



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

SANDRA TORRES ZARZAR

**FABRICAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO AA8011 E
AA8079 ATRAVÉS DAS TÉCNICAS DE METALURGIA DO PÓ E EXTRUSÃO A
QUENTE**

Recife
2020

SANDRA TORRES ZARZAR

**FABRICAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO AA8011 E
AA8079 ATRAVÉS DAS TÉCNICAS DE METALURGIA DO PÓ E EXTRUSÃO A
QUENTE**

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
da Universidade Federal de Pernambuco,
como requisito parcial para a obtenção do
título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de
Materiais e Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Oscar Olimpio de Araujo Filho.

Recife
2020

Catálogo na fonte
Bibliotecária Margareth Malta, CRB-4 / 1198

Z38f	Zarzar, Sandra Torres. Fabricação e caracterização de ligas de alumínio AA8011 e AA8079 através das técnicas de metalurgia do pó e extrusão a quente / Sandra Torres Zarzar. - 2020. 95 folhas, il., gráfs., tabs. Orientador: Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araujo Filho. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2020. Inclui Referências. 1. Engenharia mecânica. 2. Alumínio. 3. Metalurgia do pó. 4. Sinterização. 5. Extrusão. I. Araujo Filho, Oscar Olímpio de (Orientador). II. Título.
	UFPE 621 CDD (22. ed.) BCTG/2020-160

SANDRA TORRES ZARZAR

**FABRICAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO AA8011 E
AA8079 ATRAVÉS DAS TÉCNICAS DE METALURGIA DO PÓ E EXTRUSÃO A
QUENTE**

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
da Universidade Federal de Pernambuco,
como requisito parcial para a obtenção do
título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Aprovada em: 27 / 02 / 2020.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Oscar Olimpio Araujo Filho (Orientador)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Flávio José da Silva (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco

Profa. Dra. Eliseth Oliveira Alves (Examinadora Externa)
Centro Universitário dos Guararapes

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus que me proporcionou a força, vontade e coragem necessárias para que eu pudesse passar por esta nova etapa.

Ao meu falecido pai, Raphael José Zarzar, que na sua simplicidade, firmeza de caráter, trabalho e dedicação à família, me proporcionou a melhor educação que eu poderia ter.

A minha mãe e família, que ao longo de todo processo do mestrado me deu apoio e tranquilidade.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Oscar Olimpio de Araujo Filho, pela oportunidade oferecida, conhecimento e compreensão durante o desenvolvimento desta dissertação.

Aos responsáveis pelo Laboratório de Materiais Compósitos e Integralidade Estrutural (COMPOLAB), professores Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho e Dr. Maxime Montoya pela autorização para uso dos equipamentos. Em especial a Ivanilda Ramos e Walter Leandro pela realização dos ensaios de Microscopia Ótica e Difração de Raios X.

Aos técnicos do Laboratório de Preparação Metalográfica, Microscopia Ótica e Microscopia Eletrônica de Varredura, Janaina Cirino e Ivaldo França, pelo apoio durante a realização da preparação das amostras e análises microscópicas.

Ao técnico Marcelo Khan do laboratório de Tecnologia Mineral (LTM) do Departamento de Engenharia de Minas pelo apoio no ensaio de granulometria.

Aos técnicos Ezequiel, Cazuza e Inaldo, do Laboratório de Análise de Estruturas e de Materiais (LAETEMA) do Departamento de Engenharia Civil e Ambiental, pelo apoio na realização do ensaio de extrusão.

Aos colegas do Laboratório de Metalurgia do Pó, Moisés Euclides, Diogo Monteiro do Nascimento e José Endreo Baracho, pelas orientações e ajuda durante todo o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Programa de Pós-graduação de Engenharia Mecânica (PPGEM) na figura de seus coordenadores e professores, servidores da secretaria e terceirizados.

E a todos que de alguma forma tenham contribuído para a realização desta dissertação.

“Personalidade sem luta, na crosta planetária, é alma estreita. Somente o trabalho e o sacrifício, a dificuldade e o obstáculo, como elementos de progresso e autossuperação, podem dar ao homem a verdadeira notícia de sua grandeza”. (EMMANUEL, 2010, p. 334).

RESUMO

O objetivo deste trabalho foi fabricar e caracterizar as ligas de alumínio AA8011 e AA8079 pela rota da Metalurgia do Pó. Os pós foram submetidos a Moagem de Alta Energia com tempos de moagem de 30, 60 e 120 minutos. Após, compactados a frio com seis amostras sinterizadas e duas extrudadas. Os pós foram caracterizados pela Difração de Raios-X e ensaio de granulometria por Difração a Laser. As amostras sinterizadas e extrudadas foram caracterizadas em sua microestrutura por Microscopia Ótica, Microscopia Eletrônica de Varredura e realizado o ensaio de microdureza Vickers. Os resultados obtidos mostraram ser possível fabricar as ligas pela rota da Metalurgia do Pó; houve uma diminuição do tamanho das partículas da mistura dos pós com o aumento do tempo de moagem; as amostras sinterizadas mostraram uma maior porosidade, menor densificação e menor homogeneidade que as amostras extrudadas; foram observados precipitados ternários (AlFeSi) e binários (AlSi) nas imagens da Microscopia Eletrônica de Varredura, e identificadas as suas composições químicas por Espectroscopia de Energia Dispersiva; e as amostras extrudadas obtiveram microdurezas maiores que as amostras sinterizadas.

Palavras-chave: Alumínio. Metalurgia do Pó. Sinterização. Extrusão.

ABSTRACT

The objective of this work was to manufacture and characterize the aluminum alloys AA8011 and AA8079 via the Powder Metallurgy route. The powders were submitted to mechanical alloying with alloying times of 30, 60 and 120 minutes. Afterwards, they were cold compacted with six sintered and two extruded samples. The powders were characterized by X-Ray Diffraction and Laser Diffraction granulometry test. The sintered and extruded samples were characterized in their microstructure by Optical Microscopy, Scanning Electron Microscopy and a microhardness test was carried out. The obtained results showed that it is possible to manufacture the alloys via the Powder Metallurgy route. There was a decrease in the size of the powder mixture particles with an increase in the milling period; sintered samples showed greater porosity, less densification and less homogeneity than extruded samples; ternary (AlFeSi) and binary (AlSi) precipitates were observed in the Scanning Electron Microscopy images, and their chemical compositions were identified by Dispersive Energy Spectroscopy; and the extruded samples obtained higher microhardness than the sintered samples.

Keywords: Aluminum. Powder Metallurgy. Sintering. Extrusion.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 -	Esquema de classificação para as várias ligas não ferrosas..	19
Figura 2 -	Esquema de fabricação via metalurgia do pó.....	27
Figura 3 -	Imagem das formas características das partículas de pó.....	31
Figura 4 -	Componentes básicos de um ferramental utilizado no processo de compactação uniaxial.....	33
Figura 5 -	Esquema de operação de compactação de pós metálicos.....	34
Figura 6 -	Estágios do mecanismo de sinterização.....	35
Figura 7 -	Região do pescoço.....	36
Figura 8 -	Colisão do material entre as esferas.....	39
Figura 9 -	Processo de extrusão direta.....	41
Figura 10 -	Processo de extrusão indireta.....	42
Figura 11 -	Matrizes de extrusão típicas.....	42
Figura 12 -	Fluxo do procedimento experimental empregado.....	45
Figura 13 -	Moinho de alta energia SPEX.....	47
Figura 14 -	Jarra (vial) e esferas.....	47
Figura 15 -	Prensa manual de compactação e detalhe do manômetro.....	49
Figura 16 -	Compactado verde.....	49
Figura 17 -	Matriz metálica de aço VC131.....	50
Figura 18 -	Ilustração do forno a vácuo Innovatec.....	50
Figura 19 -	Ciclo de Sinterização.....	51
Figura 20 -	Corte das amostras sinterizadas.....	52
Figura 21 -	Corte das amostras extrudadas.....	52
Figura 22 -	Matriz e manta térmica.....	53
Figura 23	Matriz na prensa hidráulica.....	54
Figura 24 -	Amostras Extrudadas.....	54
Figura 25 -	MEV dos pós de partida.....	58
Figura 26 -	DRX da Liga AA8011 com tempos de moagem de 30min, 60 min, 120 min.....	60
Figura 27 -	DRX da Liga AA8079 com tempos de moagem de 30min, 60 min, 120 min.....	61

Figura 28 -	MEV partículas de pó da liga AA8011 com aumento de 1.00 kx e tempos de moagem de a) AM01 b) AM02 e c) AM03.....	62
Figura 29 -	EDS liga AA8011 sendo a) AM01 b) AM02 e c) AM03.....	63
Figura 30 -	MEV partículas de pó da liga AA8079 com aumento de 1.00 kx e tempos de moagem de a) AM01 b) AM02 e c) AM03.....	64
Figura 31 -	EDS liga AA8079 sendo a) AM01 b) AM02 e c) AM03.....	65
Figura 32 -	Granulometria da liga AA8011 a) AM01 b) AM02 c) AM03 d) Amostras AM01, AM02, AM03.....	67
Figura 33 -	Granulometria da liga AA8079 a) AM01 b) AM02 c) AM03 d) Amostra AM01, AM02, AM03.....	69
Figura 34 -	MO AA8011 aumento de 200x a) e b) AM01 c) e d) AM02 e) e f) AM03.....	71
Figura 35 -	MO AA8079 aumento de 200x a) e b) AM01 c) e d) AM02 e) e f) AM03.....	72
Figura 36 -	MEV liga AA8011 aumento de 2.00 kx a) e b) AM01 c) e d) AM02 e) e f) AM03.....	73
Figura 37 -	EDS liga AA8011 a) e b) AM01 c) e d) AM02 e) e f) AM03.....	74
Figura 38 -	MEV liga AA8079 aumento de 2.00 kx a) e b) AM01 c) e d) AM02 e) e f) AM03.....	76
Figura 39 -	EDS liga AA8079 a) e b) AM01 c) e d) AM02 e) e f) AM03.....	76
Figura 40 -	MEV e EDS dos precipitados das ligas AA8011 a) e b) e AA8079 c).....	78
Figura 41 -	Média e Desvio Padrão da microdureza Vickers AA8011.....	81
Figura 42 -	Média e Desvio Padrão da microdureza Vickers AA8079.....	81
Figura 43 -	MO liga AA8011 aumento de 200x a) Seção Longitudinal, b) Superfície Transversal.....	82

Figura 44 -	MO liga AA8079 aumento de 200x a) Seção Longitudinal, b) Superfície Transversal.....	83
Figura 45 -	MEV liga AA8011 com aumento de 2.00 kx e tempos de moagem de 120 min.....	84
Figura 46 -	MEV liga AA8079 com aumento de 2.00 kx e tempos de moagem de 120 min.....	85
Figura 47 -	EDS liga AA8011 a) Superfície transversal (T) b) Seção longitudinal (L).....	85
Figura 48 -	EDS liga AA8079 a) Superfície transversal (T) b) Seção longitudinal (L).....	86
Figura 49 -	Média e desvio padrão da microdureza Vickers AA8011 e AA8079.....	87
Figura 50 -	Comparação entre as microdurezas do sinterizado X extrudado para tempo de moagem de 120 min.....	88

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 -	Classificação das ligas de alumínio forjadas e fundidas.....	21
Tabela 2 -	Designação das têmperas básicas e suas subdivisões.....	23
Tabela 3 -	Vantagens e desvantagens da metalurgia do pó.....	26
Tabela 4 -	Métodos de produção de pós.....	29
Tabela 5 -	Tipo e forma das partículas.....	30
Tabela 6 -	Composição das amostras das ligas AA8011 e AA8079.....	46
Tabela 7 -	Parâmetros das amostras para processamento do pó.....	48
Tabela 8 -	Fichas das fases pelo ICDD.....	58
Tabela 9 -	Distribuição das partículas de pó da liga AA8011.....	66
Tabela 10 -	Distribuição das partículas de pó da liga AA8079.....	68
Tabela 11 -	Médias e desvio padrão dos valores de microdureza Vickers das mostras AA8011 e AA8079 sinterizadas, cortes Superficial (S) e Transversal (T).....	80
Tabela 12 -	Média e desvio padrão dos valores de microdureza Vickers das mostras AA8011 e AA8079 extrudadas, seção Longitudinal (L) e superfície Transversal (T).....	87

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	Aluminum Association
ABAL	Associação Brasileira de Alumínio
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ACP	Agente Controlador do Processo
ASM	American Society for Metals
Cm	centímetro
COMPOLAB	Laboratório de Materiais Compósitos e Integridade Estrutural
Cu	Cobre
DEMEC	Departamento de Engenharia Mecânica
DRX	Difração de Raios X
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva
et al.	e outros
Fe	Ferro
Handbook	Manual
INCO	International Nickel Company
INTM	Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais
LAETEMA	Laboratório de Análise Estrutural e de Materiais
Li	Lítio
LTM	Laboratório de Tecnologia Mineral
MAE	Moagem de Alta Energia
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Mg	Magnésio
Min	Minuto
Mn	Manganês
MO	Microscopia Ótica
MP	Metalurgia do Pó
PPGEM	Programa de Pós-graduação de Engenharia Mecânica
Si	Silício
Sn	Estanho

T	Tonelada
UFPE	Universidade Federal de Pernambuco
Vial	Jarra

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
2	OBJETIVOS.....	18
2.1	OBJETIVO GERAL.....	18
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	18
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	19
3.1	LIGAS NÃO-FERROSA.....	19
3.2	ALUMÍNIO E SUAS LIGAS.....	19
3.2.1	Classificação das Ligas de Alumínio.....	21
3.2.2	Ligas da Série 8xxx.....	24
3.3	METALURGIA DO PÓ.....	25
3.3.1	Pós Metálicos.....	28
3.3.2	Distribuição e Tamanho das Partículas de Pó.....	29
3.3.3	Misturas dos Pós.....	32
3.3.4	Compactação Uniaxial Frio.....	32
3.3.5	Sinterização.....	34
3.4	MOAGEM DE ALTA ENERGIA.....	36
3.5	EXTRUSÃO A QUENTE.....	40
4	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	45
4.1	MATERIAIS.....	46
4.2	MÉTODOS.....	46
4.2.1	Pós de Partida.....	46
4.2.2	Pesagem e Mistura dos Pós Elementares.....	47
4.2.3	Processamento dos Pós.....	47
4.2.4	Compactação Uniaxial a Frio.....	48
4.2.5	Sinterização do Compactado Verde.....	50
4.2.6	Preparação Metalográfica.....	51
4.2.7	Extrusão a Quente.....	53
4.2.8	Análise da Distribuição e Tamanho das Partículas de Pó.....	55
4.2.9	Difração de Raios-X dos Pós Processados por Moagem de Alta Energia.....	55

4.2.10	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS).....	55
4.2.11	Microscopia Ótica (MO).....	56
4.2.12	Microdureza Vickers.....	56
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	57
5.1	CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS.....	57
5.1.1	Morfologia dos Pós.....	57
5.1.2	Difração de Raios-X dos Pós após a Moagem de Alta Energia.....	58
5.1.3	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS).....	61
5.1.4	Análise de Distribuição e Tamanho das Partículas.....	66
5.2	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL SINTERIZADO.....	70
5.2.1	Microscopia Ótica (MO) do Material Sinterizado.....	70
5.2.2	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) do Material Sinterizado.....	72
5.2.3	Microdureza Vickers do Material Sinterizado.....	80
5.3	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL EXTRUDADO.....	82
5.3.1	Microscopia Ótica (MO) do Material Extrudado.....	82
5.3.2	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) do Material Extrudado.....	83
5.3.3	Microdureza Vickers do Material Extrudado.....	87
6	CONCLUSÃO.....	89
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	91
	REFERÊNCIAS.....	92

1 INTRODUÇÃO

O alumínio é um elemento metálico encontrado de forma abundante na crosta terrestre, geralmente na forma de óxido. Foi descoberto e isolado nas primeiras décadas do século XIX. Com a criação do processo de refino foi possível produzi-lo em escala comercial, o que promoveu a redução dos custos de fabricação e o consequente aumento na utilização deste metal não ferroso (BARBOSA, 2014).

As ligas de alumínio são mais conhecidas por sua baixa densidade e resistência a corrosão. A condutividade elétrica, facilidade de fabricação e aparência também são características atraentes. As reservas de alumínio são grandes, o alumínio pode ser facilmente reciclado e devido a sua baixa densidade sua importância dentro da família dos metais aumentou (SHACKELFORD, 2011).

A liga de alumínio possui enormes aplicações no setor aeroespacial e automotivo devido a suas propriedades mecânicas superiores, como resistência à tração, densidade relativa, ductilidade, formabilidade, trabalhabilidade e resistência à corrosão (MEIGNAMOORTHY et al., 2019). Devido ao excelente comportamento das ligas sob os diferentes pontos de vista de suas propriedades mecânicas, essas propriedades podem ser modificadas para satisfazer diferentes aplicações (TORRALBA et al., 2003).

