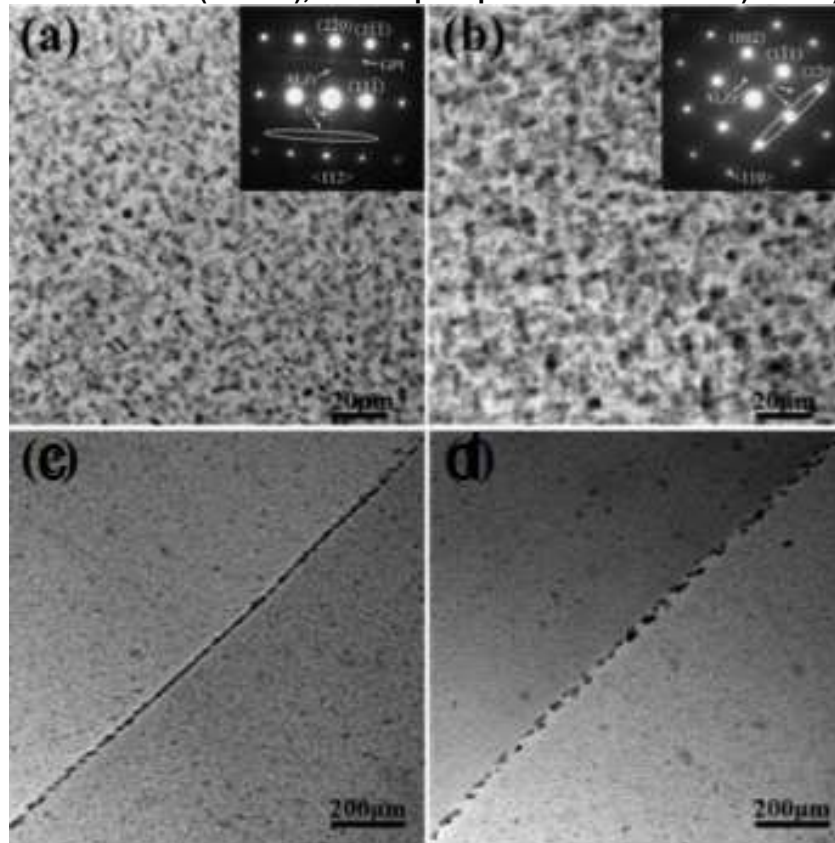


Fonte: Adaptado de WEI *et al.* (2020)

A Figura 16 apresenta as imagens obtidas por Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET) e as correspondentes áreas dos padrões de difração. A condição de envelhecimento PA resultou em uma microestrutura com precipitados distribuídos uniformemente na matriz, com tamanho médio de 4,8 nm, compostos majoritariamente de zonas GP e η' (Figura 16a) e com precipitados uniformemente distribuídos pelo CG (Figura 16c). A microestrutura nessa condição de tratamento resultou em valores de 732MPa, 687MPa e 15% de resistência a tração, tensão de escoamento e ductilidade, respectivamente. No entanto, devido à continuidade na distribuição dos precipitados nos CG, essa condição é mais suscetível à corrosão por esfoliação, corrosão intergranular e fragilização por corrosão sob tensão. Na condição RRA30, em vista da exposição a maiores temperaturas, foi observada na matriz a presença tanto de precipitados menores quanto de precipitados mais grosseiros com tamanho médio de 6,2nm, composto majoritariamente de fases η' e uma menor fração de zonas GP (Figura 16b). Já no CG os precipitados se apresentaram tanto de forma contínua quanto de forma descontínua (Figura 16d). Alguns dos precipitados menores foram dissolvidos na matriz com o aumento da temperatura e precipitaram próximos aos precipitados maiores durante o

reenvelhecimento. Foram obtidos os valores de resistência a tração, tensão de escoamento e ductilidade de 747MPa, 731MPa e 11,2%, respectivamente. Nessa condição ocorreu maior fração de fases η' e o aumento do tamanho dos precipitados foi pouco significativo. Sabe-se que precipitados semicoerentes com a matriz atuam de maneira mais eficaz para impedir a movimentação das discordâncias, o que explica os valores mais elevados de resistência à tração e de escoamento. Todavia, a condição PA apresentou a vantagem de relacionar valores elevados de resistência à tração e de escoamento, com melhor ductilidade (WEI *et al.*, 2020).

