

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS  
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

SOLIDIFICAÇÃO, MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA  
LIGA DE ALUMÍNIO 6061 COM 1,4%p Fe PROCESSADA POR  
CONFORMAÇÃO POR SPRAY E EXTRUSÃO A QUENTE

Leandro Henrique Pereira

SÃO CARLOS - SP

2017



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E**  
**ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**SOLIDIFICAÇÃO, MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS**  
**DA LIGA DE ALUMÍNIO 6061 COM 1,4%p Fe PROCESSADA POR**  
**CONFORMAÇÃO POR SPRAY E EXTRUSÃO A QUENTE**

Dissertação apresentada ao  
Programa de Pós-Graduação em Ciência e  
Engenharia de Materiais como requisito  
parcial à obtenção do título de MESTRE EM  
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Walter José Botta Filho

Coorientador: Dr. Claudemiro Bolfarini

Agência Financiadora: CNPq (Processo 148272/2016-9)

SÃO CARLOS - SP

2017



## DEDICATÓRIA

*Aos meus pais, Osmar e Silviane, com carinho.*

## VITAE DO CANDIDATO

Tecnólogo em Mecânica e Processos de Soldagem, pelo Centro Paula Souza de Sertãozinho (2015).





UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia  
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

---

Folha de Aprovação

---

Assinaturas dos membros da comissão examinadora que avaliou e aprovou a Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Leandro Henrique Pereira, realizada em 24/11/2017:

---

Prof. Dr. Walter José Botta Filho  
UFSCar

---

Prof. Dr. Tomaz Toshimi Ishikawa  
UFSCar

---

Prof. Dr. Omar Maluf  
Fatec



## AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Prof. Botta e ao coorientador Prof. Claudemiro Bolfarini, pelas sugestões e ensinamentos, e, pela atenção e o apoio que recebi sempre que precisei.

Ao Prof. Tomaz Ishikawa pela atenção e ajuda no que foi preciso, e por me apresentar o Programa de Pós Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais, aos meus professores da graduação Mauricio Angeloni e Omar Maluf pela colaboração e apoio no meu ingresso no PPGCEM-UFSCar.

À todos os funcionários das secretarias PPGCEM e DEMa (UFSCar), sempre muito atenciosos e dispostos a ajudar.

Aos técnicos do Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) pelo atendimento e suporte que me foi dado durante as análises que lá realizei.

Aos técnicos de laboratório do DEMa-UFSCar, em especial Zé Luiz, Candinho, Rover, Beto, Caio, Erlifas e Augusto, por toda atenção e ajuda que recebi durante as atividades experimentais que realizamos.

Aos amigos Thais, Vanda, Gabriel, Lucas Otani, Cristie, Fernando, Diego Godoy, Rodrigão, Marcela, Léo, João, Diego Santana, Rodolfo, Vitor Wolf, Wagner, Flávio, Régis, Murilo, Thiago Pama, Davi, Lucas e Angelo, pela amizade e companheirismo, além do auxílio em diversos temas pertinentes a este estudo.

Aos meus pais, Osmar e Silviane, por todo o esforço, paciência e carinho que dedicaram e ainda dedicam a mim, e por sempre estarem ao meu lado. Ao meu irmão Wesley pelo apoio e parceria nos momentos bons e ruins, e a minha noiva Nara pelo apoio, incentivo, compreensão, paciência, e por estar sempre presente.

Ao CNPq pelo apoio financeiro.



## RESUMO

As ligas de Alumínio da série 6xxx são ligas para conformação mecânica que pertencem a classe MgSi, podem ser tratada termicamente, possuem boa trabalhabilidade e ótima relação resistência/peso, assim como a grande maioria das ligas de alumínio. Um dos maiores desafios encontrados na reciclagem de ligas de alumínio é a incorporação de uma grande quantidade de impurezas no alumínio durante a sua vida útil e seus ciclos de reciclagem, principalmente o ferro. O principal efeito destas impurezas é, a formação de fases indesejadas, normalmente compostos intermetálicos com morfologia assimétrica, que atuam como eficientes concentradores de tensões, fragilizando a liga e degradando suas propriedades mecânicas, fazendo com que processos de conformação mecânica em ligas de alumínio recicladas sejam evitados. As ligas de alumínio que incorporam Fe, são consideradas complexas devido a uma gama de compostos intermetálicos que podem se formar dependendo das condições de processamento. Devido à composição do modelo de liga estudado, este trabalho prestou atenção especial aos intermetálicos que se formam na presença de Fe, como as fases  $\alpha$ -Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si e  $\beta$ -Al<sub>9</sub>Fe<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>. Esse estudo analisou a solidificação, microestrutura, e propriedades mecânicas de um modelo da liga 6061 com adição de 1,4 % p de Fe, conformada por spray seguido de extrusão a quente, com o objetivo de desenvolver uma rota de reciclagem que permita o processamento mecânico mesmo com altas contaminações de Fe. Durante a análise da solidificação e microestrutura, constatou-se que a conformação por spray alterou o caminho de solidificação da liga processada, alterando também a morfologia da fase presente. A caracterização mecânica permitiu entender os efeitos da contaminação por ferro sobre as propriedades mecânicas da liga estudada.

**Palavras chave:** Conformação por spray; ligas da série 6000; caminho de solidificação.



## ABSTRACT

### SOLIDIFICATION, MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOY 6061 WITH 1.4 % WT OF FE PROCESSED BY SPRAY FORMING AND HOT EXTRUSION

The 6xxx series aluminum alloys are wrought alloys which belongs to the MgSi class and can be heat treated, have a good workability and a good mechanical resistance / weight ratio. A great challenge is to avoid impurity elements in the aluminum alloys, like iron during the recycling cycle. The main effects of this type of elements are the formation of a coarsened microstructure and the nucleation of undesired intermetallic phases with a morphology that acts as stress concentrations and decreases the mechanical properties. The aluminum alloys that contains Fe are considered complex due to a range of intermetallic compound that can be formed. Due to the chemical composition of this alloy, this work will give some attention to intermetallic phases formed with low Fe content, like  $\alpha$ -Al<sub>3</sub>Fe<sub>2</sub>Si phase and  $\beta$ -Al<sub>9</sub>Fe<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> phase. This study analyzed the solidification, microstructure and mechanical properties of an AA6061 aluminum alloy with 1.4%wt. of iron content produced by spray forming and hot extrusion, with the purpose of developing an recycling route that allows mechanical processing of the aluminum alloys with high Fe contamination. During the analysis of solidification and microstructure, it was noticed that the spray forming process change the alloy's solidification path, also altering the morphology of the present phases. The mechanical characterization allowed the understanding of the effects caused by the contamination of iron on the mechanical properties of the alloy studied.

**Key words:** Spray Forming; Aluminum Alloys; Solidification Path.



## PUBLICAÇÕES

### **Trabalho apresentado em Congresso Internacional:**

**Pereira. L.H.;** Otani L.B.; Coimbra. D.D.; Kiminami. C.S.; Bolfarini. C.; Botta W.J. Microstructural features of intermetallic phases from a recycled 6061 aluminum alloy. Trabalho apresentado na forma de pôster no 26° Congresso Brasileiro de Microscopia, em Armação dos Buzios, RJ-Brasil. Junho de 2017.

**Pereira. L.H.;** Otani L.B.; Bolfarini. C.; Kiminami. C.S.; Botta W.J. Recycling of 6061 aluminum alloy by spray forming. Trabalho apresentado na forma de pôster no 7<sup>th</sup> Latin American Conference on Metastable and Nanostructured Materials, em Brotas, SP-Brasil. Março de 2017.



## SUMÁRIO

FOLHA DE APROVAÇÃO.....	i
AGRADECIMENTOS .....	iii
RESUMO .....	v
ABSTRACT .....	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
SUMÁRIO .....	xi
ÍNDICE DE TABELAS .....	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS .....	xv
1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	1
2 OBJETIVOS .....	3
3 REVISÃO DA LITERATURA.....	5
3.1 Ligas de Alumínio .....	5
3.1.1 Visão Geral .....	5
3.1.2 Ligas Trabalháveis Mecanicamente .....	6
3.1.3 Liga de Alumínio 6061.....	6
3.1.4 O controle do teor de Ferro .....	8
3.1.5 Ligas de Alumínio Recicladas .....	11
3.2 Conformação por Spray.....	13
3.3 Considerações Gerais de Solidificação .....	15
3.3.1 Solidificação convencional .....	15
3.3.2 Solidificação na conformação por spray.....	16
3.4 Extrusão a quente.....	19
4 MATERIAIS E MÉTODOS .....	21
4.1 Matéria Prima .....	21
4.2 Processamento da liga modificada .....	22

4.2.1	Conformação por spray .....	22
4.2.2	Processamento de maneira convencional .....	23
4.3	Metodologia.....	24
4.4	Caracterização da liga recebida .....	26
4.4.1	Propriedades mecânicas da liga antes da adição de ferro .....	27
4.5	Análise e caracterização microestrutural da liga modificada.....	27
4.6	Extrusão das barras .....	29
4.7	Tratamento térmico da liga 6061 modificada conformada por spray .....	32
4.8	Caracterização mecânica.....	33
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	37
5.1	Caracterização microestrutural da liga recebida .....	37
5.1.1	Adição de Ferro .....	44
5.2	Caracterização da microestrutura da liga 6061 modificada e processada .....	45
5.3	Análise da solidificação do depósito .....	60
5.4	Análise microestrutural após extrusão do depósito.....	62
5.5	Tratamento térmico T6, e propriedades mecânicas da liga 6061 modificada conformada por spray e extrudada à quente .....	64
5.5.1	Solubilização .....	64
5.5.2	Influência do tratamento térmico T6 nos valores de dureza .....	66
5.5.3	Ensaio de tração.....	68
6	CONCLUSÕES.....	71
7	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	73
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	75

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1 – Limite máximo dos elementos que compõe a liga 6061 [8].	7
Tabela 3.2 – Propriedades da liga 6061-T6 [8, 13].	8
Tabela 4.1 - Composição em %p da liga 6061 utilizada neste trabalho, antes e após a adição de ferro.	21
Tabela 4.2 - Parâmetros utilizados na conformação por spray.	23
Tabela 4.3 - Parâmetros de extrusão para a liga conformada por spray.	32
Tabela 5.1 Composição da fase $\alpha$ encontrada na microestrutura da liga recebida.	38
Tabela 5.2 - Composições dos pontos indicados nas Figuras 5.8 (a) e (b).	48
Tabela 5.3 - Composição dos pontos mostrados na Figura 5.9.	50
Tabela 5.4 - Composição dos pontos mostrados na Figura 5.11.	53
Tabela 5.5 – Composição das fases indicadas na Figura 5.20 (a).	61
Tabela 5.6 – Valores médios de dureza Brinell para diferentes tempos de envelhecimento da liga conformada por spray e extrudada à quente, e solubilizada à 530 °C por 4 horas.	67
Tabela 5.7 – Valores de propriedades mecânicas obtidos no ensaio de tração da liga 6061 modificada-T6 processada, comparados com valores da liga 6061-T6 encontrados na literatura [8, 13].	69
Tabela 5.8 – Comparação das propriedades mecânicas da liga 6061 modificada, com propriedades de outras ligas da série 6000 [8, 13].	70



## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3.1 - Evolução da microestrutura da liga 319 mediante a adição de manganês [22]. .....	11
Figura 3.2 – Principais componentes do equipamento para conformação por spray. ....	14
Figura 3.3 – Acompanhamento da temperatura da superfície do depósito ao longo do processo de conformação por spray [31]. ....	17
Figura 3.4 – Microestrutura da liga 319 conformada por spray: (a) Estrutura dendrítica do “overspray”; e, (b) Estrutura do depósito com grãos equiaxiais [26]. ....	18
Figura 3.5 – Evolução da temperatura no interior do depósito da liga 319 indicando as respectivas taxas durante e após a deposição [26]. ....	19
Figura 3.6 - Esquema do processo de extrusão direta indicando seus componentes [27]. ....	20
Figura 4.1 – Espaçador de roda automotiva fabricado com a liga 6061. ....	21
Figura 4.2 - Equipamento para conformação por spray utilizado para processamento da liga 6061 modificada. ....	22
Figura 4.3 – Fluxograma indicando os experimentos realizados na caracterização do material recebido. ....	24
Figura 4.4 - Fluxograma indicando os experimentos realizados na segunda etapa do trabalho. ....	25
Figura 4.5 - Fluxograma ilustrando a terceira etapa do trabalho. ....	26
Figura 4.6 - Amostra para análise microestrutural. ....	28
Figura 4.7 - Barras retiradas do depósito para usinagem dos corpos de provas para extrusão. ....	29
Figura 4.8 – Barras utilizadas para extrusão. ....	29
Figura 4.9 - Matriz de extrusão, pistão e a ferramenta de redução utilizada neste trabalho. ....	30
Figura 4.10 – (a) forno utilizado para alcançar a temperatura de extrusão, e (b) prensa utilizada para extrusão. ....	31
Figura 4.11 – Corpos de prova após a extrusão. ....	31
Figura 4.12 - Forno utilizado para realização dos tratamentos térmicos. ....	33

Figura 4.13 – Corpo de prova para ensaio de dureza da liga conformada por spray e extrudada à quente.....	34
Figura 4.14 – Máquina universal de ensaios mecânicos utilizada para ensaios de tração.....	34
Figura 4.15 – Dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de tração [37]. .....	35
Figura 4.16 – Corpos de prova para ensaio de tração.....	35
Figura 5.1 – Microestrutura da liga 6061 como recebida; (a) Indicando os pontos onde foram realizadas as microanálises via EDS, amostra sem ataque; (b) amostra atacada evidenciando a estrutura dendrítica da liga 6061 com recebida, com dois aumentos distintos.....	37
Figura 5.2 – (a) Gráfico da evolução da solidificação com destaque para as temperaturas de formação das respectivas fases presentes na liga 6061 conforme recebida (vide tabela 4.1). Gráfico obtido via simulação termodinâmica.....	39
Figura 5.3 – (a) Gráfico da evolução da solidificação com destaque para as temperaturas de formação das respectivas fases presentes na para a composição da liga como recebida (vide tabela 4.1), no entanto, com o teor de Mn reduzido para dentro da composição comercial (0,15 %p Mn). Gráfico obtido via simulação termodinâmica.....	40
Figura 5.4 - Curva de DSC realizada durante o aquecimento para a liga como recebida.....	42
Figura 5.5 – Padrão de DRX da liga recebida indicando os picos da fase encontrada.....	43
Figura 5.6 – Fases presentes para a composição da liga recebida, em função do teor de ferro, com destaque para as fases formadas em seus respectivos teores de ferro. Gráfico obtido via simulação termodinâmica.....	44
Figura 5.7 – Microestrutura da liga 6061 modificada e processada por CS. ....	46
Figura 5.8 - Microestrutura da liga processada via CS comparada com a microestrutura da liga como recebida, antes da adição de ferro; (a) liga processada por spray; (b) liga como recebida.....	47
Figura 5.9 - Microestrutura da liga solidificada em coquilha de cobre, indicando os pontos onde foram realizadas as análises via EDS.....	49

Figura 5.10 – Comparação da microestruturas obtidas via CS e CC; (a) microestrutura solidificada em coquilha de cobre, e (b) microestrutura obtida por CS.....	51
Figura 5.11 - Microestrutura obtida pela solidificação em molde de grafite, indicando os pontos onde foram realizadas as microanálises via EDS. ....	52
Figura 5.12 – Comparação da microestruturas do modelo da liga 6061. (a) processada por MG; (b) conformada por spray.....	54
Figura 5.13 – Comparação das curvas DSC, realizadas durante o aquecimento para amostras da liga como recebida, depósito, coquilha de cobre e molde de grafite.....	55
Figura 5.14 - Evolução das fases em função da temperatura para a liga processada. Gráfico obtido via simulação termodinâmica. ....	56
Figura 5.15 – Mapeamento qualitativo dos elementos que compõem a fase $\alpha$ -Al(FeMn)Si. (a) Morfologia da fase encontrada na microestrutura da liga processada por CS, imagem obtida por MET; (b) distribuição do alumínio; (c) distribuição do ferro; (d) distribuição do manganês; e (e) distribuição do silício. ....	57
Figura 5.16 – Mapeamento qualitativo dos elementos que compõem a fase $\alpha$ -Al(FeMn)Si. (a) Morfologia da fase encontrada na microestrutura da liga processada por CC, imagem obtida por MET; (b) distribuição do alumínio; (c) distribuição do ferro; (d) distribuição do manganês; e (e) distribuição do silício. ....	57
Figura 5.17 – Mapeamento qualitativo dos elementos que compõem a fase $\alpha$ -Al(FeMn)Si. (a) Morfologia da fase encontrada na microestrutura da liga processada por MG, imagem obtida por MET; (b) distribuição do alumínio; (c) distribuição do ferro; (d) distribuição do manganês; e (e) distribuição do silício. ....	57
Figura 5.18 Morfologia das fases encontradas na microestrutura da liga 6061 modificada obtida por diferentes tipos de processamentos, imagens realizadas MET - ASTAR - campo claro; (a) liga processada por CC, (b) liga processada por CS, e (c) liga processada por MG.....	59
Figura 5.19 - Mapeamento cristalográfico automático de fases, realizado pela técnica ASTAR (vermelho: $\alpha$ -alumínio; verde: $\alpha$ -Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> ); (a) liga	

processada por CC, (b) liga processada por CS, e (c) liga processada por MG. .....	59
Figura 5.20 - (a) Microestrutura do overspray indicando a presença das fases $\alpha$ , tipo poliedral, e tipo escrita chinesa; (b) Microestrutura do depósito indicando apenas a fase $\alpha$ tipo poliedral nos contornos dos grãos equiaxiais.....	61
Figura 5.21 - Microestrutura da liga 6061 modificada conformada por spray; (a) extrudada à quente; (b) antes da extrusão.....	63
Figura 5.22– Microestrutura da liga modificada; (a) antes da solubilização; (b) solubilizada por 90 min; (c) solubilizada por 4 horas; (d) solubilizada por 8 horas; (e) solubilizada por 12 horas. ....	65
Figura 5.23 - Gráfico da curva obtida no ensaio de dureza Brinell, para diferentes tempos de envelhecimento. ....	67
Figura 5.24 - Curvas obtidas pelo ensaio de tração da liga 6061 modificada-T6 processada.....	68

## 1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

Os processos de seleção de materiais são governados por diversos critérios que normalmente entram em conflito na hora de decidir qual é o melhor material a ser utilizado na fabricação de novos produtos, e dentro desses critérios destacam-se as considerações de peso e resistência mecânica (razão resistência/peso), resistência à corrosão, facilidade de fabricação, disponibilidade de matéria prima, custos de fabricação e a possibilidade de reciclagem [1].

As ligas de alumínio possuem excelentes propriedades físicas e químicas que oferecem uma série de vantagens fazendo com que o alumínio tenha uma ampla gama de aplicações. A reciclagem do alumínio e suas ligas, sem dúvida, é uma alternativa muito interessante, tanto pelos fatores econômicos quanto pelos ecológicos, uma vez que a economia de energia para a reciclagem em relação à fabricação do alumínio primário é de 95%. No entanto a grande maioria das ligas recicladas são utilizadas em aplicações menos nobres devido a uma perda de propriedades em relação às ligas primárias. A contaminação por ferro de ligas primárias de alta resistência mecânica leva a formação de compostos intermetálicos fragilizantes que, impedem a conformação mecânica das ligas restringindo sua aplicação a produtos fundidos.

Nos últimos anos, foram feitos progressos relacionados a reciclagem de ligas de alumínio, principalmente pela conformação por spray, proporcionando um refinamento considerável das partículas intermetálicas, e aumentando significativamente a processabilidade mecânica destas ligas. O processo de conformação por spray produz grãos equiaxiais uniformes com as segundas fases finamente distribuídas na microestrutura, porém, existe uma preocupação quanto ao grau de porosidade, que é uma característica desse processo, tornando necessário processos de conformação mecânica subsequentes [2, 3]. Estudos da reciclagem da liga de alumínio 7050 por processo de conformação por spray seguido por extrusão a quente foram realizados por Mazzer [4], e os resultados foram muito promissores mostrando

uma microestrutura com grãos refinados e baixos níveis de segregação, proporcionando propriedades mecânicas equivalentes às propriedades da liga primária. Em ligas de alumínio recicladas os processos de conformação mecânica são normalmente evitados/dificultados devido a microestrutura resultante ser tipicamente grosseira e a presença dos intermetálicos de ferro. Existem várias preocupações com os ciclos de reciclagem dessas ligas, como por exemplo a composição química e as taxas de solidificação, que estão associadas diretamente com a formação de compostos intermetálicos que fragilizam as ligas [5]. Em relação à composição química, o ferro é considerado a principal impureza presente na sucata de alumínio, pois juntamente com o silício, exerce uma função importante na formação de fases intermetálicas nestas ligas. Devido ao aumento do teor de ferro nas ligas de alumínio recicladas, podem se formar uma grande variedade de intermetálicos durante a reciclagem, de acordo com as condições de solidificação. Esse estudo analisa a influência do aumento do teor de ferro na solidificação, microestrutura, e propriedades mecânicas da liga 6061 reciclada, e dá maior importância para o surgimento e controle das fases intermetálicas  $\alpha$ -Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si, e  $\beta$ -Al<sub>9</sub>Fe<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>, pois não precisam de teores elevados de ferro para que se formem, sendo que a presença de  $\beta$  traz maiores prejuízos às propriedades mecânicas em relação à fase  $\alpha$ , devido à sua morfologia de placa/agulha, que atua como um eficiente concentrador de tensões [6, 7]. Essa liga quando primária é muito utilizada no setor de transportes, aeronaves, automóveis, indústria naval e aplicações estruturais em geral devido às suas boas propriedades mecânicas e razão resistência/peso [8].

A aplicação de altas taxas de solidificação em processos de reciclagem de ligas convencionais de larga utilização em fundição, conformação mecânica e usinagem, pode proporcionar alterações nas fases presentes, e uma microestrutura refinada [9].

## **2 OBJETIVOS**

O objetivo principal deste trabalho foi estudar a solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas, de um modelo da liga de alumínio 6061 contaminada por ferro e processada por conformação por spray (CS) seguida de extrusão a quente, visando desenvolver uma rota de reciclagem para as ligas da série 6000 que permita o processamento mecânico, e assim ampliar a utilização das ligas além do processo de fundição.