Uma das áreas de desenvolvimento mais ativas na metalurgia do alumínio está na série 8xxx (SHACKELFORD, 2011). As ligas de alumínio da série 8xxx têm como principal elemento de liga um elemento diferente das demais ligas de alumínio classificadas pela Aluminum Association (AA). Alguns exemplos dessas ligas são as formadas por binários Al-Li, Al-Fe, Al-Sn e ternários Al-Cu-Li, Al-Mg-Si, Al-Fe-Si (BARBOSA, 2014).

A Metalurgia do Pó (MP) é uma técnica de produção emergente para a fabricação de componentes com formas finais ou próximas a final nas indústrias. Vários tipos de elementos podem ser misturados e propriedades únicas podem ser obtidas via MP. As peças fabricadas por MP são utilizadas na indústria aeroespacial, indústria automobilística e eletrônica, devido às excelentes propriedades como a baixa densidade e alta resistência (MEIGNAMOORTHY et al., 2018).

A MP oferece algumas vantagens em comparação com outros processos metalúrgicos, tais como a baixa temperatura de fabricação, é uma técnica que permite obter materiais que não podem ser obtidos por nenhuma outra rota alternativa, além

de permitir uma uniformidade na distribuição de reforços na matriz que melhora as propriedades estruturais e o nível de reprodução dessas propriedades (TORRALBA et al., 2003).

Este trabalho analisou a microestrutura e microdureza das ligas da série 8XXX, AA8011 e AA8079, via Metalurgia do Pó. Foi estruturado em sete capítulos. O primeiro e segundo capítulos contêm a introdução e os objetivos geral e específicos. O terceiro capítulo discorre sobre os assuntos a serem abordados na revisão bibliográfica. O quarto capítulo discorre sobre o procedimento experimental empregado, com a apresentação dos materiais e métodos utilizados para composição das amostras e os ensaios para análise das amostras por Difração de Raios-x (DRX), Análise do tamanho das partículas por difração a laser, Microscopia ótica (MO), Microscopia eletrônica de Varredura (MEV), Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) e Ensaio de Microdureza Vickers. No quinto capítulo é feita a análise e discussão dos resultados. No capítulo sexto são apresentadas as conclusões e, por fim, no sétimo as sugestões de trabalhos futuros.

2 OBJETIVOS

Este item apresenta os propósitos deste estudo.

2.1 OBJETIVO GERAL

O presente trabalho teve como objetivo principal a fabricação e caracterização das ligas de alumínio AA8011 e AA8079 via Metalurgia do Pó, pela moagem de alta energia, a compactação a frio seguida de sinterização e a extrusão a quente.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- ✓ Caracterizar o tamanho e distribuição das partículas dos pós das ligas após a moagem de alta energia através da análise granulométrica;
- ✓ Verificar as fases das ligas AA8011 e AA8079 através da difração de raios X (DRX);
- ✓ Verificar a influência do tempo de moagem no tamanho das partículas;
- ✓ Caracterizar a microestrutura e composição química das ligas AA8011 e AA8079 através da Microscopia ótica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) das amostras sinterizadas e extrudadas;
- ✓ Verificar a propriedade mecânica de microdureza das ligas AA8011 e AA8079 sinterizadas e extrudadas;
- ✓ Verificar e comparar os resultados encontrados das ligas de alumínio AA8011 e AA8079 sinterizadas e extrudadas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este item apresenta o que existe na literatura sobre as ligas de alumínio e as técnicas empregadas neste estudo.

3.1 LIGAS NÃO-FERROSAS

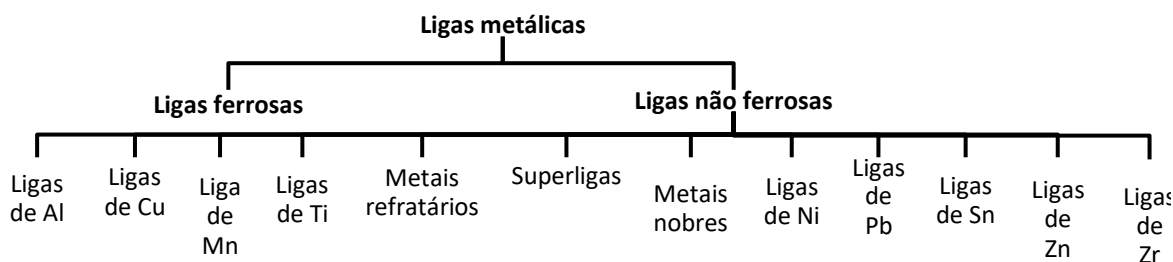
As ligas não ferrosas são ligas metálicas de elementos cuja matriz não é o ferro. Elas incluem ligas a base de alumínio, cobre, titânio, níquel, cobalto, zinco, metais preciosos e outros metais (ASKLAND; WRIGHT, 2015).

As principais propriedades das ligas não ferrosas que influenciam a sua escolha são a boa resistência à corrosão, baixa densidade, boa condutividade elétrica e térmica, facilidade de fabricação e aparência (MARIN, 1952) (SHACKELFORD, 2011).

Em algumas aplicações, é mais vantajoso a utilização das ligas não ferrosas devido atingir propriedades mais adequadas que as ligas ferrosas (CALLISTER; RETHWICH, 2016). O custo, forma dos materiais e método de fabricação desejado também influi na escolha dessas ligas (MARIN, 1952).

A Figura 1 apresenta de forma esquemática a classificação das ligas não ferrosas.

Figura 1 - Esquema de classificação para as várias ligas não ferrosas



Fonte: Adaptado de CALLISTER; RETHWICH (2016).

3.2 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O Alumínio é encontrado na forma de óxido e raramente como metal puro. Em meados do século XIX, começou a ser produzido em escala comercial após a criação do processo de refino por Bayer para obter a alumina (Al_2O_3) a partir da bauxita e, do

processo de eletrólise de Hall-Heroult para obtenção do alumínio metálico a partir da alumina. No início do século XX, o uso das ligas de alumínio em diversas aplicações na indústria, se generalizou com a descoberta do duralumínio por Alfred Wilm. Este verificou que as ligas de alumínio e cobre, através de tratamento térmico, endureciam enormemente. A produção de alumínio pode ser realizada a partir da matéria prima, conhecido como alumínio primário, ou como alumínio secundário fabricado a partir da refusão de sucata e posterior conformação mecânica e fundição (BARBOSA, 2014) (SMITH; HASHEMI, 2012).

O alumínio é um elemento encontrado de forma abundante na crosta terrestre. Ocupa a terceira posição entre os materiais mais utilizados comercialmente após o ferro e o cobre. Tem estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), massa específica de $2,7 \text{ g/cm}^3$ e baixo ponto de fusão a uma temperatura de 660°C (CALLISTER; RETHWICH, 2016). É um material não tóxico que pode ser reciclado com apenas 5% da energia gasta para produzi-lo a partir da alumina, o que torna seu processo de reciclagem um sucesso (ASKLAND; WRIGHT, 2015).

As principais propriedades do alumínio e suas ligas são a baixa densidade com alta resistência, alta condutividade elétrica e térmica, alta ductilidade - o que facilita a conformabilidade - e alta resistência à corrosão atmosférica (CALLISTER; RETHWICH, 2016); (MARIN, 1952).

Porém, não apresentam bom desempenho em temperaturas elevadas devido ao baixo ponto de fusão e as ligas possuem baixa dureza o que resulta em baixa resistência ao desgaste (ASKLAND; WRIGHT, 2015).

Segundo Coutinho (1980), os principais elementos que formam as ligas de alumínio são classificados em grupos segundo seu comportamento, a ver:

- a) Cobre, magnésio, zinco, que formam soluções sólidas;
- b) Silício e estanho, que formam eutéticos;
- c) Ferro, manganês, níquel, cromo e titânio, pouco solúveis no alumínio e formam fases ou compostos intermediários.

Algumas das aplicações alumínio e suas ligas, segundo a Associação Brasileira de Alumínio (ABAL), são:

- a) Bens de Consumo: Utensílios domésticos (painéis, assadeiras e acessórios); Móveis e decoração; eletrônicos e linha branca; artigos esportivos (bicicletas e aparelhos ergométricos).
- b) Automotivos e Transportes: Chapas, folhas, perfis, peças automotivas.

- c) Construção Civil: Esquadrias de alumínio, painéis de revestimento, fachadas envidraçadas, estruturas de alumínio para coberturas, divisórias, forros, box, andaimes, escoras de telhas, entre outros.
- d) Embalagens: folhas e laminados na embalagem de produtos farmacêuticos, cosméticos e higiene, de limpeza, bebidas e produtos alimentícios.
- e) Máquinas e Equipamentos: trocadores de calor e aquecedores solares, fabricação de ferramentas para a mineração, em tubulações para a agricultura e indústria; em máquinas de impressão têxteis, entre outros.
- f) Outros setores: obtenção de pastas e pós que servem de matéria-prima para indústrias do setor químico e de explosivos, siderúrgico, mineração, refratários e pigmentos. O pó de alumínio pode ser usado como redutor em processos siderúrgicos, na produção de ferroligas e de anteligas; em solda exotérmica; na produção de fogos de artifício e munições; e como combustível sólido para foguetes.

3.2.1 Classificação das Ligas de Alumínio

As ligas de alumínio são classificadas em duas categorias principais: forjadas ou fundidas. O *Aluminum Association Alloy and Temper Designation Systems*, identifica as composições em ambas as categorias por um sistema de quatro dígitos, baseado no elemento principal de liga que indica as principais impurezas presentes (CALLISTER; RETHWICH, 2016).

A designação do sistema de numeração das ligas de alumínio está indicada na Tabela 1.

Tabela 1 - Classificação das ligas de alumínio forjadas e fundidas

Ligas Forjadas	Principal Elemento de Liga	Ligas Fundidas	Principal Elemento de Liga
1XXX	Al ($\geq 99,00\%$)	1XX.X	Al ($\geq 99,00\%$)
2XXX	Cu	2XX.X	Cu
3XXX	Mn	3XX.X	Si, outros: Cu, Mg
4XXX	Si	4XX.X	Si
5XXX	Mg	5XX.X	Mg
6XXX	Mg e Si	6XX.X	Não utilizado
7XXX	Zi, outros: Cu, Mg, Cr, Zr	7XX.X	Zi, outros: Cu, Mg
8XXX	Sn, Li, Zr, B e outros	8XX.X	Sn
9XXX	Usos futuros	9XX.X	Não utilizado

Fonte: ASM Handbook, (1990)

Para ligas forjadas, o primeiro dígito identifica o grupo de liga e o segundo dígito, qualquer modificação da liga original. Os dois últimos dos quatro dígitos nos grupos 2xxx a 8xxx servem para identificar as diferentes ligas de alumínio no grupo. Para ligas fundidas, o primeiro dígito identifica o grupo, os dois segundos dígitos identificam a liga. O último dígito que é precedido por um ponto decimal, indica a forma do produto solidificado. Esse último dígito pode ter valor 1 (um) indicando tratar-se de um lingote e 0 (zero) indicando uma peça fundida (SMALLMAN; BISHOP, 1999).

De acordo com a classificação do ASM Handbook, Vol. 2 (1990):

Série 1xxx: Alumínio com pureza de 99,00% ou mais, excelente resistência à corrosão, alta condutibilidade elétrica e térmica, baixa propriedade mecânica. Não são tratáveis termicamente e são endurecíveis por trabalho a frio ou encruamento.

Série 2xxx: Podem ter o magnésio como adição secundária, possui ótimas propriedades mecânicas, mas não tem resistência à corrosão como as outras ligas. São tratáveis termicamente e são endurecíveis por precipitação (envelhecimento) para aumentar ainda mais sua resistência mecânica.

Série 3xxx: Têm maior resistência mecânica que as ligas da série 1xxx, não são tratáveis termicamente e são endurecíveis por trabalho a frio ou encruamento.

Série 4xxx: A maioria das ligas desta série não são tratáveis termicamente, mas quando usadas na soldagem de ligas tratáveis termicamente, elas coletam alguns dos constituintes da liga e, assim, respondem ao tratamento térmico de forma limitada. São endurecíveis por trabalho a frio ou encruamento.

Série 5xxx: Não são tratáveis termicamente e são endurecíveis por trabalho a frio ou encruamento. As ligas desta série possuem boas características de soldagem e boa resistência à corrosão em atmosferas marítimas.

Série 6xxx: Contêm silício e magnésio aproximadamente nas proporções necessárias para a formação de silicieto de magnésio (Mg_2Si), tornando-as tratáveis termicamente. Têm boa conformabilidade, soldabilidade, usinabilidade e resistência à corrosão. Podem ser endurecíveis por precipitação (envelhecimento).

Série 7xxx: São tratáveis termicamente e são endurecíveis por precipitação (envelhecimento). Quando possuem um percentual menor de magnésio, resulta em ligas tratáveis termicamente com moderada a alta resistência mecânica.

Série 8xxx: São tratáveis termicamente e são endurecíveis por precipitação (envelhecimento).

Série 9xxx: Para usos futuros em outras formações de liga.

Os grupos das ligas de alumínio forjadas ou fundidas podem ser separadas em dois subgrupos que indica as que são termicamente tratáveis e as termicamente não tratáveis. A designação dos subgrupos está indicada na Tabela 2.

Tabela 2 - Designação das têmperas básicas e suas subdivisões

F – Como fabricado
O – Recozida
O1 – recozimento em temperatura elevada e resfriamento lento
O2 – processo termomecânico
O3 - homogeneizado
H – Encruada
H1XX Somente encruado
H2XX Encruado e parcialmente recozido
H3XX Encruado e estabilizado
H4XX Encruado e pintado ou envernizado
O primeiro dígito após a letra H indica a combinação específica dos processos básicos
O segundo dígito após a letra “H” indica o grau final de encruamento (1 a 8)
O terceiro dígito, quando usado, indica uma variação de uma têmpera de dois dígitos
W – Solubilização
T - Tratada termicamente para produzir têmperas estáveis diferentes das F, O ou H
T1: Resfriado à temperatura elevada e envelhecido naturalmente
T2: Resfriado a uma temperatura elevada, encruado e envelhecido naturalmente
T3: Solubilizado, encruado e envelhecido naturalmente
T4: Solubilizado e envelhecido naturalmente
T5: Resfriado em temperatura elevada e depois envelhecido artificialmente
T6: Solubilizado e depois envelhecido artificialmente
T7: Solubilizado e sobreenvelhecido/estabilizado
T8: Solubilizado, encruado e depois envelhecido artificialmente
T9: Solubilizado, envelhecido artificialmente e depois encruado
T10: Resfriado a uma temperatura elevada, encruado e depois envelhecido artificialmente

Fonte: ABNT NBR ISSO 2107:2008

Após o quarto dígito da classificação da liga, é inserido um hífen e logo após, uma letra que indica a especificação do tratamento básico. Se for necessário indicar as subdivisões principais do tratamento básico, pode ser inserido após a letra, de um a três dígitos que indica o tratamento mecânico ou térmico ao qual a liga foi submetida (ASKLAND; WRIGHT, 2015).

3.2.2 Ligas da Série 8xxx

As ligas da série 8xxx têm como principal elemento de liga aqueles que não são os mais significativos das demais séries (BARBOSA, 2014). Segundo Schackelford (2008) é uma das séries que mais se desenvolvem.

No século XX, década de 80, foram desenvolvidas as ligas de alumínio-lítio (Al-Li) como possíveis alternativas às ligas da série 7xxx de alumínio-zinco, como as ligas AA8090 e AA8091. Além das ligas de Al-Li, diversos outros tipos de liga da série 8xxx foram desenvolvidos (BARBOSA, 2014).

Entre alguns exemplos das ligas da série 8xxx, temos as ligas de Al-Li que por terem baixa densidade, boas propriedades mecânicas, principalmente resistência e rigidez que são superiores às das ligas de alumínio tradicionais, têm várias aplicações na indústria aeronáutica. Porém, seu uso pode se difundir para outros setores da indústria, especialmente em aplicações específicas que requeiram alto desempenho, uma vez que essas ligas apresentam excelente resistência à fadiga e grande tenacidade em condições criogênicas (ADAMIAN, 2009).

Outro exemplo está nas ligas de alumínio-estanho (Al-Sn) empregadas na fabricação de mancais e buchas e apresentam grande resistência à fadiga e boa resistência à corrosão. São fabricadas por fundição e classificadas no sistema de classificação da Aluminum Association de AA8XX.X (BARBOSA, 2014).

As ligas AA8011 e AA8079 fazem parte do sistema ternário Al-Fe-Si (DELIJIC et al., 2006); (LUIGGI, 1998). As ligas desse sistema, são materiais de alta conformabilidade capazes de suportar grandes deformações sem ruptura (FERREIRA, 2010).

As aplicações usuais das ligas AA8011 e AA8079, conforme a Associação Brasileira de Alumínio (ABAL), são fabricação de folhas de alumínio, tampas de embalagens de bebidas, lacres farmacêuticos, vedação de copos, vedação de embalagens e aletas, fabricadas através da laminação.

