

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ

HELENA CECILIATO AZAMBUJA

**INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA MICROESTRUTURA E NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO 319 CONFORMADA POR
SPRAY**

LONDRINA

2023

HELENA CECILIATO AZAMBUJA

**INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA MICROESTRUTURA E NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO 319 CONFORMADA POR
SPRAY**

**Influence of heat treatments on the microstructure and mechanical properties
of the spray-formed 319 aluminum alloy**

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: Marcio Andreato Batista Mendes.

Coorientadora: Brenda Juliet Martins Freitas.

LONDRINA

2023



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

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

HELENA CECILIATO AZAMBUJA

**INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA MICROESTRUTURA E NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO 319 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: 14/Dezembro/2023

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

Prof^a. Dr^a. Silvia Midori Higa
Doutorado em Ciência e Engenharia de 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

LONDRINA

2023

AGRADECIMENTOS

Ao finalizar essa etapa importante da minha história, gostaria de expressar minha mais profunda gratidão a todos que contribuíram de alguma forma para a realização desse trabalho.

Primeiramente, gostaria de agradecer meus pais. Sou extremamente grata por ter pais tão excepcionais ao meu lado. O apoio de vocês foi essencial para a conclusão desta jornada acadêmica. Obrigada por serem a constante inspiração que me trouxe até aqui.

Gostaria também de agradecer minha irmã, por compartilhar comigo suas experiências e me guiar durante os momentos mais desafiadores. Este trabalho é reflexo da influência positiva que você tem na minha vida.

Agradeço também todos os professores que generosamente compartilharam seu conhecimento e experiência durante esses anos. Suas aulas foram valiosas para o meu desenvolvimento. Em especial, quero agradecer meu Orientador Marcio Andreato Batista Mendes pela paciência e pelo comprometimento. Sua orientação foi extremamente necessária para o desenvolvimento deste trabalho.

À minha Coorientadora Brenda Juliet Martins Freitas, agradeço por todo o apoio e conhecimento que me foi passado. Mesmo longe, você foi fundamental para a realização desta pesquisa.

Não posso deixar de agradecer os amigos que fiz durante esse período, que foram minha segunda família em Londrina. Obrigada por todos os momentos juntos que tornaram essa jornada muito mais leve e significativa.

Por fim, agradeço a todos que, de alguma forma, fizeram parte da minha trajetória acadêmica durante esses anos. Sem vocês, reconheço que não estaria finalizando essa fase tão importante da minha vida.

RESUMO

Do ponto de vista econômico e ambiental, a utilização de ligas de alumínio recicladas apresenta diversos benefícios. No entanto, algumas impurezas são incorporadas no metal líquido durante o reprocessamento, fazendo com que se desenvolvam intermetálicos grosseiros que depreciam as propriedades mecânicas da liga, sendo o Fe considerado como a impureza mais nociva. Para amenizar esse impasse, são estudadas diversas rotas de conformação, visando aumentar a gama de aplicações da liga secundária. Dessa forma, o objetivo principal deste trabalho é analisar a influência dos tratamentos térmicos na ductilidade da liga de alumínio 319 contaminada com Fe conformada por spray e forjamento rotativo. Para isso, a liga de alumínio 319 contaminada com ~1,5 %p. de Fe, foi submetida a solubilização a 500°C por 15 h e, subsequente, envelhecimento a 160°C por 8 h. Em seguida, foram feitos ensaios de tração à temperatura ambiente, comparando-se os resultados obtidos com dados da literatura para essa mesma liga obtida com diferentes condições de tratamentos térmicos. Além disso, foi feita uma comparação da microestrutura das amostras antes e após os tratamentos térmicos, por meio de análises metalográficas, correlacionando-as com seu desempenho mecânico. Após a solubilização e envelhecimento, a liga de alumínio 319 contaminada com altos teores de ferro apresentou um alongamento significativamente superior, sendo comparável às ligas primárias.

Palavras-chave: ligas de alumínio – tratamento térmico; ligas de alumínio – silício; metais – propriedades mecânicas.

ABSTRACT

From an economic and environmental point of view, the use of recycled aluminum alloys has several benefits. Nonetheless, some impurities are incorporated into the liquid metal during reprocessing, leading to the development of coarse intermetallics that depreciate its mechanical properties. In order to settle this problem, diverse forming routes have been studied, aiming to increase the alloy's range of application. Thus, the main objective of this research is to analyze the influence of heat treatments on the ductility of spray-formed and rotary swaged 319 aluminum alloy. Therefore, aging heat treatment was performed in specimens of the 319 alloy. Then, tensile tests were carried out at room temperature, comparing the results with the literature data for this same alloy, but not heat treated. Moreover, the microstructure of the samples before and after the heat treatments were compared through metallographic analysis, correlating with its mechanical performance. After solubilization and aging treatments, the iron-contaminated alloy became much more ductile, with a percentage of elongation at fracture similar to the primary alloys.

Key-words: aluminum alloys – heat treatment; aluminum-silicon alloys; metals – mechanical properties.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – da liga de alumínio 319 fundida convencionalmente.	19
Figura 2 – Representação esquemática do processo de conformação por spray.....	21
Figura 3 - Representação da solidificação da liga durante a conformação por spray.....	23
Figura 4 – Representação das duas formas de Forjamento Rotativo.	25
Figura 5 – Fluxograma representando a metodologia empregada.	27
Figura 6 - Amostra A (fundida convencionalmente – retirada de cabeçote de motor automotivo).....	28
Figura 7 - Amostra B (SF).	28
Figura 8 - Amostra C (SF + FR)	29
Figura 9 – Polimento da amostra C (embutida em baquelite).	30
Figura 10 – Representação do corpo de prova de acordo com a ASTM E8/EM8.	30
Figura 11 - Corpos de prova da liga CS + FR dentro do forno.	31
Figura 12 – da liga fundida convencionalmente.....	33
Figura 13 – da liga conformada por spray.	34
Figura 14 - da liga 319 conformada por spray e forjamento rotativo.....	36
Figura 15 - Curvas tensão-deformação dos três corpos de prova da liga 319 (CS+FR+TT 15 h).	37
Figura 16 - da liga CS + FR + TT de 15 horas.....	38

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Sistema de designação de ligas fundidas.	16
Tabela 2 - Composição química da liga 319 analisada.	17
Tabela 3 - Propriedades mecânicas da liga 319 antes e depois do tratamento térmico.	26
Tabela 4 - Composição das amostras recebidas da liga 319.	29
Tabela 5 - Propriedades mecânicas da liga CS+FR+TT de 15 h referentes às curvas da Fig. 15.	37

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
ASTM	<i>American Society for Testing Materials</i>
DEMa	Departamento de Engenharia de Materiais
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersa
CS	Conformação por Spray
CPs	Corpos de prova
FC	Fundição convencional
FR	Forjamento rotativo
PPGCEM	Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais
TT	Tratamentos térmicos
UFSCar	Universidade Federal de São Carlos

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	10
2	OBJETIVOS	12
3	JUSTIFICATIVA	13
4	REFERENCIAL TEÓRICO	14
4.1	Ligas de Alumínio	14
4.1.1	Ligas de Alumínio para Fundição	15
4.2	Liga de Alumínio 319	17
4.2.1	Microestrutura da Liga 319	18
4.2.2	Intermetálicos ricos em erro	19
4.3	Conformação por Spray	20
4.4	Forjamento Rotativo	24
4.5	Estudos anteriores acerca da liga 319 reprocessada	25
5	MATERIAIS E MÉTODOS	27
5.1	Material de estudo	28
5.2	Tratamentos térmicos	30
5.3	Ensaio de tração	31
6	RESULTADOS E DISCUSSÃO	33
6.1	Análises Metalográficas	33
6.1.1	Micrografia da liga 319 fundida convencionalmente	33
6.1.2	Micrografia da liga 319 conformada por spray	34
6.1.3	Micrografia da liga após forjamento rotativo	35
6.2	Efeitos do tratamento térmico nas propriedades mecânicas da liga 319 36	
6.3	Discussão dos resultados apresentados	38
7	CONSIDERAÇÕES FINAIS	41
	REFERÊNCIAS	42

1 INTRODUÇÃO

Em virtude da ampla gama de composições e grande versatilidade, as ligas de alumínio são muito empregadas na indústria atual – desde o campo minucioso da nanotecnologia ao campo das imensas aeronaves.

As ligas de alumínio secundárias são oriundas da reciclagem de sucatas de alumínio primário. Após diversos ciclos de reciclagem, uma concentração relativamente elevada de impurezas (ex., Fe, Cu, Si) é introduzida nas ligas primárias, sendo comumente deletérias para as propriedades mecânicas do material - de modo a reduzir parcial ou totalmente a sua capacidade de ser conformada mecanicamente. Dessa forma, as ligas de alumínio são, então, redirecionadas para o setor de fundição, visto que os requerimentos de ductilidade são menores.

Atualmente, o setor automotivo é o maior consumidor das ligas de fundição (ex.: cabeçotes de motor, caixas de transmissão etc.) e, apesar de ser economicamente viável o redirecionamento das sucatas de Al primário contaminado para o setor de fundição, as previsões indicam que entre 2030 e 2050 a demanda por alumínio secundário pela indústria automotiva irá reduzir drasticamente devido a eletrificação dos veículos. Além disso, é importante ressaltar que as tecnologias existentes para se remover o Fe do Al fundido são ineficientes e economicamente inviáveis. Dessa forma, a demanda por novas tecnologias que permitam o aprimoramento microestrutural/mecânico e o redirecionamento das ligas de alumínio secundárias é urgente.

Com o intuito de atenuar esse impasse e permitir o emprego das ligas Al-Si secundárias em outros setores, são estudadas novas rotas de processamento. Nesse contexto, uma das rotas alternativas que vem se apresentando promissora é a conformação por spray (*spray-forming*), uma vez que ela garante à liga uma microestrutura refinada e homogênea, fazendo com que o material adquira melhores propriedades mecânicas (OTANI, 2017).

No entanto, para que a liga reciclada adquira características satisfatórias e comparáveis às ligas primárias, ainda são necessárias conformações termomecânicas e tratamentos térmicos específicos (TT). Dessa forma, o presente trabalho tem a finalidade de analisar os efeitos dos tratamentos de solubilização e envelhecimento em uma liga de alumínio 319 contaminada com elevados teores de

ferro, previamente conformada por spray e forjamento rotativo. Através de ensaios mecânicos e metalográficos, foi investigada a influência que essa rota de processamento tem na microestrutura do material, correlacionando com seu desempenho mecânico e comparando com resultados obtidos em pesquisas anteriores para a mesma liga. Após a solubilização e envelhecimento, a liga 319 contaminada com ferro se tornou muito mais dúctil, com um percentual de alongamento à fratura similar às ligas primárias.