Figura 16 – Imagens obtidas pelo Microscópio Eletrônico de Transmissão. Fases precipitadas na matriz e respectivos padrões a) Envelhecimento de pico (PA) e c) Retrogressão e reenvelhecimento 30 (RRA30), e fases precipitadas nos CG em b) PA e d) RRA30

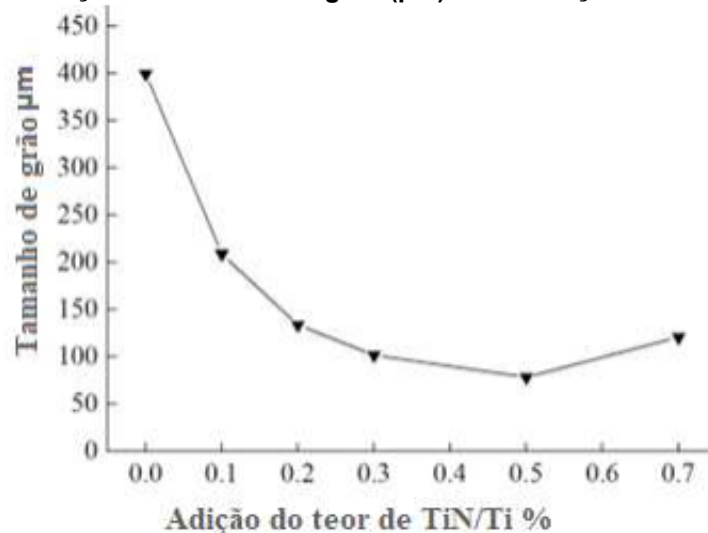


Fonte: Adaptado de WEI *et al.* (2020)

LI *et al.* (2016) estudaram o efeito da adição de inoculante TiN/Ti para refinamento dos grãos de uma liga do sistema Al-Zn-Mg-Cu com composição próxima a apresentada no estudo anterior, obtida por fundição convencional. A microestrutura da amostra fundida sem adição de inoculante apresentou tamanho médio de grão de 400 μm , enquanto o tamanho médio da liga com adição de 0,5% de inoculante foi de 78,5 μm . A amostra com 0,5% de inoculante apresentou a

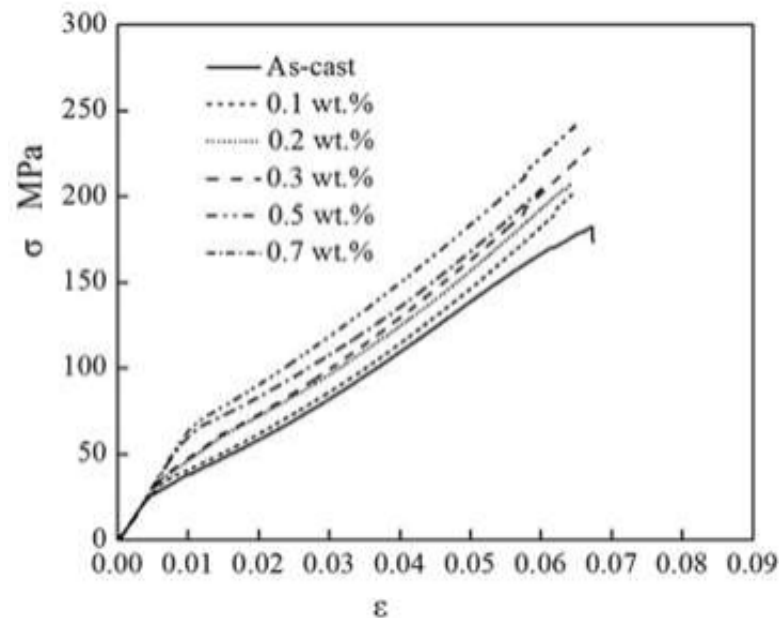
melhor resistência mecânica, com resistência a tração de 23 MPa. Nas Figuras 17 e 18 são apresentadas, respectivamente, a variação do tamanho de grão e da resistência mecânica com o aumento do teor de inoculante.