### **3 REVISÃO DA LITERATURA**

#### **3.1 Ligas de Alumínio**

##### **3.1.1 Visão Geral**

As características e combinações das propriedades físicas e químicas existentes nas ligas de alumínio proporcionam uma ampla gama de aplicações, fazendo dessas ligas uma das mais utilizadas em todo o mundo, e novos estudos surgem a cada dia buscando novas combinações e utilidades de suas propriedades. Suas aplicações vão desde materiais maleáveis e dúcteis até produtos complexos que exigem alta resistência mecânica, condutividade elétrica, resistência a corrosão, e produtos mais simples utilizados no cotidiano. Possuem alta resistência e baixa densidade, proporcionando ótima razão resistência/peso permitindo estruturas resistentes e leves [10]. Essas características tornam as ligas de alumínio imprescindíveis na construção de quaisquer meios de transportes, seja na indústria automotiva ou aeroespacial. Mas suas aplicações não se limitam apenas na construção de automóveis e aeronaves, pois apresentam alta resistência a corrosão e características atóxicas, possibilitando o uso do alumínio para a fabricação de utensílios de cozinha, embalagens alimentícias e de bebidas. Também deve ser ressaltado a excelente condutividade elétrica das ligas de alumínio fundidas e a sua bela aparência, fazendo com que o alumínio também seja utilizado em equipamentos de transmissão de energia elétrica, e como peças de decoração e arquitetura [11].

As ligas de alumínio geralmente se dividem em dois grupos distintos. No primeiro se enquadram as ligas que são trabalhadas mecanicamente até a forma desejada, no outro aquelas que podem ser fundidas por todas as técnicas de fundição, e que após a solidificação já estão na forma final do produto.

Nos últimos anos houve um aumento considerável no consumo de alumínio que se deve aos setores de transportes, tanto na fabricação de automóveis quanto de aeronaves. A indústria automobilística tem utilizado cada vez mais o alumínio para substituir materiais como aços e ferros fundidos com,

o objetivo de reduzir o peso do veículo e melhorar o desempenho, diminuindo o consumo de combustível e, conseqüentemente, a emissão de gases poluentes [13, 14].

### **3.1.2 Ligas Trabalháveis Mecanicamente**

As ligas trabalháveis mecanicamente são aquelas na qual a forma final do produto é obtida pela transformação mecânica à frio ou a quente do metal líquido já solidificado em forma de tarugo ou placa. São classificadas de acordo com seus mecanismos de resistência, e podem ser tratáveis ou não tratáveis termicamente.

As ligas tratáveis termicamente são caracterizadas por possuir uma variação da resistência mecânica após serem submetidas a tratamento térmico, permitindo ajustes nos valores de resistência mecânica. São classificadas como ligas tratáveis termicamente as presentes nas séries 2xxx, 6xxx, 7xxx e algumas ligas das séries 4xxx e 5xxx. Nelas estão presentes, no mínimo, um dos elementos Cu, Mg, Si e Zn, pois todos esses apresentam alta solubilidade na matriz de alumínio em altas temperaturas, e baixa solubilidade em temperaturas menores. Outros elementos que podem estar presentes nas ligas tratáveis como o Mn, Cr e Zr, retardam ou previnem a recristalização [8, 14].

### **3.1.3 Liga de Alumínio 6061**

As ligas de Alumínio da série 6xxx possuem boa trabalhabilidade e ótima relação resistência/peso, assim como a grande maioria das ligas de alumínio. A liga 6061 é classificada como para conformação mecânica, ou seja, pode ser submetida à deformação plástica à quente ou à frio, em processos de extrusão, forjamento ou trefilação, e nos últimos anos também ficou conhecida devido a possibilidade de permitir a realização da soldagem. Considerada uma liga do sistema MgSi, é obtida por meio da adição de elementos de liga como silício

(Si), o magnésio (Mg), e o manganês(Mn) ao alumínio puro [8, 14]. A Tabela 3.1 traz o limite máximo dos elementos que compõe a liga 6061.

Tabela 3.1 – Limite máximo dos elementos que compõe a liga 6061 [8].

Elemento	% p
Alumínio	Balanço
Cromo	0,35
Cobre	0,4
Ferro	0,7
Magnésio	1,2
Manganês	0,15
Zinco	0,25
Titânio	0,15
Silício	0,8
Outros	0,15

As ligas da série 6000 pertencem ao sistema MgSi, e podem ser tratadas termicamente, ou seja, é possível melhorar suas propriedades mecânicas mediante tratamento térmico. Devido à solubilidade relativamente alta de Mg e Si em temperaturas elevadas, e menor solubilidade em baixas temperaturas, é possível reter esses elementos em solução sólida na matriz de alumínio. O tratamento térmico normalmente empregado à liga 6061 é o tratamento térmico T6, (solubilização seguida por envelhecimento artificial) [13, 15]. A Tabela 3.2 traz algumas propriedades da liga 6061-T6 à temperatura ambiente.

Tabela 3.2 – Propriedades da liga 6061-T6 [8, 13].

<b>Propriedades</b>	<b>Valores</b>
Modulo de elasticidade	68.9 GPa
Dureza	95HB
Resistencia à tração	310 MPa
Tensão de escoamento	276 MPa
Alongamento	17 %
Resistencia à fadiga ( $5 \times 10^8$ ciclos)	97 MPa
Densidade	270 g/cm <sup>3</sup>

As principais aplicações das ligas da liga 6061-T6 são encontradas nos setores automotivos, aeroespacial, marinha, diversas aplicações estruturais e de transportes que exijam excelentes propriedades mecânicas [8].

De acordo com a literatura o tratamento térmico de solubilização da liga 6061 é realizado à 530 °C, e o tempo tem que ser suficiente para que haja solubilização completa das fases presentes na microestrutura; em seguida é resfriada imediatamente em água até a temperatura ambiente; o tempo de solubilização gira em torno de 4 horas, e varia de acordo com os teores de elementos de liga. O envelhecimento artificial é realizado à 175 °C por uma faixa de tempo que varia de 8 a 18 horas, de acordo com os teores de elementos de liga [13].

### **3.1.4 O controle do teor de Ferro**

O ferro está presente na grande maioria das ligas comerciais de alumínio em teores bem controlados, pois é considerado a principal impureza nessas ligas. A adição de pequenas quantidades de ferro pode melhorar algumas propriedades mecânicas como a resistência e a dureza da liga, assim como: aumenta a resistência ao trincamento à quente. Nas ligas fundidas sob pressão a porcentagem de ferro pode chegar a 1,2% com o intuito de evitar a soldagem das peças na matriz metálica, mas na liga estudada o teor de ferro

não ultrapassa 0,7%, pois pode dificultar os processos de conformação. As ligas de alumínio que possuem o sistema Al-Fe-Si são consideradas complexas devido à gama de compostos intermetálicos que podem se formar a partir deste sistema, dependendo das condições de processamento. Dentre os diversos compostos intermetálicos que podem se formar dentro deste sistema, este trabalho terá uma atenção especial àqueles intermetálicos formados com baixos teores de Fe e Si. Existem duas fases ternárias de maior interesse neste trabalho, uma delas é a  $\beta$ -Al<sub>9</sub>Fe<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>, a outra é a  $\alpha$ -Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si [6, 16].

A fase  $\beta$  apresenta-se com estrutura cristalina monoclinica, e possui morfologia de placas, causando maiores prejuízos as propriedades mecânicas das ligas em relação a fase  $\alpha$ . A morfologia de  $\beta$  é mostrada na Figura 3.1 (a), essa morfologia assimétrica atua como um eficiente concentrador de tensões, e a sua precipitação durante a solidificação pode aumentar significativamente os níveis de porosidade [7, 17].

O comprimento e a quantidade de placas de  $\beta$  presentes na microestrutura de ligas de alumínio aumentam quando o teor de ferro na liga aumenta. Ao favorecer o aumento do comprimento das partículas de  $\beta$ , a adição também evidencia a morfologia assimétrica desta. Além disso a presença de  $\beta$  também está relacionada as taxas de resfriamento, sendo que o tamanho e a quantidade de  $\beta$  aumenta quando a taxa diminui. Durante a solidificação das ligas de alumínio que contem ferro deve-se atentar as taxas de resfriamento utilizadas, pois com baixas taxas grandes placas de  $\beta$  poderão ser formadas a partir do líquido [18].

Por outro lado, quando são aplicadas altas taxas de resfriamento a partir do líquido, a formação de  $\alpha$ -AlFeSi é favorecida, ou seja um aumento da taxa de resfriamento pode favorecer a formação da fase  $\alpha$ , dispersando as partículas  $\beta$ , ou até mesmo inibindo a precipitação desse intermetálico. A formação da fase  $\alpha$  pode dificultar a propagação de trincas diminuindo o efeito negativo de  $\beta$  sobre as propriedades mecânicas das ligas [19]. A fase  $\alpha$  que por sua vez pode se apresentar com duas morfologias diferentes, sendo uma delas a morfologia escrita chinesa, quando precipita ao final da solidificação, e outra com morfologia poliedral, quando precipita ao início da solidificação, ou seja,

sendo uma fase primária. Além de se apresentar com duas morfologias diferentes, a fase  $\alpha$  também apresenta uma mudança na sua estrutura cristalina de hexagonal para cúbica mediante a adição de manganês nas ligas que contém AlFeSi, transformando a fase  $\alpha$ -Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si em  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(FeMn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> [20, 21].

A presença de elementos como Mn, Cr, V e Co, podem favorecer a precipitação de  $\alpha$ , e são considerados elementos estabilizadores dessa fase. O manganês por sua vez pode fazer com que partículas da fase  $\alpha$  apareçam em forma de glóbulos angulares ( $\alpha$  poliedral), essas partículas não fragilizam a liga, mas causam uma redução na sua usinabilidade.

Estudos indicam que a adição de manganês pode neutralizar os efeitos deletérios do ferro em ligas Al-Fe-Si, sendo que o teor de manganês necessário é geralmente 50% do teor de ferro contido na liga. Essa relação entre o ferro e o manganês pode promover a quebra das placas de  $\beta$ , diminuindo o efeito negativo desses intermetálicos sobre as propriedades mecânicas da liga reduzindo o comprimento e a quantidade das placas de  $\beta$ , ou até mesmo eliminando-as totalmente. A Figura 3.1 mostra a evolução da microestrutura da liga 319 mediante a adição de manganês [22].

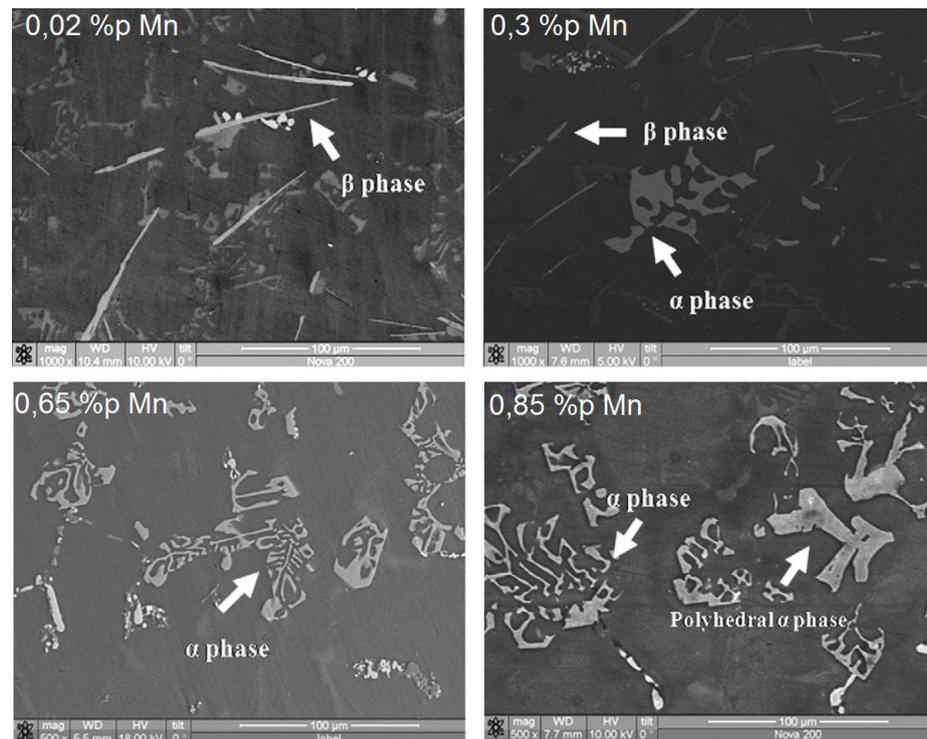


Figura 3.1 - Evolução da microestrutura da liga 319 mediante a adição de manganês [22].

### 3.1.5 Ligas de Alumínio Recicladas

Nas últimas décadas houve um aumento considerável nas pesquisas relacionadas as vantagens e desvantagens da reciclagem do alumínio, e um dos maiores desafios enfrentados é a incorporação de uma grande quantidade de impurezas no alumínio durante a sua vida útil e seus ciclos de reciclagem. O principal efeito da adição destes elementos é a possibilidade da formação de fases indesejadas, normalmente intermetálicos que degradam as propriedades mecânicas [23].

Recentemente foram feitos avanços em estudos relacionados à reciclagem de ligas de alumínio, principalmente por meio de Conformação por Spray, que proporcionou um refinamento considerável das partículas intermetálicas e uma homogeneidade microestrutural, alterando assim as propriedades mecânicas das ligas [24, 25]. O processo de Conformação por Spray produz uma microestrutura com distribuição uniforme de grãos equiaxiais

e com segunda fase precipitadas em seus contornos, além de baixa quantidade de óxidos. No entanto, há uma preocupação quanto ao grau de porosidade característica do processo, tornando-se necessário a realização de processos de conformação mecânica posteriores ao processo de Conformação por Spray [25]. A reciclagem de uma liga de alumínio 319 via Conformação por Spray foi realizada por Otani [26] no laboratório de fundição do DEMa-UFSCar, onde constatou-se a possibilidade de se mitigar a formação de placas da fase  $\beta$ , e de modificar a morfologia do silício encontrado em ligas de fundição, mediante o controle dos parâmetros desse processo, onde condições mais frias (menor  $\Delta T$ , maior pressão do gás de atomização e, maior distância entre bocal de atomização e substrato), fizeram com que a fase  $\alpha$  primária presente nas gotas que chegam sólidas ao substrato não fosse completamente refundida, proporcionando o crescimento desta fase em detrimento da nucleação e crescimento de  $\beta$ , além de fazer com que o silício apareça com uma morfologia mais arredondada. [26].

Em ligas de alumínio recicladas de maneira convencional os processos de conformação mecânica são evitados por conta da microestrutura resultante ser tipicamente grosseira. Estudos realizados por Mazzer no laboratório de fundição do DEMa-UFSCar, relacionados a reciclagem de uma liga de alumínio para conformação mecânica (7050) usando o processo de Conformação por Spray seguido de extrusão a quente, apresentaram resultados promissores, resultando em uma microestrutura com grãos equiaxiais refinados e baixos níveis de segregação, proporcionando propriedades mecânicas equivalentes às propriedades mecânicas da liga primária, muito utilizada na construção da fuselagem de aeronaves [4]. Outro estudo da reciclagem desta mesma liga foi realizado no mesmo laboratório, porém, além da extrusão foram realizados processos de forjamento rotativo para obtenção de fios desse material reciclado pela conformação por spray, e os resultados também foram satisfatórios, sendo que em alguns casos o material reciclado apresentou propriedades mecânicas superiores as propriedades mecânicas da liga primária [27].

### 3.2 Conformação por Spray

O processo de conformação por spray é uma alternativa de processamento que consiste na atomização por gás inerte de um fluxo de metal líquido em gotas de vários tamanhos as quais são aceleradas para fora da região de atomização. As gotas são amparadas por um substrato sobre o qual elas se consolidam e solidificam, formando o metal sólido; o resultado é um material com uma distribuição uniforme de grãos equiaxiais e de segunda fase com baixo conteúdo de óxidos. A presença de porosidade causada pelo processo pode ser facilmente eliminada por conformação mecânica. A microestrutura dos materiais conformados por spray permite que, materiais não conformáveis mecanicamente quando fundidos convencionalmente aceitem tal processamento com relativa facilidade. O desenvolvimento da microestrutura durante a conformação por spray depende da dinâmica e do estado térmico das gotas atomizadas no momento da deposição, os quais dependem diretamente dos parâmetros do processo:

- Tipo do gás de atomização e pressão;
- Superaquecimento do metal líquido;
- Diâmetro do bocal de vazamento do metal;
- Distância entre bocal e substrato;
- Material do substrato.

A conformação por spray se inicia a partir da fusão da carga metálica em um cadinho localizado no topo da câmara de deposição, ao ar ou atmosfera inerte, e elevada acima de sua temperatura de fusão. Quando uma temperatura pre-determinada é alcançada (em geral 50-200°C acima da TF) é iniciado o fluxo de gás inerte a alta pressão através do atomizador para que o metal flua através do bocal de vazamento. O fluxo de metal líquido entra na câmara de deposição e, quando chega à zona de atomização, é desintegrado pelo gás

atomizador em um spray de gotículas em forma de cone. As gotas atomizadas são resfriadas e aceleradas pelo gás em direção ao substrato posicionado abaixo da zona de atomização. Quando as gotas se chocam com o substrato, elas se consolidam e formam um depósito. A geometria do depósito depende do movimento relativo entre este e o cone de atomização, que pode ser rotacional, ou por retirada lateral; a deposição é finalizada quando o metal fundido que estava no cacinho chega ao fim [2, 28, 29]. A Figura 3.2 mostra um esquema que identifica os principais componentes do equipamento de conformação por spray.

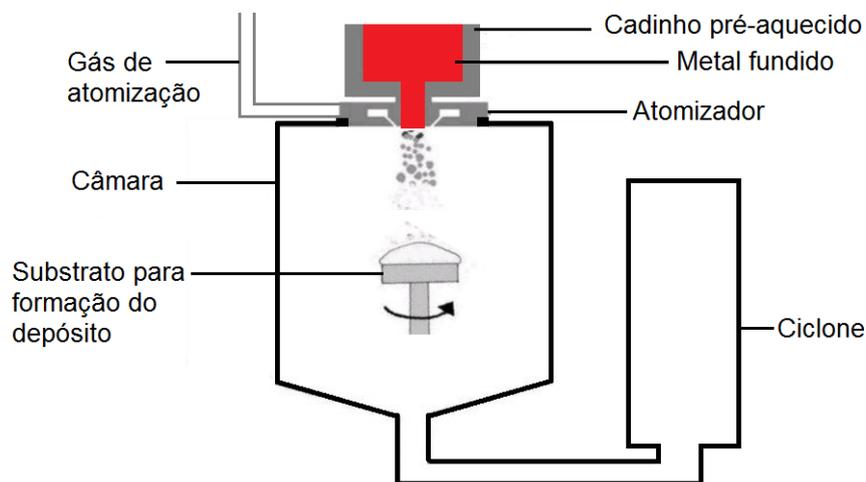


Figura 3.2 – Principais componentes do equipamento para conformação por spray.

Na conformação por spray existe uma quantidade de metal não depositado, podendo estar na forma de: pó chamado de “*overspray*”, ou placas formadas no fundo da câmara chamadas de “*splets*”. Tratam-se de gotas que se afastaram do centro do cone de spray e foram em outra direção sem atingir o substrato, totalizando uma perda inferior à 10%. O “*overspray*” deve ser recolhido da câmara para a análise microestrutural pois é de extrema importância no estudo da influência de taxas de resfriamento mais elevadas [28, 29].

De acordo com modelos de solidificação por spray para ligas de alumínio, é necessário que as gotas estejam apenas parcialmente solidificadas no momento da compactação do depósito, para que o mesmo apresente uma estrutura homogênea, pois partículas completamente sólidas ao se chocarem com o substrato podem se dispersar; já partículas semi-sólidas podem se refundir ou se deformar com facilidade preenchendo os vazios que há entre as gotas que já solidificaram totalmente. Partículas no estado líquido se espalham sobre o depósito preenchendo os vazios entre as partículas já solidificadas.

O depósito possui superfície com fração sólida igual ou maior que as gotas, e a sua estrutura é governada pelo mecanismo de consolidação das gotas na superfície do depósito. Partículas que se encontram já no estado sólido, quando se chocam com a superfície do depósito, formam micro vazios entre si proporcionando porosidade acentuada; partículas grandes que se encontram no estado líquido ou partículas intermediárias no “estado” semi-sólido quando se juntam ao depósito, o metal líquido ou parte dele preenche esses micro vazios diminuindo os níveis de porosidade.

O processo de conformação por spray tem como característica intrínseca um alto grau de porosidade, que pode ser facilmente eliminado por processos de conformação mecânica. Tratamentos térmicos ou forjamentos posteriores podem provocar aumento no tamanho de grão e desenvolvimento de textura [3, 28, 30].

### **3.3 Considerações Gerais de Solidificação**

#### **3.3.1 Solidificação convencional**

Está mais do que claro na literatura, que as estruturas formadas após a solidificação determinam as propriedades finais dos materiais metálicos, e acredita-se que alguns defeitos de solidificação possam ser eliminados por meio de processos de conformação plástica e/ou tratamentos termomecânicos. As características mecânicas dos produtos fundidos dependem do tamanho de grão, espaçamento dendrítico, espaçamento lamelar ou fibroso, das

heterogeneidades de composição química, do tamanho, forma e distribuição das inclusões, da porosidade e da presença de compostos intermetálicos.

As características microestruturais das ligas metálicas são extremamente dependentes das condições cinéticas de solidificação, desde o início do processo a partir do metal líquido, e passando pelos processos de nucleação e crescimento, onde a transferência de calor durante a transformação de fases determinará o arranjo microestrutural. A principal estrutura observada na microestrutura de ligas de alumínio fundidas é a dendrítica. Esta estrutura é formada devido à existência de instabilidades na frente de solidificação gerada por um gradiente térmico existente no líquido e pela velocidade solidificação [9].