2 OBJETIVOS

Este trabalho tem como objetivo geral avaliar o efeito de tratamentos térmicos nas propriedades da liga de alumínio 319 reprocessada por conformação por spray e forjamento rotativo. De maneira mais específica:

- a) Avaliar a microestrutura da liga antes e após os tratamentos térmicos, por meio da metalografia com microscópio óptico;
- b) Realizar tratamentos de solubilização a 500 °C por 15 horas e envelhecimento a 160 °C por 8 horas;
- c) Avaliar as propriedades mecânicas da liga tratada, especialmente o alongamento a fratura, através de ensaios de tração;
- d) Comparar os resultados obtidos com dados disponíveis na literatura.

3 JUSTIFICATIVA

O alumínio é o segundo metal mais utilizado no mundo, e suas propriedades permitem com que ele seja facilmente reciclado. A reciclagem desse material é de grande importância em âmbitos econômicos e ambientais, uma vez que utiliza apenas 5% da energia necessária para produzir o alumínio primário, extraído da bauxita.

Devido ao panorama global quanto a utilização de sucatas de alumínio, é crescente a demanda por tecnologias que permitam a modificação microestrutural e mecânica das ligas de alumínio secundárias, para que elas possam ser aplicadas em outros setores além da fundição. Para que isso seja possível, as propriedades das ligas secundárias devem ser adequadas para que possam substituir as ligas primárias em determinadas aplicações, principalmente no que diz respeito ao aumento da conformabilidade mecânica desses materiais. Dessa forma, o presente trabalho de conclusão de curso se justifica por estudar e aperfeiçoar diferentes rotas de tratamentos térmicos visando expandir as possibilidades de aplicação do material reprocessado.

4 REFERENCIAL TEÓRICO

4.1 Ligas de Alumínio

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante na Terra, próximo ao oxigênio e silício (ASKELAND; FULAY; WRIGHT, 2010). Por conta de suas características favoráveis, como a alta resistência mecânica aliada ao baixo peso, ele pode ser utilizado em uma gama de aplicações (RENAUDIN, 2019).

Esse elemento tem propriedades que facilitam sua conformação mecânica, além de ser um excelente condutor térmico e elétrico. Ademais, o alumínio tem uma excelente resistência à corrosão e oxidação, e não apresenta uma transição dúctil-frágil em temperaturas inferiores – além de ser altamente reciclável (ASKELAND; FULAY; WRIGHT, 2010). Depois de muitos anos de vida útil, segura e eficiente, componentes de alumínio podem ser reaproveitados, com recuperação de parte significativa do investimento e economia de energia (ABAL, 2019).

O óxido de alumínio puro - a alumina - é extraído por um processo de refinamento a partir da bauxita. O refinamento é feito em dois passos: primeiro, o hidróxido de alumínio é separado do resíduo da bauxita com o uso de soda cáustica (processo de digestão); em seguida, é feita a calcinação para remover a água contida no hidróxido (EUROPEAN ALUMINIUM, 2021). O pó branco de alumina pura é enviado à redução, onde ocorre o processo de *Hall-Héroult* a altas temperaturas (ABAL, 2019). Quando o alumínio é combinado com outros elementos, como o manganês, cobre, silício, ou zinco, são formadas as ligas de alumínio (GONÇALVES, 2012).

Convencionalmente as ligas de alumínio são classificadas em dois grupos principais, diferenciadas pela composição química e pelo mecanismo que leva às propriedades desenvolvidas (FERRARINI, 2005; GOMES e BRESCIANI, 1976). As ligas trabalháveis, ou conformadas (*wrought alloys*) são aquelas que podem passar por processos de deformação plástica (extrusão, laminação, forjamento etc.); e as ligas fundidas (*cast alloys*) que não são conformáveis – normalmente trincam durante esse processo - e são destinadas principalmente à fundição (Revista Alumínio, 2022). Somando-se as ligas conformadas e as ligas fundidas, existem mais de 600 ligas reconhecidas industrialmente (GONÇALVES, 2012).

As ligas de alumínio para fundição apresentam propriedades significativas como ótima fluidez, baixo ponto de fusão, baixa solubilidade para gases (com exceção do hidrogênio), são quimicamente estáveis e possuem uma aparência estética (FERRARINI, 2005; ROOY, 1988). Esse grupo será estudado com mais detalhes no tópico 4.1.1, uma vez que a liga de alumínio 319 pertence a ele.

4.1.1 Ligas de Alumínio para Fundição

As ligas de fundição mais comuns apresentam em sua composição uma grande quantidade de silício, elemento que auxilia na reação eutética e, conseqüentemente, na fusão do metal (ASKELAND; FULAY; WRIGHT, 2010). Dessa forma, essas ligas possuem propriedades adequadas para fundição, como boa fluidez e baixo ponto de fusão. Isso contribui para uma o desenvolvimento de produtos semi-acabados complexos - com precisão dimensional e acabamento superficial controlado (KAUFMAN e ROOY, 2004).

O comitê técnico de padrões de produtos da *Aluminum Association* é responsável pela nomenclatura mais utilizada das ligas de alumínio. As composições para ambos os tipos - forjadas ou fundidas - são especificadas por um número com quatro dígitos, que indica as principais impurezas presentes e, em alguns casos, o nível de pureza (CALLISTER e RETHWISCH, 2020). No caso das ligas para fundição, é colocado um ponto separando o quarto número - dígito que representa a natureza do produto.

Os principais constituintes da liga são identificados pelo primeiro dígito, como pode ser visto na Tabela 1.

Tabela 1 - Sistema de designação de ligas fundidas

Liga	Principal elemento de liga
1XX.X	Alumínio puro, máximo de 99,9%
2XX.X	Cobre
3XX.X	Silício, com adição de Cu e/ou Mg
4XX.X	Silício
5XX.X	Magnésio
7XX.X	Zinco
8XX.X	Estanho
9XX.X	Outros elementos
6XX.X	Série não utilizada

Fonte: KAUFMAN (2000)

Como é possível analisar pela Tabela 1, as ligas da família 3XX.X são aquelas que possuem como principal constituinte o silício, com adições de cobre e/ou magnésio. Essas ligas têm alta reciclabilidade e uma imensa variedade de composições, devido a quantidade de elementos químicos que podem ser adicionados a elas (DUNIN, 2018).

Em função do baixo requisito de ductilidade, as ligas Al-Si (com outros elementos de liga ou não) são extensamente utilizadas na indústria de fundição, devido à boa fundibilidade e boa resistência à corrosão que esse material apresenta (FREITAS, 2019). O silício é, certamente, o elemento mais importante na grande maioria das ligas fundidas, uma vez que ele é responsável por aumentar a fluidez do metal líquido, diminuir a porosidade, reduzir o coeficiente de expansão térmico, melhorar a soldabilidade e aumentar a resistência mecânica (VERRAN, 2017; FERRARINI, 2005).

Ainda, quando combinado com outros elementos (ex., Mg, Cu), permite a realização de tratamentos térmicos da liga. Uma das combinações mais utilizadas é com o cobre, visto que a inclusão desse elemento na composição química das ligas de alumínio resulta em um aumento considerável da resistência mecânica e dureza do material devido aos tratamentos térmicos (FERRARINI, 2005). Além disso, outros elementos de liga, como o Mg, Ni, Cr e Ti, podem contribuir com a baixa densidade, resistência ao desgaste e baixo coeficiente de expansão térmica (RAJU; OJHA; HARSHA, 2008).

Entretanto, as ligas de Al-Si apresentam uma fase eutética de silício em forma de placas que contribuem fortemente para o decréscimo da ductilidade da liga (FERRARINI, 2005). Ademais, é comum existir uma contaminação com o ferro decorrente do processamento da liga primária, dos ciclos de reciclagem, ou da sua introdução intencional (em torno de 1 %p. nas ligas processadas por fundição sob pressão) – o que resulta na formação de intermetálicos grosseiros e frágeis, responsáveis pela redução do alongamento a fratura do material. Esses fatores acabam dificultando a conformação mecânica das ligas Al-Si, o que limita a sua utilização apenas no setor de fundição (FREITAS, 2019). Dessa forma, surge a necessidade de buscar meios para atenuar esse problema presente nas ligas Al-Si.

4.2 Liga de Alumínio 319

Dentro da família das ligas de Al-Si, a liga 319 é muito utilizada na indústria automotiva devido à combinação de propriedades mecânicas, resistência à corrosão, boa fundibilidade e baixo custo (PUNCREOBUTR *et al.*, 2014). São empregadas principalmente na produção de blocos e carcaças de motores, cabeçotes, caixas de transmissão e pistões (FREITAS, 2019).

A microestrutura da liga de alumínio 319 é constituída pela fase primária α -alumínio e pelo eutético de Al-Si (CERRI *et al.*, 1999). Essa liga também apresenta cobre em maior quantidade na composição química, além de outros elementos mostrados na Tabela 2 (FREITAS, 2019; KAUFMAN e ROOY, 2004).

É possível visualizar que o teor máximo de ferro permitido na liga 319 é de 1,0 %p., entretanto, esse teor pode ser mais elevado, como é o caso das ligas fundidas em moldes permanentes (OTANI, 2017).

Tabela 2 - Composição química da liga 319 analisada

	Al	Si	Cu	Fe	Mn	Zn	Mg
Liga A319	Bal.	5,5-6,5	3,0-4,0	≤1,0	≤0,5	≤1,0	~0,1

Fonte: FREITAS (2019)

Considerando-se o percentual de Si presente em sua composição, as ligas Al-Si são divididas em três grupos: ligas hipoeutéticas (5-10 %p. de silício); ligas eutéticas

(11-13 %p. de silício); e ligas hipereutéticas (14-20 %p. de silício) (FERRARINI, 2005). Nas ligas hipoeutéticas, a presença de cobre está relacionada a um aumento no intervalo de solidificação e formação do eutético ternário Al-SiAl₂Cu (BERETA, 2007).

Kaufman e Rooy (2004, p.13) afirmam que as ligas Al-Si-Cu com menos de 5,6 %p. de Cu são tratáveis, mas as ligas mais importantes dessa família são aquelas que também contém o magnésio. Com esses elementos, a resposta da liga aos tratamentos térmicos é acentuada, levando a uma gama atrativa de propriedades – sobretudo na resistência mecânica e na dureza do material. O endurecimento da liga através do procedimento de solubilização e envelhecimento é aprimorado em consequência da precipitação de fases como Al₂Cu e/ou Mg₂Si (FREITAS, 2019).