Figura 17 – Variação do tamanho de grão (μm) com a adição de inoculante (%)



Fonte: Adaptado de LI et al. (2016)

Figura 18 – Variação da curva tensão x deformação com a adição de inoculante

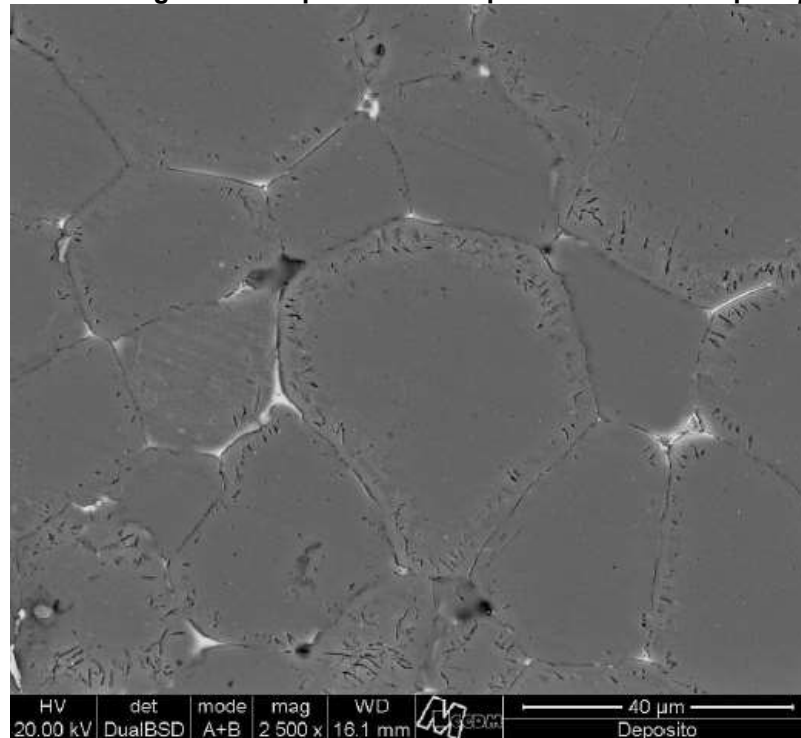


Fonte: Adaptado de LI et al. (2016)

Godinho *et al.* (2014) analisaram a microestrutura e as propriedades mecânicas de uma liga AA7050 conformada por *spray* e extrudada, com diferentes estágios de envelhecimento. Na CS foram utilizados os seguintes parâmetros: distância de 330mm entre bocal atomizador e substrato, gás nitrogênio à 6atm e

temperatura de vazamento de 750°C-770°C. Na microestrutura do depósito conformado por *spray*, Figura 19, foi obtida uma microestrutura com grãos equiaxiais com tamanho médio de aproximadamente 50µm e fases secundárias adjacentes aos CG (fase η') e nos CG (fase η).