Diversas pesquisas sobre as ligas a série 8xxx foram realizadas por outros processos que não a via da Metalurgia do Pó. Alguns exemplos são as pesquisas de DELIJIC et al. (2006) que estudaram o comportamento mecânico e propriedades de corrosão da liga AA8079; Fayomi et al. (2019) estudaram o efeito de $\text{ZrB}_2\text{-Si}_3\text{N}_4$ nas propriedades de compósitos de matriz metálica AA8011 examinando a microestrutura, dureza, resistência à tração e ao escoamento, resistividade elétrica e condutividade; também ROY et al. estudaram a evolução da microestrutura recristalizada da liga de alumínio laminada a frio AA8011 pelo emprego dos ensaios de microscopia, calorimetria exploratória diferencial, resistividade elétrica, medidas de microdureza em diferentes condições de recozimentos e testes de tração.

São escassos na literatura trabalhos relativos as ligas AA8011 e AA8079 pela via da Metalurgia do Pó (MP). Entre as pesquisas realizadas pela via da MP estão as dos autores MEIGNAMOORTHY e RAVICHANDRAW (2018) que fabricou e caracterizou as propriedades e microestruturura da liga AA8079 com reforço de Carboneto de Boro (B_4C) com o emprego da moagem de alta energia e extrusão a quente. Em 2019 MEIGNAMOORTHY, RAVICHANDRAW e ELMARIUM estudaram a influência da temperatura de sinterização na microestrutura e na fabricação da liga AA8079 com o emprego da moagem de alta energia e sinterização de amostras a temperaturas de 400°C, 500°C e 600°C.

3.3 METALURGIA DO PÓ

CHIAVERINI (2001) define a metalurgia do pó como a técnica metalúrgica que consiste em transformar pós metálicos ou não-metálicos, em peças resistentes sem se recorrer à fusão, mas apenas pelo emprego de pressão e calor.

É considerada uma técnica alternativa de fabricação de componentes com características específicas para a indústria, principalmente, a indústria automotiva.

Princípios da metalurgia do pó já eram utilizados por volta do ano 3.000 a.C., com o uso pelos egípcios do “ferro esponja” para confecção de ferramentas. Entre o século XVIII e XIX, com a atenção que foi dada a fabricação da platina, houve registros de informações sobre vários métodos de produção de pó e o seu processamento em materiais sólidos e úteis. O processo Wollaston de produção de platina compacta a partir de pó de esponja de platina é geralmente considerado o início da metalurgia do pó moderna (WHITE, 1990).

O uso em larga escala da metalurgia do pó, se deve ao emprego do tungstênio e molibdênio em produção industrial de metais de alto ponto de fusão impossível de se obter pelos métodos metalúrgicos convencionais. Deve-se o crédito de tal desenvolvimento à indústria de fabricação de filamentos para lâmpadas e à indústria elétrica. Coolidge, em 1909, foi quem deu a maior contribuição ao desenvolver um processo de fabricação de fios de tungstênio para lâmpadas incandescentes, a partir de pós de tungstênio (ABREU, 2009).

A consolidação da metalurgia do pó veio a acontecer após a segunda grande guerra. Seu rápido crescimento é devido ao fato de ser um processo econômico, rápido e permitir produção em grande escala de peças exatamente iguais ou muito próximas das dimensões e forma definitivas. Os produtos mais eficientes e econômicos fabricados pela metalurgia do pó são aqueles que possuem formas complexas e precisão dimensional utilizados em grande escala nos setores de máquinas, veículos e equipamentos. Entre alguns dos produtos fabricados quase exclusivamente pela metalurgia do pó, temos: metais refratários impossíveis de serem fabricados por outro processo, metal duro, mancais porosos autolubrificantes, filmes metálicos, discos de fricção metálicos, tipos de contatos elétricos, escovas coletoras de corrente de diversas composições (CHIAVERINI vol. II, 1986).

A Tabela 3 apresenta as vantagens e desvantagens do uso da técnica da metalurgia do pó.

Tabela 3 - Vantagens e desvantagens da metalurgia do pó

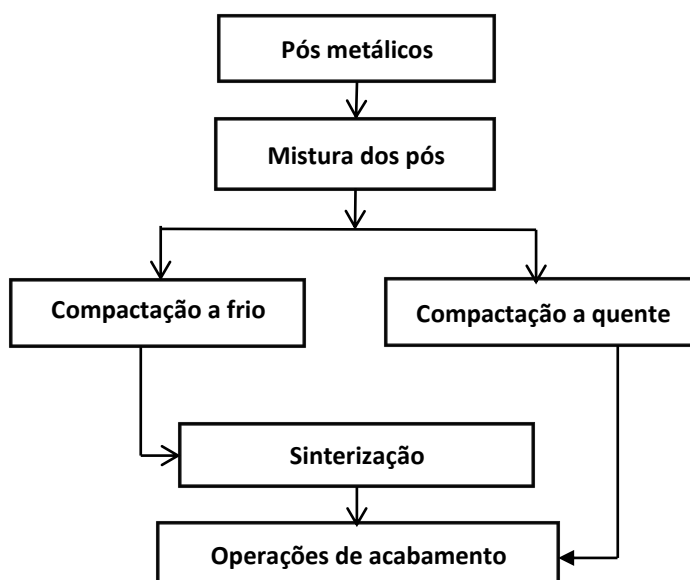
Vantagens	Desvantagens
Possibilidade de produzir metais ou ligas metálicas difíceis de produzir por outros processos	Grande quantidade de peças a serem fabricadas para ser economicamente vantajoso o uso da técnica
Combinação de substâncias metálicas e não-metálicas	Dimensões limitadas das peças a pequenas dimensões
Produção de componentes com propriedades mecânicas comparáveis às dos materiais fundidos, conformados mecanicamente ou usinados	Custo alto para pequenas quantidades devido ao alto custo do ferramental empregado
Possibilita produzir peças complexas e com forma definitiva ou próximas da definitiva	Resistência e rigidez podem ser inferiores à de ligas de composição química similares processadas convencionalmente
Praticamente elimina possibilidade de perdas de material ou produção de sucata	Porosidade e baixa ductilidade pode comprometer a durabilidade
Produção de componentes metálicos com temperaturas de fusão elevadas	Tenacidade à fratura pode ser baixa
Possibilita controle da porosidade e microestrutura	—

Fonte: Adaptado de CHIAVERINI (2001).

O processo envolve, em princípio, as seguintes etapas fundamentais: Mistura dos pós de diversos tipos; compactação da mistura em prensas especiais, empregando matrizes com as formas desejadas das peças a serem fabricadas; sinterização dos compactados verdes - peças resultantes da compactação - em condições controladas de temperatura, tempo e atmosfera, de modo a conferir estrutura, densidade e propriedades mecânicas desejadas ao produto (CHIAVERINI vol. III, 1986).

A Figura 2 ilustra de forma esquemática o processo com as etapas de fabricação através da metalurgia do pó.

Figura 2 - Esquema de fabricação via metalurgia do pó



Fonte: A AUTORA (2019)

Várias são as aplicações da metalurgia do pó com o uso da sinterização: produção de peças estruturais de aço, rolamentos auto lubrificantes, metais porosos para filtragem, fios de tungstênio para filamentos de lâmpadas, materiais magnéticos macios e duros, contatos elétricos, dispositivos eletrônicos integrados, amálgama para aplicações odontológicas, materiais metálicos e cerâmicos para aplicações médicas, carbonetos cimentados para ferramentas de corte e uma grande variedade de componentes cerâmicos (CAHN; HAASEN, 1996).

3.3.1 Pós Metálicos

As matérias primas na metalurgia do pó são pós metálicos e não metálicos. As técnicas de produção de pós estão relacionadas com as propriedades físico-químicas do material a ser processado, além das propriedades a serem adquiridas pelas partículas do pó tais como tamanho, forma, distribuição de tamanho, densidade e superfície específica. O controle das técnicas de produção dos pós é importante pois influencia as propriedades no sinterizado, além de também poder ser empregado como meio de caracterização dele. A escolha do processo é determinada pelas limitações impostas pelos outros, como também pelo tipo específico de produto final requerido e razões econômicas e de mercado (GOMES, 1993).

Como os pós metálicos são importantes matérias primas para seu uso correto, é necessário termos conhecimento das suas características a fim de garantir o devido comportamento do pó durante o seu processamento, como também as qualidades finais do produto. Essas características são conhecidas pela determinação dos parâmetros de tamanho da partícula e composição granulométrica, forma da partícula, porosidade, microestrutura da partícula, densidade aparente, superfície específica, velocidade de escoamento, compressibilidade, resistência verde, composição química e pureza (CHIVERINI, 2001).

Na Tabela 4 estão descritos alguns dos métodos de produção dos pós de forma resumida.

Tabela 4 – Métodos de produção de pós

MÉTODO	DESCRIÇÃO E NOTAS
Atomização	Considerado o processo mais importante. Consiste em forçar o metal ou a liga, no estado líquido, a passar por um pequeno orifício e desintegrar a corrente líquida formada, mediante um jato de ar comprimido, vapor ou gás inerte, o que promove a solidificação do metal em partículas finamente divididas que são colhidas em coletores por meio de sucção.
Cominuição mecânica	Consiste basicamente na redução de tamanho das partículas de pó. Vários equipamentos podem ser empregados como, moinhos de mandíbula, de barras, de bolas etc., operando a úmido ou a seco. O conhecimento prévio da dureza do material e a distribuição de tamanho final requerida facilitam a escolha do equipamento
Deposição eletrolítica	Existem dois métodos: o que resulta a formação de um depósito esponjoso de pequena aderência que pode ser mecanicamente desintegrado em partículas finas e, o que ocorre a deposição de uma camada densa, macia e quebradiça de metal, que pode ser moída. Os pós fabricados podem ser Cu, Be, Fe, Nb. Produz pós muito puros com excelentes propriedades para o emprego na metalurgia do pó tradicional.
Redução de óxido	Redução de óxidos metálicos, pelo emprego de um agente redutor gasoso ou sólido. Principal vantagem é a possibilidade de controlar o tamanho da partícula metálica resultante, sua densidade aparente e outros característicos, variando o tamanho das partículas de óxidos, a temperatura de redução e o tipo de agente redutor.
Decomposição térmica	Os produzidos pela decomposição térmica de <i>carbonila</i> são os mais importantes. É um processo de decomposição térmica de um composto a temperaturas elevadas. Parte-se geralmente de compostos gasosos, resultando em partículas sólidas muito finas.

Fonte: Adaptado de CHIAVERINI (1986); GOMES (1993).

3.3.2 Distribuição e Tamanho das Partículas de pó

As características mais importantes dos pós metálicos são o tamanho, forma e distribuição das partículas. Estas características têm um efeito significativo nos pós metálicos durante o processamento e, em grande medida, governam as propriedades dos produtos finais. Assim, a caracterização de tais propriedades é essencial (IACOCCA, 1998). A forma e o tamanho das partículas dependem do método de produção de pó e podem variar dentro de amplos limites (NEIKOV; NABOY et. al., 2009).

A Tabela 5 mostra, de forma esquemática, tipos e formas de partículas com o seu processo de obtenção.

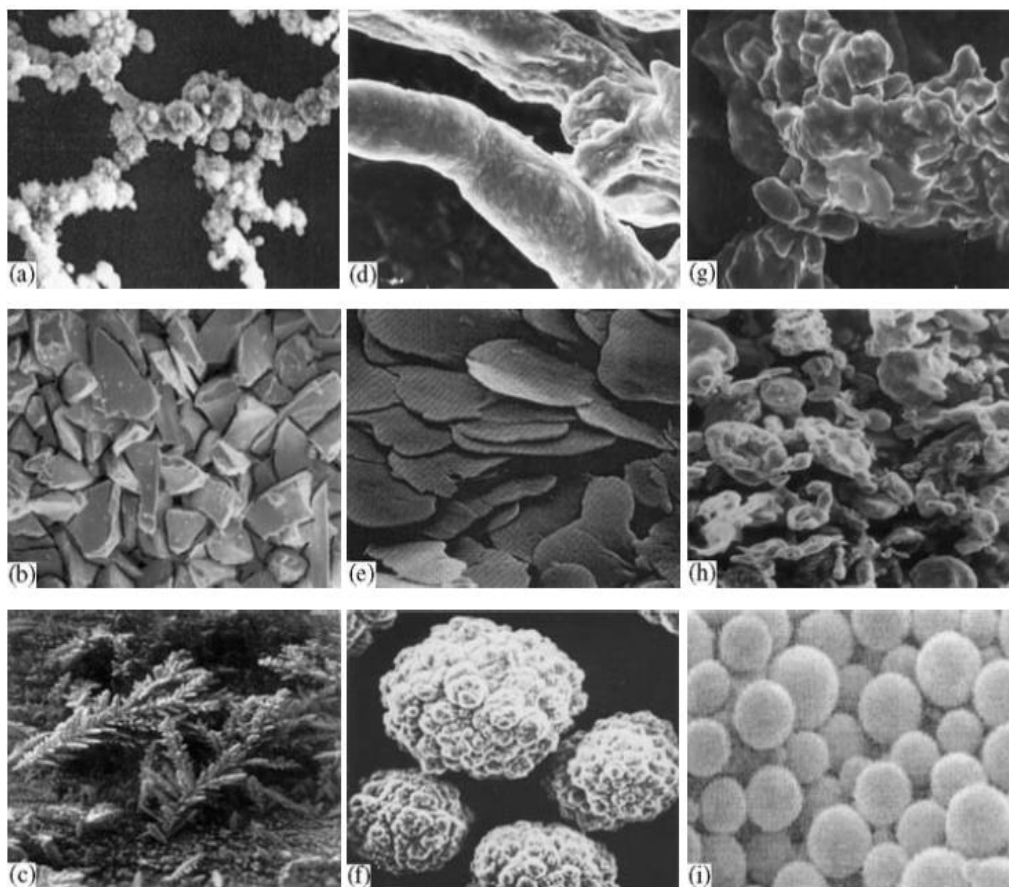
Tabela 5 – Tipo e forma das partículas

TIPO	FORMA	PROCESSO DE OBTENÇÃO
Acicular		Decomposição química
Irregular rodlike (em forma de haste)		Cominuição mecânica ou Decomposição química
Dendrítico		Eletrólise
Floco		Cominuição mecânica
Esférico		Atomização, Processo carbonila
Irregular		Atomização, Decomposição química
Arredondado		Atomização ou decomposição química
Poroso		Redução de óxidos
Angular		Desintegração mecânica

Fonte: KAMBLE; KULKAMI (2017)

A Figura 3 apresenta imagens das formas características das partículas de pó por uma classificação feita por NEIKOV et al. (2009) em que as imagens representam (a) partículas aciculares; (b) partículas angulares; (c) partículas dendríticas; (d) partículas fibrosas; (e) partículas em flocos; (f) partículas granulares; (g) Partículas irregulares; (h) partículas nodulares; (i) partículas esferoidais

Figura 3 – Imagem das formas características das partículas de pó



(a) Partículas acicular; (b) partículas angulares; (c) partículas dendríticas; (d) partículas fibrosas; (e) partículas em flocos; (f) partículas granulares; (g) Partículas irregulares; (h) partículas nodulares; (i) partículas esferoidais.

Fonte: NEIKOV; NABOY et. al. (2009)

A atomização é o método mais comum que permite a produção de pós em uma ampla variedade de composições e uma ampla variedade de tamanhos de partículas de pó de 1 μm a alguns milímetros (NEIKOV et. al., 2009).

O tamanho, a distribuição e a forma das partículas do pó metálico afetam propriedades como densidade, porosidade e compressibilidade do produto compactado (KAMBLE; KULKAMI, 2017).

Conforme CHIAVERINI (2001), as formas das partículas apresentam em sua maioria forma irregular. Algumas tem uma forma em que uma dimensão é predominante em relação a outra, e outras apresenta dimensões mais proporcionais. Apesar da forma esférica parecer mais favorável a compactação, as partículas que possuem forma mais irregular tendem a produzir compactados com melhores características de sinterização devido ao fato de haver uma interação dos contornos das várias partículas entre si. Também é importante levar em consideração a

distribuição das dimensões das partículas, porque tanto sob o ponto de vista de compactação como de sinterização, uma distribuição adequada de tamanho de partícula oferece as melhores condições de operação na metalurgia do pó.

3.3.3 Misturas dos Pós

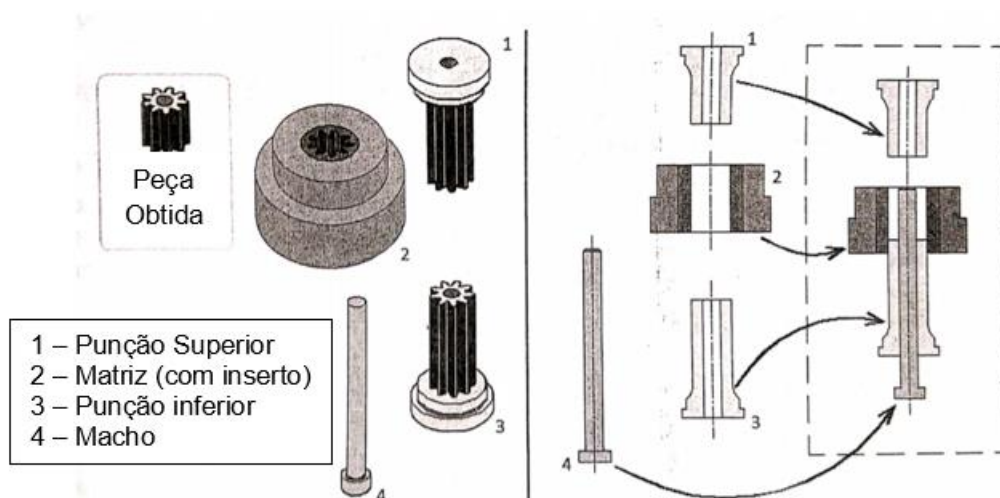
Essa é a primeira etapa da metalurgia do pó. Consiste em obter uma homogeneização das diversas matérias primas que irão compor o material sinterizado. O objetivo é assegurar misturas uniformes para garantir características específicas de distribuição e tamanho das partículas. Considera-se que quanto maior a uniformidade do tamanho de partículas do material a ser misturado ou homogeneizado, tanto maior a possibilidade de se obter resultados uniformes e consistentes (CHIAVERINI, 2001).