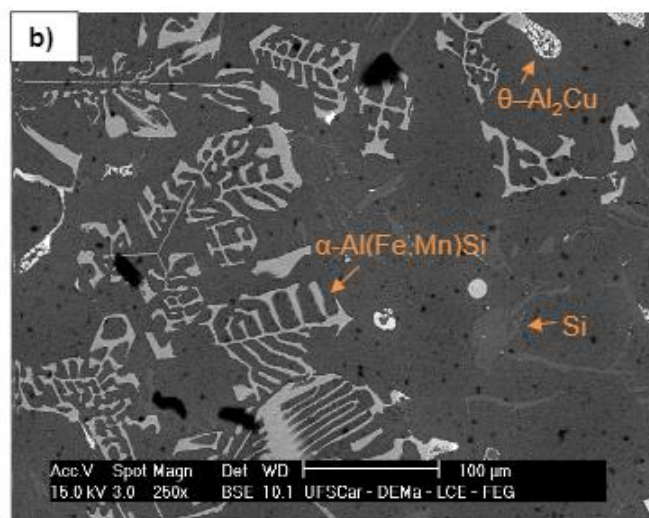
4.2.1 Microestrutura da Liga 319

A microestrutura das ligas Al-Si fundidas é muito vinculada à composição da liga e às condições de solidificação. Para as ligas hipoeutéticas em condições de solidificação no equilíbrio, como a 319, a estrutura é predominantemente formada por dendritas de α -Al, intermetálicos β -AlFeSi em forma de placas e/ou agulhas, eutético de Si, e θ -Al₂Cu (HWANG *et al.*, 2009). Levando-se em consideração a solidificação no equilíbrio da liga 319 a partir do metal fundido, primeiramente ocorre a formação da fase α -Al, seguida da fase β -AlFeSi. Logo após, o silício eutético é formado e a fase θ -Al₂Cu é precipitada (FREITAS, 2019).

Dessa forma, é possível perceber que a fase β -AlFeSi inicia sua formação quando ainda existe fase líquida no sistema. Conforme Otani (2017, p. 32), à medida que a porcentagem de silício aumenta, a fase β se torna primária - tendendo a crescer e se tornar mais nociva à liga. Deste modo, é compreendido que a dissolução da fase β -AlFeSi não é possível por meio de tratamentos térmicos, como a homogeneização e solubilização.

Na Figura 1 encontra-se a micrografia da liga 319 fundida convencionalmente em molde de areia, em que é possível observar a matriz de α -Al, as fases secundárias de silício eutético com formato de placas, θ -Al₂Cu eutético e intermetálicos grosseiros ricos em ferro (α -Al(Fe, Mn)Si) nas regiões interdendríticas (FREITAS *et al.*, 2019).

Figura 1 – Micrografia obtida por MEV da liga de alumínio 319 fundida convencionalmente em molde de areia



Fonte: FREITAS *et al.* (2018)

As propriedades mecânicas das ligas fundidas convencionalmente são associadas ao tamanho, morfologia e fração de volume dos intermetálicos, incluindo os precipitados de silício (RINCÓN *et al.*, 2007). As partículas de Si e dos intermetálicos ricos em ferro são grosseiras e interconectadas, podendo levar o material a uma fratura frágil, devido ao efeito concentrador de tensão oriundo das fases com morfologia de placas (FREITAS, 2019).

4.2.2 Intermetálicos ricos em ferro

Conforme já mencionado, os ciclos de reciclagem do alumínio levam à adição de contaminantes ricos em ferro. A incorporação de ferro na matriz fundida do Al promove a formação de intermetálicos que conseqüentemente dificultam a utilização desse material. Durante o processo de solidificação, quando a quantidade de elementos de liga excede o limite de solubilidade, os constituintes de segunda fase são formados – elementos puros, como o silício, ou as fases intermetálicas ricas em ferro (SAMUEL *et al.*, 2016).

Dessa forma, devido à alta solubilidade do Fe no alumínio líquido, a dissolução desse elemento no processo de fundição da liga é facilitada. Por outro lado, a solubilidade do Fe no Al sólida é extremamente baixa (cerca de 0,05 %p. de Fe), fazendo com que ocorra a segregação do ferro e, conseqüentemente, a formação de

partículas intermetálicas, como as fases α -Al(Fe,Mn)Si e β -AlFeSi (FREITAS, 2019; LEE; KIM; LEE, 2011).

Em particular, a fase β -AlFeSi é considerada a mais prejudicial à liga, uma vez que causa defeitos de fundição (porosidade) e degrada as suas propriedades mecânicas, como a tenacidade à fratura, o alongamento sob tração e a resistência à fadiga (LEE; KIM; LEE, 2011). Esses efeitos deletérios causados pelos intermetálicos β -AlFeSi advêm principalmente da sua morfologia em placas ou de agulhas, uma vez que atuam fortemente como concentradores de tensão em pontos específicos. Além disso, a formação dessas fases durante o intervalo de solidificação acaba impedindo a entrada do metal líquido remanescente no interior da microestrutura, aumentando a quantidade final de poros (LEE; KIM; LEE, 2011; OTANI, 2017; MOUSTAFA, 2009).

A fim de mitigar a formação do intermetálico β -AlFeSi nas ligas de Al-Si, a literatura apresenta duas principais formas: a aplicação de uma alta taxa de resfriamento durante a solidificação; e/ou a adição de elementos de liga (principalmente o manganês) para promover a formação da fase α -Al(Fe,Mn)Si. (HWANG, J. Y; DOTY, H. W; KAUFMAN, M.J, 2008). Essa fase pode apresentar diferentes morfologias, dependendo do momento em que ocorre sua formação – como fase primária é poligonal (com um menor efeito concentrador de tensão), mas quando formada no final da solidificação, adquire a forma de Escrita Chinesa (FREITAS, 2019; DINNIS; TAYLOR; DAHLE, 2005).

No entanto, alguns estudos indicam que um aumento de Mn nas ligas Al-Si leva à uma redução gradual do alongamento até a fratura, indicando que a fase intermetálica α -Al(Fe,Mn)Si é tão frágil quanto a fase β -AlFeSi, e pode causar os mesmos danos às propriedades mecânicas desse material (SEIFEDDINE; JOHANSSON; SVENSSON, 2008).

Ainda, segundo Freitas (2019), mesmo que a morfologia dos intermetálicos ricos em ferro seja mais compacta, a ductilidade da liga é comprometida, podendo levar a trincamentos e rupturas durante processos de conformação termomecânica.

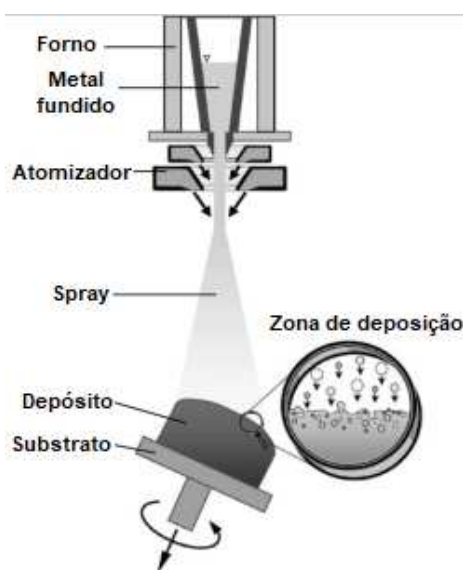
4.3 Conformação por Spray

O processo de conformação por spray (CS), também conhecido como *spray-forming* é relativamente novo na manufatura de produtos metálicos *near-net-shape* (como chapas metálicas e tubos, por exemplo) (CUI *et al.*, 2009). Diferente dos

métodos convencionais de fundição, a rápida solidificação do CS proporciona à liga uma estrutura com grãos mais finos e fases secundárias refinadas, resultando em um produto final com excelente desempenho e propriedades mecânicas otimizadas (RAJU; OJHA; HARSHA, 2008).

Como representado na Figura 2, essa técnica consiste na fundição da liga em um forno de indução, seguida da pulverização do fluxo do metal líquido através de um gás inerte (N_2 ou Ar). Assim, são formadas gotas de tamanhos variados que são impulsionadas pelo bocal de atomização e se depositam no substrato localizado na região inferior da câmara, onde ocorre o término da solidificação de forma coesa. Nessa etapa, as gotas do metal líquido são submetidas a altas taxas de resfriamento, fazendo com que simultaneamente existam no depósito gotas líquidas, parcialmente solidificadas e completamente sólidas (GRANT, 1995; BONAVINA, 2008).

Figura 2 – Representação esquemática do processo de conformação por spray



Fonte: Adaptado de CUI et al. (2009)

O controle dos parâmetros do processo é essencial para que o produto adquira o formato (ex., tubos, chapas) e tamanho desejados com uma microestrutura refinada e homogênea (LAWLEY e LEATHAM, 1998). Dentre os principais parâmetros, estão: a temperatura de vazamento do metal líquido, a distância entre o bocal de atomização e o substrato, a forma e o tamanho do bocal de atomização, o tipo e a pressão do gás (BONAVINA, 2008).

4.3.1 Descrição do processo de solidificação durante a conformação por spray

A liga é inicialmente fundida em uma temperatura acima da linha *liquidus*. Quando a temperatura predeterminada é atingida, é iniciado o fluxo de gás inerte a alta pressão através do atomizador, e o metal fundido flui através do bocal de vazamento (BERETA, 2007).

Durante a etapa de atomização, é realizada uma forte extração do calor pelo gás inerte, onde as taxas de resfriamento são elevadas (na ordem de 10^2 a 10^5 K/s). Durante a pulverização do metal líquido, gotas com diferentes tamanhos são formadas. Aquelas de tamanhos menores se solidificam ainda durante o vôo entre o bocal e o substrato - sendo uma solidificação fora do equilíbrio - e adquirem uma estrutura dendrítica/celular. Essas gotas chegam na zona de deposição (substrato) completamente sólidas. Por outro lado, as gotas maiores chegam ao substrato no estado semissólido ou totalmente líquido (FREITAS, 2019).

As gotas vão se colidindo e formando um depósito no substrato, cuja geometria depende do movimento relativo entre o substrato e o cone de atomização (BERETA, 2007). De acordo com Grant (2007), o calor associado às gotas maiores, ainda líquidas, é suficiente para refundir parcialmente as partes sólidas do depósito – enquanto o líquido tende a ser resfriado.