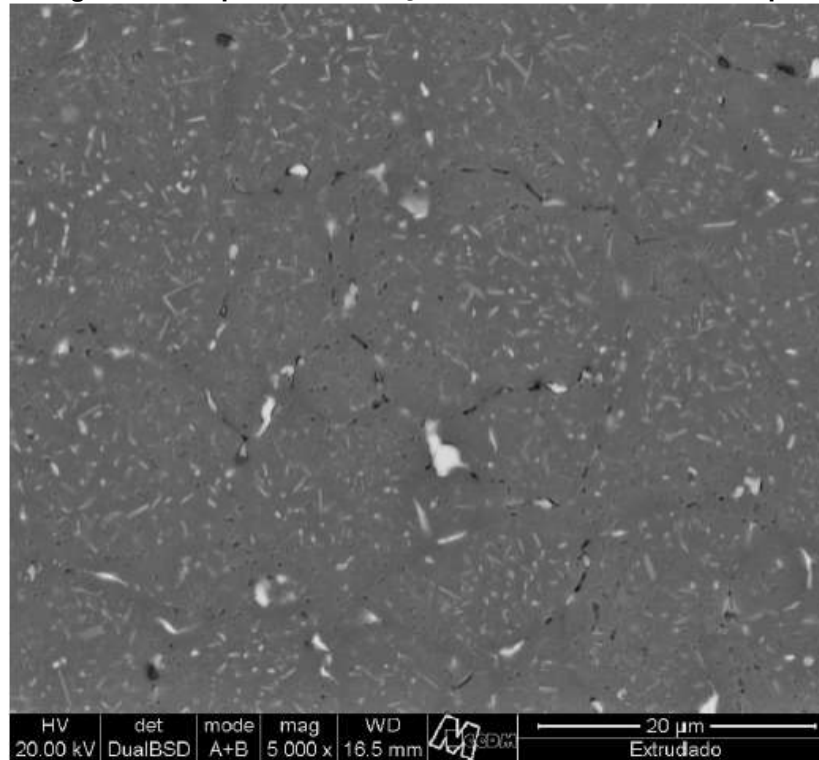
Figura 19 – Imagem obtida por MEV do depósito conformado por *spray*



Fonte: GODINHO et al. (2016)

O depósito apresentou teor de porosidade de aproximadamente 5,5% e, após densificação por extrusão, esse valor foi reduzido a menos de 1%, reduzindo também a quantidade de fases secundárias, como pode ser observado na Figura 20. Após extrusão os precipitados localizados nas proximidades dos CG foram dissolvidos pela temperatura e deformação aplicadas, e precipitaram novamente dispersos na matriz devido a baixa taxa de solidificação do processo de extrusão.

Figura 20 – Figura obtida por MEV da seção transversal da amostra após extrusão



Fonte: GODINHO et al. (2016)

Pelo tratamento de solubilização a maior parte dos precipitados grosseiros foi dissolvida. As diferentes configurações de envelhecimento não apresentaram diferenças significativas nas propriedades mecânicas e nas microestruturas. Todavia, a condição de envelhecimento a 120 °C por 6 horas foi a que apresentou melhores resultados, com valores de resistência a tração de 623 MPa, tensão de escoamento de 563 MPa e ductilidade de 12%.

6 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Este trabalho teve como objetivo realizar uma pesquisa exploratória sobre o processo de conformação por *spray* de ligas de alumínio da série 7XXX. Com base na bibliografia consultada pode-se afirmar que a conformação por *spray* é um processo alternativo a fundição e seus tratamentos complementares, agindo de forma efetiva na redução da segregação de fases grosseiras, obtenção de fases secundárias mais finas e melhor distribuídas e formação de grãos refinados e equiaxiais. Sendo assim, aliado a processos de conformação mecânica e tratamentos térmicos, a tecnologia de conformação por *spray* resulta em propriedades mecânicas superiores aquelas obtidas em processos convencionais, apresentando-se como uma técnica promissora para a manufatura de ligas de alumínio utilizadas na indústria aeronáutica.