3.3.4 Compactação Uniaxial a Frio

É uma das operações básicas do processo. O pó é colocado nas cavidades de matrizes, comprimido em prensas de compressão a pressões determinadas de acordo com o tipo de pó usado e com as características finais desejadas nas peças sinterizadas (CHIAVERINI vol. II, 1986).

O ferramental é composto de no mínimo três componentes: “Matriz”, “punção superior” e “punção inferior”. Um quarto componente, chamado “macho”, é sempre empregado quando queremos que uma peça final possua furo (IERVOLINO; BULLA, 2009). A Figura 4 mostra os principais componentes do ferramental.

Figura 4 – Componentes básicos de um ferramental utilizado no processo de compactação uniaxial

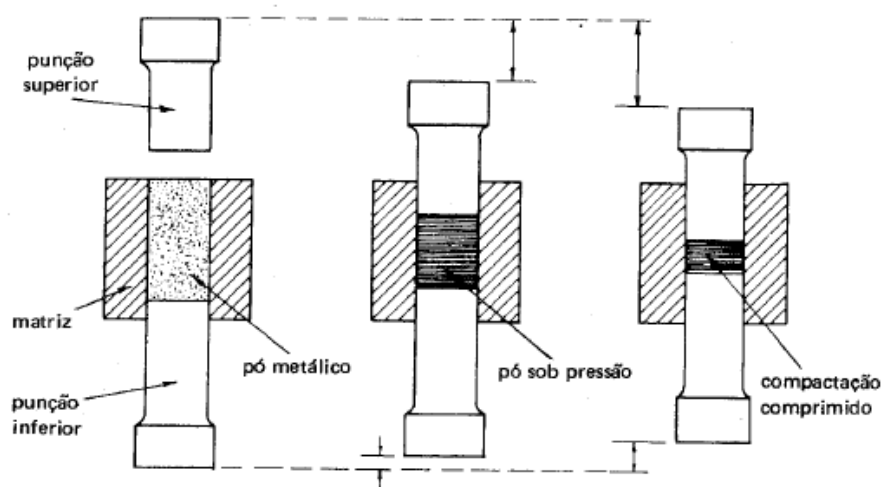


Fonte: IERVOLINO; BULLA (2009).

Do ponto de vista do processo, a compactação tem como objetivos consolidar o pó na forma desejada, estabelecer as dimensões próximas o mais possível a formas finais levando em conta as variações dimensionais durante a sinterização, atingir o nível de porosidade desejada e, dar resistência mecânica adequada para manuseio posterior (GOMES,1993). As etapas de compactação consistem em enchimento, compactação, extração e remoção. A Figura 5 ilustra de forma esquemática o processo de compactação.

De forma simplificada, as etapas de compactação podem ser descritas como: enchimento da cavidade da matriz com o pó e descida do punção superior da matriz até penetrar na cavidade da matriz e entrar em contato com o pó (enchimento); aplicação de pressão pelo punção superior se compactação de simples ação ou, se de dupla ação, a compressão se faz nos punções superior e inferior (compactação); retirada da peça de dentro do ferramental com a subida do punção superior, e elevação do punção inferior para retirada da peça da matriz (extração); retirada da peça antes do início de um novo enchimento (remoção). A peça após a compactação recebe o nome de compactado verde (IERVOLONO; BULLA, 2009)

Figura 5 – Esquema de operação de compactação de pós metálicos



Fonte: CHIAVERINI (1986)

Uma peça pode ser compactada desde que possa ser ejetada da matriz e as ferramentas que formam o recurso tenham força suficiente para suportar as cargas de compactação repetidas. Existem alguns fatores limitantes no uso desse processo de compactação. São eles: limitação da forma da peça pelo movimento axial dos punções, dificuldade na compactação uniforme dos pós devido ao atrito entre as partículas do pó e as superfícies do ferramental o que pode gerar variações de densidade. Apesar dessas limitações, as vantagens de custo para produzir as peças, combinado com excelente uniformidade e reprodução das peças, tornam a compactação por matriz um processo escolhido para fabricação de ampla variedade de peças automotivas, eletrônicas e de consumo (DAX *et al.*, 1998).

3.3.5 Sinterização

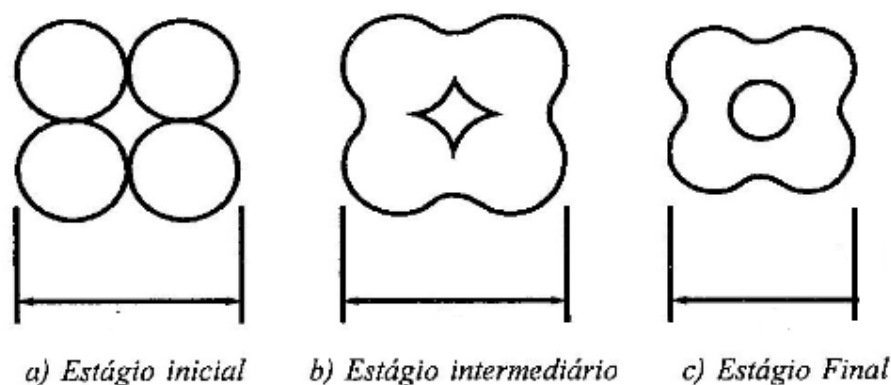
A sinterização consiste no aquecimento dos compactados verdes a temperaturas elevadas, abaixo do ponto de fusão do principal elemento da liga metálica, sob condições controladas de tempo, temperatura e atmosfera. A temperatura de sinterização é da ordem de 2/3 a 3/4 da temperatura de fusão da liga considerada (CHIAVERINI VOL. II, 1986).

É um processo relativamente simples, mas que exige um controle rigoroso das variáveis que podem afetar a formação da liga. A temperatura é a variável mais importante do processo. Pequenos aumentos na temperatura de sinterização podem

aumentar de forma considerável o grau de ligação das partículas. O tempo de sinterização, quanto mais longo for, maior o grau de ligação devido à maior quantidade de material difundido. A atmosfera do forno, outra variável, tem como função básica proteger o material da ação do oxigênio. Ela aumenta a transferência de calor alterando a taxa de aquecimento e resfriamento. Também uniformiza a temperatura nas diferentes regiões do forno e pode funcionar como agente controlador das reações químicas do processo (LOBERTO et al., 2009).

Ainda segundo LOBERTO et al (2009), os estágios do processo de sinterização, ilustrados na Figura 6, tem na fase inicial o desenvolvimento das ligações por difusão atômica entre grãos adjacentes, formando a região do pescoço sem nenhuma variação dimensional e com elevado grau de coesão. Com a elevação da temperatura, as superfícies de ligação aumentam e observa-se o crescimento do pescoço. A peça ainda não apresenta deformação mesmo ocorrendo transporte de material. Após, inicia-se a etapa de fechamento dos poros, provocando deformações que podem ser de contração ou expansão da peça. Com o aumento da temperatura, os poros se contraem, há uma diminuição do volume da peça, e um aumento das propriedades mecânicas. No último estágio ocorre o coalescimento e crescimento dos poros remanescentes. Neste estágio ocorre a contração e eliminação dos poros pequenos e isolados e, crescimento dos poros maiores.

Figura 6 – Estágios do mecanismo de sinterização

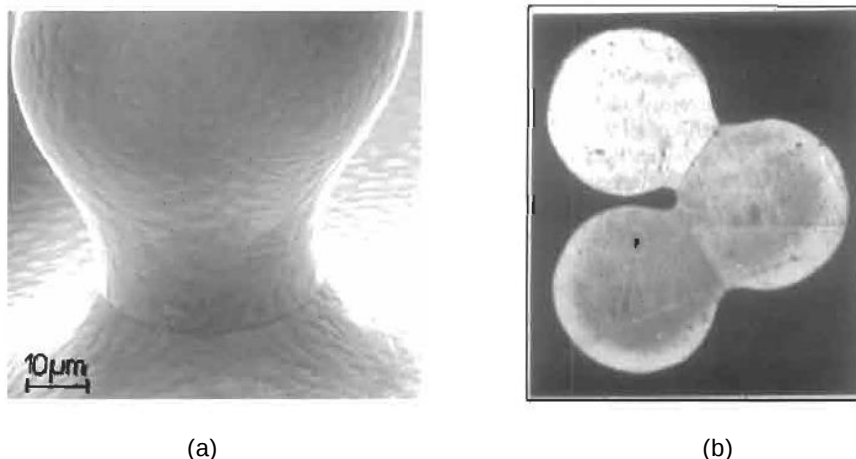


Fonte: GOMES (1993)

Na Figura 7 é ilustrado a região do pescoço de uma sinterização de esfera de cobre numa Micrografia Eletrônica de Varredura (a), e a seção transversal

metalográfica de um grupo de três partículas de cobre sinterizadas a 1300° K por 8 h (b).

Figura 7 – Região do pescoço



(a)

(b)

Fonte: CAHN (2001)

3.4 MOAGEM DE ALTA ENERGIA (MAE)

A moagem de alta energia (MAE) foi desenvolvida no final da década de 1960 por John S. Benjamim e colaboradores no *Laboratório de Pesquisa Paul D. Merica da empresa International Nickel Company (INCO)*, nos Estados Unidos. É uma técnica de processamento de pó para a produção de materiais homogêneos através da mistura de pós elementares. Inicialmente foi desenvolvida para produzir superligas à base de níquel e ferro reforçadas com dispersão de óxidos para aplicação na indústria aeroespacial (SURYANARAYANA et al., 2001).

É uma técnica que consiste em deformar o pó repetidamente, contínua e plasticamente à temperatura ambiente para criar novas ligas e/ou microestruturas (ZANDRA, 2013).

Envolve repetidos ciclos de deformação, soldagem, fratura e ressoldagem das partículas de pós, realizados em moinhos de alta energia. É simples, versátil, economicamente viável e de importantes vantagens técnicas pois permite o processamento em estado sólido o que faz ser possível sintetizar novas ligas que não é possível por outras técnicas (SURYANARAYANA, et al., 2001).

Atualmente vem permitindo a obtenção de materiais compósitos, materiais nanoestruturados, compostos intermetálicos, soluções amorfas, entre outros (TORRES; SHAEFFER, 2010).

A Moagem de Alta Energia é um processo que se inicia com a mistura de pós na proporção desejada em moinhos de bolas de alta energia. O processo de moagem desta mistura é realizado pelo tempo necessário para alcançar uma composição homogênea. Após, o pó que foi processado é tratado termicamente para obter a microestrutura e as propriedades desejadas. Os parâmetros envolvidos são a matéria-prima, tipos de moinhos e variáveis de processo (SURYANARAYANA et al., 2001).

As matérias-primas são os pós com tamanhos de partículas de 1 a 200 μm . O tamanho das partículas não pode exceder o tamanho das bolas utilizadas para a moagem porque o tamanho das partículas de pó diminui exponencialmente com o tempo e atinge um pequeno valor de alguns microns somente após alguns minutos de moagem (SURYANARAYANA et al., 2001).

A Moagem de Alta Energia pode ser executada por vários tipos diferentes de moinhos, como moinhos planetários, de esferas, secadores de rolos, rolos e tambores. Estes são apenas alguns exemplos e novos sistemas estão em processo de criação (ZANDRA, 2013).

Este trabalho utilizou um moinho vibratório SPEX, que processa cerca de 10 a 20g de pó por vez e são mais comumente usados para investigação em laboratórios. Esses moinhos possui uma jarra, onde é colocada a amostra e os meios de moagem (esferas), e faz um movimento enérgico para frente e para trás, combinado com movimentos laterais das extremidades da jarra em forma de 8 (oito) ou ∞ (infinito). Devido a amplitude do movimento e a velocidade de movimento da pinça, a velocidade das esferas é alta, da ordem de 7 m/s. Isso faz com que a força do impacto das bolas seja grande (SURYANARAYANA; et al, 2001).

Entre as variáveis do processo estão: tipo de moinho; recipiente de moagem; velocidade e tempo de moagem; tipo, tamanho e distribuição do meio de moagem; relação peso/bola, pó; extensão do preenchimento do frasco; agente controlador do processo; e temperatura de moagem (SURYANARAYANA; et al., 2001).

A escolha do tipo de moinho depende do tipo de pó, quantidade de pó e constituição final necessária. O processo de moagem pode ser executado por moinhos planetários, de esferas, rolos e tambores entre outros (ZANDRA, 2013).

De forma resumida, conforme SURYANARAYANA et al. (2001), os parâmetros influenciam como:

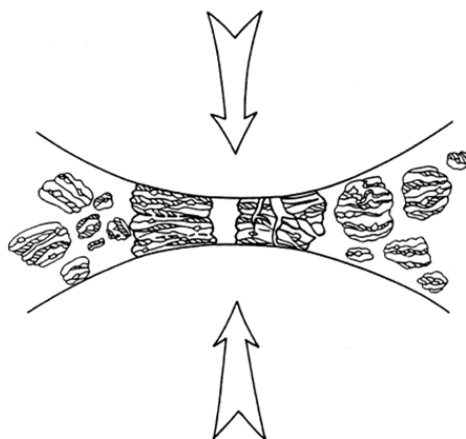
- a) O recipiente de moagem (jarra) deve ser feito de um material que procure não contaminar o pó. Devido ao impacto das esferas com a jarra, pode desalojar algum material e ser incorporado ao pó, o que provocaria uma contaminação ou alteração da química do pó. O recipiente de moagem, sempre que possível, deve ser feito do mesmo material do pó para evitar contaminação cruzada.
- b) Quanto maior a velocidade do moinho, mais rápido ele gira, maior é a energia cinética que as esferas transferem para o pó por cisalhamento ou impacto. A velocidade máxima que pode ser empregada não deve atingir uma velocidade crítica. Em um moinho de bolas, a velocidade de rotação aumenta a velocidade com que as bolas se movem e, acima de um determinado valor as esferas são fixadas nas paredes internas do frasco. Para que isso não ocorra e as bolas caiam da altura máxima para produzir a energia máxima de colisão, a velocidade máxima deve estar abaixo da velocidade crítica.
- c) O tempo de moagem é o parâmetro mais importante. É escolhido de modo a alcançar um estado estável entre a soldagem e a fratura das partículas do pó. Variam de acordo com o tipo de parâmetros utilizados.
- d) Em relação à proporção entre o peso das esferas e o pó, nos moinhos vibratórios SPEX, uma proporção de 10:1 é a mais comumente usada. Em processos de moagem de grande capacidade, essa relação pode chegar a 100:1 em outros tipos de moinho.
- e) A jarra não deve ser sobrecarregada, geralmente utilizando 50% do seu espaço para as esferas e partículas tenham espaço suficiente para se movimentarem livremente.
- f) A temperatura da moagem é outro parâmetro importante para decidir a constituição do pó processado por moagem. Como os processos de difusão estão envolvidos na formação das fases da liga, independentemente de a fase do produto final ser uma solução sólida, intermetálica, nanoestrutura ou uma fase amorfa, é esperado que a temperatura da moagem tenha um efeito significativo em qualquer sistema de liga. A temperatura da jarra pode atingir um valor alto, o que pode promover, em algumas situações, a decomposição de soluções sólidas ou outras fases formadas no processo de moagem. Também as altas temperaturas geradas podem contaminar o pó devido ao desgaste excessivo das ferramentas de moagem.

Um agente controlador do processo (ACP) é adicionado à mistura de pó durante o processo de moagem a fim de reduzir o efeito da soldagem a frio. Podem ser sólidos, líquidos ou gases. São principalmente compostos orgânicos e os mais importantes incluem ácido esteárico, hexano, metanol e etanol. O ACP pode ter efeitos negativos. Primeiro, o ACP pode introduzir elementos novos e potencialmente indesejáveis na mistura e, portanto, na liga final. Segundo, o ACP deve ser removido em algum momento para obter a liga final. Ao ligar mecanicamente o alumínio, o ACP pode equilibrar os processos de soldagem a frio e fratura (SURYANARAYANA, et al., 2001) (ZANDRA, 2013).