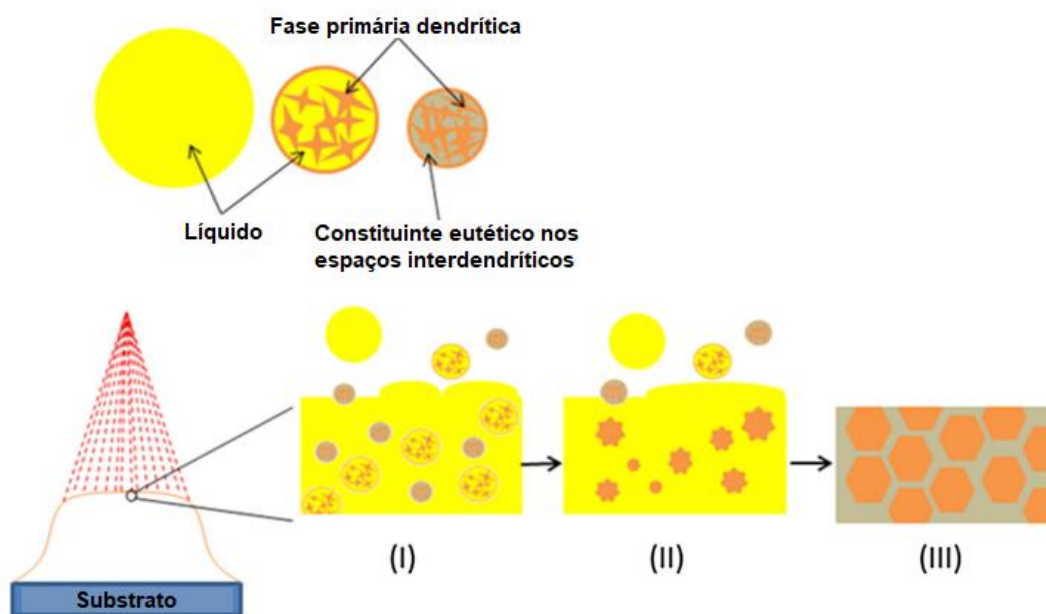
Após a troca de calor, o depósito contém núcleos de fases sólidas oriundas das gotas pequenas e sólidas que não foram refundidas (relativo as fases com alto ponto de fusão) rodeadas pela fase líquida remanescente (FREITAS, 2019). A equalização da temperatura ocorre quando o aquecimento causado pela deposição se iguala ao calor removido pela convecção do gás atomizador sobre a superfície do depósito, e pela condução ocorrida na interface depósito/substrato (FERRARINI, 2005).

O impacto contínuo das gotas induz à uma convecção turbulenta do fluido, e o líquido presente na zona de depósito flui ao redor dos núcleos de solidificação. Esse movimento do metal líquido tem duas funções muito importantes na evolução da microestrutura: a homogeneização química do líquido remanescente enquanto a solidificação ocorre; e uma homogeneização térmica da liga, resultando em um gradiente de temperatura similar em todas as direções ao redor dos núcleos (ZEPON *et al.*, 2015).

Assim, ao final do processo de solidificação no depósito não ocorre difusão no sólido, apenas no líquido, levando a formação de *coring* (gradação de composição entre as partes interna e externa das dendritas) e de partículas do eutético nos contornos de grão (FREITAS, 2019; ZEPON *et al.*, 2015).

A Figura 3 representa as etapas de solidificação descritos anteriormente. Na etapa (I) ocorre o encontro das gotas sólidas, semissólidas e líquidas no substrato; durante a etapa (II) os constituintes com baixo ponto de fusão presentes nas gotas sólidas se refundem, seguido do arredondamento das dendritas. A etapa (III) ilustra a microestrutura final: grãos equiaxiais com fases secundárias presentes nos contornos de grão (ZEPON *et al.*, 2015; OTANI, 2017).

Figura 3 - Representação da solidificação da liga durante a conformação por spray



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

4.3.2 Conformação por spray da liga 319

De acordo com estudos (FREITAS, 2019; OTANI, 2017), a microestrutura característica dos depósitos da conformação por spray é composta por grãos equiaxiais refinados e pela presença de fases secundárias refinadas nos contornos de grão. Dessa forma, a liga 319 conformada por spray adquire uma microestrutura composta por grãos equiaxiais de α -Al, partículas secundárias de silício, θ -Al₂Cu, α -

Al(Fe,Mn)Si e β -AlFeSi dispersas nos contornos de grão. Ainda, os depósitos apresentam silício no formato tradicional de placas, referente ao silício eutético Al-Si.

A microestrutura da liga 319 conformada por spray é resultado das diferentes etapas de solidificação que ocorrem durante a formação do depósito. Ao iniciar a atomização com o metal fundido, ocorre uma rápida solidificação, que leva à formação de dendritas da fase rica em alumínio. Também são formadas as fases α -Al(Fe,Mn)Si poligonal (primário), β -AlSiFe (agulhas refinadas), silício e θ -Al₂Cu nos espaços interdendríticos (FREITAS, 2019).

Uma vez que as gotas se encontram no depósito, as partículas de silício e da fase θ -Al₂Cu refundem-se, e as fases primárias permanecem embebidas no líquido. Além disso, o alumínio primário sofre uma homogeneização e tem sua morfologia alterada para grãos equiaxiais (FREITAS, 2019).

O final do processo de solidificação da liga segue um caminho próximo ao modelo de Scheil-Gulliver, em que os sólidos - uma vez formados - não reagem mais entre eles ou com o líquido remanescente. Não há difusão no sólido, a fase líquida permanece homogênea, e as superfícies entre o sólido e o líquido ficam em equilíbrio (PELTON; ERIKSSON; BALE, 2017). Assim, com a taxa de resfriamento reduzida, ocorre então apenas difusão no líquido, levando à formação de fases primárias e ao crescimento das novas fases de silício e θ -Al₂Cu nos contornos de grão (FREITAS, 2019).

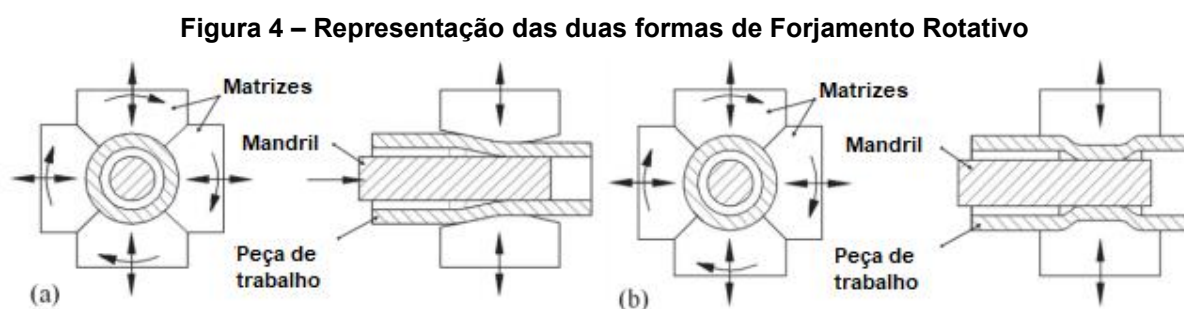
A condição de resfriamento rápido e a pequena porção de líquidos acaba gerando uma estrutura bem refinada, mas com porosidade intersticial, típico do processo de conformação por spray. Para fechar os poros que prejudicam as propriedades mecânicas da liga, são necessários processos secundários de conformação, como extrusão, forjamento e/ou laminação (CUI *et al.*, 2009; FREITAS, 2019).

4.4 Forjamento Rotativo

O forjamento rotativo (FR), ou *rotary swaging*, é um processo termomecânico altamente empregado para conformação das ligas de alumínio. Através desse processamento, além de ocorrer a redução da porosidade, a microestrutura da liga é refinada, adquirindo grãos alongados e altamente encruados (GUERRA, 2014).

Essa técnica foi criada para produzir componentes de alto desempenho de maneira econômica, uma vez que o custo de manufatura é bem menor quando comparado a outros processos de conformação mecânica. A partir do forjamento rotativo, é possível obter um metal com boas propriedades mecânicas, como: alta dureza superficial, resistência à tração e à compressão, e também resistência à flexão (devido à microestrutura fibrosa) (LIM; CHOI; LEE, 2009).

O processo acontece com a passagem de um tubo ou barra metálica por um cabeçote rotativo, que contém as matrizes em movimento que funcionam como martelos, forjando o material durante o fechamento (GUERRA, 2014). Assim, ocorre a formação uniforme de um “pescoço” no material, em função do forjamento multidirecional e das cargas de alta frequência. A Figura 4 representa o procedimento, que tem duas variações: (a) quando é realizado um pescoço no final da peça ou uma redução no corpo inteiro; e (b) quando é feita a redução do diâmetro em uma posição específica da peça de trabalho (ZHANG *et al.*, 2014).



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

4.5 Estudos anteriores acerca da liga 319 reprocessada

Em um estudo anterior (FREITAS, 2019) realizado utilizando-se exatamente a mesma liga 319 (contendo 1,5%p Fe) estudada neste trabalho - conformada por spray e forjamento rotativo - foi submetida a tratamentos térmicos a fim de avaliar o efeito que a solubilização a 500 °C (6 h) e o envelhecimento a 150°C (8 h) causam em sua microestrutura e propriedades mecânicas. Dessa forma, as propriedades mecânicas do material antes e depois dessa rota de tratamento térmico (TT) estão expostas na Tabela 3.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas da liga 319 antes e depois dos tratamentos térmicos

Liga	Limite de resistência à tração (MPa)	Escoamento 0,2% (MPa)	Alongamento à fratura (%)
CS + FR	244 ± 5,0	198 ± 13,0	5,3 ± 0,5
CS + FR +TT (6 h)	347 ± 7,5	237 ± 5,0	5,5 ± 0,3

Fonte: Adaptado de FREITAS (2019)

Conforme visto na Tabela 3 e analisado por FREITAS (2019), após a solubilização de 6 h e subsequente envelhecimento, há um considerável aumento no limite de resistência à tração e de escoamento da liga, sem diminuir a taxa de alongamento à fratura. A autora sugere que esses efeitos tenham sido causados pela precipitação das fases θ -Al₂Cu e/ou Mg₂Si durante os tratamentos térmicos.