### **3.3.2 Solidificação na conformação por spray**

Estudos presumem que, assim como a conformação por spray é dividida em atomização e deposição, a cinética de solidificação das gotas que constituem o depósito também ocorre em etapas distintas, sendo uma delas a solidificação com elevadas taxas de resfriamento durante o voo, e outra quando na superfície do depósito ocorre a refusão parcial das gotas já solidificadas após o depósito alcançar uma temperatura de equilíbrio.

A primeira etapa do processo de solidificação ocorre quando as gotas iniciam sua solidificação imediatamente ao entrar em contato com o gás de atomização e durante o seu voo até o substrato. Essas gotas se apresentam normalmente com estrutura dendrítica/colunar devido às altas taxas de resfriamento, que podem alcançar valores de  $10^4$  K/s [31, 32]. A segunda etapa do processo de solidificação se inicia após a superfície do depósito ter atingido uma temperatura de equilíbrio térmico, que tende em permanecer constante durante um determinado tempo. Essa temperatura normalmente se encontra dentro do intervalo de solidificação da liga, e quando atingida, a fração sólida que constitui o depósito é parcialmente refundida, tornando-se líquidas as fases com menor ponto de fusão (composição eutética), pois as fases primárias

normalmente não são refundidas. A Figura 3.3 mostra um acompanhamento da temperatura da superfície do depósito ao longo do processo de conformação por spray de um aço. Este estudo foi realizado durante o desenvolvimento de um modelo de solidificação para aços conformados por spray [31].

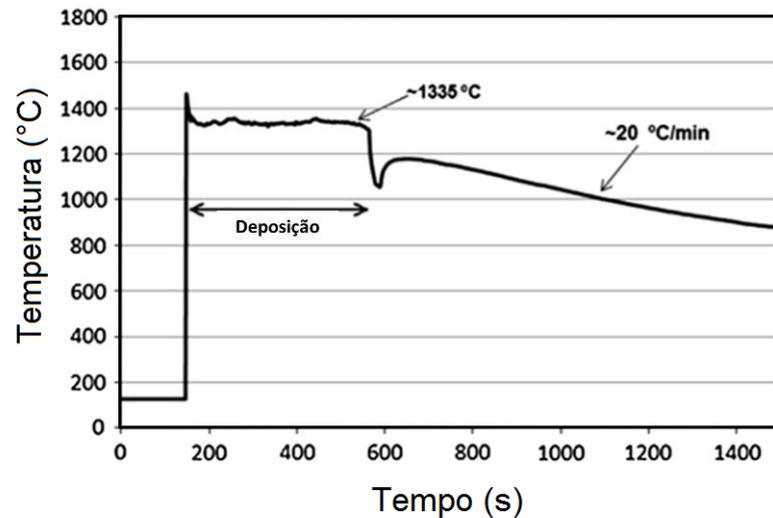


Figura 3.3 – Acompanhamento da temperatura da superfície do depósito ao longo do processo de conformação por spray [31].

É possível identificar uma temperatura de equilíbrio térmico durante a deposição, e que após o término da deposição das gotas a taxa de resfriamento do depósito é relativamente lenta (20°C/min), o que colabora para que os núcleos cresçam em todas as direções, e faz com que haja tempo suficiente para que o soluto seja rejeitado para a frente de solidificação [31].

No estudo da solidificação da reciclagem via conformação por spray da liga de alumínio 319 realizado por Otani [26] (citado no item 3.1.5), foi constatado que o modelo de solidificação por spray desenvolvido para aços proposto por Zepon et al [31], também se aplica à ligas de alumínio, onde foi analisada a evolução da microestrutura da liga 319 desde as gotas (“overspray”), até a formação do depósito, como pode ser observado na Figura 3.4, que compara a microestrutura do “overspray”, com a do depósito da liga 319.

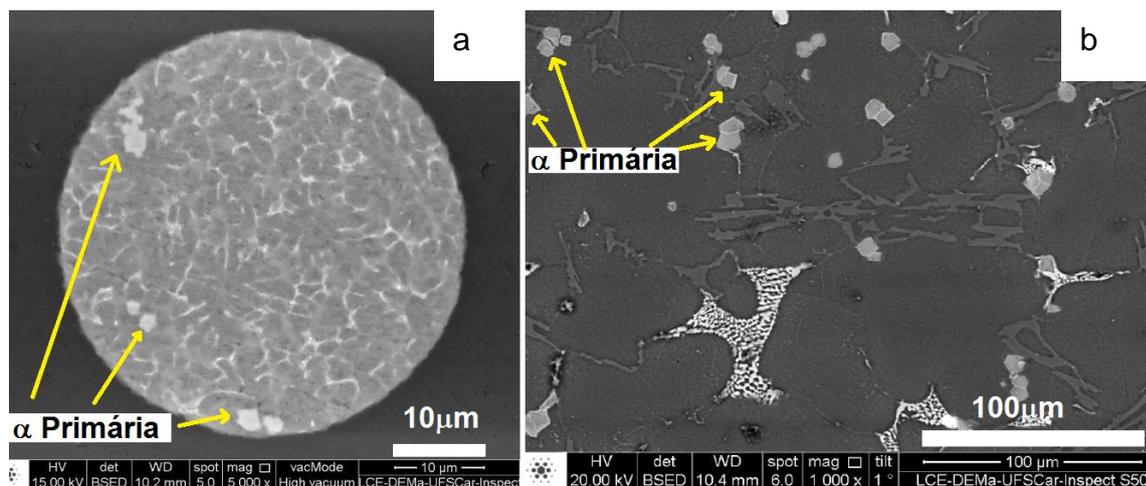


Figura 3.4 – Microestrutura da liga 319 conformada por spray: (a) Estrutura dendrítica do “overspray”; e, (b) Estrutura do depósito com grãos equiaxiais [26].

Analisando a Figura 3.4, pode-se visualizar uma diferença na microestrutura do “overspray” em relação a microestrutura do depósito, pois nota-se no “overspray” uma estrutura dendrítica, enquanto no depósito a microestrutura é formada por grãos equiaxiais com segundas fases nos contornos. A ausência da estrutura dendrítica na microestrutura do depósito, e a presença de grãos equiaxiais, indica que houve refusão das gotas solidificadas, e que a solidificação ocorreu com taxas de resfriamento mais lentas. Identifica-se, também, a presença da fase  $\alpha$  primária na estrutura do “overspray” e do depósito, indicando que esta não foi refundida. Outro indicio de que o modelo de solidificação para aços também se aplica a ligas de alumínio, é a taxa de resfriamento do depósito da liga 319, como ilustra o gráfico mostrado na Figura 3.5, que traz a evolução da temperatura no interior do depósito.

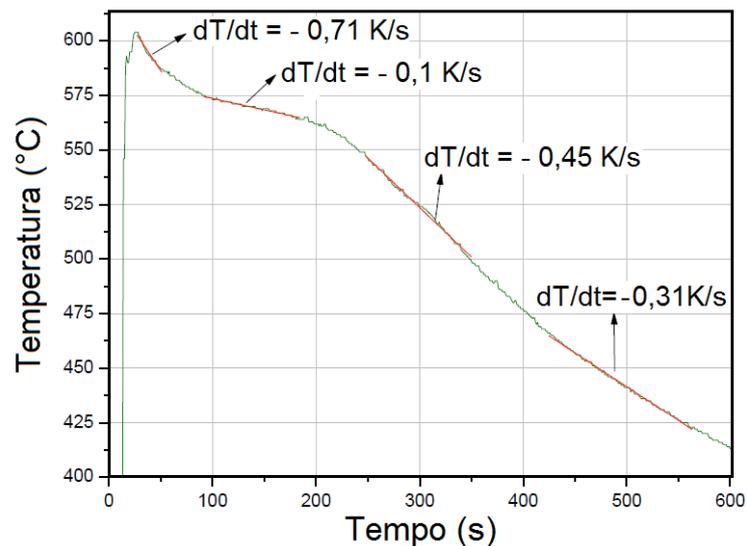


Figura 3.5 – Evolução da temperatura no interior do depósito da liga 319 indicando as respectivas taxas durante e após a deposição [26].

É possível identificar a presença de um patamar aproximadamente à 560°C, que se dá provavelmente devido à liberação de calor latente proveniente da solidificação de uma das fases. Fica evidente também que a taxa de resfriamento após a deposição das gotas ocorre de forma relativamente lenta (0,3 K/s), assim como previsto pelo modelo de solidificação para aços conformados por spray [31].

### 3.4 Extrusão a quente

No processo de extrusão a quente, um tarugo ou barra aquecido a uma determinada temperatura é pressionado contra uma matriz que possui um orifício com dimensão menor que as dimensões inicial do material a ser extrudado, com o objetivo de reduzir a área da seção transversal e dar um formato final ao material extrudado deformando-o plasticamente. Durante a passagem do tarugo pela matriz, além da redução da área ocorre também a eliminação de possíveis poros advindos do processo de fabricação da liga proporcionando um aumento de densidade. Durante o processo de extrusão a quente existem alguns parâmetros a serem controlados, dentre eles os mais

importantes são a temperatura inicial do ensaio, e a velocidade de extrusão, os quais podem melhorar algumas propriedades mecânicas e o acabamento superficial do produto extrudado. A Figura 3.6 mostra um esquema do processo de extrusão direta de barras, indicando seus principais componentes: como o pistão, êmbolo e a redução [27].

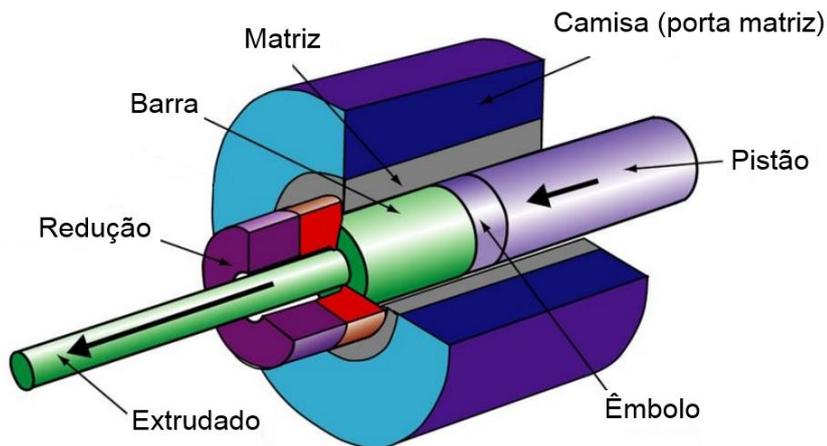


Figura 3.6 - Esquema do processo de extrusão direta indicando seus componentes [27].

O pistão exerce a pressão sobre o êmbolo e a barra, pressionando a barra contra a ferramenta de redução, o êmbolo evita o contato do pistão com a ferramenta responsável pela redução da seção. Na extrusão a quente de ligas de alumínio pode se gerar alguns defeitos quando a taxa de redução é muito alta, pois o calor adiabático gerado durante a fricção do material com a matriz de extrusão e também devido à deformação, pode proporcionar um aumento na temperatura do tarugo próximo ou acima da temperatura solidus enquanto o tarugo passa pela matriz. Esses acontecimentos podem causar refusão de fases que estão nos contornos de grão. Devido à alta porosidade dos depósitos obtidos pela conformação por spray, a extrusão a quente tem sido muito utilizada com o intuito de se fechar os poros. Materiais conformados por spray com porosidades da ordem de menos de 0,5% têm sido obtidas por meio da extrusão a quente após a conformação [33, 34].

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Matéria Prima

A matéria prima utilizada na realização deste trabalho foi fruto da sucata de peças automotivas (espaçadores de roda) conforme mostrado na Figura 4.1.



Figura 4.1 – Espaçador de roda automotiva fabricado com a liga 6061.

Os espaçadores de roda, como o mostrado na Figura 4.1, são fabricados a partir da conformação mecânica e usinagem da liga de alumínio 6061.

Antes do processamento, separou-se 4 kg da liga recebida que foi aquecida até a sua temperatura de fusão em um forno por aquecimento indutivo. Com a liga totalmente fundida (654 °C), realizou-se a adição de 1 %p de ferro comercialmente puro. Após a adição do ferro, a liga fundida continuou a ser aquecida até a temperatura de processamento 754°C. A composição em (%p) do material recebido, antes e depois da adição de ferro estão mostradas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Composição em %p da liga 6061 utilizada neste trabalho, antes e após a adição de ferro.

6061 (%p)	Al	Fe	Mn	Mg	Si	Cu	Cr	Zn	Ti
Recebida	Balan	0.34	0.36	1.4	0.74	0.17	0.18	0.19	0.13
Modificada	Balan	1.4	0.3	0.9	0.7	0.17	0.08	0.16	0.009

## 4.2 Processamento da liga modificada

### 4.2.1 Conformação por spray

O equipamento de conformação por spray utilizado para o processamento da liga 6061 modificada pertence ao laboratório de fundição localizado no Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa-UFSCar), e está mostrado na Figura 4.2. Este equipamento é constituído por uma câmara de atomização, bocal atomizador, dispositivo de fixação e movimentação do substrato, ciclone coletor de pós e equipamento pneumático para suprimento e controle de gás.



Figura 4.2 - Equipamento para conformação por spray utilizado para processamento da liga 6061 modificada.

A fusão foi realizada por aquecimento indutivo em um cadinho com capacidade de 4 kg, em seguida o metal líquido foi vazado em outro cadinho que fica posicionado acima da câmara de conformação por spray, que também foi pré-aquecido por indução até a temperatura de vazamento. A Tabela 4.2 traz os parâmetros utilizados no processamento da liga modificada.

Tabela 4.2 - Parâmetros utilizados na conformação por spray.

Temperatura de vazamento/ $\Delta t$	754/100 °C
Carga Processada	3,6 kg
Gás/Pressão	Nitrogênio/0,5 MPa
Razão gás/metálico	1,7 kg/kg
Diâmetro do bocal	6 mm
Distância de voo	400 mm
Rotação do substrato	27 rpm

Esses parâmetros foram determinados de acordo com resultados obtidos em trabalhos anteriores, visando reproduzir condições mais frias de processamento. As gotas foram amparadas por um substrato de aço carbono colocado em movimento rotacional buscando uma melhor distribuição de massa do depósito. Após finalizada a etapa de deposição das gotas, o depósito permaneceu resfriando dentro da câmara.

#### 4.2.2 Processamento de maneira convencional

Paralelamente ao processamento via conformação por spray, realizou-se dois processos de solidificação diferentes, com o objetivo de compará-los entre si e assim verificar a influência da conformação por spray no desenvolvimento da microestrutura da liga processada. Antes de iniciar a conformação por spray, foi realizado o vazamento do metal líquido em um molde de grafite com capacidade de 0,4 Kg, onde a solidificação ocorreu ao ar e em temperatura ambiente. Deste material resultante da solidificação em molde de grafite, foi retirada uma amostra de 0,03 Kg, para a realização do outro processo, onde, a fusão, e o vazamento da liga em um molde de cobre, foram realizadas em um forno a plasma com atmosfera a vácuo, purificada por ciclos de lavagem com argônio, onde é possível alcançar altas taxas de resfriamento.

### 4.3 Metodologia

Este trabalho foi dividido em três etapas, em um primeiro momento foi realizado um estudo da liga recebida envolvendo sua composição química, os possíveis compostos intermetálicos que se formariam durante a solidificação no processamento, análise microestrutural, e caracterização mecânica. O estudo das alterações na composição química e solidificação da liga, foi realizado por meio de simulações termodinâmica computacional, que permitiu verificar a influência do teor de ferro, na formação e/ou supressão de compostos intermetálicos.

Foram retiradas amostras da sucata para análises de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Difração de raios-x (DRX), e Calorimetria Diferencial (DSC), com o objetivo de caracterizar sua microestrutura. Analisou-se também valores de propriedades mecânicas por meio de ensaio de dureza Brinell. A Figura 4.3 ilustra os experimentos realizados nesta primeira etapa do trabalho.



Figura 4.3 – Fluxograma indicando os experimentos realizados na caracterização do material recebido.

A segunda etapa se inicia com a adição de ferro na liga recebida, seguido do processamento da liga através de: solidificação rápida em uma coquilha de cobre (CC); solidificação ao ar em um molde de grafite (MG); e o principal processo estudado neste trabalho, a conformação por spray (CS)

seguida por extrusão à quente. Após o processamento, foram retiradas amostras do material resultante de cada processo para análises de: Microscopia Eletrônica Transmissão (MET), MEV, DRX e DSC, com o objetivo de caracterizar a microestrutura da liga processada. A Figura 4.4 apresenta um fluxograma que resume bem esta segunda etapa.

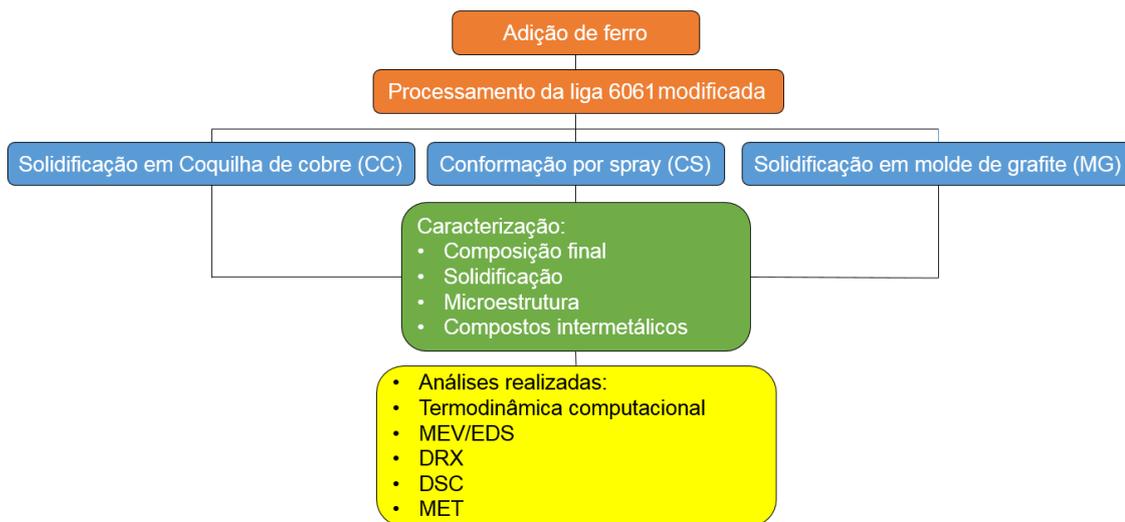


Figura 4.4 - Fluxograma indicando os experimentos realizados na segunda etapa do trabalho.

A etapa de caracterização mecânica foi realizada apenas com o material conformado por spray, onde foram retiradas do depósito barras de seção quadrada que em seguida foram usinadas ficando com diâmetro final de 25 mm para realização da extrusão, visando reduzir a porosidade característica do processo CS.

Após a extrusão foi realizado o tratamento térmico T6, e em seguida caracterizou-se suas propriedades mecânicas por meio de ensaios de dureza Brinell, e tração. Foi realizada uma análise microestrutural via MEV antes e depois do tratamento térmico, para verificar possíveis mudanças. A Figura 4.5 traz um fluxograma que ilustra bem esta última etapa do trabalho.

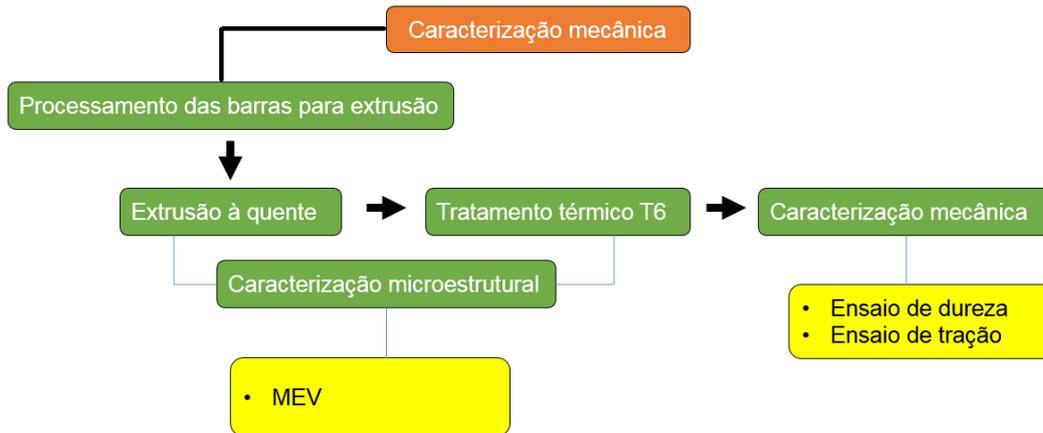


Figura 4.5 - Fluxograma ilustrando a terceira etapa do trabalho.

#### 4.4 Caracterização da liga recebida

A análise química da composição da liga recebida, foi realizada por meio de Fluorescência de raios X no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) localizado no Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa- UFSCar), onde realizaram-se também as análises microestruturais, em dois tipos de Microscópio Eletrônico de Varredura: um foi o MEV FEI modelo Inspect S 50, e outro foi o MEV Phillips modelo XL-30 FEG, ambos dotados de Espectrômetro de Raios X por Dispersão de Energia (EDS) para análise química das fases presentes. Com objetivo de buscar mais informações das fases presentes na microestrutura da sucata, também realizou-se ensaios de DRX em um difratômetro da marca Rigaku Geigerflex, modelo ME210GF2, com radiação Cu-K $\alpha$ . Realizou-se, também, análise DSC utilizando um equipamento da marca NETZSCH 404 acoplado ao controlador tasc 414/4. As taxas de aquecimento e resfriamento utilizadas foram de 10 °C/min, com as amostras colocadas em um cadinho de alumina e submetidas a atmosfera com fluxo de argônio. A preparação da amostra se iniciou com o corte, seguido por lixamento até atingir a massa aproximada de 15 mg, considerada ideal para realização do experimento de acordo com a capacidade do cadinho.

Os ajustes na composição química da liga, juntamente com o controle e previsão das fases intermetálicas presentes, foram avaliados por meio de variações de composição química aplicadas a termodinâmica computacional, realizadas pelo software Thermo-Calc®, versão 4.0, utilizando a base de dados TCAL, versão 3.0 [35], que também fornece a temperatura de fusão da liga de acordo com as alterações feitas na composição química.