Durante a moagem de alta energia, as partículas sofrem altas deformações. Isso pode ser verificado pela presença de vários defeitos cristalinos, como discordâncias, vazios, falha de empilhamento e aumento no número de grãos. A presença desses defeitos refina a microestrutura o que diminui as distâncias de difusão, aumenta a temperatura durante a moagem e aumenta a difusividade dos elementos solutos na matriz o que resulta na produção de pós com alta sinterabilidade em relação à moagem convencional (TORRES; SHAEFFER, 2010)

Segundo SURYANARAYANA et al. (2001), durante a moagem de alta energia, as partículas de pó são continuamente deformadas, soldadas e fraturadas, o que altera suas características morfológicas e de dureza. Na colisão das partículas com duas esferas de aço, Figura 8, sempre ficam presas entre elas cerca de 1000 partículas de pó. Essa força de colisão deforma plasticamente as partículas que ficam com uma estrutura em camadas características que consiste em várias combinações dos constituintes da mistura inicial.

Figura 8 - Colisão do material entre as esferas



Fonte: SURYANARAYANA; IVANOV; BOLDYREY (2001).

Com o aumento da soldagem das partículas, novas superfícies são criadas o que leva a um aumento no tamanho das partículas, e consequente diminuição da quantidade delas. Com a continuação do processo, as partículas ganham dureza e sofrem fraturas, que vão diminuindo o tamanho das partículas. Nessa fase, a tendência à fratura predomina sobre a soldagem.

Por fim, após um período de tempo, o equilíbrio é alcançado entre a soldagem, que provoca um aumento do tamanho das partículas, e a fratura que diminui o tamanho médio das partículas. Nessa fase, a estrutura das partículas é constantemente retificada, mas o tamanho continua o mesmo, e cada partícula contém todos os ingredientes iniciais, na proporção em que foram misturados. Com esse equilíbrio o tamanho médio e a distribuição das partículas não se alteram de forma significativa.

3.5 EXTRUSÃO A QUENTE

A extrusão é o processo no qual um bloco de metal é reduzido na sua seção transversal pela aplicação de pressões elevadas forçando-o a escoar através do orifício de uma matriz (DIETER, 1981).

Geralmente é empregada para produzir barras ou tubos que podem ser vazados ou cheios. Podem produzir, também, peças com seção de formas mais complexas empregando metais com mais facilidade de serem extrudados, tal como o Alumínio. Nesses materiais é possível obter formas finais com excelentes tolerâncias dimensionais e qualidades superficiais (DIETER, 1981) (HELMAN; CETLIN, 1983).

A extrusão na maioria dos metais é realizada a quente devido às forças necessárias para produzir a deformação. Mas, para muitos metais, é possível a extrusão a frio (CHIAVERINI Vol. II, 1986).

O trabalho a quente é a operação inicial na conformação mecânica da maioria dos metais e ligas. Este procedimento requer menos energia para deformar o metal e proporciona melhor escoamento plástico sem que apareçam trincas. É definido como a deformação sob condições de temperatura e taxa de deformação tais que processos de recuperação ocorram simultaneamente com a deformação (DIETER, 1981).

Na extrusão, cada tarugo é extrudado individualmente e o comprimento do produto final é limitado pelo volume de material do tarugo (FERREIRA, 2010).

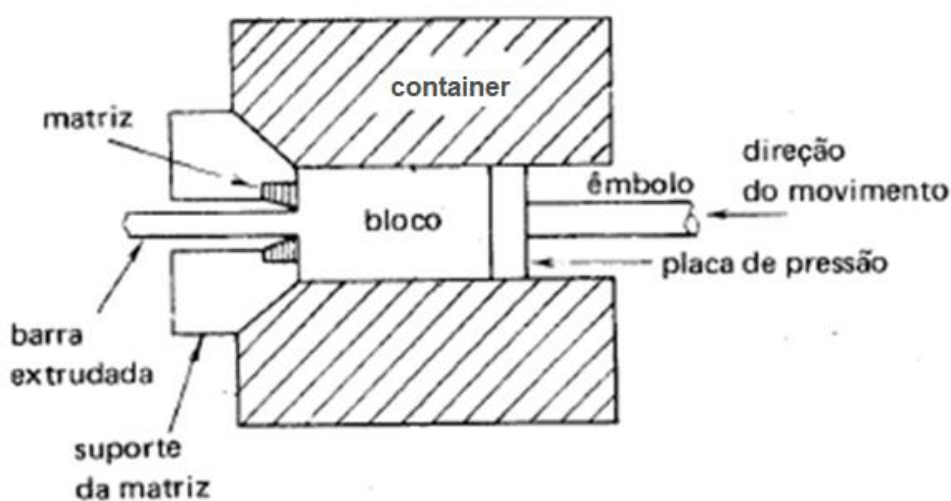
A redução de área no processo de extrusão pode ser de 1:20 para os metais duros, e no caso de metais mais deformáveis como o alumínio, chega a 1:100 (HELMAN; CETLIN, 1983).

Segundo DIETER (1981), as principais variáveis que influenciam a força necessária para fazer a extrusão a quente são: (1) o tipo de extrusão (direta ou indireta), (2) as condições de atrito na matriz e nas paredes do container, (3) a razão de extrusão, (4) a temperatura de trabalho, e (5) a velocidade de deformação.

São dois os processos de extrusão: a extrusão direta e a extrusão indireta (invertida ou reversa). A diferença está no modo de ação do cilindro e da forma segundo a qual o material escoar no interior do container (FERREIRA, 2010).

Na extrusão direta, mostrada na Figura 9, o material (tarugo) é empurrado por um cilindro ou pistão (êmbolo) contra a matriz. Quando a tensão de escoamento é superada provoca o rompimento e o material escoar através do furo formando o perfil desejado (FERREIRA, 2010) (HELMAN; CETLIN, 1983).

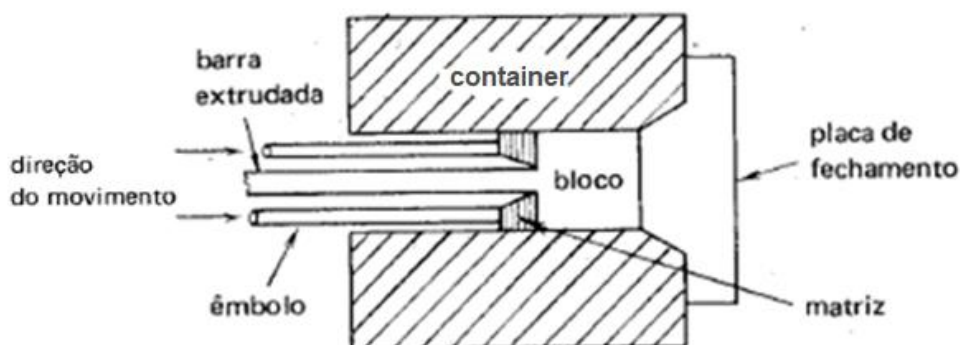
Figura 9 – Processo de extrusão direta



Fonte: CHIAVERINI (1986)

Na extrusão indireta, mostrada na Figura 10, o cilindro ou êmbolo vazado (com a matriz), com a forma do perfil desejado, penetra no material produzindo a peça extrudada. Nesse processo o material movimenta-se num sentido contrário ao movimento do êmbolo (FERREIRA, 2010) (HELMAN; CETLIN, 1983).

Figura 10 - Processo de extrusão indireta

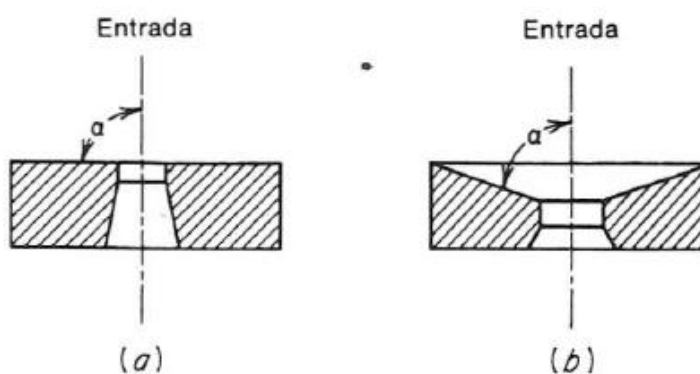


Fonte: CHIAVERINI (1986)

Na extrusão indireta, como a matriz é estática, a força de atrito entre o container e o tarugo tem o mesmo sentido do movimento do container e do tarugo. Na extrusão direta, a força de atrito tem sentido oposto ao movimento do tarugo (BARBOSA, 2014), e também como existe movimento relativo entre o material e o container, o atrito contribui significativamente para a elevação da carga de extrusão (FERREIRA, 2010).

Existem dois tipos comuns de matrizes de extrusão: matrizes de face plana e matrizes com ângulos cônicos de entrada, mostrados na Figura 11.

Figura 11 - Matrizes de extrusão típicas



a) Matriz de faces planas; b) Matriz cônica.

Fonte: DIETER (1981).

As matrizes de face planas são geralmente utilizadas para extrusão de materiais dúcteis, facilmente trabalháveis. A vantagem desse tipo de matriz é o baixo atrito quando comparado ao atrito do container. As desvantagens da matriz de face planas são as grandes áreas de fluxo que restringe a saída do material formadas nos

cantos das faces com o container e o grande volume de material que se forma para descarte ao final do processo (FERREIRA, 2010).

As matrizes de face cônica são utilizadas para materiais de mais alta resistência e com o uso de boa lubrificação. Diminuindo o ângulo α , a homogeneidade da deformação aumenta e a pressão de extrusão diminui, ângulo ótimo fica entre 45° e 60°. Se a princípio as áreas em que o fluxo do material fica restringido diminui, o atrito e o desgaste no processo aumentam (DIETER, 1981) (FERREIRA, 2010).

As pressões de extrusão são normalmente da ordem de 85 a 130 Kg/mm². A pressão necessária para produzir uma extrusão é dependente da maneira que o metal escoar no container e na matriz. E as condições de lubrificação influenciam muito na pressão empregada. Porém, nas ligas de alumínio de baixa resistência a extrusão é realizada sem o uso de lubrificante no tarugo (DIETER, 1981).

A maioria dos metais são extrudados a quente devido à vantagem da diminuição da resistência à deformação com o aumento da temperatura. Por causa da intensa deformação produzida na extrusão, ocorre um considerável aquecimento interno do metal. Por isso a temperatura superior para extrusão a quente deve ser abaixo do ponto de fusão ou da faixa de fragilidade a quente (DIETER, 1981).

Para uma dada pressão de extrusão, a razão de extrusão cresce com o aumento de temperatura. A razão de extrusão é a razão entre a área inicial e final da seção transversal do tarugo ($R = A_0/A_f$). Pode chegar a 40:1 em aços deformados a quente e 400:1 para as ligas de alumínio (DIETER, 1981).

A temperatura máxima do tarugo, admitindo-se que não haja limitações de resistência da matriz e ferramentas, é determinada pela temperatura na qual ocorre fusão incipiente ou fragilidade a quente na extrusão. O aumento da temperatura durante a extrusão é determinado pela velocidade e razão de extrusão. O aumento da velocidade do êmbolo produz um aumento na pressão de extrusão. Na extrusão com baixas velocidades ocorre um resfriamento considerável do tarugo. Quando isso se acentuar, a pressão necessária para a extrusão direta irá aumentar com o aumento do avanço do êmbolo devido ao aumento da tensão de escoamento conforme o tarugo esfria. O aumento de temperatura devido à deformação do metal é maior para altas velocidades de extrusão, e por isso os problemas com fragilidade a quente podem ser acentuados (DIETER, 1981).

Uma série de defeitos pode ocorrer durante o processo de extrusão a quente. Segundo FERREIRA (2010), se for assegurada a qualidade da matéria prima, os defeitos dos extrudados são normalmente produzidos por falhas do próprio processo.

Alguns desses defeitos são:

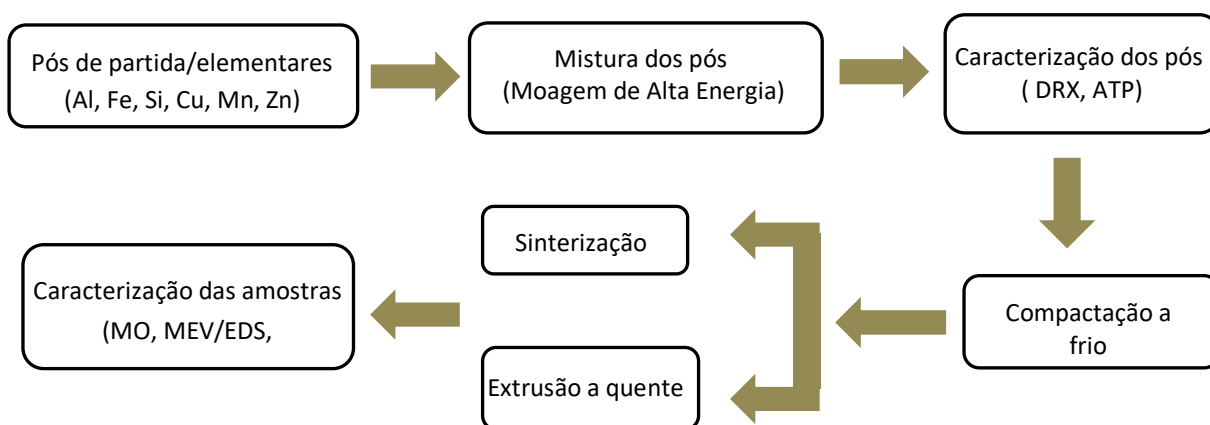
- a) Riscos ou ranhuras superficiais produzidas por desgaste ou quebra no paralelo da matriz (saída);
- b) Rugas ou empenos produzidos por um desalinhamento da matriz;
- c) Decorrentes da fricção pegajosa. O contato direto do material com o container (ausência de lubrificante) pode produzir um forte aquecimento, oxidando localmente o material (FERREIRA, 2010);
- d) Quando o processo de extrusão está na etapa final, uma cavidade começa a se formar no centro da superfície do material em contato com o pistão. Isso se ocorre devido ao núcleo do material se mover mais rapidamente que a periferia. O defeito é semelhante a um rechupe e pode representar uma perda importante de material (HELMAN; CETLIN, 1983);
- e) Surgimento de bolhas que podem aparecer em qualquer posição do perfil devido ao ar aprisionado ou a lubrificantes voláteis.
- f) Efeito casca de laranja que pode aparecer quando o perfil sofre esticamento durante a prensagem e após a extrusão. É gerado porque os grãos da superfície apresentam uma condição de deformação diferente daqueles do interior do perfil (BARBOSA, 2014).

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O procedimento experimental realizado nas ligas AA8011 e AA8079 consistiu-se na caracterização dos pós, processamento dos pós através da moagem de alta energia (MAE), compactação, sinterização e extrusão.

A Figura 12 apresenta de forma esquemática o fluxo do procedimento experimental empregado.

Figura 12 – Fluxo do procedimento experimental empregado



Fonte: A AUTORA (2019)

Os pós utilizados para formação da liga foram misturados conforme proporção indicada pelo ASM Handbook, vol. 2 (1990). A caracterização da estrutura, microestrutura e a granulometria das partículas foi realizada através dos ensaios de Difração de Raios X (DRX), microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e difração a laser, respectivamente.

Os compactados verdes sinterizados e os que passaram pela extrusão a quente, foram caracterizados por Microscopia ótica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) e ensaio de microdureza Vickers.

4.1 MATERIAIS

Os pós elementares empregados para a formação das ligas foram adquiridos nas empresas VETEV Química Final Ltda (Cu), ALDRICH (Si, Mn), Dinâmica Contemporânea Ltda (Zn), Casa da Química (Fe) e Alcoa (Al).

4.2 MÉTODOS

Nesse item será descrita a metodologia empregada para a fabricação e caracterização das ligas AA8011 e AA8079.

4.2.1 Pós de partida

Foram empregados pós elementares cuja composição das amostras utilizada para compor as ligas estão indicados na Tabela 6. Os percentuais dos pós utilizados foram obtidos e escolhidos a partir da classificação da *Aluminum Association* encontrado no Vol. II do ASM Handbook (1990).

Tabela 6 – Composição das amostras das ligas AA8011 e AA8079

LIGA	Composição em % de peso					
	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Al
AA8011	0,9	0,6	0,1	0,2	0,1	98,10
AA8079	0,3	1,3	0,05	---	0,1	98,25

Fonte: ASM Handbook, vol.2

Como agente controlador do processo (ACP) foi utilizado o composto orgânico ácido esteárico ($C_{18}H_{36}O_2$), em proporção de 1% da massa total do pó no processo de moagem.

O conhecimento da composição química dos pós tem como objetivo determinar quais são as impurezas presentes pois estas têm grande influência tanto no processamento, como nas propriedades do produto (GOMES, 1993).

4.2.2 Pesagem e mistura dos pós elementares

Os pós foram pesados na balança de precisão SHIMADZU UX 420h pertencente ao Laboratório de Metalurgia do Pó do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE, com capacidade para medir até 420g e leitura com precisão de 0,001g.

4.2.3 Processamento dos pós

Para o processamento dos pós por Moagem de Alta Energia, foi utilizado um moinho vibratório de alta energia SPEX, mostrado na Figura 13, comumente utilizados para investigação em laboratórios. A Figura 14 mostra a jarra (“vial”) de aço inox 304L e esferas de aço SAE 52100 empregados no processo.