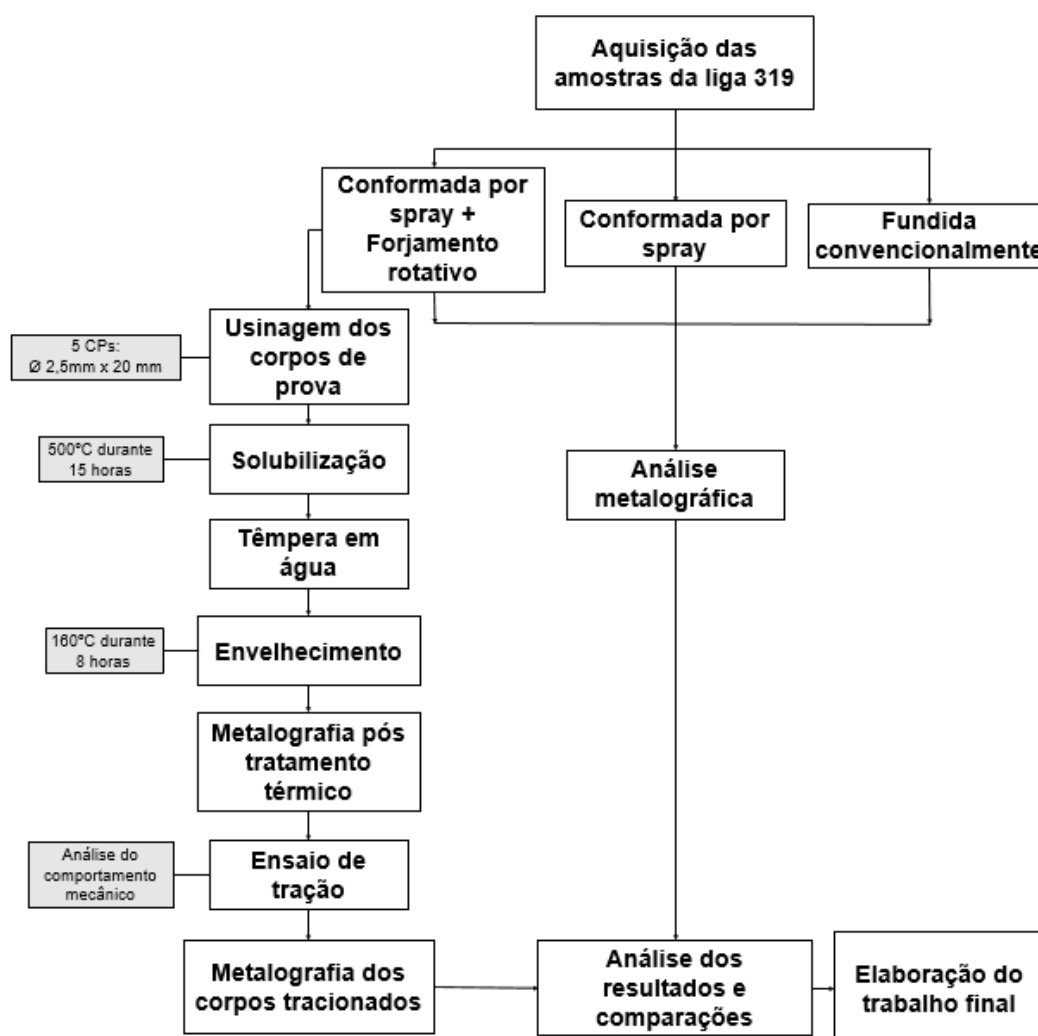
Em outro trabalho, as propriedades mecânicas da liga 319 também foram analisadas após um tratamento térmico de 30 h a 500 °C (FREITAS *et al.*, 2023), em que o material apresentou um aumento significativo de alongamento à fratura – chegando próximo aos 16%. É importante ressaltar que o alongamento a fratura da liga 319 (com 0,7%p de Fe) fundida convencionalmente (processo em que comumente é obtida e utilizada) é de apenas 0-1% (testado nas mesmas condições) devido à sua microestrutura composta por placas grosseiras de Si, Al₂Cu e intermetálicos ricos em ferro na forma de Escrita Chinesa. Ao se processar a liga 319 (1,5%p de Fe) por CS e FR, ocorre um aumento significativo do alongamento (aproximadamente 5%), sendo resultado do refino microestrutural gerado pelo processamento. Ao se realizar tratamento térmicos por longos períodos (30 horas) na liga conformada por spray e forjada, o alongamento a fratura tem um ganho expressivo, oriundo da globulização do silício, dissolução dos blocos de Al₂Cu e refino dos intermetálicos ricos em ferro (FREITAS *et al.*, 2023).

Utilizando como base os trabalhos anteriores, no presente estudo foi aumentado o tempo de solubilização da liga de 6 h para 15 h, com o intuito de atingir um desempenho mecânico mais satisfatório, e um tempo de tratamento inferior a 30 horas. Assim, o gasto de energia e os custos atrelados ao longo período de aquecimento do material são reduzidos e o processo se torna mais viável.

5 MATERIAIS E MÉTODOS

Para analisar a influência de tratamentos térmicos na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga reciclada de alumínio (319), três amostras diferentes foram estudadas, conforme a sequência metodológica representada no fluxograma da Figura 5.

Figura 5 – Fluxograma representando a metodologia empregada



Fonte: Autoria Própria

5.1 Material de estudo

As ligas de alumínio 319 foram fornecidas pelo grupo do DEMa-UFSCar - liderado pelo Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini, e pela pesquisadora Ma. Brenda Juliet Martins Freitas (PPGCEM, UFSCar) – como mostradas nas Figuras 6,7 e 8.

Figura 6 - Amostra A (fundida convencionalmente – retirada de cabeçote de um motor automotivo)



Fonte: Autoria Própria

Figura 7 - Amostra B (SF)



Fonte: Autoria Própria

Figura 8 - Amostra C (SF + FR)



Fonte: Autoria Própria

A amostra (A) - utilizada para fins de comparação - foi industrialmente processada por fundição convencional (FC) em molde de areia, e era parte de um cabeçote de motor automotivo. A amostra (B) tem composição similar, porém foi conformada por spray (CS). A amostra (C), a qual foi submetida a tratamentos térmicos e a análise de tração, foi conformada por spray e conformação mecânica - forjamento rotativo - a 300 °C (CS + FR). As composições químicas estão descritas na Tabela 4:

Tabela 4 - Composição das amostras recebidas da liga 319

Amostras	%Si	%Cu	%Fe	%Mn	%Mg	%Al
A	6,85	3,38	0,70	0,24	0,29	Bal.
B e C	6,26	3,76	1,47	0,05	0,67	Bal.

Fonte: FREITAS (2019)

As três amostras (A, B e C) foram submetidas a ensaios metalográficos, com o objetivo de analisar as diferenças microestruturais resultantes de cada rota de processamento.

Para isso, as três amostras foram cortadas, lixadas e polidas em uma lixadeira e polítrix metalográfica Fortel, modelo PLF. Foram utilizadas lixas de granulações 220, 400, 600 e 1200. No polimento, foi utilizado Alumina N°4 Risitec com granulometria de 1 µm. Apenas a amostra C necessitou ser embutida em baquelite para facilitar o manuseio durante as análises (Figura 9). Não foi necessário um ataque químico nas amostras para revelação das microestruturas.

Figura 9 – Polimento da amostra C (embutida em baquelite)

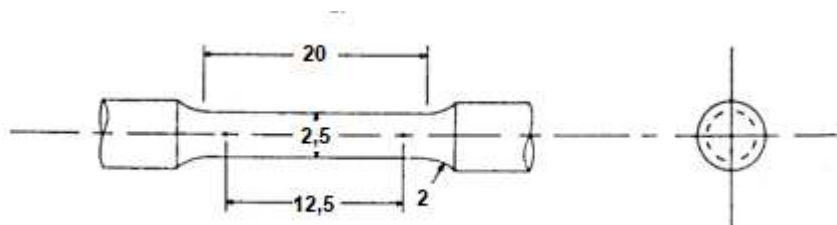


Fonte: Autoria Própria

5.2 Tratamentos térmicos

Como visto no fluxograma da Figura 5, a amostra C (CS + FR) foi usinada no formato de corpos de prova (CP) antes de passar pelos tratamentos térmicos. No total, foram feitos cinco CPs em conformidade com a ASTM E8/E8M, seguindo as medidas apresentadas na Figura 10.

Figura 10 – Representação do corpo de prova de acordo com a ASTM E8/EM8



Fonte: Adaptado de ASTM International (2012)

No primeiro momento foi feita a solubilização, em que os corpos de prova foram aquecidos até a temperatura de 500 °C, e mantidos por 15 horas no forno. Em

seguida, foi realizada a têmpera em água e envelhecimento a 160 °C durante 8 horas. Na Figura 11 pode-se visualizar os CPs dentro do forno pré-aquecido a 500 °C.

Figura 11 - Corpos de prova da liga CS + FR dentro do forno



Fonte: Autoria própria

5.3 Ensaio de tração

Para avaliar o efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas da liga 319 conformada por spray e por forjamento rotativo, os corpos de prova (amostra C: CS + FR + TT) foram submetidos ao ensaio de tração.

A fim de obter resultados congruentes com aqueles obtidos anteriormente para a mesma liga, o ensaio de tração foi realizado na máquina universal de tração do DEMa-UFSCar, utilizando três corpos de prova com 2,5 mm de diâmetro e 20 mm de comprimento útil (Figura 10). Da mesma maneira feita nos estudos anteriores para a liga, a análise de tração foi feita em temperatura ambiente, com uma taxa de

deformação de 2 mm/min. Por fim, os corpos de prova tracionados passaram por uma análise metalográfica novamente.

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

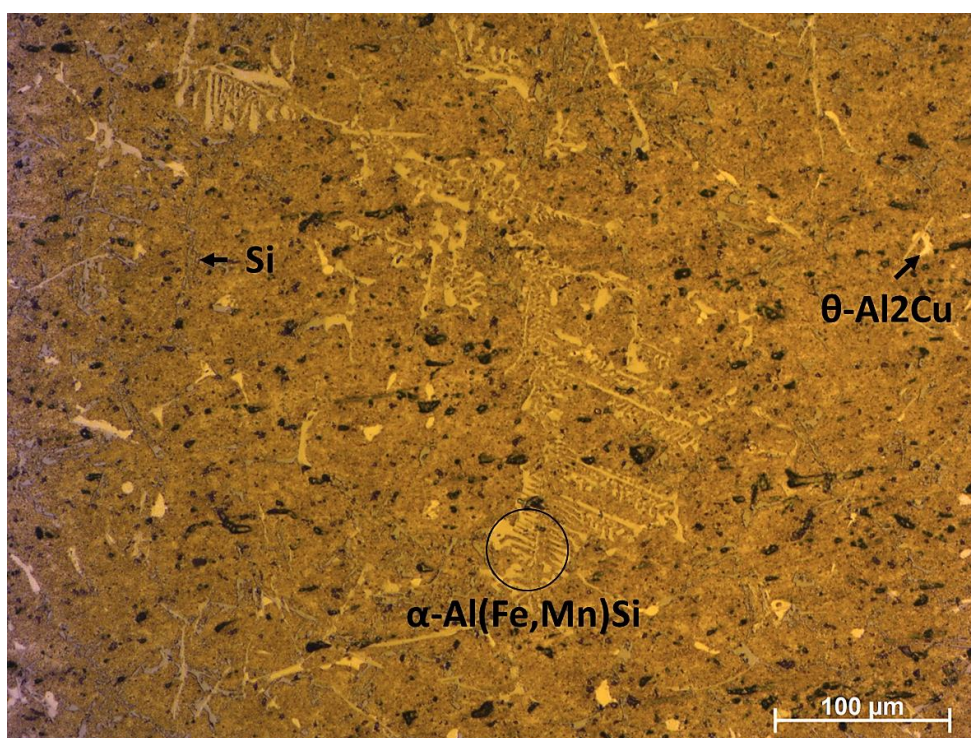
6.1 Análises Metalográficas

6.1.1 Micrografia da liga 319 fundida convencionalmente

Na Figura 12 é apresentada a microestrutura da amostra A, típica de uma liga de alumínio 319 fundida em molde de areia. É possível verificar a matriz de α -Al com fases secundárias nas regiões interdendríticas – como as fases θ -Al₂Cu, α -Al(Fe,Mn)Si e partículas de Si.