#### **4.4.1 Propriedades mecânicas da liga antes da adição de ferro**

Para se ter um parâmetro de propriedade mecânica da liga 6061 recebida, realizou-se um ensaio mecânico de dureza Brinell. O objetivo foi comparar os valores de dureza da liga recebida, com os resultados de dureza da liga conformada por spray e extrusão à quente. O ensaio de dureza Brinell foi realizado com uma esfera de diâmetro 2,5 mm, e carga de 32,5 Kg aplicada por 15 segundos [8]. Foram realizadas um total de 16 indentações ao longo do material da sucata mostrado na Figura 4.1.

#### **4.5 Análise e caracterização microestrutural da liga modificada**

As análises microestruturais da liga processada foram realizadas no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) localizado no Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa- UFSCar), com os mesmos equipamentos utilizados na caracterização da liga recebida, citados no item 4.4.

Para uma análise mais aprofundada da microestrutura da liga 6061 modificada, obtida pelos três tipos de processamentos, foram realizadas análises no MET, buscando melhor caracterizar as fases encontradas, e, com o auxílio da técnica ASTAR, foi possível realizar um mapeamento e orientação cristalográfica automática de fases, em um microscópio da marca FEI Tecnai modelo G2F20 com microanálise EDAX. O ASTAR quando combinado com o sistema de precessão permite a obtenção de mapas de orientação, e de fases

com extrema precisão, este equipamento também está localizado no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) DEMa- UFSCar [36]. As amostras para análises microestruturais foram retiradas do centro do depósito como mostra a Figura 4.6, e a preparação metalográfica foi de acordo com os procedimentos tradicionais: embutidas à frio, e preparadas seguindo uma sequência de lixas com granulometria de 180, 240, 320, 400, 600, 1200 e 2000, e, em seguida, polidas com pasta de diamante 1 $\mu$  durante um tempo médio de 30 minutos.

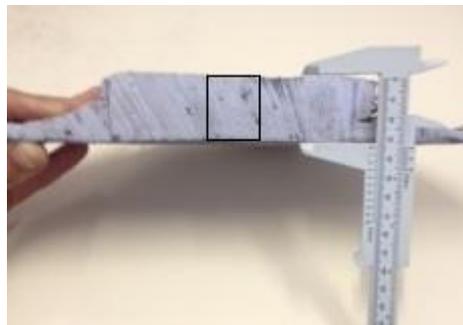


Figura 4.6 - Amostra para análise microestrutural.

Posteriormente às análises microestruturais, empregou-se as técnicas de DRX e DSC.

A análise DRX teve o objetivo de verificar a presença de fases intermetálicas, e foi realizada em um difratômetro da marca Rigaku Geigerflex, modelo ME210GF2, com radiação Cu-K $\alpha$ , que pertence ao laboratório de caracterização estrutural (LCE) localizado no DEMa/UFSCar. As amostras foram retiradas do centro do depósito e seguida lixadas seguindo uma sequência de lixas com granulometria de 180 a 600.

Buscando identificar as temperaturas de início e término da transformação da fase encontrada na microestrutura do depósito, foi preparada uma amostra com aproximadamente 15 mg, da parte central do depósito, para realização de análise de DSC, realizada em um equipamento da marca NETZSCH 404, acoplado ao controlador tasc 414/4. As taxas de aquecimento e resfriamento utilizadas foram de 10 °C/min, com as amostras colocadas em um cadinho de alumina e sob atmosfera com fluxo de argônio. A preparação da

amostra se iniciou com o corte, seguido por lixamento até atingir a massa aproximada de 15 mg, considerada ideal para realização do experimento de acordo com a capacidade do cadinho.

#### 4.6 Extrusão das barras

Foram retiradas barras de seção quadrada do centro do depósito como mostra a Figura 4.7, que em seguida, foram usinadas em um torno mecânico pertencente ao laboratório de mecânica do DEMa- UFSCar.

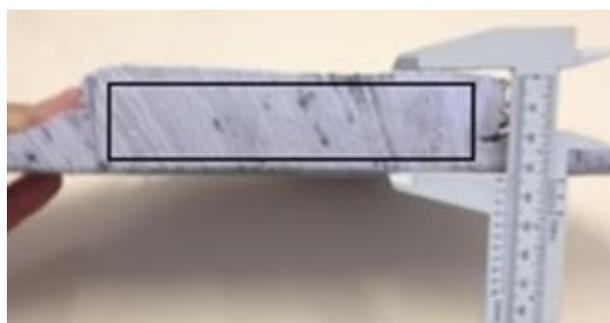


Figura 4.7 - Barras retiradas do depósito para usinagem dos corpos de provas para extrusão.

Após a usinagem as barras ficaram com diâmetro e comprimento final de 25 mm como mostra a Figura 4.8.



Figura 4.8 – Barras utilizadas para extrusão.

Essas dimensões foram determinadas de acordo com as da matriz, e limitações da máquina de extrusão utilizada. A Figura 4.9 mostra a matriz de extrusão, o pistão e a ferramenta de redução utilizada neste trabalho.



Figura 4.9 - Matriz de extrusão, pistão e a ferramenta de redução utilizada neste trabalho.

A extrusão das barras foi realizada com uma prensa, da marca EMIC, com interface para aquisição de dados, e limite máximo de carga de 60 toneladas. A temperatura de extrusão foi alcançada através de um forno de indução com um controlador da marca Fly-Ever FE-50RP, conforme mostrado na Figura 4.10.

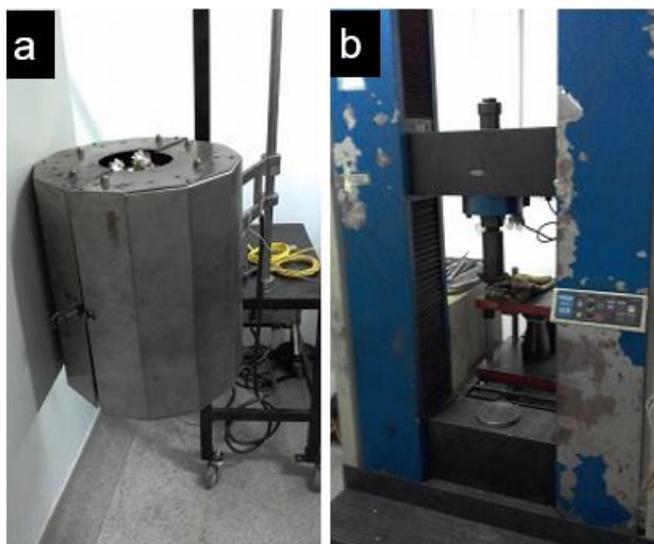


Figura 4.10 – (a) forno utilizado para alcançar a temperatura de extrusão, e (b) prensa utilizada para extrusão.

Para melhor controle da taxa de aquecimento do corpo de prova a ser extrudado, foi utilizado um controlador de temperatura com dois termopares, sendo que um desses termopares permaneceu em contato com o pistão de extrusão, e o outro permaneceu em contato com o corpo de prova. Após a extrusão as amostras foram resfriadas imediatamente em água, e ficaram com comprimento útil entre 90 e 100 mm, e diâmetro de 12,1 mm. A Figura 4.11 mostra os corpos de prova após a extrusão, e os parâmetros utilizados durante o processo estão mostrados na Tabela 4.5.

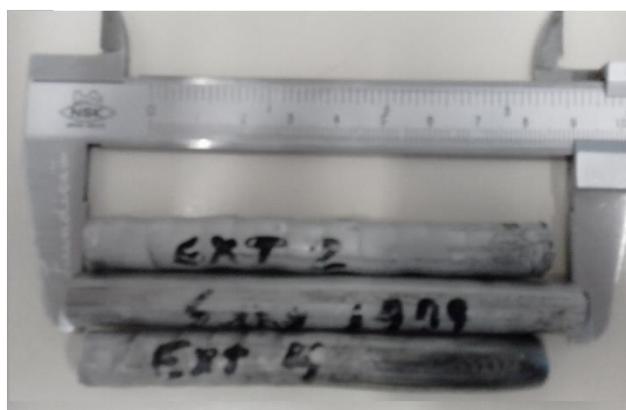


Figura 4.11 – Corpos de prova após a extrusão.

Tabela 4.3 - Parâmetros de extrusão para a liga conformada por spray.

Corpo de prova	Ø/L = 25mm/25mm
Temperatura de extrusão	400 °C
Taxa de aquecimento	6 °C/min
Taxa de extrusão	100 mm/min
Redução	5:1 em área

#### 4.7 Tratamento térmico da liga 6061 modificada conformada por spray

O tratamento térmico realizado na liga 6061 conformada por spray e extrudada à quente foi o tratamento térmico T6. De acordo com a literatura as temperaturas de solubilização e envelhecimento são, respectivamente, 530 e 175 °C [13]. Os tempos de permanência em cada temperatura foram determinados experimentalmente, aplicando-se diferentes tempos de tratamentos em amostras com diâmetro de 11 mm, e comprimento de 10 mm.

Para determinar o tempo de solubilização, foram utilizados quatro amostras que permaneceram por tempos diferentes na temperatura 530 °C, e em seguida foram resfriadas em água à temperatura ambiente. Após o fim do experimento, para determinar o tempo de solubilização, as amostras foram preparadas e analisadas via MEV para caracterizar as microestruturas resultantes de cada tempo de permanência.

Para determinar o tempo do tratamento térmico de envelhecimento, utilizou-se seis amostras que permaneceram por tempos diferentes na temperatura de 175 °C. Em seguida foram resfriadas em água à temperatura ambiente. O passo seguinte foram os ensaios de dureza Brinell para determinar o tempo ideal de envelhecimento, de acordo com os valores de dureza que proporcionaram.

O aquecimento das amostras foi realizado em um forno à vácuo da marca EDG, onde as amostras foram colocadas com o mesmo já na temperatura adequada. A Figura 4.12 mostra o forno utilizado para realização dos tratamentos térmicos.



Figura 4.12 - Forno utilizado para realização dos tratamentos térmicos.

#### 4.8 Caracterização mecânica

Para determinar as propriedades mecânicas da liga conformada por spray e extrudada à quente, foram realizados ensaios mecânicos de dureza Brinell e tração, comparando-se, posteriormente, os valores obtidos com aqueles encontrados na literatura.

O ensaio de dureza Brinell foi realizado com uma esfera de diâmetro 2,5 mm, e carga de 32,5 Kg aplicada por 15 segundos [8]. Foram realizadas um total de 16 indentações em cada corpo de após o envelhecimento. A preparação dos corpos de prova para realização dos ensaios de dureza seguiu a sequência de lixas com granulometria de 120 a 600. Devido à dimensão dos corpos de prova, as 16 indentações foram realizadas em duas etapas: na primeira foram realizadas 4 indentações em cada lado das amostras, totalizando 8 indentações; na segunda etapa lixou-se a superfície até que as impressões da primeira etapa desaparecessem completamente, e, na sequência, realizou-se mais 8 indentações, sendo 4 de cada lado novamente. A Figura 4.13 mostra um corpo de prova utilizado para ensaio de dureza Brinell, indicando as indentações.



Figura 4.13 – Corpo de prova para ensaio de dureza da liga conformada por spray e extrudada à quente.

O ensaio de tração foi realizado em uma máquina universal de ensaios mecânicos da marca Instron 5500 R, localizada no laboratório de ensaios mecânicos do (DEMa-UFSCar), com uma célula de carga de 500 Kgf, mostrada na Figura 4.14. Os dados do ensaio foram coletados com a ajuda do software Blue Hill.



Figura 4.14 – Máquina universal de ensaios mecânicos utilizada para ensaios de tração.





## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Caracterização microestrutural da liga recebida

A Figura 5.1 mostra a microestrutura de duas amostras retiradas da liga 6061 como recebida, com e sem ataque, onde fica evidente a estrutura bruta de fusão do material, e a morfologia tipo escrita chinesa que é característica da fase  $\alpha$  formada ao final da solidificação.

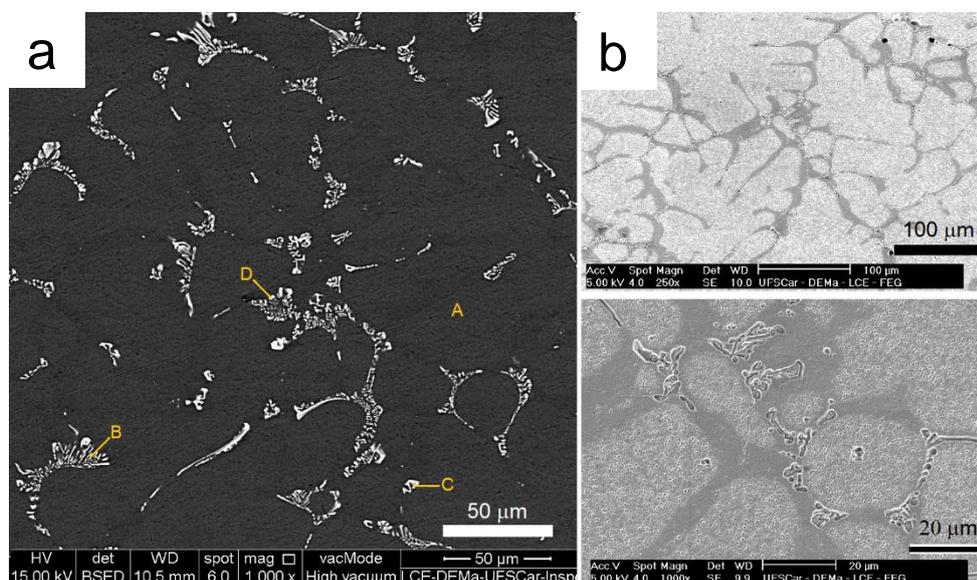


Figura 5.1 – Microestrutura da liga 6061 como recebida; (a) Indicando os pontos onde foram realizadas as microanálises via EDS, amostra sem ataque; (b) amostra atacada evidenciando a estrutura dendrítica da liga 6061 com recebida, com dois aumentos distintos.

Ao analisar a Figura 5.1 é possível identificar que a liga recebida encontra-se com sua estrutura bruta de fusão (colunar/dendrítica), dando indícios de que a liga não passou por nenhum processo de conformação mecânica após a sua fusão. Essa estrutura colunar/dendrítica é a principal estrutura encontrada em ligas de alumínio fundidas, e ocorre devido à existência de instabilidades geradas na frente de solidificação. Essas instabilidades são extremamente dependentes de um gradiente térmico existente no líquido, e da velocidade de crescimento do sólido. A existência de

uma região preferencial de crescimento por conta de mecanismos de extração de calor também colaboram para a formação desse tipo de estrutura [9].

Em relação a composição química das fases encontradas, a Figura 5.1 a mostra os pontos A, B, C e D, onde foram realizadas as microanálises via EDS e as composições nos respectivos pontos estão apresentadas na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 Composição da fase  $\alpha$  encontrada na microestrutura da liga recebida.

(%at)	Al	Fe	Mn	Si
A	97.1	0.3	0.65	0.8
B	78.9	5.73	5.64	7.33
C	80.75	7.21	4.22	7.26
D	83.88	5.64	3.66	6.08

A microanálise via EDS constatou a presença de Mn em conjunto com Al, Fe e Si na fase encontrada, o que em associação com a morfologia tipo escrita chinesa, permite deduzir que trata-se da fase  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(FeMn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>, formada ao final da solidificação.

De acordo com a análise química realizada na sucata recebida (vide Tabela 4.1), é possível perceber que o teor de manganês está muito elevado para os limites da liga 6061. Um dos objetivos de se adicionar manganês a ligas de alumínio, é diminuir os efeitos prejudiciais do ferro, sendo que o teor de manganês deve ser 50% do teor de ferro, e neste caso o teor de manganês é equivalente ao de ferro. Outra característica do manganês é facilitar a formação da fase  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(FeMn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> que possui estrutura cristalina cúbica, podendo assim inibir a formação da fase  $\beta$ . Foi o que mostrou a microanálise feita por EDS (vide Tabela 5.1), onde não foi encontrada nenhuma fase com composição aproximada à de  $\beta$ . Simulações da solidificação da liga 6061 conforme recebida foram realizadas por meio da termodinâmica computacional. O gráfico da evolução da solidificação está mostrado na Figura 5.2.

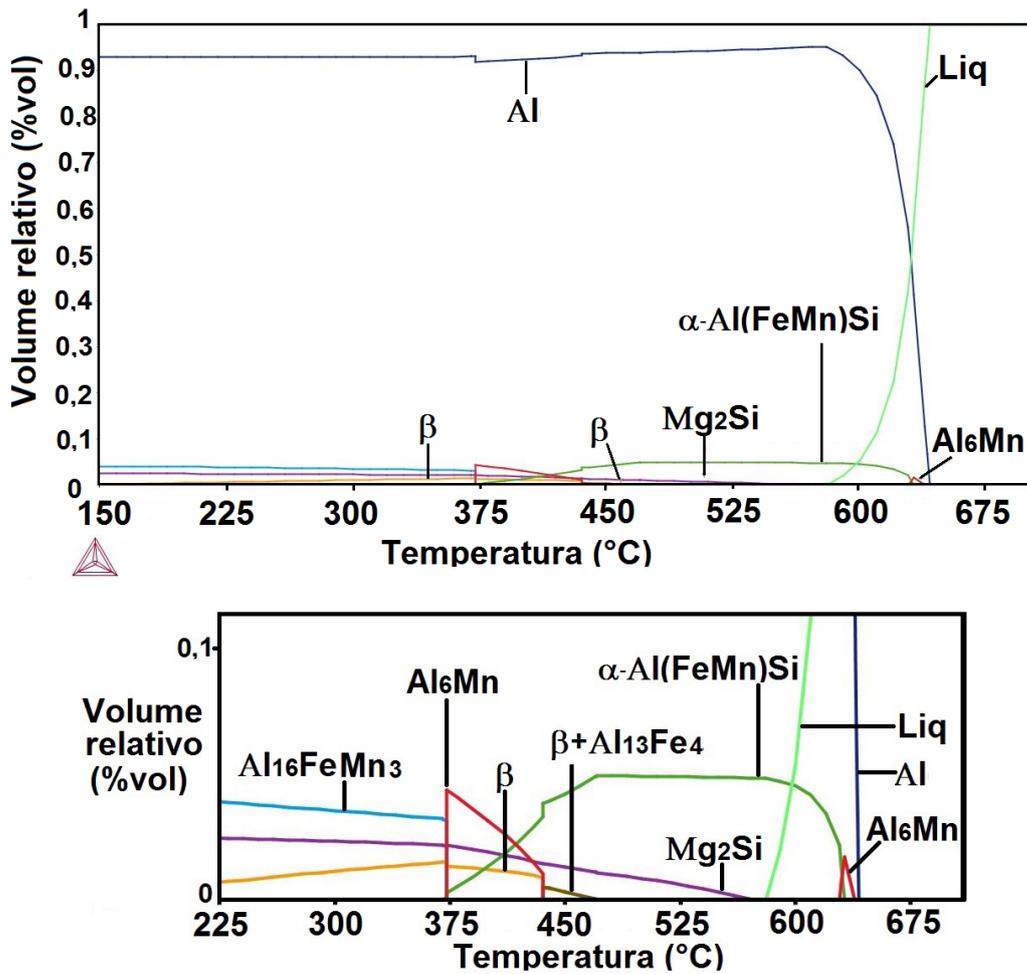


Figura 5.2 – (a) Gráfico da evolução da solidificação com destaque para as temperaturas de formação das respectivas fases presentes na liga 6061 conforme recebida (vide tabela 4.1). Gráfico obtido via simulação termodinâmica.

Outra simulação da solidificação da liga recebida também foi realizada, porém, desta vez, com o teor de Mn reduzido para 0,15 %p (máximo para composição comercial), e o gráfico da evolução da solidificação está mostrado na Figura 5.3.

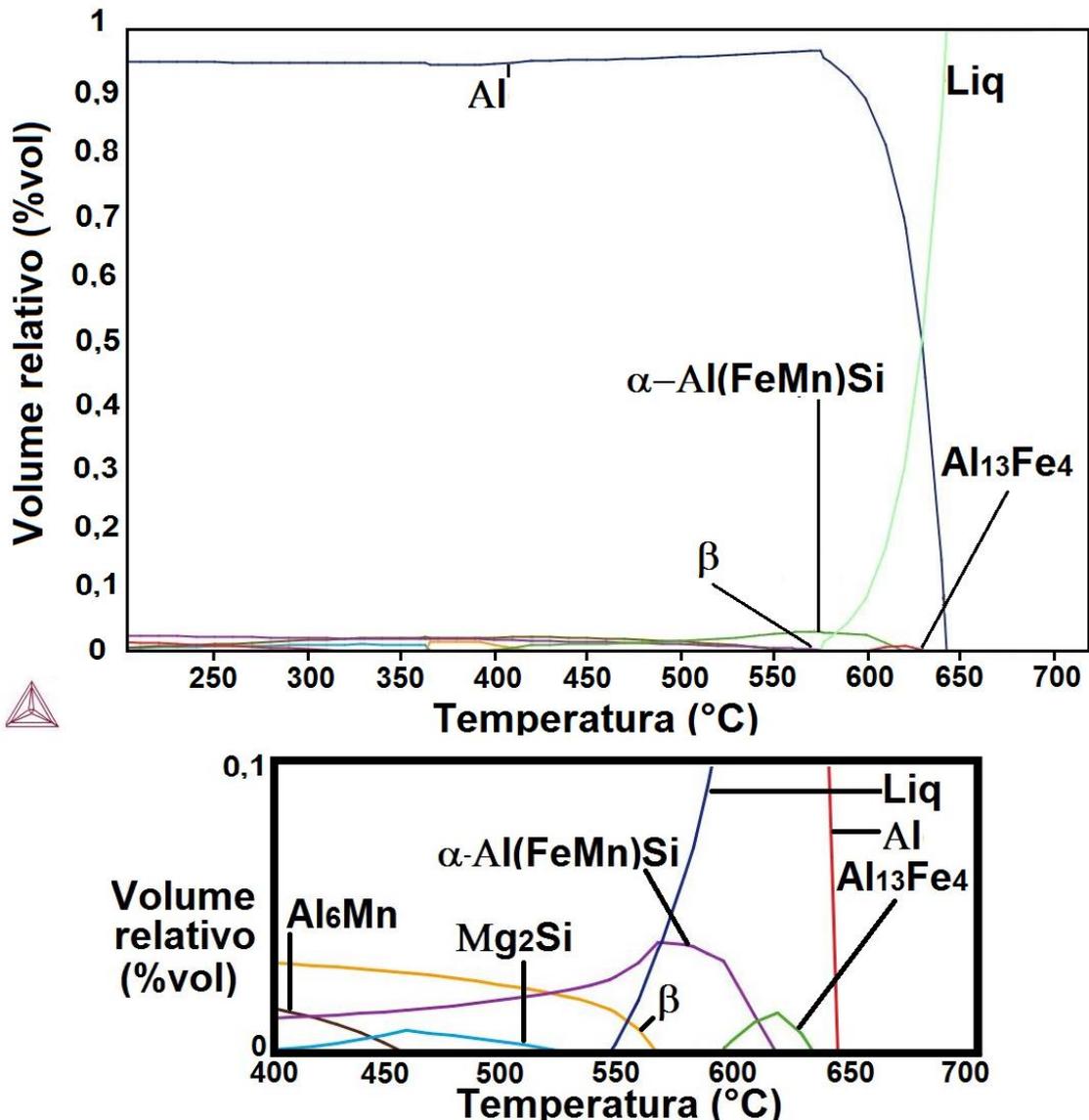


Figura 5.3 – (a) Gráfico da evolução da solidificação com destaque para as temperaturas de formação das respectivas fases presentes na para a composição da liga como recebida (vide tabela 4.1), no entanto, com o teor de Mn reduzido para dentro da composição comercial (0,15 %p Mn). Gráfico obtido via simulação termodinâmica.