Figura 13 – Moinho de alta energia SPEX



Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 14 – Jarra (vial) e esferas



Fonte: A AUTORA (2019)

Foram processadas quatro amostras para cada liga num total de oito, em períodos de tempo de 30 minutos, 60 minutos e 120 minutos a uma velocidade de rotação de 720 rpm. Para cada amostra foi utilizado 10g da mistura de pó e 1% de ácido esteárico como agente controlador do processo. Foi adicionado álcool isopropílico (C_3H_7OH) como meio líquido para recuperação dos pós e retirada da jarra sem que ocorra ignição espontânea do alumínio. A proporção entre o peso das bolas e o pó foi de 10:1. Então, para 20g de pó foram utilizados 200g de esferas de aço.

Na Tabela 7 estão os parâmetros utilizados para o processamento dos pós.

As amostras AM04-8011 e AM04-8079 foram utilizadas para o ensaio de extrusão, as demais, sinterizadas.

Os equipamentos utilizados pertencem ao Laboratório de Metalurgia do Pó do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE.

Tabela 7 – Parâmetros das amostras para processamento do pó

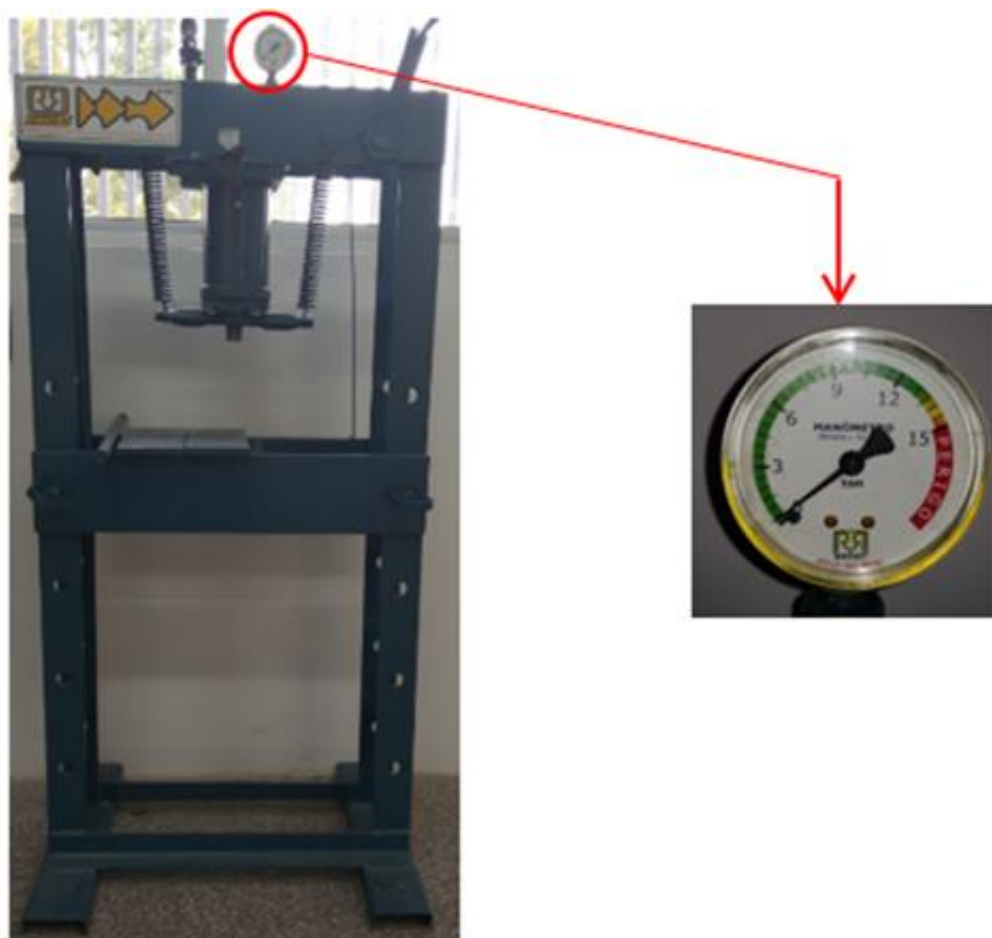
LIGA	AMOSTRA	COMPOSIÇÃO (gr)						TEMPO MOAGEM (min)
		Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Al	
AA8011	AM01-8011	0,18	0,12	0,02	0,04	0,02	19,62	30
	AM02-8011	0,18	0,12	0,02	0,04	0,02	19,62	60
	AM03-8011	0,18	0,12	0,02	0,04	0,02	19,62	120
	AM04-8011	0,18	0,12	0,02	0,04	0,02	19,62	120
AA8079	AM01-8079	0,06	0,26	0,01	--	0,02	19,65	30
	AM02-8079	0,06	0,26	0,01	--	0,02	19,65	60
	AM03-8079	0,06	0,26	0,01	--	0,02	19,65	120
	AM04-8079	0,06	0,26	0,01	--	0,02	19,65	120

Fonte: A AUTORA (2019)

4.2.4 Compactação uniaxial a frio

Os pós processados por Moagem de Alta Energia foram compactados numa prensa manual com capacidade para 15 t/cm². Para todas as amostras o tempo de aplicação da carga utilizado foi de 10 minutos a uma pressão de 10 t/cm². A Figura 15 mostra a prensa manual com detalhe do manômetro.

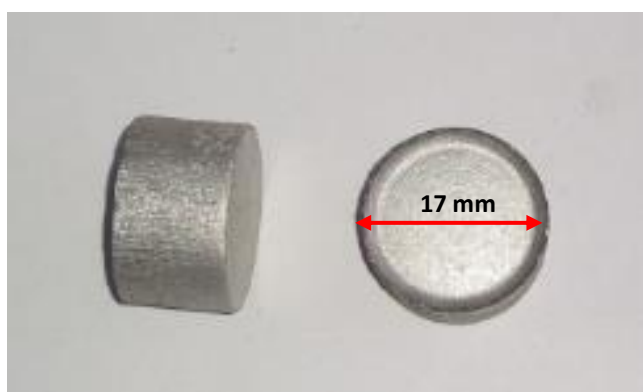
Figura 15 – Prensa manual de compactação e detalhe do manômetro



Fonte: A AUTORA (2019)

A Figura 16 mostra o compactado verde resultante que foi compactado em uma matriz metálica de aço VC131 de diâmetro de 17mm, mostrada na Figura 17.

Figura 16 – Compactado verde



Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 17 - Matriz metálica de aço VC131



Fonte: A AUTORA (2019)

4.2.5 Sinterização do compactado verde

O forno a vácuo utilizado para a sinterização pertence ao Laboratório de Metalurgia do Pó da Universidade Federal de Pernambuco, marca Innovatec, modelo IN R7 P7.

Os compactados verdes foram sinterizados em uma atmosfera controlada de argônio para evitar a oxidação com uma temperatura de patamar de 500°C por um período de 5h e uma taxa de aquecimento de 20°C/min. A Figura 18 ilustra o forno.

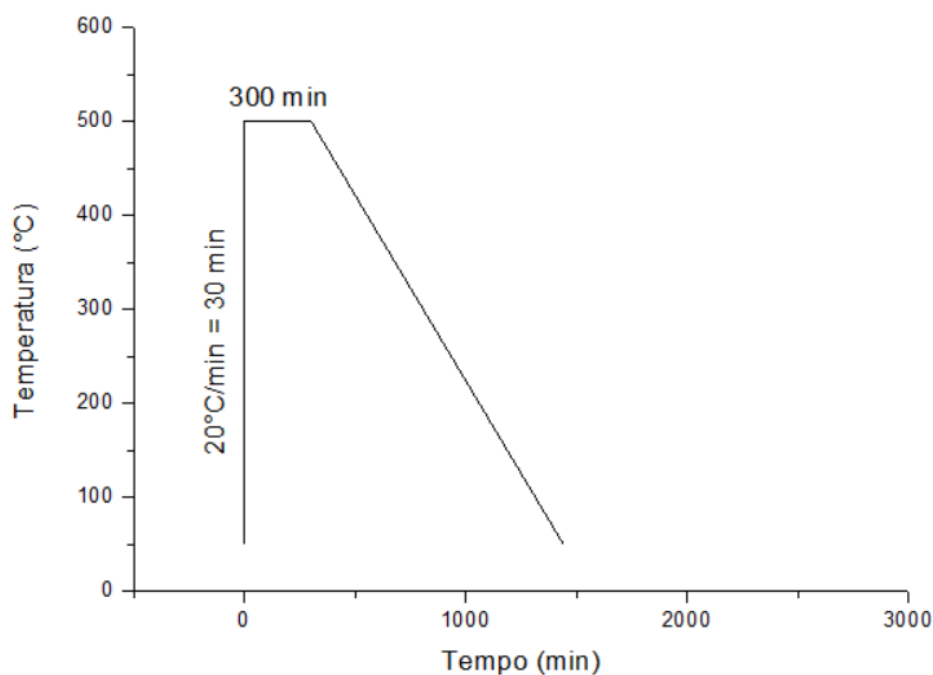
Figura 18 – Ilustração do forno a vácuo Innovatec



Fonte: A AUTORA (2019)

O resfriamento ocorreu no próprio forno até atingir a temperatura ambiente. A Figura 19 ilustra o ciclo de sinterização das amostras. Foram sinterizadas três amostras de cada liga: AM01-8011, AM02-8011, AM03-8011 e AM01-8079, AM02-8079, AM03-8079, num total de seis amostras.

Figura 19 – Ciclo de sinterização



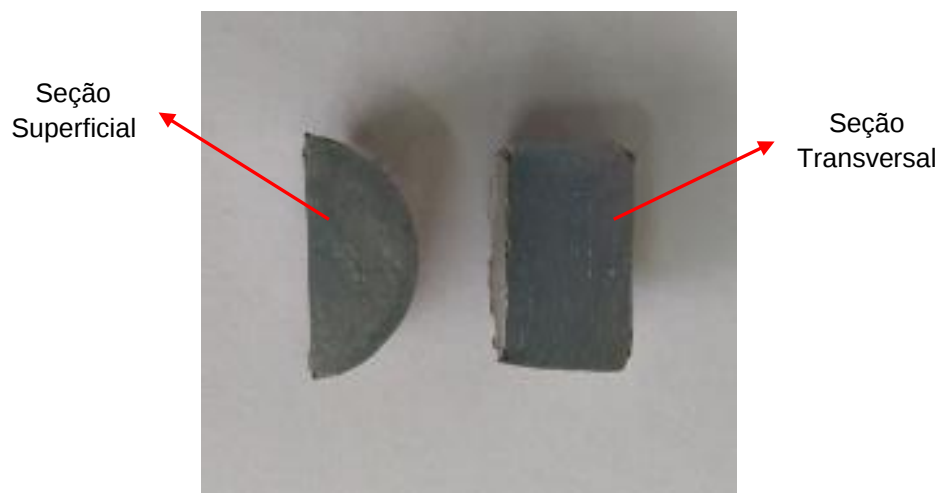
Fonte: A AUTORA (2019)

4.2.6 Preparação Metalográfica

Para realização dos ensaios de caracterização, faz-se necessário o preparo das superfícies das amostras de modo a termos uma imagem possível de ser analisada microestruturalmente.

Inicialmente foi realizado o corte ao meio das amostras a serem sinterizadas por um disco de corte abrasivo, conforme ilustrado na Figura 20, para que a superfície e seção transversal das amostras sejam analisadas.

Figura 20 – Corte das amostras sinterizadas

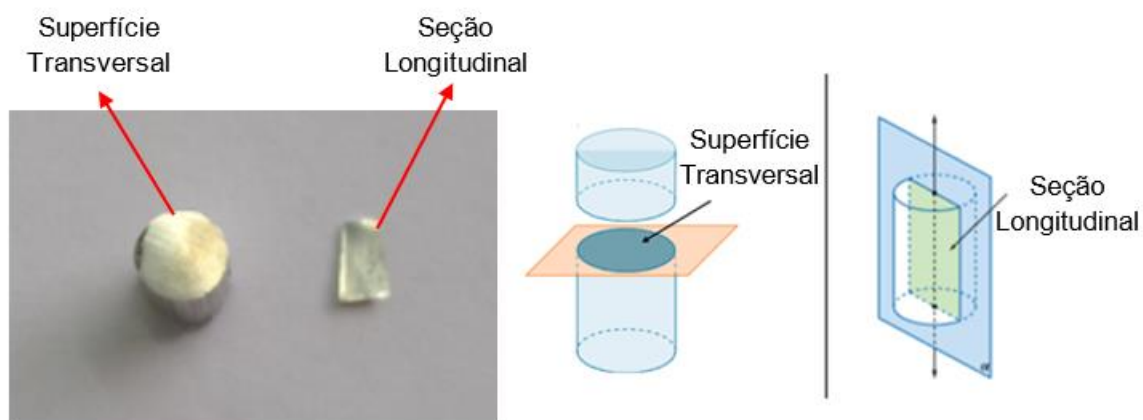


Fonte: A AUTORA (2019)

As amostras que passaram pelo processo de extrusão, tiveram os cortes realizados numa máquina de corte de baixa velocidade da marca Buehler, modelo Isomet, com disco abrasivo apropriado para o corte das amostras extrudadas, pertencente ao Laboratório de Materiais Inteligentes (LMI) do Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) da UFPE.

A Figura 21 mostra as vistas das seção longitudinal (L) e superfície transversal (T) com esquema de corte.

Figura 21 – Corte das amostras extrudadas



Fonte: A AUTORA (2019)

Após o corte da amostra, foi realizado seu embutimento com o uso de uma resina auto-polimerizante para permitir um bom manuseio.

Em seguida, foi feito o lixamento da vista das seções das amostras a fim de eliminar vestígios de rebarbas provenientes do corte por disco abrasivo. As lixas d'água utilizadas passaram pela sequência de Mesh de 220, 320, 400, 600 e 1200.

O polimento foi feito manualmente numa politriz com o uso de pasta de diamante de 1 μm e o ataque da superfície por ácido fluorídrico a 0,5% por 15s (COUTINHO, 1980).

Os equipamentos utilizados na preparação das amostras pertencem ao Laboratório de Preparação Metalográfica e Microscopia Ótica do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE.

4.2.7 Extrusão a quente

A extrusão a quente foi realizada nas amostras AM04-8011 e AM04-8079 processadas por MAE por um período de 120 minutos.

As extrusões foram realizadas na matriz mostrada na Figura 22, envolta por uma manta térmica que permite manter a temperatura desejada. Os compactados verdes das duas amostras foram colocados na matriz, o conjunto aquecido a temperatura de 500°C e prensados numa prensa hidráulica, Figura 23, pertencente ao Laboratório de Análise Estrutural e de Materiais (LAETEMA) do Departamento de Engenharia Civil da UFPE. As amostras resultantes da extrusão são mostradas na Figura 24.

Figura 22 – Matriz e manta térmica



(a) Matriz



(b) Manta térmica

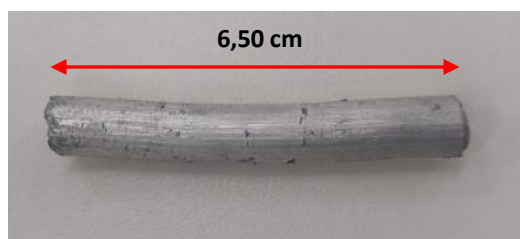
Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 23 – Matriz na prensa hidráulica

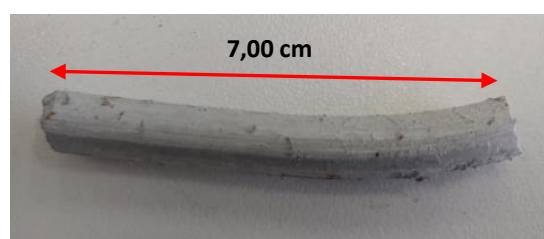


Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 24 – Amostras Extrudadas



(a) AA8011



(b) AA8079

Fonte: A AUTORA (2019)

4.2.8 Análise da Distribuição e Tamanho das Partículas de Pó

A análise da distribuição e tamanho das partículas dos pós foi realizada no equipamento MASTERSIZE 2000 da MALVERN INSTRUMENTS, do Laboratório de Tecnologia Mineral (LTM) do Departamento de Engenharia de Minas da UFPE. O Mastersize usa a tecnologia de difração a laser para medir o tamanho das partículas em amostras úmidas e secas.

As análises foram realizadas por via úmida com a água como meio dispersante.

A distribuição do tamanho de partícula é dada em termos de um gráfico de distribuição de frequência em proporção de volume numa faixa de 0,01 a 3000 μm .

4.2.9 Difração de Raios-X dos Pós Processados por Moagem de Alta Energia

A difração de Raios-X foi realizada para caracterização microestrutural das amostras de pó processadas por Moagem de Alta Energia. Através desta técnica identificamos as fases presentes nos pós. A análise foi realizada em um difratômetro de Raios-X do tipo SHIMADZU, modelo XRD-7000, com radiação de Cu-K α , comprimento de onda $\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$, tensão de 40KV, corrente de 30mA, faixa de medição (2θ) de 5° a 120°, velocidade de medição de 1°/min e passo de 0,02°, pertencente ao Laboratório de Materiais Compósitos e Integridade Estrutural (COMPOLAB) do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE.

Na identificação das fases foi empregado o método de Hanawalt baseada na comparação do padrão que se quer conhecer, com o banco de dados de padrões conhecidos e mantidos pelo International Center for Diffraction Data (ICDD).