Conforme descrito por HWANG *et al.*, o aumento na proporção de Mn/Fe na liga tende a converter a fase β em fase α -Al(Fe,Mn)Si. Portanto, devido à alta concentração de Mn na liga (ver Tabela 4), a fase α -Al(Fe,Mn)Si com morfologia de escrita chinesa é formada, mitigando a formação do intermetálico β -AlFeSi no formato de agulhas (embora presente em menor quantidade).

Figura 12 – Micrografia obtida por microscopia ótica da liga 319 fundida convencionalmente

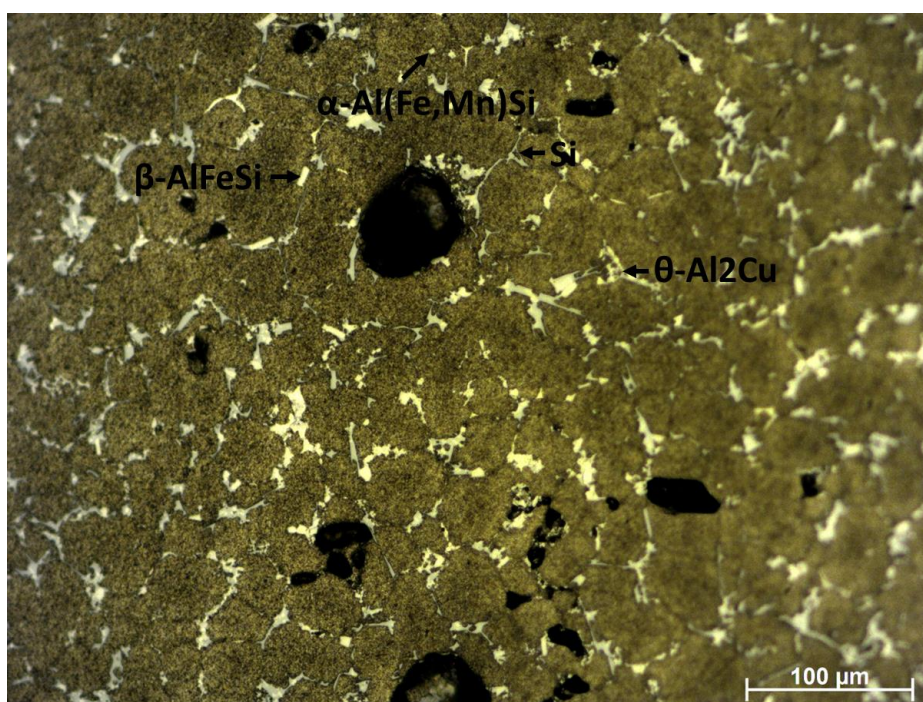


Fonte: Autoria Própria

6.1.2 Micrografia da liga 319 conformada por spray

Na Figura 13 está presente a micrografia da amostra B, ou seja, a liga 319 conformada por spray. A matriz de α -Al é formada por grãos equiaxiais, enquanto as partículas secundárias estão nos contornos de grão, sendo um resultado semelhante ao obtido em estudos anteriores (FREITAS, 2019).

Figura 13 – Micrografia obtida por microscopia óptica da liga 319 conformada por spray



Fonte: Autoria Própria

De acordo com GRANT, KIM e CANTOR (1991), o tamanho médio dos grãos varia de acordo com a distância “bocal/substrato” durante a CS. As primeiras gotas trocam calor rapidamente com o substrato frio e se solidificam, o que faz com que elas se tornem sítios de nucleação para a solidificação do restante do metal líquido. Conforme o depósito aumenta e a velocidade da transferência de calor diminui, o número de sítios de nucleação reduzem, resultando em grãos cada vez maiores.

Em um estudo (FREITAS, 2019), foi observado por meio de EDS (espectroscopia por energia dispersa) que o depósito da liga 319 contendo 1,5 %p. de Fe apresenta uma grande quantidade das fases β -AlFeSi e α -Al(Fe,Mn)Si. Segundo os autores, durante o processo de solidificação das ligas, os núcleos pré-existent das fases β -AlFeSi e α -Al(Fe,Mn)Si – resultantes das gotas que chegam ao depósito

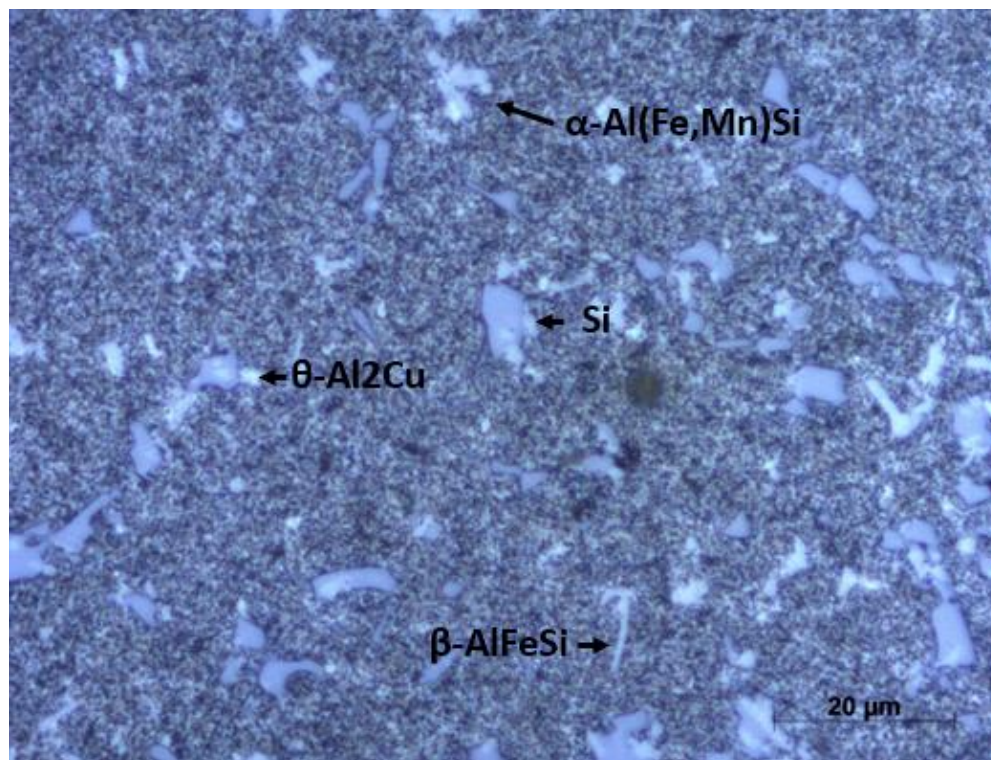
totalmente solidificadas – são expandidos quando entram em contato com o Fe remanescente no líquido. Como a liga 319 analisada apresenta uma baixa porcentagem de Mn em sua composição (Tabela 4), o crescimento da fase β -AlFeSi se torna favorável, competindo com a formação da fase α -Al(Fe,Mn)Si.

No entanto, o tamanho das agulhas da fase β é notavelmente reduzido, quando comparado à liga fundida convencionalmente. Segundo FERRARINI (2005), essa estrutura, por ser muito frágil, pode ter sofrido uma diminuição de volume devido às fraturas ocasionadas pelos impactos de gotas na superfície do depósito durante a deposição. Essa intensa agitação mecânica durante a conformação também causa a fragmentação das partículas de Si – impedindo que ele cresça no formato de placas. A rápida solidificação também contribui com uma atenuação no tamanho do Si primário, reduzindo o efeito deletério que as placas de Si trariam para a liga (CUI *et al.*, 2009).

6.1.3 Micrografia da liga após forjamento rotativo

Na Figura 14 é apresentada a micrografia (transversal) da amostra C - liga 319 conformada por spray e, posteriormente, forjada. O forjamento rotativo (300 °C) foi realizado com o objetivo de fechar os poros típicos de ligas obtidas pela conformação por spray e fragmentar as fases grosseiras.

Figura 14 - Micrografia obtida por microscopia ótica da liga 319 conformada por spray e forjamento rotativo



Fonte: Autoria Própria

Como visto anteriormente (Figura 13) a liga de alumínio após conformação por spray exibe grãos equiaxiais formando uma matriz de α -Al, com as fases secundárias presentes nos contornos de grão. É possível perceber que, após o forjamento rotativo, essas fases - β -AlFeSi, α -Al(Fe,Mn)Si, θ -Al₂Cu e Si – são fragmentadas e tornam mais refinadas e com uma distribuição mais uniforme.