Esses gráficos mostrados nas Figuras 5.2 e 5.3 ajudam a identificar o efeito que o Mn pode causar durante a solidificação na formação dos intermetálicos  $\alpha$  e  $\beta$  durante a solidificação da liga 6061. Comparando as duas Figuras, é possível identificar que o teor relativamente alto de Mn presente na liga recebida (0,36 %p Mn, Figura 5.2), faz com que aumente o volume da fase  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(FeMn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> em contato com o líquido durante a solidificação, e reduz a temperatura de início da formação da fase  $\beta$ , fazendo com que a mesma seja mais baixa em relação ao gráfico mostrado na Figura 5.3 para 0,15 %p de Mn. Ao reduzir a temperatura de início da transformação do intermetálico  $\beta$  durante o resfriamento da liga 6061, automaticamente o Mn produz um retardamento da formação de  $\beta$ , onde em situações fora do equilíbrio não haveria tempo suficiente para que a precipitação de  $\beta$  ocorresse. Uma outra mudança observada durante a comparação das Figuras, é na fase que se forma em conjunto com o alumínio primário e o líquido, sendo que para o teor de 0,15%p de Mn essa fase seria Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub>, e aumentando para 0,483 %p de Mn (teor de Mn presente na liga recebida) a fase que se formaria seria Al<sub>6</sub>Mn.

Essas ocorrências durante a solidificação da liga 6061 apresentam coerência com a literatura, onde estudos indicam que o Mn não somente favorece a formação de  $\alpha$  e inibe a formação de  $\beta$ , como evita a formação de outros intermetálicos constituídos por Fe, e assim diminuindo os efeitos deletérios do ferro em ligas de alumínio [22].

Esse teor de Mn relativamente elevado para os padrões da liga 6061 pode ter sido adicionado propositalmente pelo fabricante com o intuito de favorecer a formação da fase  $\alpha$  e evitar a precipitação de  $\beta$  ou de qualquer outro intermetálico diferente de  $\alpha$ .

A Figura 5.2 também mostra as temperaturas de início e término de formação das fases, onde a primeira a se formar seria o alumínio a uma temperatura aproximada de 648 °C, seguido pela formação da fase Al<sub>6</sub>Mn em aproximadamente 635 °C, e por fim, a fase  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(FeMn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> ( $\alpha$  cubica) se formaria a aproximadamente 630 °C, no exato momento em que a fase Al<sub>6</sub>Mn deixaria de existir. Vale ressaltar que apenas essas três fases estariam presentes em conjunto com o líquido para a composição da liga 6061 recebida,

e que a aproximadamente 580 °C a liga estaria totalmente solidificada, e as transformações de fases que ocorrem abaixo dessa temperatura se tornam irrelevantes em condições fora de equilíbrio, por isso não são citadas aqui.

Após a realização de simulações da solidificação da liga 6061 obtidas via termodinâmica computacional, buscou-se comparar as temperaturas de início de formação das fases mostradas na Figura 5.2 para a liga como recebida, com os picos obtidos por meio da análise DSC durante o aquecimento. A Figura 5.4 mostra a curva de DSC para uma amostra retirada da liga como recebida, onde estão indicadas apenas as temperaturas de pico, ou seja, temperaturas onde a transformação se encerra.

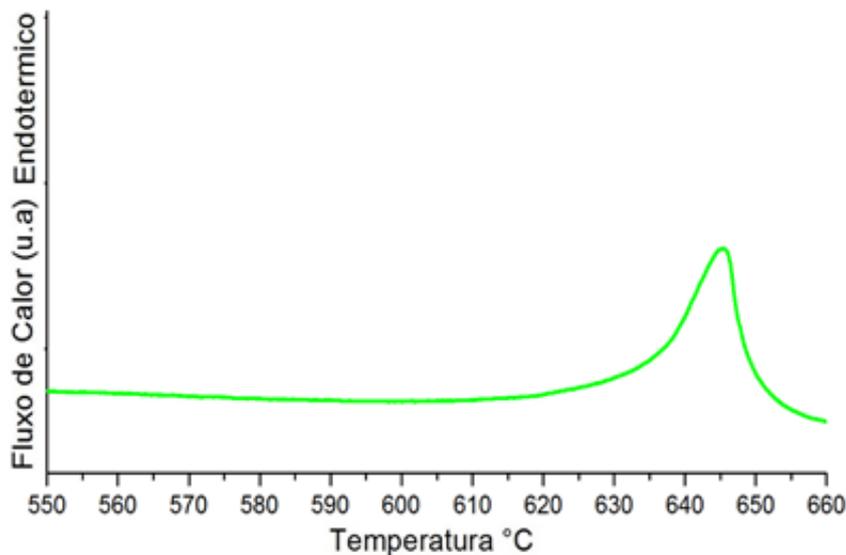


Figura 5.4 - Curva de DSC realizada durante o aquecimento para a liga como recebida.

O único pico observado na Figura 5.4, tem início em aproximadamente 620 °C e termina aproximadamente em 645 °C. Esse pico se refere à fusão total da liga, indicando que a temperatura de transformação da fase encontrada na microestrutura pertence a esta faixa de temperatura. De acordo com a Figura 5.2, que mostra o gráfico da evolução da solidificação da liga como recebida, as fases que se formam nesta faixa de temperatura durante o

resfriamento seriam o alumínio, e a fase  $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$  cubica, que iniciaria a sua formação em aproximadamente 630 °C, e essas duas fases seguiram juntas até o final da solidificação em aproximadamente 580 °C.

Para finalizar a caracterização da microestrutura da liga recebida, realizou-se também uma análise de DRX, porém, os resultados não foram de grande ajuda para a identificação da fase presente, pois, a única fase identificada por este experimento foi o alumínio, como mostra a Figura 5.5, que traz o padrão de DRX obtido.

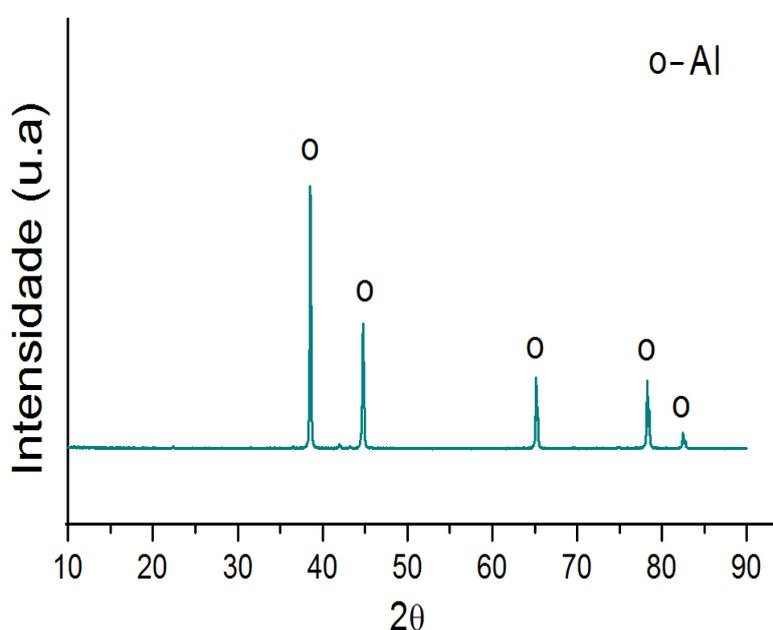


Figura 5.5 – Padrão de DRX da liga recebida indicando os picos da fase encontrada.

No entanto, como as imagens obtidas via MEV indicam a presença de uma segunda fase na microestrutura do material da sucata, e esta fase não foi identificada pela DRX, entende-se que a fração volumétrica desta fase é inferior a 5%, que é a fração volumétrica mínima para que uma fase seja detectada pelo DRX.

A morfologia tipo escrita chinesa, e a composição química da fase encontrada (AlFeSi com certo teor de Mn), juntamente com a simulação da solidificação em comparação com a curva de calorimetria diferencial de

varredura, indica que a fase encontrada na microestrutura da sucata trata-se da fase  $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ .

### 5.1.1 Adição de Ferro

Após a caracterização da liga recebida, foi tomada a decisão de se adicionar ferro para simular uma condição de alto grau de contaminação. A Figura 5.6 mostra um gráfico obtido via simulação termodinâmica computacional que traz as quantidades de fases em função do teor de ferro para a composição da liga recebida, com destaque para as principais fases formadas na temperatura de solidificação total da liga.

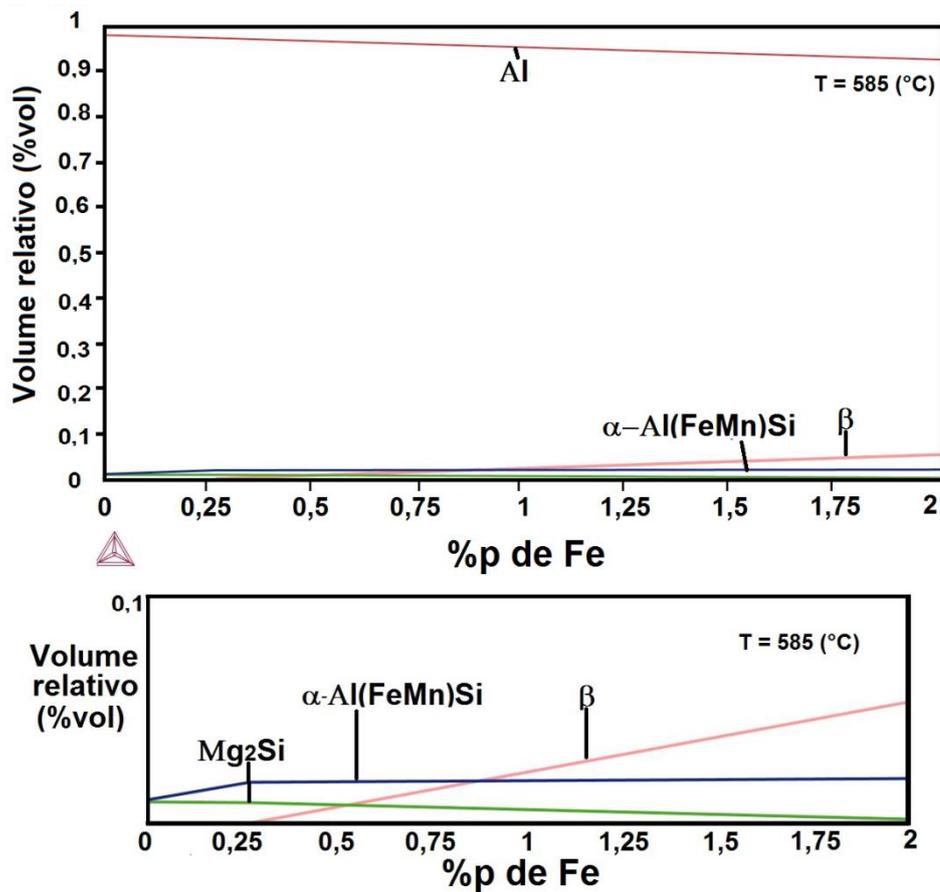


Figura 5.6 – Fases presentes para a composição da liga recebida, em função do teor de ferro, com destaque para as fases formadas em seus respectivos teores de ferro. Gráfico obtido via simulação termodinâmica.

Ao analisar o gráfico mostrado na Figura 5.6 é possível identificar que a adição de ferro favorece a formação da fase  $\beta$ , ficando mais claro no momento em que o teor de ferro ultrapassa 0,8 % p, fazendo com que o volume da fase  $\beta$  seja maior que o volume de  $\alpha$  a partir desse ponto. O gráfico mostrado na Figura 5.6 ajudou a determinar a quantidade de ferro adicionada antes do processamento. Foi adicionado 1 % p de ferro na liga recebida que inicialmente possuía 0,34 %p de ferro, transformando-a em um modelo da liga 6061. Após a adição de ferro a liga 6061 modificada foi processada.

## **5.2 Caracterização da microestrutura da liga 6061 modificada e processada**

O primeiro objetivo foi identificar e analisar as fases presentes na microestrutura do depósito, bem como suas composições e morfologia. Em seguida foi feita uma comparação da microestrutura obtida via CS, com microestruturas da mesma liga processada por diferentes processos em diferentes taxas de resfriamento, tornando possível averiguar quais os tipos de fases que poderiam se formar em diferentes condições de processamento. A Figura 5.7 mostra a microestrutura do modelo da liga processada por CS com a presença de uma fase com morfologia arredonda nos contornos de grão, totalmente diferente daquela presente na liga como recebida.

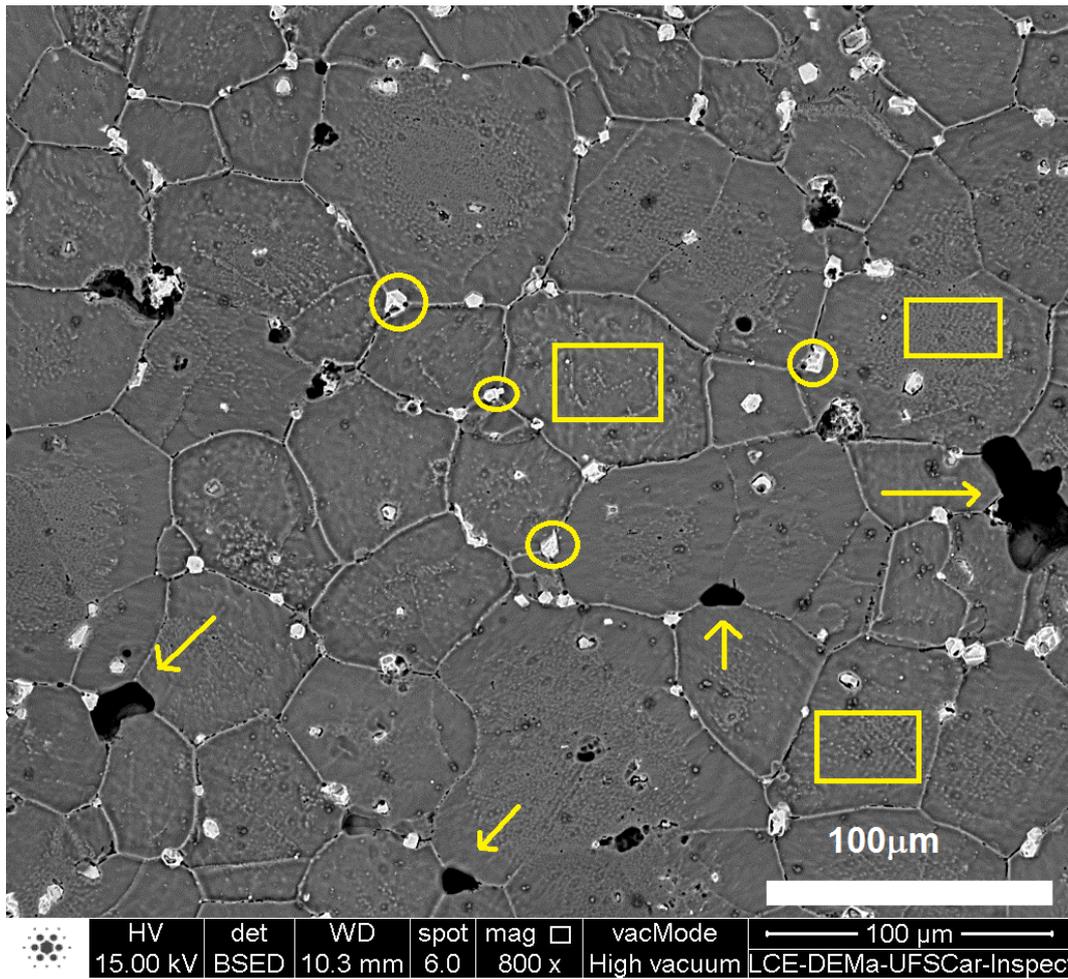


Figura 5.7 – Microestrutura da liga 6061 modificada e processada por CS.

Na figura 5.7, é possível identificar alguns pontos evidenciados por círculos, retângulos e setas, que correspondem respectivamente às, fases presentes nos contornos dos grãos equiaxiais, segregação de Mg e Si no interior dos grãos equiaxiais, e porosidade. A Figura 5.8 mostra a microestrutura da liga 6061 modificada e processada via CS em comparação com a microestrutura da liga como recebida, antes da adição de ferro.

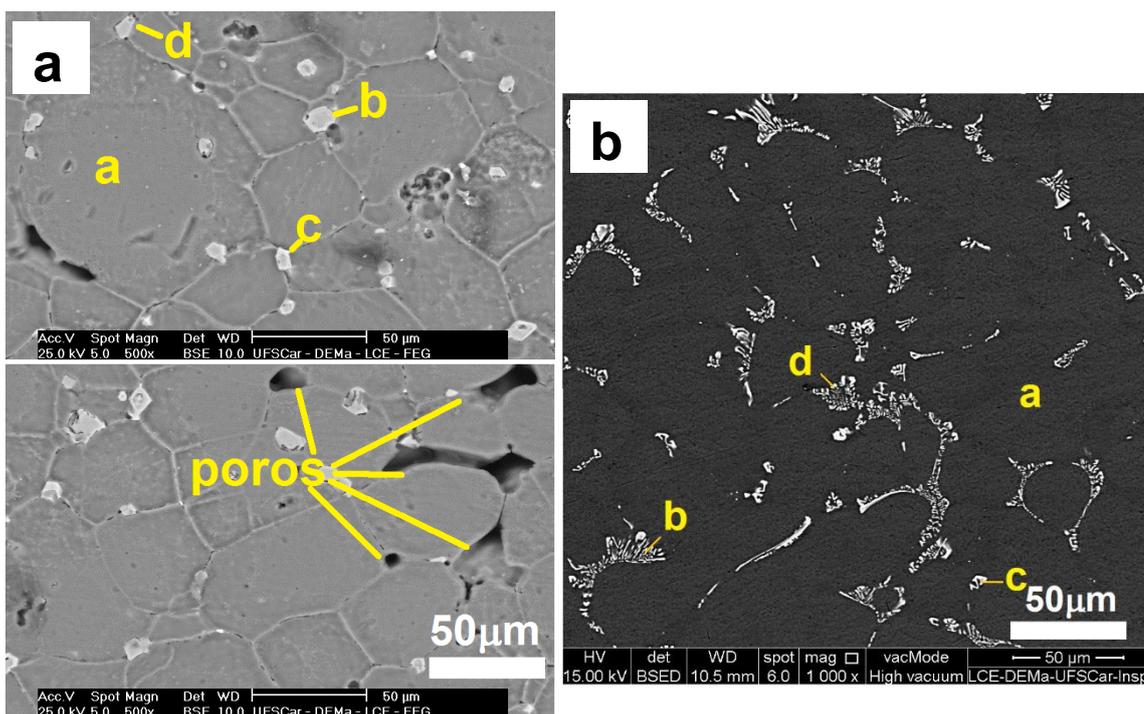


Figura 5.8 - Microestrutura da liga processada via CS comparada com a microestrutura da liga como recebida, antes da adição de ferro; (a) liga processada por spray; (b) liga como recebida.

Analisando essas imagens, fica evidente a diferença na morfologia das fases presentes antes e depois do processamento, onde a fase presente na microestrutura da liga conformada por spray apresentou morfologia poliedral com certo teor de manganês em sua estrutura. Não foi encontrada nenhuma fase com morfologia assimétrica, nem a fase  $\beta$  que foi mostrada pela simulação termodinâmica computacional. Vale lembrar que a termodinâmica computacional considera apenas a condição de equilíbrio, muito difícil de reproduzir na prática, e esse fato pode ter sido predominante para a ausência de  $\beta$ . A Figura 5.8 também mostra os pontos específicos onde foram realizadas as microanálises na microestrutura do depósito, e liga como recebida. As respectivas composições desses pontos estão mostradas na Tabela 5.2.

Tabela 5.2 - Composições dos pontos indicados nas Figuras 5.8 (a) e (b).

Liga processada por CS (a)						Liga como recebida (b)				
%at	Al	Fe	Mn	Si		%at	Al	Fe	Mn	Si
a	97.5	0.17	0.16	0.49		a	97.1	0.3	0.65	0.8
b	81.85	8.12	1.9	6.49		b	78.9	5.73	5.64	7.33
c	83.07	6.81	1.67	6.52		c	80.75	7.21	4.22	7.26
d	76.44	8.38	3.07	7.98		d	83.88	5.64	3.66	6.08

Apesar da diferença de morfologia entre as fases presentes na microestrutura do depósito e da liga como recebida, nota-se que as fases são constituídas pelos mesmos elementos Al, Fe, Mn, e Si. Essa constatação, levanta uma discussão no sentido de que pode se tratar da fase  $\alpha$  cúbica, porém, formadas em diferentes estágios da solidificação.