4.2.10 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS)

Nas análises por MEV visualizamos o formato das partículas dos pós, a distribuição das partículas nos diversos tempos de MAE e as microestruturas das amostras sinterizadas e as extrudadas. As análises químicas por EDS das amostras de pó sinterizadas e extrudadas, foram analisadas por um equipamento acoplado ao MEV.

A análise foi realizada num MEV da TESCAN, modelo MIRA3 com emissor Schottky de alto brilho para obter imagens de alta resolução e baixo ruído, com o EDS acoplado da OXFORD INSTRUMENTS, X-ACT.

4.2.11 Microscopia Ótica (MO)

A análise por microscopia ótica foi realizada com um microscópio ótico do Laboratório de Materiais Compósitos e Integridade Estrutural (COMPOLAB) da marca Zeiss, com câmera de vídeo acoplada AxloCam MRC5 e aumentos de 50x a 1000x

Foram realizadas imagens das amostras em aproximação de 100x, 200x e 500x.

4.2.12 Microdureza Vickers

A microdureza foi realizada no Microdurômetro Emcotest, modelo Durascan, do Laboratório de Materiais Compósitos e Integridade Estrutural (COMPOLAB) da UFPE.

O ensaio segue o método descrito na norma ASTM E384-17, *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, que abrange a determinação da microdureza pelos teste de microindentação de materiais.

Foi aplicada uma carga de 300g, com um tempo de indentação de 15s em cinco pontos aleatórios distribuídos de uma borda a outra das amostras e velocidade de aproximação entre 1,2 a 25 mm/s. O ensaio foi realizado nas vistas superficial (S) e transversal (T) das amostras sinterizadas e seção longitudinal (L) e superfície transversal (T) das amostras extrudadas.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são discutidos os resultados encontrados nos ensaios e procedimentos realizados na pesquisa. Primeiro, são discutidas as características dos pós através da DRX, MEV/EDS, e granulometria. Na segunda parte, é feita a discussão do material sinterizado e através da MO, MEV/EDS, e microdureza Vickers. Por fim, na terceira parte são discutidas as características do material extrudado por MO, MEV/EDS, e microdureza Vickers.

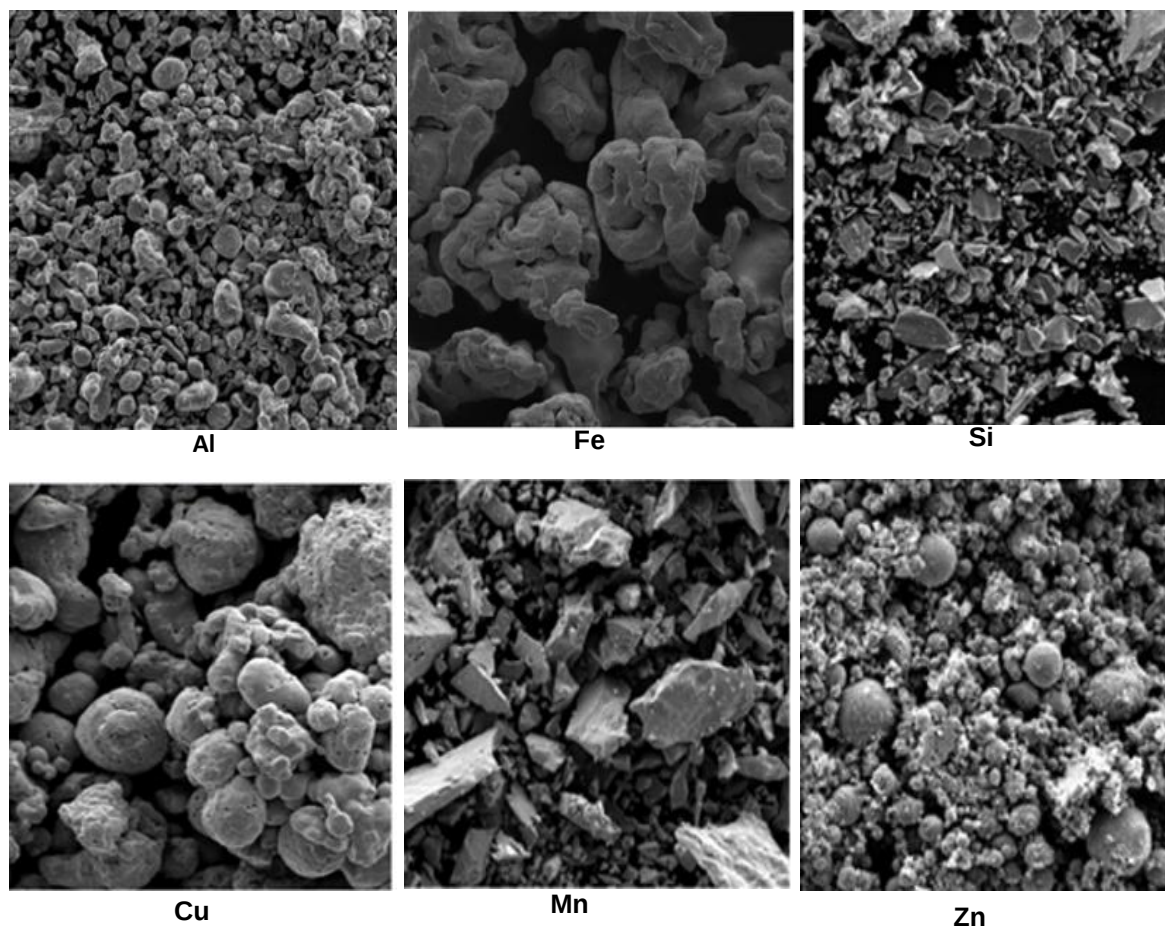
5.1 CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS

Este item apresenta a caracterização dos pós e os resultados encontrados.

5.1.1 Morfologia dos Pós

Pela observação das imagens do MEV, a análise química no EDS e o encontrado na literatura existente, as morfologias das partículas dos pós de partida possuem formas irregulares ou arredondadas e não foram encontradas impurezas na composição deles. A Figura 25 apresenta as imagens dos pós utilizados na fabricação das ligas pela Microscopia eletrônica de Varredura.

Figura 25 – MEV dos pós de partida



Fonte: A AUTORA (2019)

5.1.2 Difração de Raios-X dos Pós após a Moagem de Alta Energia

As fases dos picos encontrados nos difratogramas foram obtidas por fichas informativas adquiridas do banco de dados do *International Center for Diffraction Data* (ICDD) e indicadas na Tabela 8.

Tabela 8 – Fichas das fases do ICDD

Ficha número	Fórmula
2300250	Al
2104737	Si

Fonte: *International Center for Diffraction Data (ICDD)* (2019)

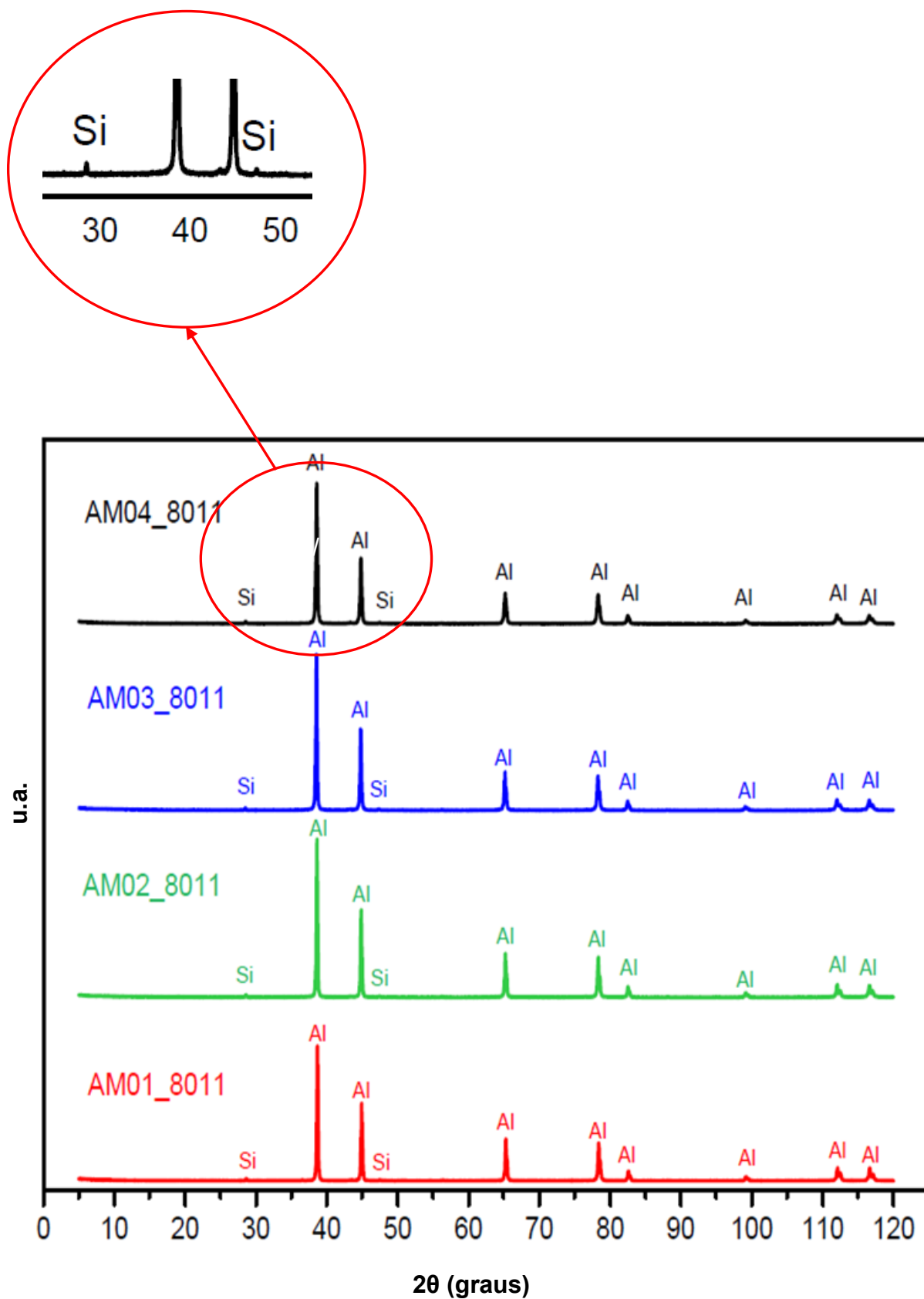
As fases encontradas nos difratogramas das ligas foram de Alumínio e Silício para a liga AA8011 e somente Alumínio para a liga AA8079. Não houve praticamente nenhum deslocamento dos picos nas amostras AM01 a AM04, tanto para a liga AA8011 como para a liga AA8079, então as fases encontradas são as mesmas para todas as amostras de cada liga.

Não foi identificada nenhuma fase ternária ou binária nos difratogramas. Conforme MARTINS et al. (2014) para que uma fase seja detectada na análise de DRX é necessária uma certa precipitação de tamanho e fração de volume, o que não ocorreu.

Não houve mudança significativa nas intensidades dos difratogramas das amostras sinterizadas e extrudadas ao longo do tempo de moagem. Portanto, não podemos, por meio da difração de raios-x, observar o refinamento dos grão conforme identificou MEIGNAMOORTHY et al. (2018) em suas amostras ao estudar a liga AA8079 com reforço de Carboneto de Boro (B_4C) com o emprego da moagem de alta energia e extrusão a quente.

A Figura 26 apresenta o resultados dos difratogramas da liga AA8011 nos tempos de moagem de 30 minutos, 60 minutos e 120 minutos das amostras sinterizadas (AM01, AM02, AM03 e AM04) com as suas fases.

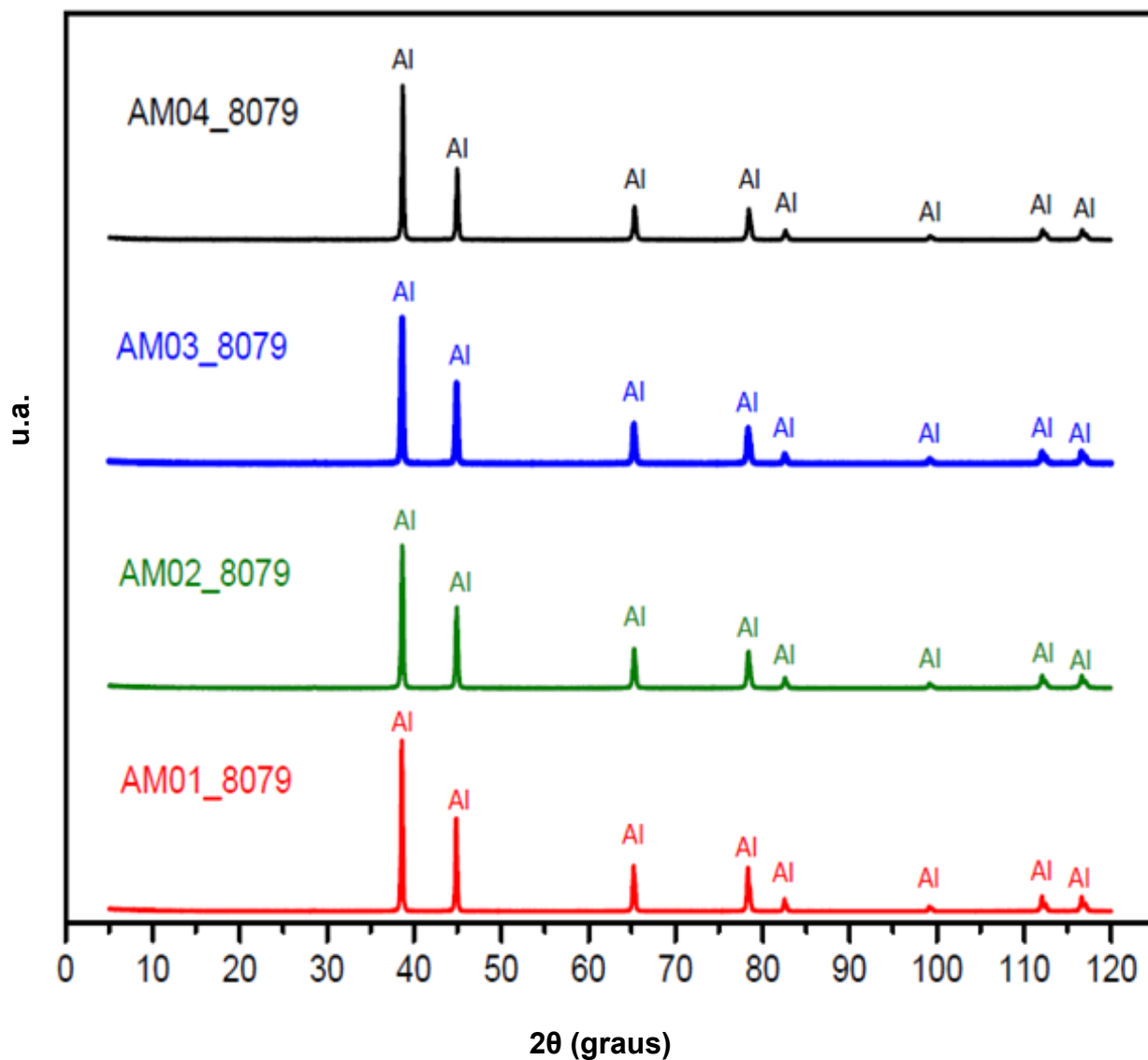
Figura 26 – DRX da Liga AA8011 com tempos de moagem de 30min, 60 min, 120 min



Fonte: A AUTORA (2019)

A figura 27 apresenta os difratogramas da liga AA8079 com os tempos de moagem de 30 minutos, 60 minutos, 120 minutos das amostras sinterizadas (AM01, AM02, AM03 e AM04) com as suas fases.