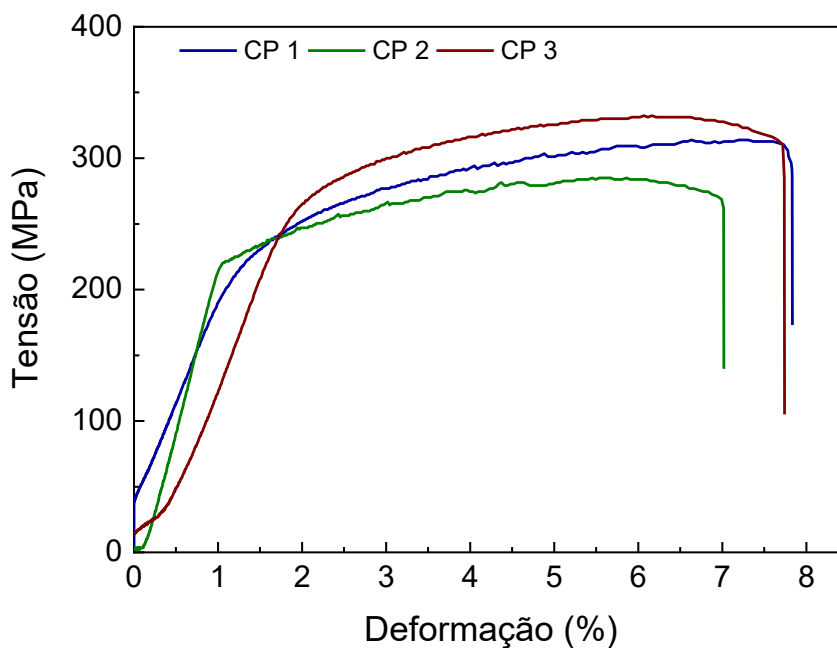
A conformação mecânica à quente também leva à formação de partículas finas de Al₂Cu e, após o resfriamento em água, ocorre a solubilização do Cu no Al, que pode ser precipitado naturalmente no interior da matriz (FREITAS, 2019).

6.2 Efeitos do tratamento térmico nas propriedades mecânicas da liga 319

Os corpos de prova (feitos a partir da amostra C), já usinados, foram submetidos à solubilização (500 °C por 15 horas) com têmpera em água, seguido por envelhecimento (160 °C por 8 horas) e resfriamento em temperatura ambiente.

Foram realizados ensaios de tração em três corpos de prova da liga 319 após o TT de 15 h e envelhecimento. Na Figura 15 estão presentes as curvas de tensão-deformação dos três CPs analisados.

Figura 15 - Curvas tensão-deformação dos três corpos de prova da liga 319 (CS+FR+TT 15 h)



Fonte: Autoria própria

As principais propriedades mecânicas da liga analisada a partir das curvas tensão-deformação estão na Tabela 5.

Tabela 5 - Propriedades mecânicas da liga CS+FR+TT de 15 h referentes às curvas da Fig. 15

Liga	Limite de resistência à tração (MPa)	Escoamento 0,2% (Mpa)	Alongamento à fratura (%)
CS+FR+TT (15 h)	310 ± 23,6	242 ± 15,4	7,5 ± 0,4

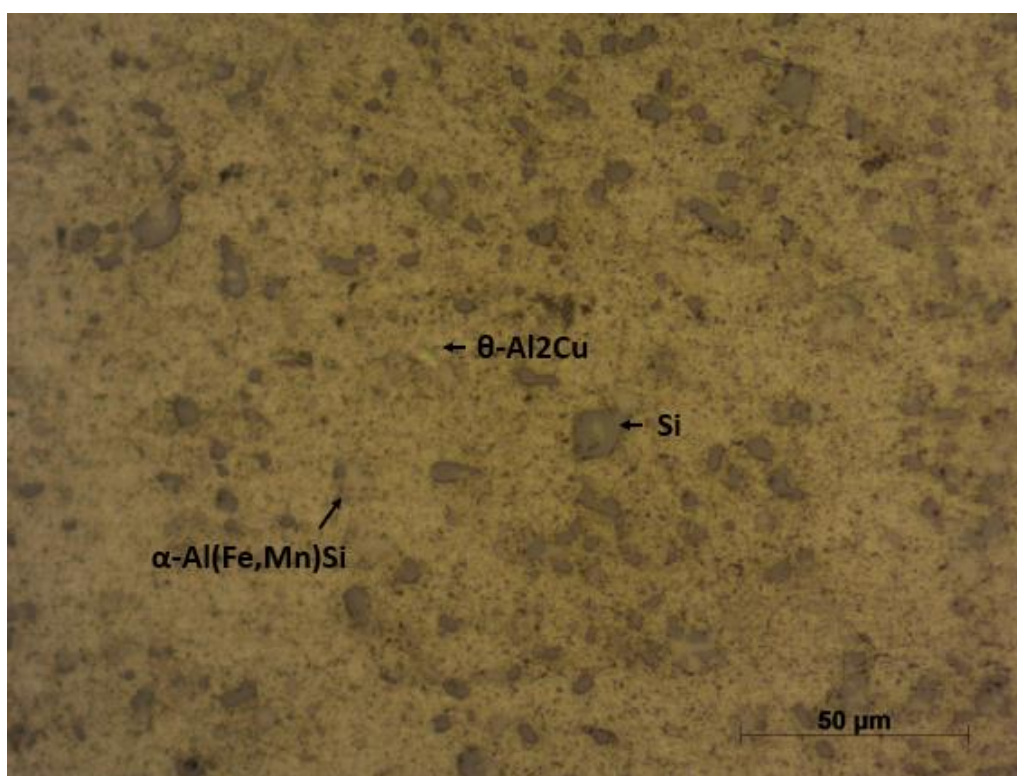
Fonte: Autoria própria

Analisando a Tabela 3 (com os dados do ensaio de tração após a solubilização de 6 h) e a Tabela 5, é possível perceber que não houve uma grande melhora no limite de resistência à tração e no escoamento do material quando aumentado o tempo de solubilização. Ambos os tratamentos térmicos, de 6 h e de 15 h, apresentaram valores mais altos do que a liga fundida convencionalmente para essas propriedades

mecânicas. Porém, enquanto o TT de 6 h manteve a taxa de alongamento à fratura em torno de 5,5%, com o TT de 15 h, foi possível aumentar esse valor até 7,9%.

Na Figura 16 é apresentada a micrografia da liga de alumínio após o TT de 15 h e envelhecimento. Em geral, os tratamentos térmicos promovem a dissolução parcial dos blocos de θ -Al₂Cu nos contornos de grão e a dissolução total das partículas mais finas de θ -Al₂Cu dentro dos grãos de α -Al (FREITAS *et al.*, 2023). Além disso, é possível observar pela imagem a esferoidização do Si, que antes se apresentava no formato de placas.

Figura 16 - Micrografia obtida por microscopia ótica da liga CS + FR + TT de 15 horas



Fonte: Autoria própria

6.3 Discussão dos resultados apresentados

Alguns estudos (RENAUDIN, 2019; MA *et al.*, 2008; FREITAS, 2019) indicam que os intermetálicos ricos em ferro não sofrem grandes mudanças após o tratamento térmico. Como visto anteriormente, os formatos de placas/agulhas das fases β -AlFeSi e α -Al(Fe,Mn)Si são extremamente deletérios para propriedades mecânicas do material, pois atuam como concentradores de tensão que fragilizam a liga. No entanto,

após a conformação por spray e o forjamento rotativo, conforme pontuado no tópico 6.1.3, essas fases se tornam muito mais refinadas e homogêneas, apesar de ainda apresentarem formato de placas/agulhas. Isso explica o aumento do alongamento da liga conformada por spray e forjada (~7,9%) ao se comparar com a liga fundida convencionalmente (0-2%), visto que o respectivo refinamento e fragmentação das fases gerado pela conformação por spray e forjamento rotativo atenua o efeito concentrador de tensão das fases secundárias (principalmente o Si e os intermetálicos ricos em Fe). Entretanto, sabe-se que, apesar do refino das fases secundárias, elas são frágeis e ainda apresentam morfologia com efeito concentrador de tensão.

Nesse contexto, com o intuito de aumentar ainda mais o alongamento da liga, o tratamento térmico tem como um dos objetivos solubilizar grande parte dos blocos de θ -Al₂Cu presentes nos contornos de grão. Os blocos de Al₂Cu também atuam como concentradores de tensão - e temperaturas relativamente baixas de tratamento são capazes de dissolvê-las. Além disso, diferente do Fe e do Si, o Cu tem maior solubilidade no Al.

Outro objetivo do tratamento térmico de longa duração corresponde a modificação das partículas de Si. Sabe-se que as propriedades mecânicas das ligas Al-Si também são influenciadas pelo tamanho, distribuição e formato do Si eutético presente em sua microestrutura. Uma das maneiras de modificar as partículas de Si e aumentar a ductilidade desse material é a partir de tratamentos que atuam na globulização dessas partículas (ZAIDAO *et al.*, 2017). A liga 319 fundida convencionalmente apresenta placas grosseiras de Si, que atuam como concentradores de tensão e contribuem para a formação de trincas, levando às propriedades mecânicas mais baixas apresentadas na Tabela 4. Após a rota de processamento por CS + FR + TT (15 h), com um tempo longo de solubilização, ocorre uma esferoidização significativa das partículas de Si devido a dissolução dos “cantos vivos” presentes na morfologia da amostra. Assim, a tendência à fratura prematura da liga é reduzido, e seu alongamento à fratura é aumentado (como visto na Tabela 5). No estudo contendo a solubilização por 6 horas (FREITAS, 2019), o tempo de tratamento não foi eficaz para a esferoidização das partículas de Si.

Comparando-se com os resultados obtidos em um estudo recente (FREITAS *et al.*, 2023), a liga de alumínio 319 contendo 1,13 %p. de Fe, também conformada por spray e forjamento rotativo, apresentou maiores valores de alongamento a fratura ao ser solubilizado por 30 horas. O tratamento por um período de tempo mais longo,

permitiu uma maior dissolução dos blocos de θ -Al₂Cu e de parte das partículas de Si, além da formação de uma solução sólida supersaturada de Cu e Si dentro da matriz de α -Al. Durante o ensaio de tração após o TT de 30 h, a liga 319 (1,13 %p. Fe) obteve um alongamento à fratura próximo de 16%, semelhante ao comportamento das ligas de alumínio primárias.

Pode-se verificar que as propriedades mecânicas apresentadas pela liga 319 contaminada com Fe após o TT de 15 h (Tabela 5) são próximas àquelas alcançadas para a liga primária A6061 contaminada com Fe, conformada por spray e extrusão (PEREIRA *et al.*, 2018).

De modo geral, com aumento de alongamento a fratura da liga 319 altamente contaminada com ferro obteve-se resultados promissores. Verifica-se que com um tempo menor de solubilização, obtém-se valores de consideráveis de alongamento de ~8% e, com o aumento do tempo de tratamento (30 horas, conforme literatura), os valores de alongamento são 2X maiores. No entanto, deve-se levar em consideração os custos relativos ao tempo de tratamento, visto que optou-se por 15 horas de solubilização de modo a reduzir a demanda energética e tempo de processamento. Além disso, a rota de processamento empregada permite que uma liga de fundição (alongamento de 0-1%) possa ser conformada mecanicamente e ter os efeitos deletérios das fases secundárias atenuados, obtendo-se um alongamento semelhante às ligas de Al primárias. Esse resultado apresenta uma grande relevância principalmente em quesitos ambientais e econômicos, uma vez que a reciclagem do alumínio vem se tornando cada vez mais necessária. Futuramente, a indústria automobilística - hoje a maior consumidora de ligas secundárias de alumínio - irá reduzir de maneira drástica o consumo desse material, devido ao aumento na demanda de carros elétricos (AROWOSOLA e GAUSTAD, 2019). Dessa forma, torna-se necessário aprimorar o processo de reciclagem do alumínio e atribuir um novo destino às ligas secundárias.