Com o objetivo de melhor analisar a influência da adição de ferro na liga 6061, realizou-se o processamento da liga modificada por mais dois processos distintos com o objetivo de comparar as microestruturas resultantes.

A Figura 5.9 mostra a microestrutura da liga 6061 modificada obtida na solidificação em coquilha de cobre (CC), e os pontos onde foram realizadas as análises por EDS.

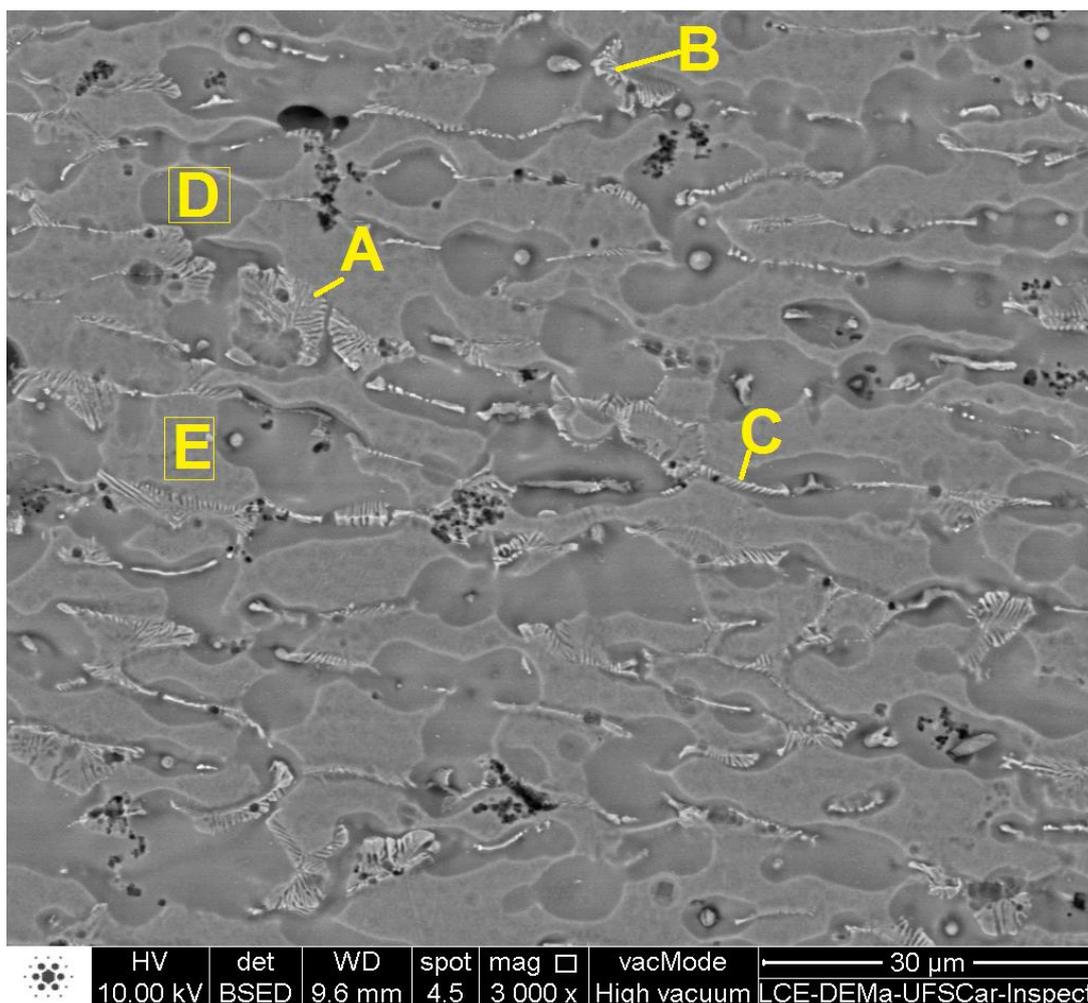


Figura 5.9 - Microestrutura da liga solidificada em coquilha de cobre, indicando os pontos onde foram realizadas as análises via EDS.

Observando a Figura 5.9 é possível identificar que não houve a formação de grãos equiaxiais como na liga conformada por spray, e nota-se também, uma fase com morfologia do tipo escrita chinesa, que está indicada pela letra A na Figura 5.9. As composições dos pontos onde foram realizadas as microanálises via EDS estão mostradas na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 - Composição dos pontos mostrados na Figura 5.9.

%at	Al	Fe	Mn	Si
A	87.1	5.1	3.8	3.2
B	89	4.7	2.4	3.6
C	91	4.3	2.9	2.8
D	94.4	1.8	1.1	1.7
E	97.4	0.3	0.7	0.6

A microanálise realizada via EDS detectou a presença dos elementos que compõe a fase  $\alpha$  cubica (Al, Fe, Mn, e Si). Assim como na Conformação por Spray, não foi encontrada nenhuma fase com morfologia ou composição equivalente a fase  $\beta$ , e a comparação entre a microestrutura obtida em CC com a obtida em CS, está mostrada na Figura 5.10.

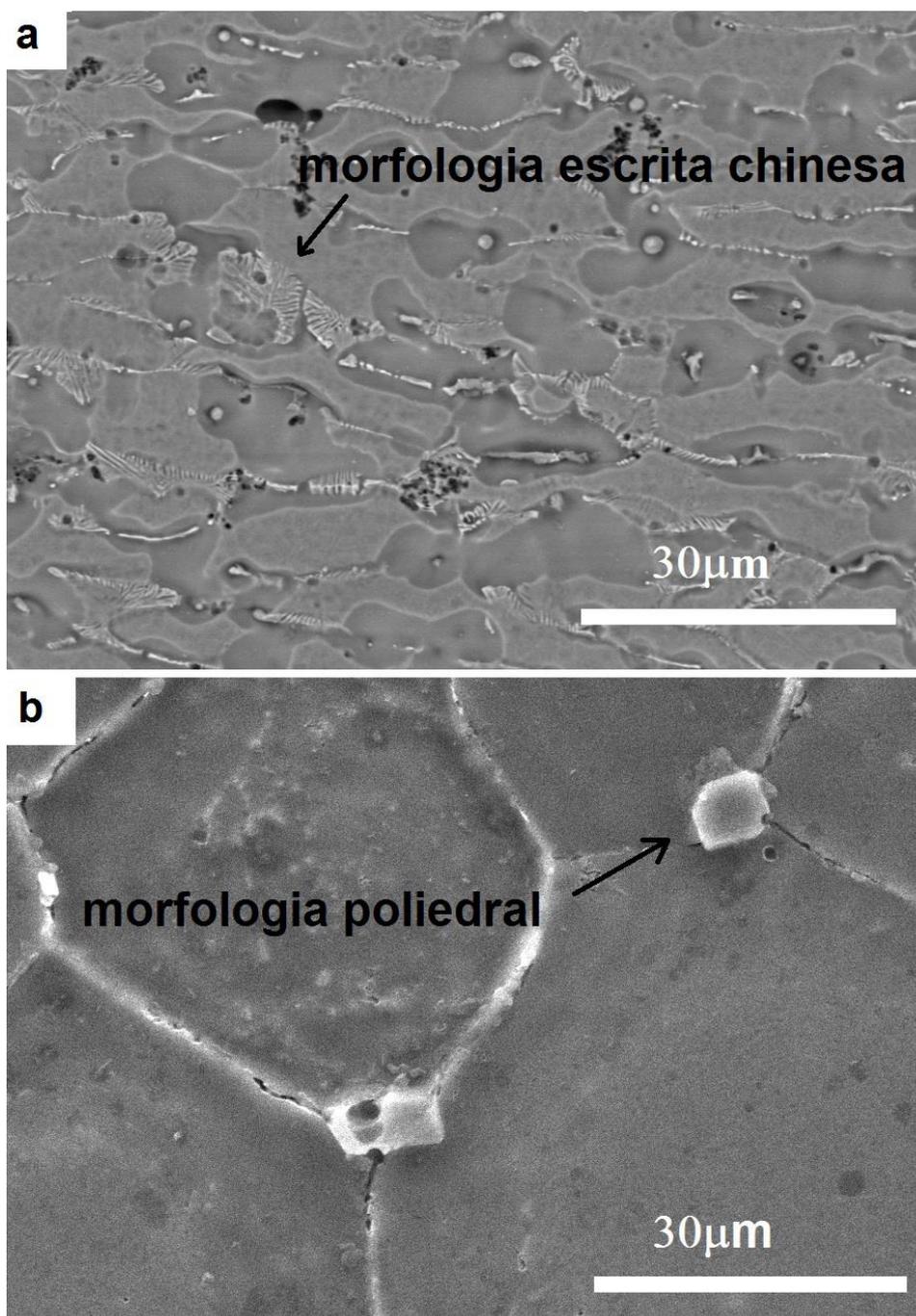


Figura 5.10 – Comparação da microestruturas obtidas via CS e CC; (a) microestrutura solidificada em coquilha de cobre, e (b) microestrutura obtida por CS.

Analisando a Figura 5.10 fica evidente a diferença entre as microestruturas resultantes, e somente com grandes ampliações foi possível perceber que a morfologia da fase presente na microestrutura da liga processada em coquilha de cobre se assemelha muito com a morfologia da fase  $\alpha$  tipo escrita chinesa presente na microestrutura da liga como recebida.

A microestrutura do material obtido em molde de grafite resfriado ao ar (MG) está mostrada na Figura 5.11, e a composição dos pontos indicados estão mostradas na Tabela 5.4.

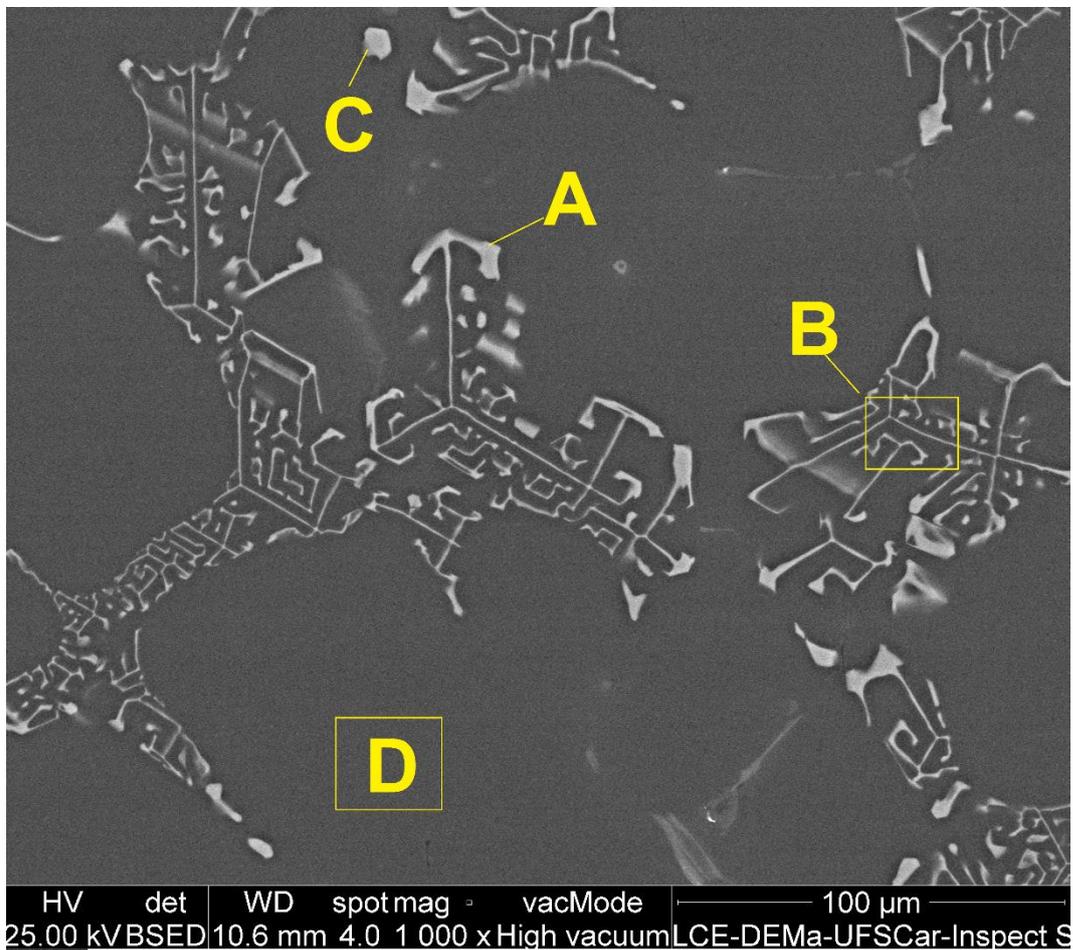


Figura 5.11 - Microestrutura obtida pela solidificação em molde de grafite, indicando os pontos onde foram realizadas as microanálises via EDS.

Tabela 5.4 - Composição dos pontos mostrados na Figura 5.11.

%at	Al	Fe	Mn	Si
A	76.2	8.0	1,9	13.9
B	74.0	12.1	4.0	9.9
C	76.4	10.9	3.7	9.0
D	98.4	0.29	0.6	0.71

Ao observar a Figura 5.11, é possível identificar uma estrutura celular com uma fase de morfologia do tipo escrita chinesa característica da fase  $\alpha$ , que está indicada pela letra B, e analisando a Tabela 5.4 identifica-se que a fase também é constituída por Al, Fe, Mn, e Si. Assim como na conformação por spray e coquilha de cobre, não foi encontrada nenhuma fase com morfologia ou composição equivalente a fase  $\beta$  na microestrutura obtida por esse processo. A Figura 5.12 permite a comparação das microestruturas da liga 6061 modificada obtidas por MG e CS.

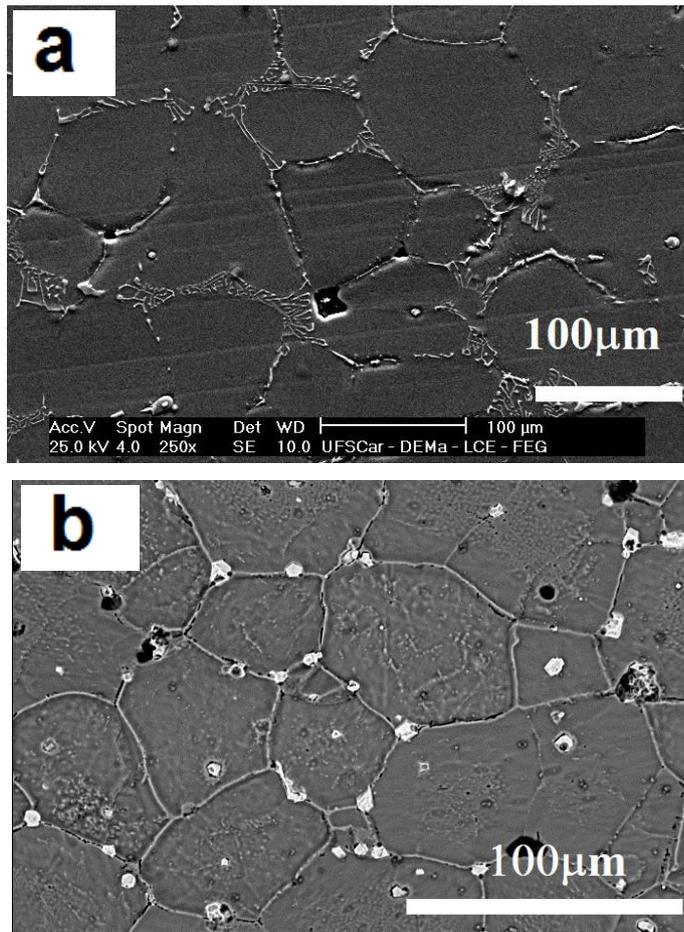


Figura 5.12 – Comparação da microestruturas do modelo da liga 6061. (a) processada por MG; (b) conformada por spray.

Como relatado anteriormente, as fases encontradas em ambos os processos são constituídas por Al, Fe, Mn, e Si, podendo se tratar da fase ( $\alpha$ - $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ ) que possui estrutura cristalina cúbica, porém, formada em diferentes estágios da solidificação. Para verificar melhor tal possibilidade, foram realizados ensaios de DSC buscando identificar e visualizar as temperaturas de fusão de cada uma das fases presentes em cada um dos processos, e os resultados também indicam que pode se tratar da mesma fase, pois as temperaturas de fusão das fases também são equivalentes para ambos os processos, como mostra a Figura 5.13 que traz o gráfico com os picos endotérmicos das fases para cada processo em comparação com o pico observado para a liga como recebida, antes da adição de ferro.

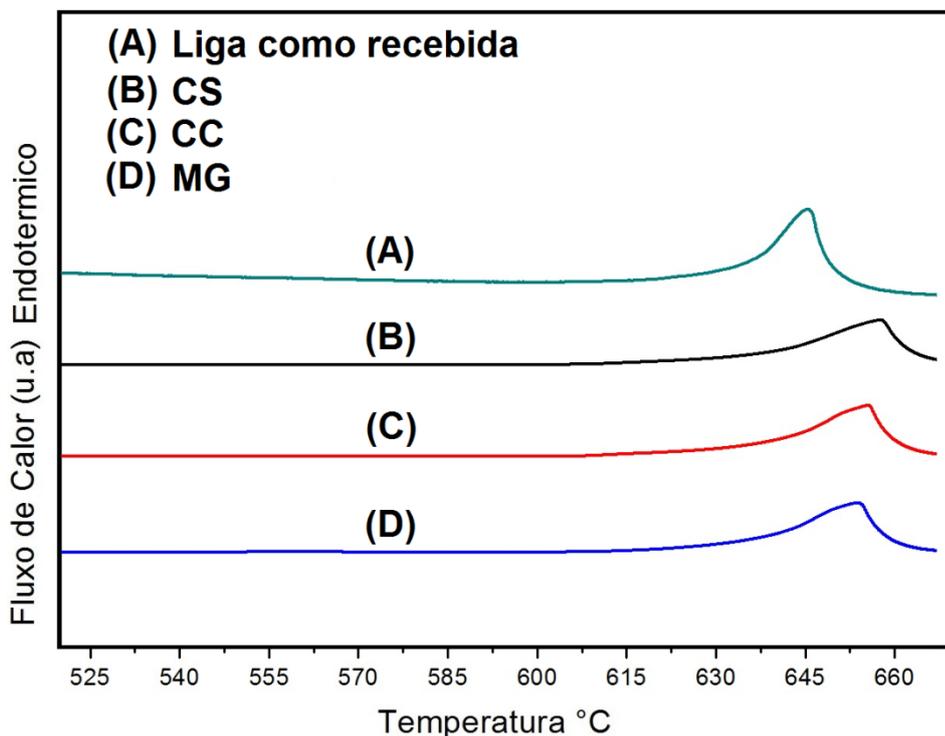


Figura 5.13 – Comparação das curvas DSC, realizadas durante o aquecimento para amostras da liga como recebida, depósito, coquilha de cobre e molde de grafite.

Fica evidente o único pico presente para os três processos tendo início aproximadamente a 625 °C, e terminando com a liga totalmente fundida a aproximadamente 655 °C. Este fato é muito comum em metais de alta pureza, mas nesse caso específico que conhecemos a composição, e tendo em vista a presença de uma segunda fase na microestrutura dessa liga, esse acontecimento indica que a fase secundária presente na microestrutura da liga processada possui temperatura de início e término de transformação entre 625 e 655, ou seja, sua transformação ocorre junto com a fusão total da liga, dificultando a identificação do pico endotérmico pelo equipamento de DSC. Em comparação com a curva de DSC da liga como recebida, houve um aumento na temperatura de início e término de transformações de fases para a liga processada, e também na temperatura de fusão total da liga como, o que se deve ao fato da adição de ferro antes do processamento.

Após a análise da Figura 5.13 buscou-se correlacionar as curvas obtidas na análise de DSC, com as temperaturas de transformações de fases indicadas por gráficos obtidos via simulação termodinâmica computacional. A Figura 5.14 mostra um gráfico com o caminho de solidificação da liga processada em função da temperatura.

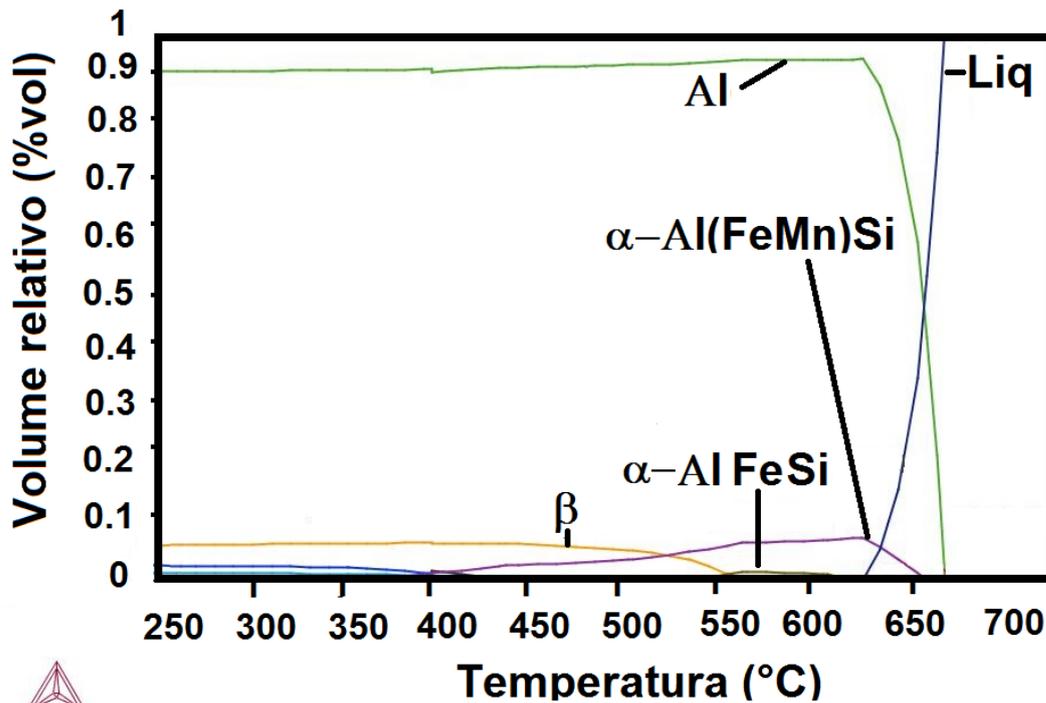


Figura 5.14 - Evolução das fases em função da temperatura para a liga processada. Gráfico obtido via simulação termodinâmica.