A partir da bibliografia consultada é possível contemplar as seguintes observações:

- Pela análise dos estudos apresentados, a técnica de conformação por *spray* possui grande potencial de aplicação na manufatura de ligas de alumínio da série 7XXX com elevadas propriedades mecânicas;
- A técnica de conformação por *spray* quando seguida de conformação mecânica possibilita redução significativa da porosidade;
- Conformação mecânica e tratamento térmico de solubilização e envelhecimento são etapas comumente empregadas após a conformação por *spray* para potencializar as propriedades mecânicas;
- A conformação por *spray* é uma técnica com elevada taxa de resfriamento, possibilitando a obtenção de microestrutura refinada;

REFERÊNCIAS

- ASATO, G. H. **Caracterização microestrutural e mecânica da liga AA2024 conformada por spray e processada termomecanicamente**. Tese (doutorado) – Curso de Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2019.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. Fundamentos e aplicações do Alumínio. Associação Brasileira do Alumínio (ABAL). 68p. São Paulo, 2007.
- CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Fundamento da Ciência e Engenharia de Materiais: uma abordagem integrada**. 5. ed. Rio de Janeiro, RJ: LTC, 2020. 817p.
- CAO *et al.* The formation mechanism of porosity for Spray-deposited 7075 Alloy. **Materials Research**, v. 18. São Carlos, 04 dez. 2020.
- GALVÃO, A. G. P. S. **Dimensionamento estrutural de um novo ultraligeiro**. 2016. 145 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Aeronáutica, Universidade da Beira Interior, Covilhã, 2016.
- GODINHO, H. A.; BELETATI, A. L. R.; GIORDANO, E. J.; BOLFARINI, C. Microstructure and mechanical properties of a spray formed and extruded AA7050 recycled alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, São Carlos, v. 586, p. 139-142, fev. 2014. Elsevier BV.
- HANGAR MMA. **Partes estruturais da asa de um avião**. Disponível em: <https://hangarmma.com.br/blog/partes-estruturais-de-uma-asa-de-aviao/>. Acesso em: 05 ago. 2020.
- KIMINAMI, C. S.; CASTRO, W. B.; OLIVEIRA, M. F. **Introdução aos processos de fabricação de produtos metálicos**. 2. ed. São Paulo: Blucher, 2013. 236 p.
- LAGO, M. L. **Liga de alumínio para aplicação aeronáutica obtida por conformação por spray**. 2010. 107 p. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Maranhão, São Luís, 2010.
- LI, X.; CAI, Q.; ZHAO, B.; YATING, X.; LI, B. Effect of nano TiN/Ti refiner addition content on the microstructure and properties of as-cast Al-Zn-Mg-Cu alloy. **Journal Of Alloys And Compounds**, Wuhan, v. 675, p. 201-210, ago. 2016. Elsevier BV.
- MAZZER, E.M.; *et. al.* **Caracterização microestutural e mecânica da liga de Al AA7050 reciclada por conformação por spray e extrusão**. 2013. 105 p. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2013.
- SALVO, J. G. J.. **Avaliação da resistência à fadiga e caracterização microestrutural de fios extrudados e forjados da liga AA7050 reciclada por conformação por spray**. 2016. 131 p. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2016.

SANTOS, G. A. **Tecnologia dos Materiais Metálicos**. 1. ed. São Paulo, 2015.

Shangai Rising International Trade Co.Ltd. Placa de alumínio 7050. Disponível em: <http://portuguese.flataluminumsheet.com/sale-10853990-airframe-fuselage-frame-aircraft-aluminum-sheet-plate-7050-7150-7055-alloy.html>. Acesso em: 05 ago. 2020.

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

THE ALUMINIUM ASSOCIATION. **International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys**. The Aluminum Association, p. 12-13, Jan, 2015.

THE ALUMINUM ASSOCIATION. The Environmental Footprint of Semi- Finished Aluminum Products in North America. **The Aluminum Association**. December, p. 124, 2013.

TOTAL MATERIA. Spray Forming of Aluminum-Alloy Products: Part One. Ago, 2008. Disponível em: <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&LN=PT&NM=201>. Acesso em: 07 ago. 2020.

WEI *et al.* Influencing mechanisms of heat treatments on microstructure and comprehensive properties of Al–Zn–Mg–Cu alloy formed by spray forming. **Journal of Materials Research and Technology**. Beijing, p. 6850-6858, mai 2020. Elsevier BV.