7 CONSIDERAÇÕES FINAIS

- A rota de processamento formada por conformação por spray, forjamento rotativo e tratamentos térmicos é eficiente no refinamento e na homogeneização microestrutural da liga de Al 319 contaminada com ferro.
- A solubilização a 500 °C por 15 h e envelhecimento a 160 °C por 8 h foi eficiente para solubilizar grande parte dos blocos de θ -Al₂Cu dos contornos de grão e globulizar as partículas de Si (o que não ocorre na solubilização por 6 h).
- As propriedades mecânicas da liga após o TT de 15 h e envelhecimento foram semelhantes às aquelas obtidas com um tempo de tratamento menor, com exceção do alongamento à fratura. A liga atingiu um alongamento próximo aos 8%, valor similar ao obtido para algumas ligas primárias.
- A liga 319 tratada termicamente com tempo superior a 30 h adquire propriedades equivalentes às ligas primárias. No entanto, o gasto energético relacionado ao processo pode inviabilizar seu uso efetivo em algumas áreas industriais. Assim, o TT de 15 h fornece à liga propriedades importantes que são suficientes para a aplicação em diversos setores, juntamente com os benefícios ambientais e econômicos de se utilizar um material reciclado.
- Mesmo com o efeito nocivo dos intermetálicos ricos em ferro presentes no material, a microestrutura aperfeiçoada nesse trabalho apresenta um comportamento mecânico similar às ligas primárias de alumínio. Dessa forma, as propriedades mecânicas obtidas possibilitam a aplicação das ligas recicladas em campos muito além da fundição, onde habitualmente são utilizadas apenas ligas primárias e ligas mecanicamente trabalháveis.
- A rota de processamento proposta é uma alternativa viável para suprir com a demandas urgentes relativas ao desenvolvimento de tecnologias que permitam a reciclagem de sucatas de Al altamente contaminadas com ferro, o que pode permitir a expansão do seu uso e solucionar o problema relacionado ao acúmulo de sucatas de Al sem aplicação, como sugerem as previsões.

REFERÊNCIAS

- ABAL. **Abal: Associação Brasileira do Alumínio**, 2019. Sustentabilidade (reciclagem). Disponível em: <https://abal.org.br/sustentabilidade/reciclagem/>. Acesso em: 31 out. 2022.
- ABAL. **Abal: Associação Brasileira do Alumínio**, 2019. Alumínio (cadeia primária). Disponível em: <https://abal.org.br/aluminio/cadeia-primaria/>. Acesso em: 31 out. 2022.
- ASTM International: **E8/E8M**. Métodos de ensaio normalizados para Teste de Tensão de Materiais Metálicos 1. ASTM, 2012.
- AROWOSOLA, A; GAUSTAD, G. Estimating increasing diversity and dissipative loss of critical metals in the aluminum automotive sector. **Resources, Conservation & Recycling**, v. 150, 2019.
- BONAVINA, L. F. **Conformação por spray da liga formadora de fase amorfa Fe₆₆B₃₀Nb₄**. 2008. 163p. Dissertação (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2008.
- CALLISTER JUNIOR, W. D; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução**. Rio de Janeiro: Grupo GEN, 2020. E-book. ISBN 9788521637325. Disponível em: <https://integrada.minhabiblioteca.com.br/#/books/9788521637325/>. Acesso em: 02 nov. 2022.
- CERRI, E. *et al.* Effects of thermal treatments on microstructure and mechanical properties in a thixocast 319 aluminum alloy. **Materials Science and Engineering**, A214, p. 254 - 260, 2000.
- CUI, C. *et al.* Spray forming of hypereutectic Al–Si alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 209, p. 5220–5228, 2009.
- DUNIN, Gustavo Ferreira. **Estudo das Variações de Microestrutura e Dureza da Liga A380 aos Tratamentos de Recozimento, Homogeneização e Solubilização**. 2018. 48p. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Mecânica) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Ponta Grossa, 2018.
- DINNIS, C.M.; TAYLOR, J.A.; DALE, A.K. As-cast morphology of iron intermetallics in Al–Si foundry alloys. **Scripta Materialia**, v. 53, p. 955–958, 2005.
- Entenda as ligas de alumínio e como elas revolucionaram o mercado. **Revista alumínio**: Conteúdo, Inovação, tecnologia e sustentabilidade, 2022. Disponível em: <https://revistaaluminio.com.br/entenda-as-ligas-de-aluminio-e-como-elas-revolucionaram-o-mercado/>. Acesso em: 29 set. 2022.

European Aluminium. Production Process: from mine to market. **Alumina Production**. c2021. Disponível em: <https://www.european-aluminium.eu/about-aluminium/production-process/>. Acesso em: 26 set. 2022.

FERRARINI, C. F. **Microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Al-Si hipoeutéticas conformadas por spray**. 2005. 109 p. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2005.

FREITAS, B. J. M. **Otimização das propriedades mecânicas da liga de alumínio 319 contaminadas com ferro**. 2019. 75 p. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2019.

FREITAS, B. J. M. et al. Caracterização Microestrutural e Mecânica da Liga de Alumínio 319 Processada por Spray e Forjada. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS (CBECiMat). 23., 2018, Foz do Iguaçu. **Anais [...]** Foz do Iguaçu, p. 5421 - 5431.

FREITAS, B. J. M. *et al.* Ductile and corrosion-resistant aluminum alloy from recycled secondary aluminum scraps containing iron impurities. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 54b, p. 2188 – 2205, 2023.

FREITAS, B. J. M. *et al.* Effect of iron on the microstructure and mechanical properties of the spray-formed and rotary-swaged 319 aluminum alloy. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 102, p. 3879 – 3894, 2019.

GOMES, M.R; BRESCIANI, E. F. **Propriedades e usos de metais não ferrosos**. ABM, 2ª edição, 1976.

GONÇALVES, R. A. **Investigação da usinabilidade das ligas de alumínio da série 6xxx**. 2012. 124p. Dissertação (Mestrado de Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2012.

GRANT, P. S. Spray forming. **Progress in Materials Science**, v. 39, p. 497 - 545, 1995.

GRANT, P. S. Solidification in Spray Forming. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 38(7), p. 1520 -1529, 2007.

GRANT, P. S; KIM, W. T; CANTOR, B. Spray forming of aluminium-copper alloys. **Materials Science and Engineering**, A134, p. 1111 – 1114, 1991.

GUERRA, A. P. B. **Caracterização microestrutural e mecânica da liga AA7050 reciclada por conformação por spray, extrusão e forjamento rotativo**. 2014. 93p. Dissertação (Mestrado de Ciência e Engenharia de Materiais) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2014.

HWANG, J. Y. *et al.* The effect of Mg on the structure and properties of Type 319 aluminum casting alloys. **Acta Materialia Inc**, n. 57. p. 1308 - 1317, 2009.

HWANG, J. Y.; DOTY, H. W, KAUFMAN, M.J. The effects of Mn additions on the microstructure and mechanical properties of Al–Si–Cu casting alloys. **Materials Science and Engineering**, v.488, p. 496–504, 2008.

LIM, S. J; CHOI, H. J; LEE, C. H. Forming characteristics of tubular product through the rotary swaging process. **Journal of materials processing technology**, v. 209, p. 283 – 288, 2009.

KAUFMAN, J. G. **Introduction to Aluminum Alloys and Tempers**. Materials Park, OH: ASM International, 2000.

KAUFMAN, J. G.; ROOY, E. L. **Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications**. Materials Park, OH: ASM International, 2004.

LAWLEY, A; LEATHAM, A. G. Spray Forming Commercial Products: Principles and Practice. **Materials Science Forum**, v. 299-300, p. 407–415, 1999.

MA, Z. *et al.* A study of tensile properties in Al-Si-Cu and Al-Si-Mg alloys: Effect of β -iron intermetallics and porosity. **Materials Science Engineering A**, V. 490, p. 36 – 51, 2008.

MOUSTAFA, M.A. Effect of iron content on the formation of β -Al₅FeSi and porosity in Al–Si eutectic alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 605–610, 2009.

PELTON, A. D; ERIKSSON, G; BALE, C. W. Scheil-Gulliver Constituent Diagrams. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 48a, p. 3113-3129, 2017.

PEREIRA, L. H. *et al.* Changing the solidification sequence and the morphology of iron-containing intermetallic phases in AA6061 aluminum alloy processed by spray forming. **Materials Characterization**, v. 145, p. 507 – 515, 2018.

RAJU, K.; OJHA, S. N; HARSHA, A. P. Spray forming of aluminum alloys and its composites: an overview. **J Mater Sci**, n.43, p. 2509–2521, 2008.

RENAUDIN, L. B. **Avaliação microestrutural da liga de alumínio AA7050 com diferentes multiestágios de envelhecimento**. 2019. 74 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Química) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2019.

RINCÓN, E. *et al.* Effect of temperature on the tensile properties of an as-cast aluminum alloy A319. **Materials Science and Engineering**, v. 452 – 453, p. 682 – 687, 2007.

ROOY, E.L.; Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys & Aluminum Foundry Products. In: AMERICAN SOCIETY FOR METALS, **Metals Handbook**, 19 ed. Ohio, 1988 v. 9.

SEIFEDDINE, S; JOHANSSON, S; SVENSSON, I. L. The influence of cooling rate and manganese content on the β -Al₅FeSi phase formation and mechanical properties of Al–Si-based alloys. **Materials Science and Engineering**, v. 490, p. 385 - 390, 2008.

VERRAN, G.O. **Solidificação de Ligas de Alumínio**, UDESC. Santa Catarina, 2017. Disponível em:
http://www.joinville.udesc.br/portal/professores/verran/materiais/aula_05_solidificacao_de_ligas_al.pdf. Acesso em: 29 ago. 2022.

ZAIDAO, L. *et al.* Influence of Sr, Fe and Mn content and casting process on the microstructures and mechanical properties of AlSi₇Cu₃ alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 689, p. 286 – 297, 2017.

ZEPON, G. *et al.* Solidification Sequence of Spray-Formed Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 47A, p. 842 – 851, 2016.

ZHANG, Q. *et al.* Rotary swaging forming process of tube workpieces. **Procedia Engineering**, v.81, p. 2336 – 2341, 2014.