O gráfico da evolução das fases em função da temperatura indica que em condição hipotética de equilíbrio, aquelas que poderiam estar presentes em conjunto na faixa de temperatura entre 600 e 650°C, seriam o alumínio e as fases:  $\alpha$ -Al(FeMn)Si, e  $\alpha$ -AlFeSi.

Após a investigação das temperaturas de fusão dessas fases, foi realizado um mapeamento qualitativo da distribuição dos principais elementos de liga presentes na liga 6061 modificada, com o objetivo de analisar a distribuição dos mesmos nas microestruturas obtidas pelos três processos, principalmente os elementos que compõe as fases  $\alpha$ . Esse mapeamento foi

realizado por MET, e está mostrado nas Figuras 5.15, 5.16 e 5.17, para conformação por spray, molde de cobre e molde de grafite respectivamente.

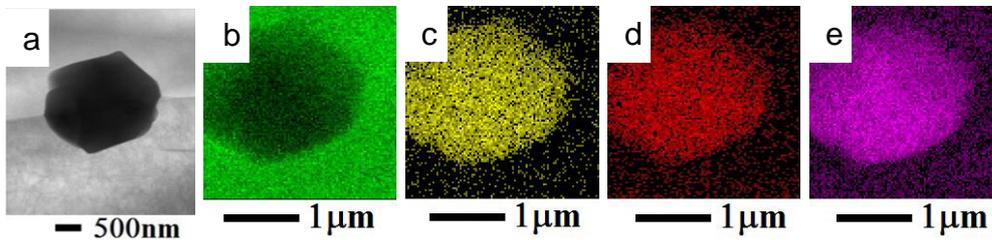


Figura 5.15 – Mapeamento qualitativo dos elementos que compõem a fase  $\alpha$ -Al(FeMn)Si. (a) Morfologia da fase encontrada na microestrutura da liga processada por CS, imagem obtida por MET; (b) distribuição do alumínio; (c) distribuição do ferro; (d) distribuição do manganês; e (e) distribuição do silício.

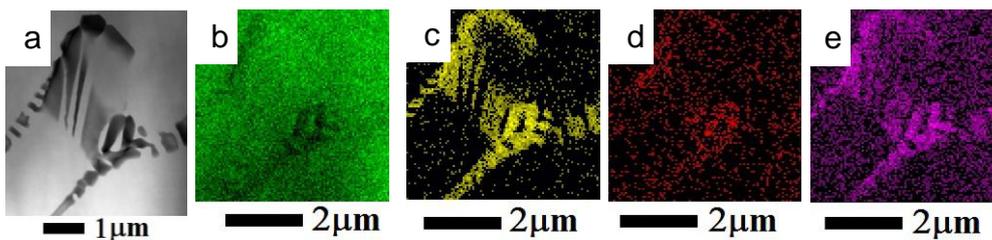


Figura 5.16 – Mapeamento qualitativo dos elementos que compõem a fase  $\alpha$ -Al(FeMn)Si. (a) Morfologia da fase encontrada na microestrutura da liga processada por CC, imagem obtida por MET; (b) distribuição do alumínio; (c) distribuição do ferro; (d) distribuição do manganês; e (e) distribuição do silício.

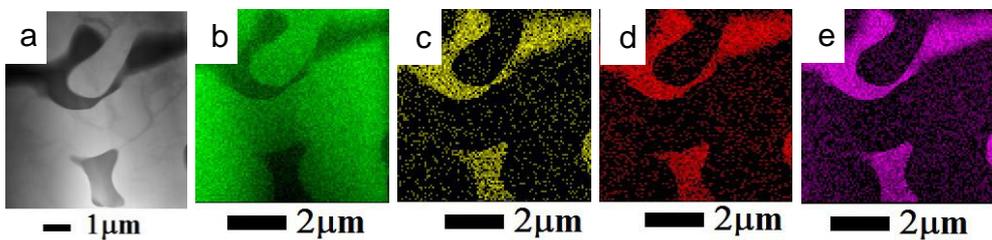


Figura 5.17 – Mapeamento qualitativo dos elementos que compõem a fase  $\alpha$ -Al(FeMn)Si. (a) Morfologia da fase encontrada na microestrutura da liga processada por MG, imagem obtida por MET; (b) distribuição do alumínio; (c) distribuição do ferro; (d) distribuição do manganês; e (e) distribuição do silício.

Ao analisar as Figuras 5.15, 5.16 e 5.17, nota-se que, os elementos Al, Fe, Mn e Si, estão distribuídos de acordo com os formatos das respectivas fases. Sendo assim, o mapeamento qualitativo indicou que as fases encontradas para ambos os processamentos são constituídas pelos elementos que compõem a fase  $\alpha$ -cúbica. Vale ressaltar que a fase  $\alpha$  pode apresentar mudança de morfologia de acordo com a temperatura de início de sua formação, sendo poliedral quando primária, e escrita chinesa quando formada ao final da solidificação.

Para finalizar a caracterização das fases encontradas, verificou-se quais eram suas estruturas cristalinas, realizando-se uma análise por meio de um mapeamento de orientação cristalográfica automática de fases por meio da técnica ASTAR, associada ao MET. Por meio desta técnica, foi possível comparar automaticamente a orientação cristalográfica das fases encontradas com padrões de difração presentes na literatura, e foi constatado que para a liga modificada processada por três tipos de processamentos diferentes, as fases encontradas possuem estrutura cristalina cúbica coerente com o padrão cristalino da fase  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> descrito na literatura [38]. A Figura 5.18 mostra imagens obtidas via MET-ASTAR campo claro, e permite comparar as morfologias das fases encontradas na microestrutura da liga 6061 modificada obtida pelos três processos, e a comparação automática dos padrões cristalinos estão mostradas, na sequência, na Figura 5.19, onde o que está em vermelho corresponde ao alumínio, e o que está em verde corresponde a estrutura cristalina coerente com o padrão cristalino da fase  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> (grupo espacial:  $I m \bar{3}$ ; a = 1,256 nm) [38].

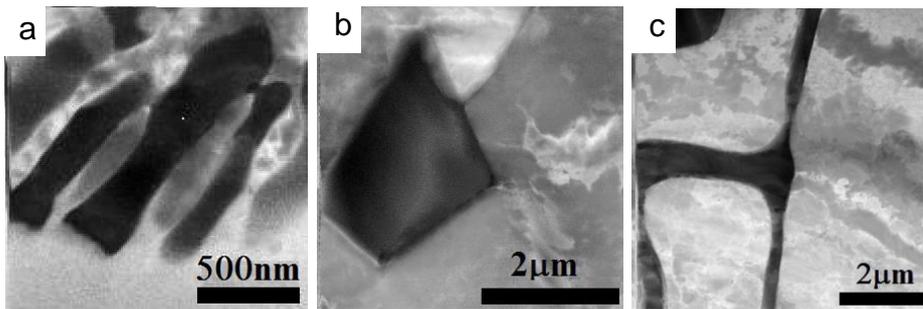


Figura 5.18 Morfologia das fases encontradas na microestrutura da liga 6061 modificada obtida por diferentes tipos de processamentos, imagens realizados MET - ASTAR - campo claro; (a) liga processada por CC, (b) liga processada por CS, e (c) liga processada por MG.

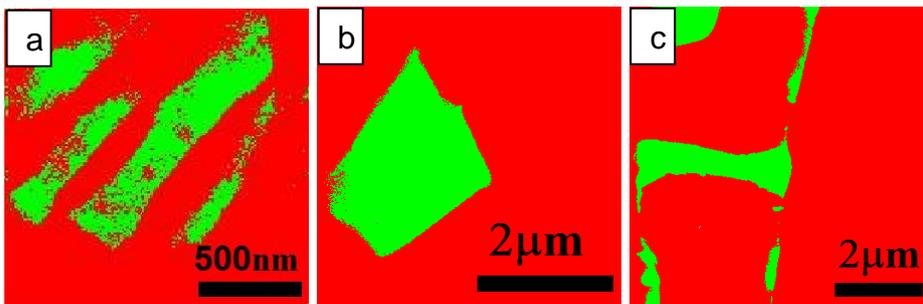


Figura 5.19 - Mapeamento cristalográfico automático de fases, realizado pela técnica ASTAR (vermelho:  $\alpha$ -alumínio; verde:  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>); (a) liga processada por CC, (b) liga processada por CS, e (c) liga processada por MG.

Finalizada a caracterização das fases encontradas na microestrutura da liga modificada, vale ressaltar que, apesar das simulações realizadas via termodinâmica computacional para o modelo da liga 6061 com 1,4 % de ferro, considerarem possível a formação do intermetálico  $\beta$ , não foram encontrados intermetálicos com morfologia de placas, tão pouco fases com composição aproximada à composição de  $\beta$ . As condições de solidificação fora de equilíbrio, e o teor elevado de Mn presente na liga 6061 modificada, com certeza contribuíram para a ausência da fase  $\beta$  na microestrutura obtida por ambos os tipos de processamento. No entanto, o fato mais interessante constatado neste capítulo, foi a capacidade do processo de conformação por spray de modificar o caminho de solidificação da liga 6061, proporcionando

mudança na morfologia da fase  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> presente, fazendo com que a mesma se forme no início da solidificação, alterando assim sua morfologia, de escrita chinesa para poliedral. A formação da fase  $\alpha$  primária pode ser muito interessante do ponto de vista da reciclagem dessas ligas, pois, sua formação pode consumir grande parte, ou até mesmo todo o ferro e silício presentes nas ligas contaminadas, fazendo com que não haja mais Fe e Si disponíveis no líquido para a formação de outros compostos intermetálicos, na sequência da solidificação.

### 5.3 Análise da solidificação do depósito

Conforme dito na revisão feita nesse trabalho, que a cinética de solidificação das gotas que constituem o depósito ocorre em etapas distintas, sendo que uma delas ocorre com elevadas taxas de resfriamento, quando as gotas líquidas entram em contato com o gás iniciando a solidificação e evoluindo durante o voo até se chocar com o depósito, e a outra ocorre já no depósito após a superfície do mesmo alcançar uma temperatura de equilíbrio, porém, com taxas de resfriamento bem mais lentas, onde as gotas maiores e líquidas fornecem energia para que ocorra a refusão parcial das gotas já solidificadas [26, 31]. Com isso, neste trabalho, achou-se por bem, também, analisar a microestrutura das gotas solidificadas durante o voo, para tentar entender melhor o que ocorreu na microestrutura do depósito, analisando a morfologia e a composição das fases presentes no “overspray”, para em seguida compara-las com a fase presente no material do depósito. A Figura 5.20 (a) traz a microestrutura do “overspray”, onde é possível identificar uma fase com morfologia poliedral e outra com morfologia escrita chinesa, ambas característica da fase  $\alpha$ . A Figura 5.20 também permite comparar a microestrutura do pó 5.20 (a), com a microestrutura do depósito 5.20 (b).

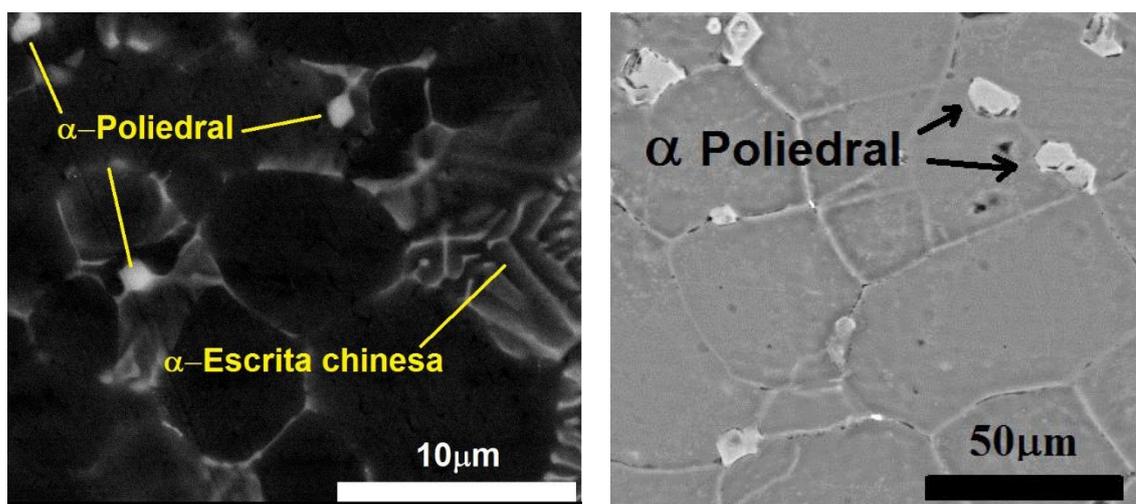


Figura 5.20 - (a) Microestrutura do overspray indicando a presença das fases  $\alpha$ , tipo poliedral, e tipo escrita chinesa; (b) Microestrutura do depósito indicando apenas a fase  $\alpha$  tipo poliedral nos contornos dos grãos equiaxiais.

Assim como já previsto pelo modelo de solidificação para aços [31], o pó apresentou uma estrutura celular/dendrítica devido à alta taxa de resfriamento imposta nesta primeira etapa da solidificação de materiais conformados por spray. Um outro fato que também merece atenção na microestrutura do pó, é a presença de duas fases com morfologias distintas e bem definidas, sendo uma, a morfologia do tipo poliedral que também está presente na microestrutura do depósito, e a morfologia do tipo escrita chinesa formada ao final da solidificação, que, porém, não está presente no depósito.

A Tabela 5.5 traz as composições em % atômica das fases indicadas na Figura 5.20 (a), e, também, nota-se a presença dos elementos Al, Fe, Mn e Si.

Tabela 5.5 – Composição das fases indicadas na Figura 5.20 (a).

%at	Al	Fe	Mn	Si
$\alpha$ escrita chinesa	93,5	3,1	1,2	2,2
$\alpha$ poliedral	89	4,9	2,7	3,4

A ausência da estrutura celular/dendrítica e da fase  $\alpha$  escrita chinesa, juntamente com a presença de grãos equiaxiais com a fase  $\alpha$  poliedral em seus contornos, indica que houve refusão parcial das gotas durante a formação do

depósito, e que a fase com ponto de fusão mais baixo ( $\alpha$  escrita chinesa) foi refundida, ou seja, no depósito não se manteve a mesma microestrutura do pó, permanecendo apenas as fases primárias, nesse caso a fase  $\alpha$  poliedral. A presença de grãos equiaxiais com segunda fase em seus contornos, permite a dedução de que a taxa de resfriamento do depósito se deu de forma relativamente lenta em comparação com o pó, a ponto de permitir a segregação, e o crescimento dos grãos em todas as direções. Estes acontecimentos estão de acordo com o modelo de solidificação para aços conformados por spray [31], e posteriormente aplicado em uma liga de alumínio 319 [26].

#### **5.4 Análise microestrutural após extrusão do depósito**

Como mencionado na revisão da literatura, uma das desvantagens da conformação por spray é a porosidade acentuada encontrada no depósito. Por conta disso, faz-se necessário a realização de processos de conformação mecânica em materiais obtidos via CS [3]. Após a caracterização microestrutural da liga 6061 modificada processada por CS, foi realizada a extrusão à quente desse material com o objetivo de reduzir a porosidade, e verificar a viabilidade de conformação mecânica com a microestrutura presente no depósito. A Figura 5.21 mostra a microestrutura da liga modificada conformada por spray e extrudada à quente.

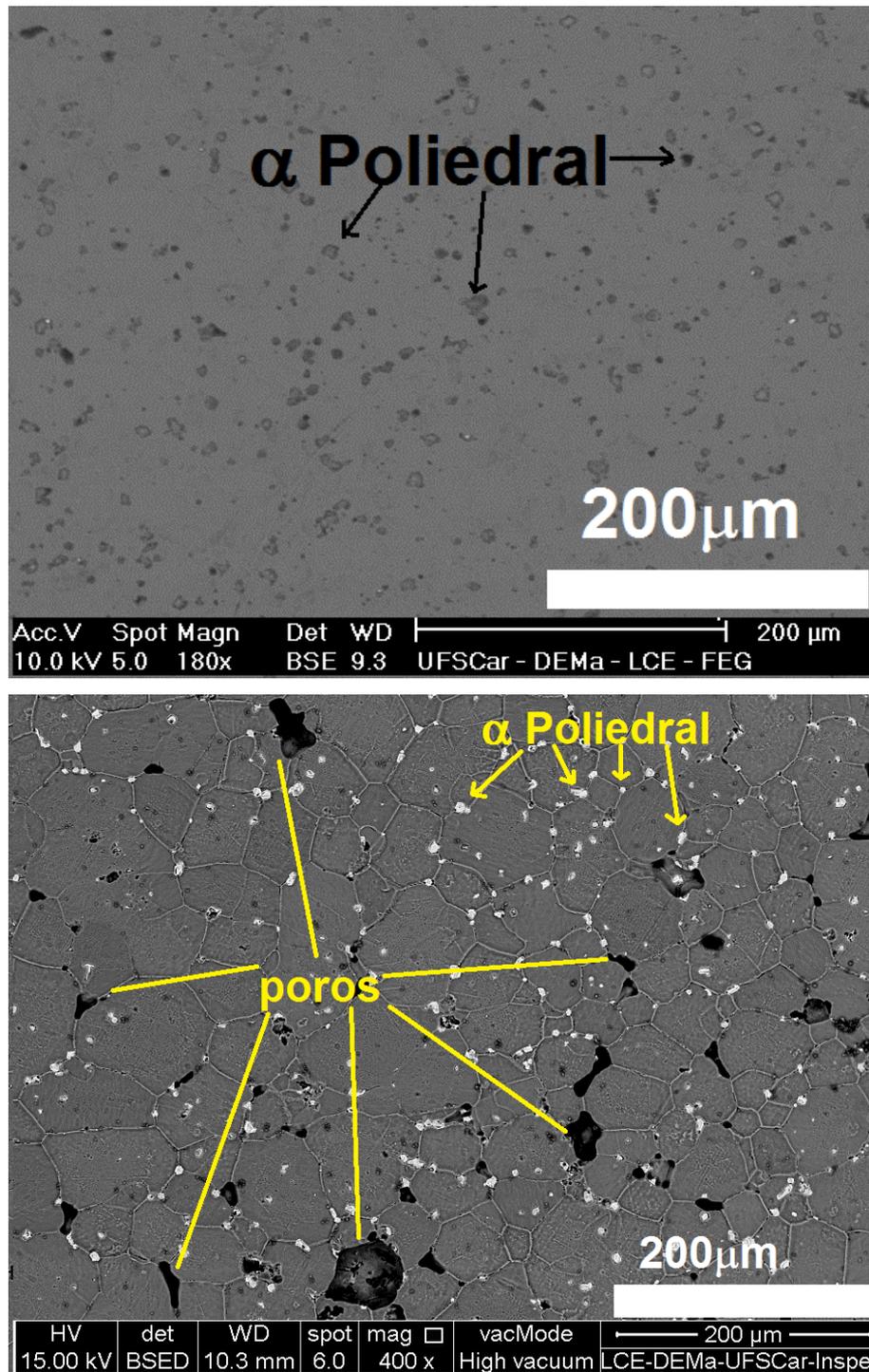


Figura 5.21 - Microestrutura da liga 6061 modificada conformada por spray; (a) extrudada à quente; (b) antes da extrusão.

Ao analisar a Figura 5.21 percebe-se a eficiência do processo de extrusão à quente em reduzir a porosidade, preservando os grãos equiaxiais com a fase  $\alpha$  poliedral presente nos contornos. Apesar da eficiência do

processo de extrusão em reduzir a porosidade, a razão de extrusão utilizada foi relativamente baixa (5:1), não tendo sido suficiente para quebrar os grãos equiaxiais.

## **5.5 Tratamento térmico T6, e propriedades mecânicas da liga 6061 modificada conformada por spray e extrudada à quente**

### **5.5.1 - Solubilização**

O tempo de solubilização foi determinado experimentalmente, onde as amostras permaneceram por diferentes tempos na temperatura de solubilização. Em seguida analisou-se pelo MEV as microestruturas resultantes para verificar se os tempos foram suficientes para eliminar a segregação interna. A Figura 5.22 compara as microestruturas obtidas, antes, e, após a solubilização em diferentes tempos de permanência à uma temperatura de 530 °C.

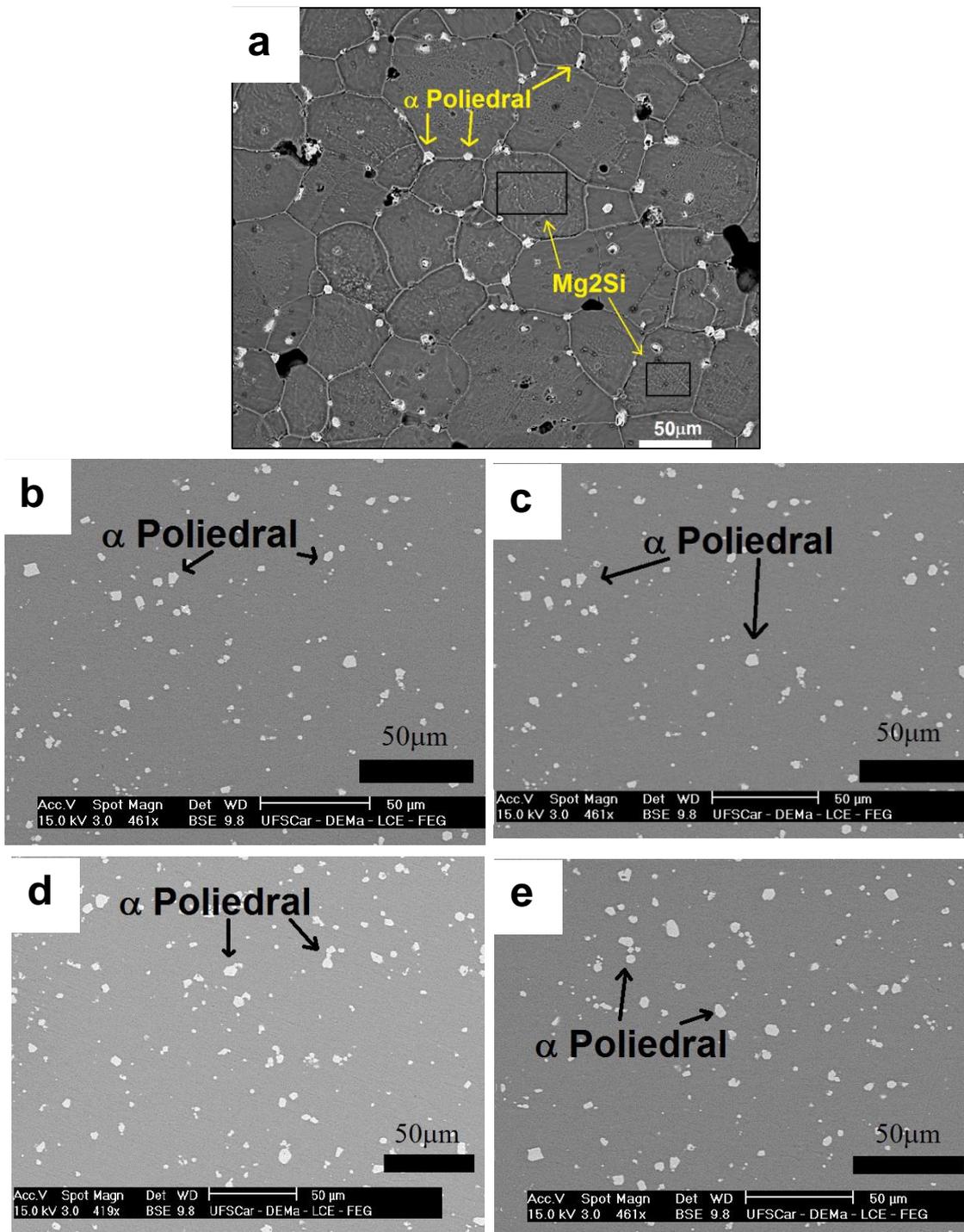


Figura 5.22– Microestrutura da liga modificada; (a) antes da solubilização; (b) solubilizada por 90 min; (c) solubilizada por 4 horas; (d) solubilizada por 8 horas; (e) solubilizada por 12 horas.

Observando a Figura 5.22 nota-se que a temperatura de solubilização não foi capaz de dissolver a fase  $\alpha$  primária formada na liga processada por CS, como já era esperado. No entanto, a segregação no interior dos grãos equiaxiais mostrada a Figura 5.22 (a), foi totalmente eliminada, não estando presente nas amostras solubilizadas, Figuras 5.22 (b), (c), (d) e (e). A microestrutura homogênea obtida pela conformação por spray, permitiu eliminar a segregação de Mg e Si no interior dos grãos com menor tempo de solubilização, tendo em vista que na Figura 5.22 (b), que traz a microestrutura da amostra solubilizada por 90 minutos, tal segregação não está mais presente. Esta constatação pode ser uma vantagem da conformação por spray em relação à outros meios de processamento, pois, ao reduzir o tempo gasto para o tratamento térmico, reduz-se também os custos da fabricação.

Mesmo sabendo que, 90 minutos seriam suficientes para o tratamento térmico de solubilização da liga, os corpos de prova para ensaios de tração foram solubilizados à 530 °C por 4 horas, tempo médio estabelecido na literatura para as ligas da série 6000. O envelhecimento foi realizado à 175 °C por 15 horas, que de acordo com o experimento realizado foi o tempo de permanência que proporcionou maior dureza.

### **5.5.2 Influência do tratamento térmico T6 nos valores de dureza**

Durante a determinação dos parâmetros do tratamento térmico de envelhecimento da liga processada, registrou-se paralelamente os valores de dureza alcançados. A Tabela 5.6 mostra os valores médios de dureza Brinell para a liga solubilizada à 530 °C por 4 horas, com diferentes tempos de envelhecimento à uma temperatura de 175°C.

Tabela 5.6 – Valores médios de dureza Brinell para diferentes tempos de envelhecimento da liga conformada por spray e extrudada à quente, e solubilizada à 530 °C por 4 horas.

Tempo de envelhecimento	3	8	12	15	18	22
Dureza HB	43±2	63±4	69±4	78±3	70±2	66±3

A liga 6061-T6 modificada apresentou um comportamento típico para ligas de alumínio, onde no início do experimento ocorre um aumento na dureza da liga com o aumento do tempo de envelhecimento até atingir um pico, e na sequência ocorre o super-envelhecimento da liga indicado por uma queda no valor da dureza. Esse comportamento está ilustrado na Figura 5.22, que mostra a curva de dureza da liga.

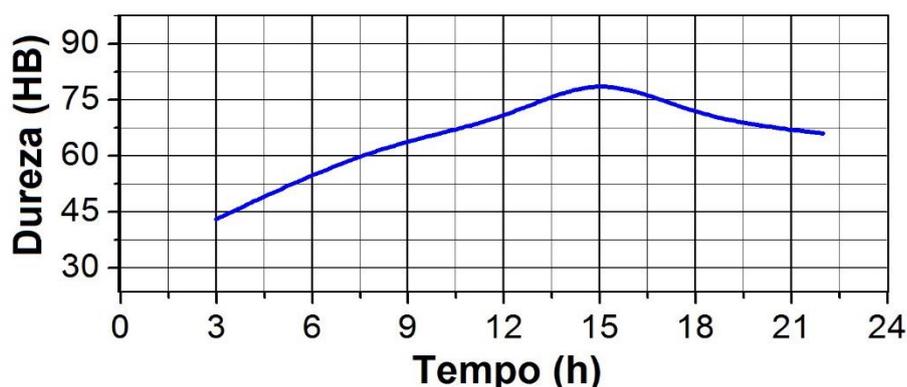


Figura 5.23 - Gráfico da curva obtida no ensaio de dureza Brinell, para diferentes tempos de envelhecimento.

De acordo com o gráfico mostrado na Figura 5.23, o pico de dureza para a liga 6061 modificada foi em 77 HB, alcançado com 15 horas de envelhecimento, e após esse tempo observou-se o super-envelhecimento provocando a queda de dureza medida na amostra envelhecida por tempos superiores a 15 horas. O pico de dureza alcançado mostrado na Figura 5.23, é relativamente baixo em comparação com os valores de dureza para a liga 6061 apresentado na literatura, e da liga recebida, respectivamente 95, e 97 HB. No entanto, ao comparar os valores de dureza da liga 6061 modificada-T6 processada, com valores de dureza de outras ligas da série 6000, encontrou-se

algumas ligas com valores de dureza bem próximos, como por exemplo a liga 6463-T6 que apresenta um valor de dureza de 74 HB [8, 13]. Esta alteração nos valores de dureza da liga 6061-T6 modificada pode estar relacionada à alteração da composição química da liga (vide Tabela 4.1), onde nota-se que houve uma redução considerável no teor de Mg durante o processamento. Outro fato que merece destaque é a formação da fase  $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$  primária, com morfologia do tipo poliedral, que reteve grande parte do silício presente na liga em altas temperaturas. Sendo assim, pode se deduzir que não houve silício e magnésio ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) suficiente para endurecer a liga por precipitação. Neste caso, o grau de endurecimento por precipitação da liga 6061 modificada e processada por CS, pode ser aumentado realizando-se a adição de Mg e Si.

### 5.5.3 Ensaio de tração

As curvas obtidas nos ensaios de tração são mostradas na Figura 5.24, e os valores de propriedades mecânicas estão mostrados na Tabela 5.7.

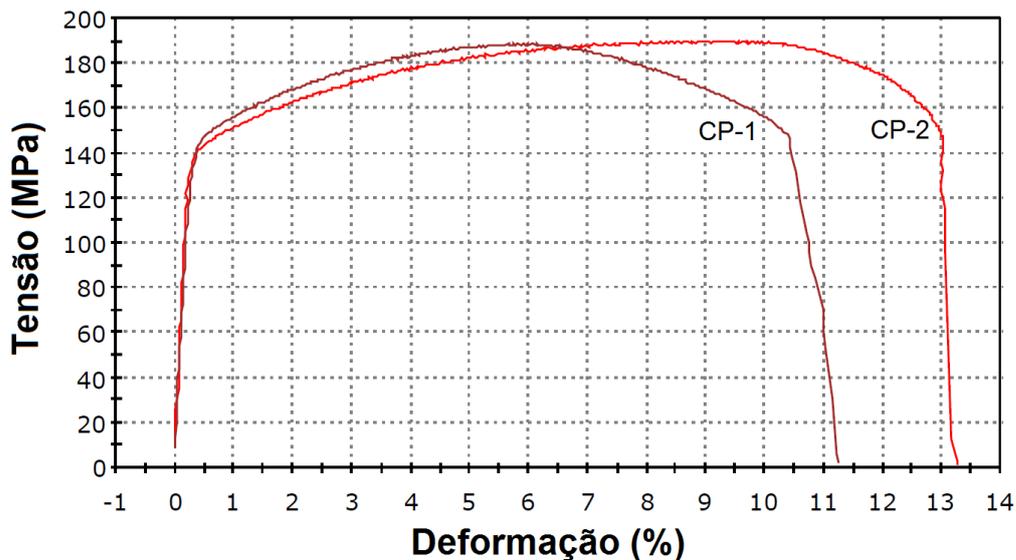


Figura 5.24 - Curvas obtidas pelo ensaio de tração da liga 6061 modificada-T6 processada

Tabela 5.7 – Valores de propriedades mecânicas obtidos no ensaio de tração da liga 6061-T6 modificada, comparados com valores da liga 6061-T6 encontrados na literatura [8, 13].

	Carga max. (MPa)	LRT (MPa)	Lim.Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
CP 1	947,9	190,0	141,9	13,27
CP 2	971,1	188,6	146,8	11,25
6061	-	310,0	276,0	17

Com o ensaio de tração foi possível verificar quais efeitos o intermetálico  $\alpha$  formado teve sobre as propriedades mecânicas da liga 6061-T6 modificada processada por CS e extrudada à quente, e analisando a Tabela 5.7, nota-se que houve uma queda dos valores de propriedades mecânicas em relação aos valores encontrados na literatura para a liga 6061-T6 primária [8, 13]. Propriedades mecânicas como, limite de escoamento, e limite de resistência a tração apresentaram uma queda considerável, entretanto, vale ressaltar que a liga apresentou uma ductilidade apreciável, com um alongamento percentual aceitável em relação ao alongamento percentual encontrado na literatura. Por se tratar de uma liga com teor de ferro relativamente alto, essa ductilidade é muito interessante, pois espera-se um comportamento frágil de ligas de alumínio processadas com alto grau de contaminação.

A queda de valores de propriedades mecânicas das ligas de alumínio com grande teor de impureza está relacionada à formação de compostos intermetálicos com morfologias assimétricas, que atuam como eficientes concentradores de tensões. Já no caso da liga 6061-T6 modificada, a queda de valores de propriedades mecânicas como dureza, limite de escoamento, e limite de resistência à tração, pode estar associada à redução do teor de magnésio durante o processamento, e a formação da fase  $\alpha$  primária que reteve o silício em temperatura elevada, reduzindo a eficiência do tratamento térmico T6, como discutido anteriormente.

Para finalizar a caracterização mecânica da liga 6061-T6 conformada por spray e extrudada, comparou-se também suas propriedades mecânicas com propriedades mecânicas de outras ligas da série 6000. A Tabela 5.8

compara as propriedades mecânicas da liga modificada, processada por CS e extrudada à quente, com propriedades mecânicas de outras ligas da série 6000, inclusive a liga 6061-T4.

Tabela 5.8 – Comparação das propriedades mecânicas da liga 6061 modificada, com propriedades de outras ligas da série 6000 [8, 13].

Liga	Lim escoam (MPa)	LRT (MPa)	Dureza Brinell	Alongamento (%)
6061-T6 rec	144,5 ± 3,5	189 ± 1	77 ± 2	12,3 ± 1
6061-T4	145	241	65	-
6063-T5	145	186	60	12
6463-T5	145	186	60	12
6463-T6	214	241	74	12

As propriedades mecânicas apresentadas na Tabela 5.8 pertencem à ligas primárias, que são obtidas via conformação mecânica e tratamento térmico, e ambas são utilizadas em diversas aplicações que exigem boa resistência mecânica. Com a comparação feita na Tabela 5.8, nota-se que a liga de alumínio 6061-T6 modificada processada por CS e extrudada à quente, apresentou propriedades mecânicas aceitáveis, mesmo com alto grau de contaminação por Fe, mostrando potencial para ser melhor explorada.

## 6 CONCLUSÕES

- O estudo da microestrutura do “overspray” e do depósito contribuiu para o entendimento da solidificação durante a conformação por spray, e a comparação das fases formadas por diferentes tipos de processamento, permitiu identificar a capacidade da conformação por spray em alterar o caminho de solidificação da liga 6061 modificada, resultando em uma morfologia diferente da fase  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> em comparação com os outros dois processos, mostrando ser uma rota promissora na reciclagem das ligas de alumínio da série 6000.
- A formação da fase  $\alpha$  primária na microestrutura da liga conformada por spray, reteve o ferro e o silício em elevada temperatura, e fez com que não houvesse Fe e Si suficientes na sequência da solidificação para a formação de outros compostos intermetálicos diferentes da fase  $\alpha$  poliedral.
- A estabilidade da fase  $\alpha$  primária em elevadas temperaturas não permitiu a solubilização dos elementos que a constituem, descartando a possibilidade da formação de fases metaestáveis durante os ciclos térmicos que a liga 6061 modificada possa ser submetida.
- Os ensaios de dureza e tração, permitiram quantificar as propriedades mecânicas da liga 6061 modificada conformada por spray e extrudada à quente, e ajudaram a entender os efeitos da adição de ferro, que fez com que se formasse grande quantidade da fase  $\alpha$  primária, “sequestrando” o silício presente na liga, reduzindo assim a capacidade de endurecimento por precipitação da mesma, juntamente com a oxidação do magnésio durante o processamento, contribuindo para a redução de valores de algumas propriedades mecânicas importantes. No entanto vale ressaltar que a liga conformada por spray e extrusão à quente apresentou ductilidade apreciável, com valores aceitáveis em relação à valores encontrados na literatura para a liga 6061 primária.
- As condições de solidificação fora de equilíbrio, e o teor de manganês relativamente alto presente na liga 6061 processada, evitaram a

formação da fase  $\beta$  nos três processos de solidificação aqui empregados.

## 7 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Realizar ajuste estequiométrico dos teores de magnésio e silício, com o objetivo de melhorar o grau de endurecimento por precipitação das ligas da série 6000 conformadas por spray.

Aplicar maior razão de extrusão em ligas da série 6000 contaminadas por ferro e conformadas por spray, visando um aumento de propriedades mecânicas por meio da redução de tamanho de grão.

Analisar a capacidade da conformação por spray em alterar a morfologia da fase  $\alpha$  sem a presença do manganês, em ligas da série 6000.



## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Ferrante, M. Seleção de Materiais. São Carlos: Editora EdUFSCar, 2002, 286p.
- [2] Mathur, P.; Annavarapu, S.; Apelian, D.; Lawley, A. Process- Control, Modeling And Applications of Spray Casting. JOM-Journal Of The Minerals Metals & Materials Society, v. 41 (10), p. 23–28, 1989.
- [3] Ferrarini, C. F. Microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Al-Si hipoeutéticas conformadas por spray. 2005. 108 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais). Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos. 2005., [s.d.].
- [4] Mazzer, E. M. Caracterização microestrutural e mecânica da liga AA7050 reciclada por conformação por spray e extrusão. 2013. 105 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Programa de Pósgraduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2013.
- [5] Gorny, A., Manickaraj, J., Cai, Z., Shankar, S. Evolution of Fe based intermetallic phases in Al-Si hypoeutectic casting alloys: Influence of the Si 80 and Fe concentrations, and solidification rate. Journal of Alloys and Compounds, v. 577, p. 103–124, 2013.
- [6] Krendelsberger, N., Weitzer, F., Schuster, J. C. On the Reaction Scheme and Liquidus Surface in the Ternary System Al-Fe-Si. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 38, n. 8, p. 1681–1691, 2007.
- [7] Lee, S., Kim, B., Lee, S. Prediction of Solidification Paths in Al-Si-Fe Ternary System and Experimental Verification: Part II. Fe-Containing Eutectic Al-Si Alloys. Materials Transactions, v. 52, n. 6, p. 1308–1315, 2011.
- [8] ASM International Handbook, V. 2. Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials. ASM Metals Handbook, v. 2, p. 1300, 1990.
- [9] Garcia, A. Solidificação: Fundamentos e Aplicações. 2ª ed. Campinas: Editora da Unicamp, 2007, 399 p., [s.d.].

- [10] Gomes, M. R.; Bresciane, E. Propriedades e usos de metais não ferrosos. ABM, 2. ed. 1976.
- [11] Santiago, V. R.; Pereira, L. R. Metais não ferrosos e suas ligas. São Carlos: EESC- USP, cap. 1, p. 1–25, 1975.
- [12] ABAL. Informativo e estatísticas da Associação Brasileira de Alumínio, 2016. Disponível em: < <http://www.abal.org.br/noticias/lista-noticia/integra-noticia/>>. Acesso em: julho, 2016.
- [13] ASM International handbook, V. 4. ASM Handbook: Heat Treating. Technology, v. 4, p. 3470, 2001.
- [14] Wang, N.; Zhou, Z.; Lu, G. Microstructural Evolution of 6061 Alloy during Isothermal Heat Treatment. *Journal of Materials Science and Technology*, 2011.
- [15] Maisonnette, D. et al. Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a 6061 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2011.
- [16] Mohanty, P. S.; Gruzleski, J. E. Grain refinement mechanisms of hypoeutectic Al-Si Alloys. *Acta Materialia*. *Acta Materialia*, v. 44 (9), p. 3749–3760, 1996.
- [17] Taylor, J. A. Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys. *Procedia Materials Science*, v. 1, p. 19–33, 2012.
- [18] Moustafa, M. A. Effect of iron content on the formation of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi and porosity in Al-Si eutectic alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 209, n. 1, p. 605–610, 2009.
- [19] Samuel, A. M.; Samuel, F. H.; Doty, H. W. Observations on the formation of beta-Al<sub>5</sub>FeSi phase in 319 type Al-Si alloys. *Journal of Materials Science*, v. 31 (20), p. 5529–5539, 1996.
- [20] Allen, C. M., O'reilly, K. A. Q., Cantor, B., Evans, P. V. Intermetallic phase selection in 1XXX Al alloys. *Progress in Materials Science*, v. 43, n. 2, p. 89–170, 1998.
- [21] Dinnis, C. M., Taylor, J. A., Dahle, A. K. As-cast morphology of iron-intermetallics in Al-Si foundry alloys. *Scripta Materialia*, v. 53, n. 8, p. 955–958, 2005.

- [22] 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, n. 1–2, p. 496–504, 2008a.
- [23] Gaustad, G., Olivetti, E., Kirchain, R. Improving aluminum recycling: A survey of sorting and impurity removal technologies. *Resources, Conservation and Recycling*, v. 58, p. 79–87, 2012.
- [24] Godinho, H. A., Beletati, A. L. R., Giordano, E. J., Bolfarini, C. Microstructure Recycled, and mechanical properties of a spray formed and extruded AA7050 alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 586, SU, [s.d.].
- [25] Mazzer, E. M., Afonso, C. R. M., Galano, M., Kiminami, C. S., BOLFARINI, C. Microstructure evolution and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy reprocessed by spray-forming and heat treated at peak aged condition. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 579, p. 169–173, 2013.
- [26] Otani, L. B. Solidificação da liga de alumínio 319 conformada por spray. 2017. 110 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). - Programa de Pósgraduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos. 2013.
- [27] Guerra, A. P. B. Caracterização microestrutural e mecânica da liga AA7050 reciclada por conformação por spray, extrusão e forjamento rotativo. 2014. 103 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Programa de Pósgraduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos. 2013.
- [28] Grant, P. S. Spray forming. *Progress in Materials Science*, v. 39, n. 4–5, p. 497–545, 1995.
- [29] Leal, V. S. Conformação por spray da liga Fe-6%Si: Estudo do processamento e da microestrutura. 1999. 210 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, 1999.
- [30] Leatham, A. Spray Forming Technology. *Advanced Materials & Processes*, v. 159 (2), p. 31–34, 1996.
- [31] Zepon, G. et al. Solidification Sequence of Spray-Formed Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials*

Science, v. 47, n. 2, p. 842–851, 2016.

[32] Grant, P. S. Solidification in spray forming. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 38 A, n. 7, p. 1520–1529, 2007.

[33] Bereta, L.A., Ferrarini, C.F., Kiminami, C.S., Botta, W.J.F., Bolfarini, C. Microstructure and mechanical properties of spray deposited and extruded/heat treated hypoeutectic Al–Si alloy. *Materials Science and Engineering A*, v. 449–451, p. 850–853, 2007.

[34] Frank S., Y.-H., Sam Chiang, C.-S., Tsao, C. Y. A. Extrusion characteristics of spray-formed AC9A aluminum alloy, *Materials Science and Engineering*. *Materials Science and Engineering*, v. 364, p. 305–312, 2004.

[35] Andersson, J. O., Helander, T., Höglund, L., Shi, P., Sundman, B. ThermoCalc & Dictra, computational tools for materials science. *Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, v. 26, n. 2, p. 273–312, 2002.

[36] LCE. <http://www.lce.dema.ufscar.br/fapespemu.html> acessado em 15/09/2017. [s.d.].

[37] American Society for Testing and Materials (ASTM International) “ASTM E8/E8M– 15a: Standard test methods for tension testing of metallic materials”. Pennsylvania, 2015

[38] Hwang, J. Y., Doty, H. W., Kaufman, M. J. Crystallographic studies on the iron-containing intermetallic phases in the 319-type aluminium casting alloys. *Philosophical Magazine*, v. 88, n. 4, p. 607–619, 2008b.