Figura 27– DRX da Liga AA8079 com tempos de moagem de 30min, 60 min, 120 min



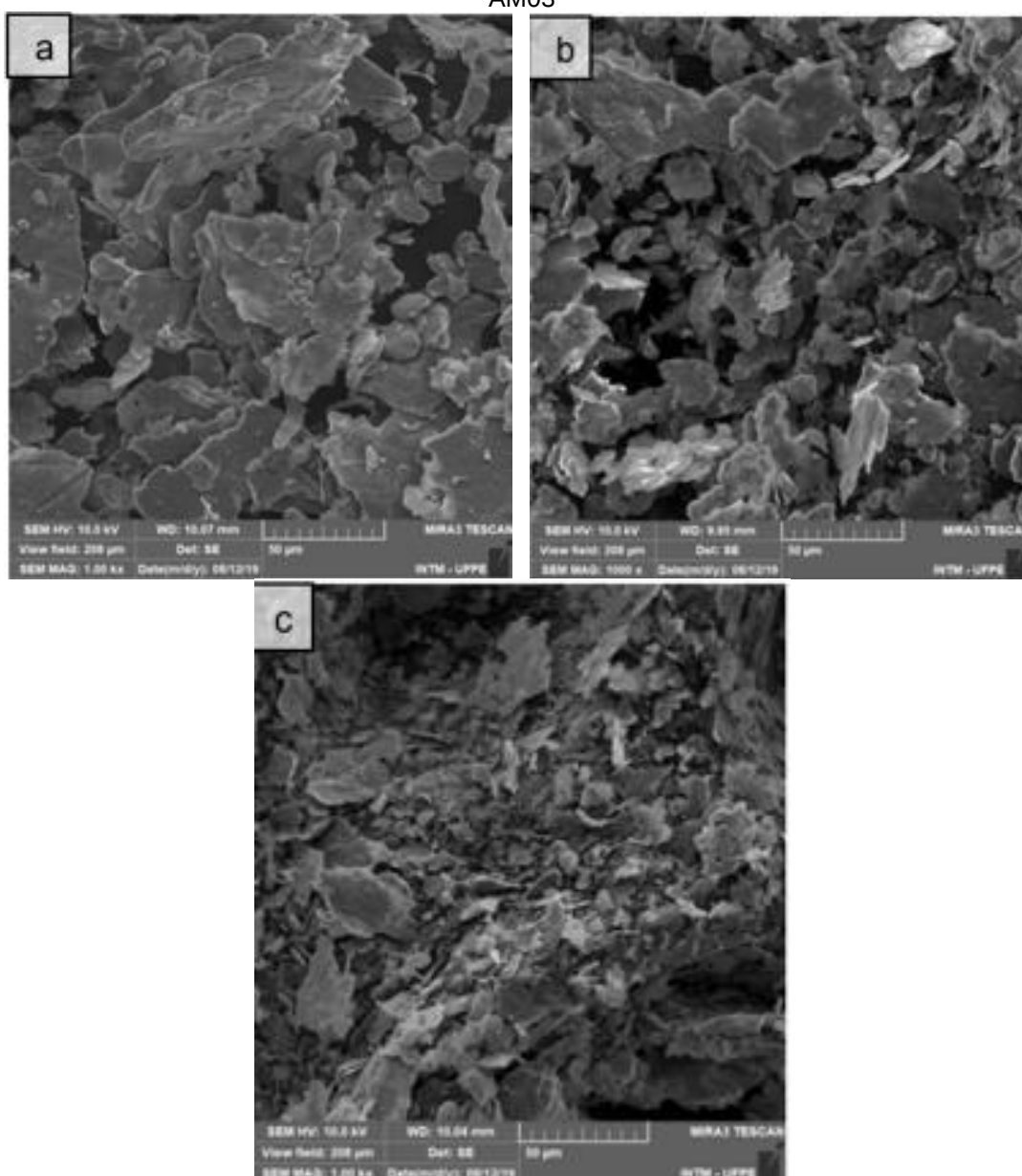
Fonte: A AUTORA (2019)

5.1.3 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS)

As Figuras 28 e 30 apresenta as micrografias das partículas de pó nos tempos de moagem de 30 minutos, 60 minutos e 120 minutos, realizados para as ligas

AA8011 e AA8079, respectivamente. CUNGUANG CHEN et al. (2015), ao estudar os efeitos do tamanho do pó de alumínio e microestrutura em compósitos de alumínio reforçado com nitrato de boro, observou que durante o processo de moagem a maior energia produzida a partir da colisão constante entre as partículas e as esferas de aço causaram deformação plástica nas partículas de pó. Esse efeito também foi verificado nos pós das ligas estudadas a partir da observação das micrografias que nos mostra pós deformados, com formas irregulares e dimensões menores a cada tempo de moagem devido às maiores fraturas ocorridas.

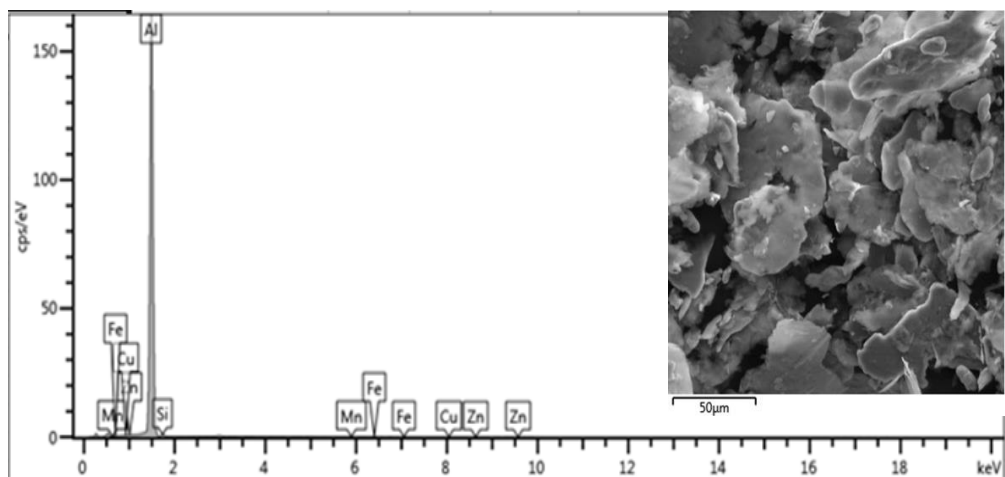
Figura 28 - MEV partículas de pó da liga AA8011 com aumento de 1.00 kx de a) AM01 b) AM02 e c) AM03



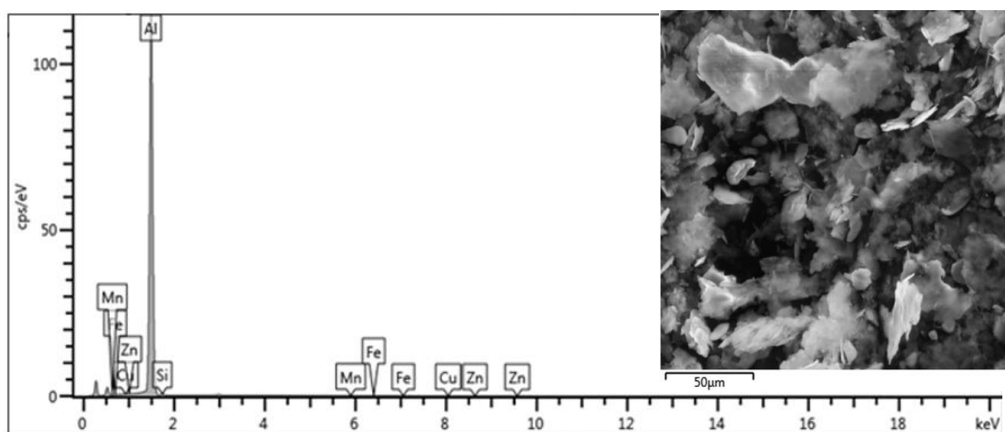
Fonte: A AUTORA (2019)

As Figuras 29 e 31 apresenta os EDS das ligas AA8011 e AA8079, respectivamente. Neles são identificados os elementos presentes nas amostras de pó. Não foram detectados elementos fora da composição das ligas.

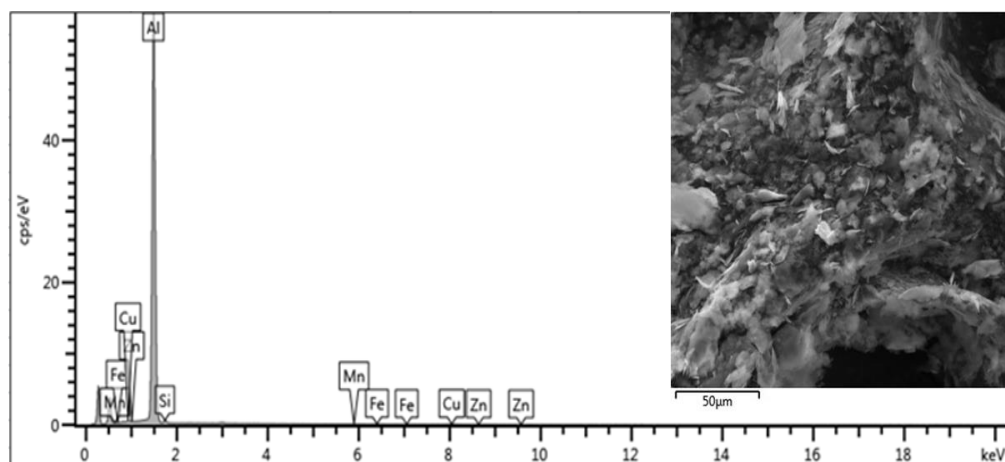
Figura 29 - EDS liga AA8011 sendo a) AM01 b) AM02 e c) AM03



a)



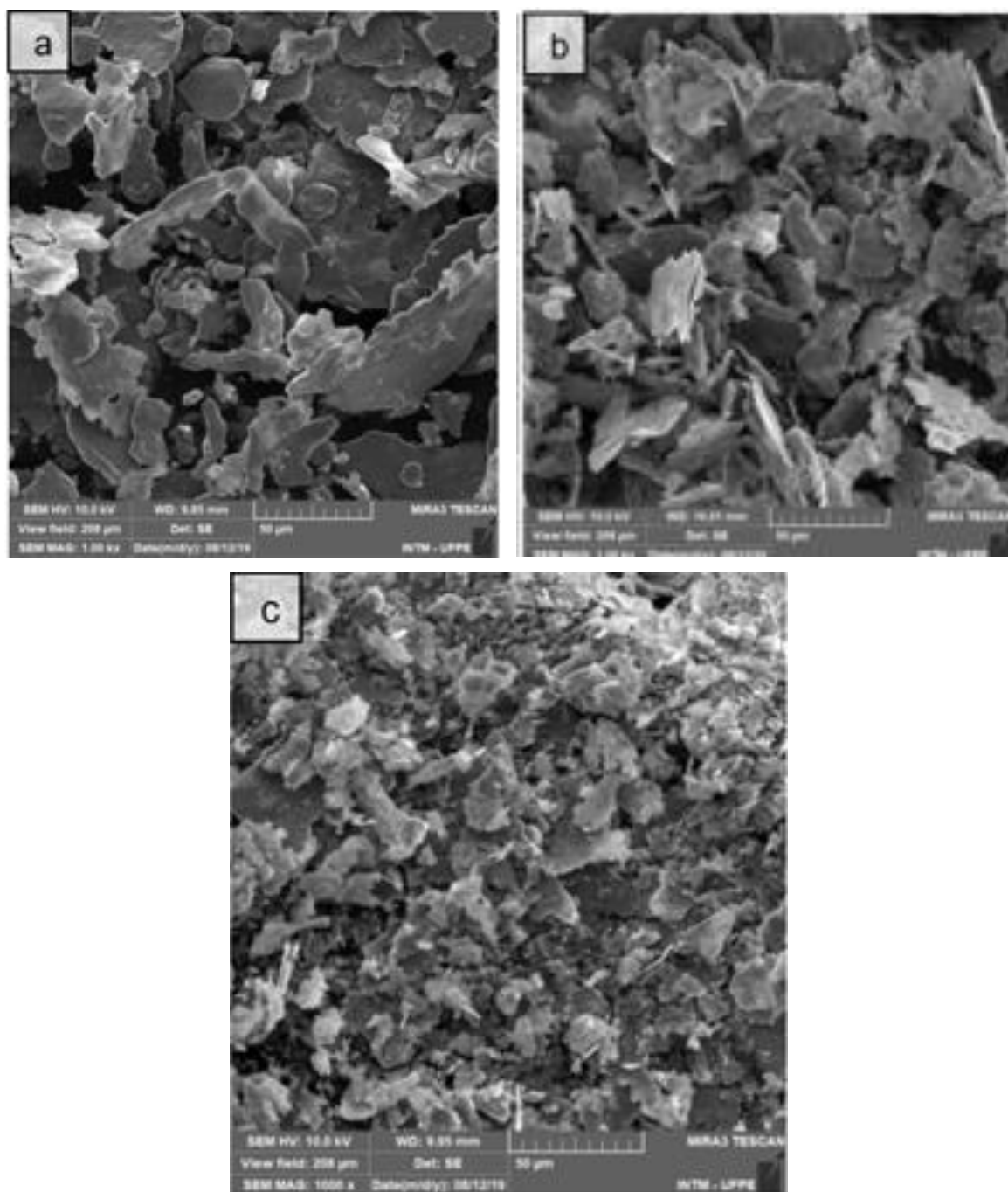
b)



c)

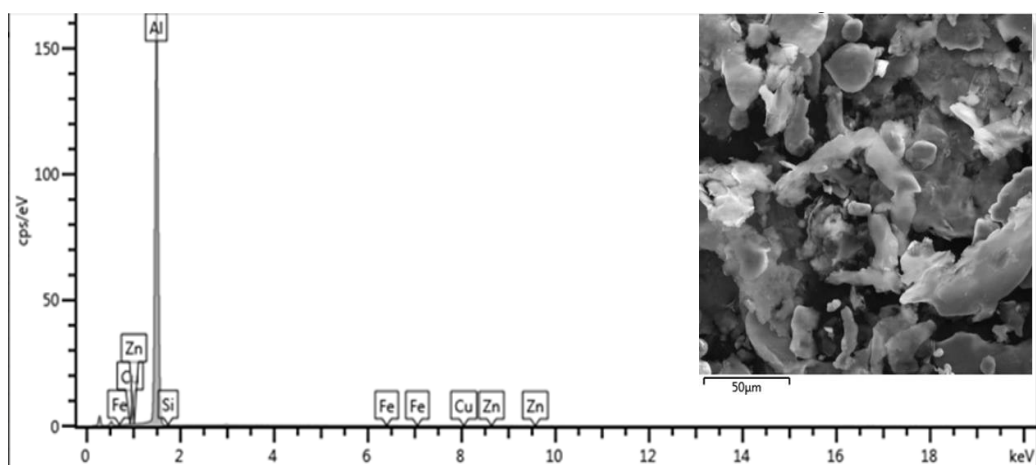
Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 30 - MEV partículas de pó da liga AA8079 com aumento de 1.00 kx de a) AM01 b) AM02 e c) AM03

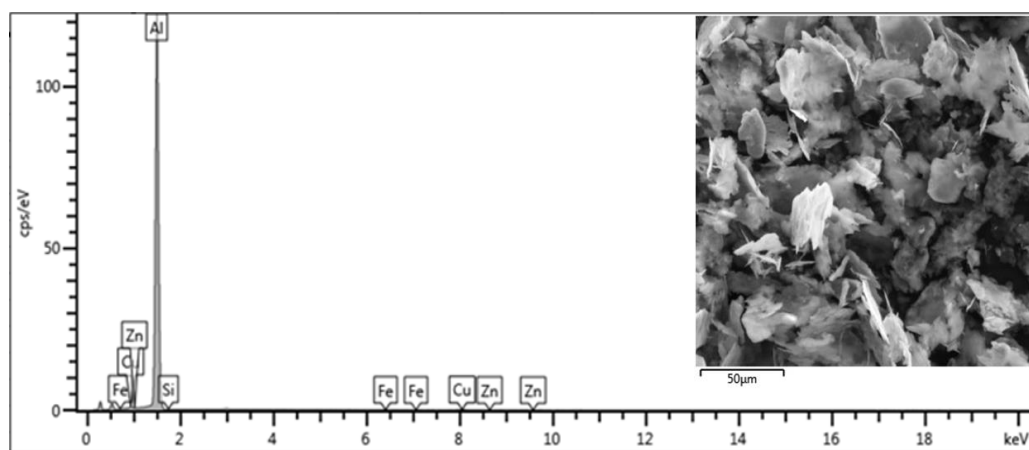


Fonte: A AUTORA (2019)

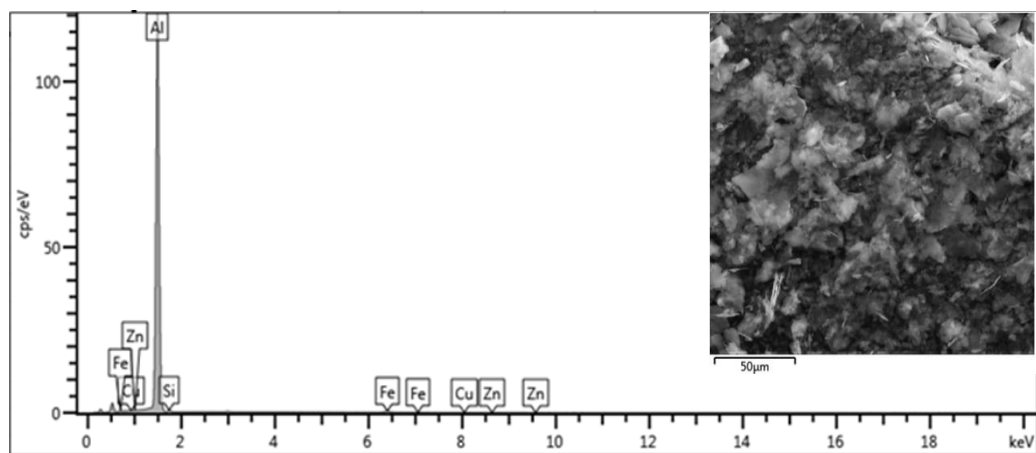
Figura 31 - EDS liga AA8079 sendo a) AM01 b) AM02 e c) AM03



a)



b)



c)

Fonte: A AUTORA (2019)

5.1.4 Análise de Distribuição e Tamanho das Partículas

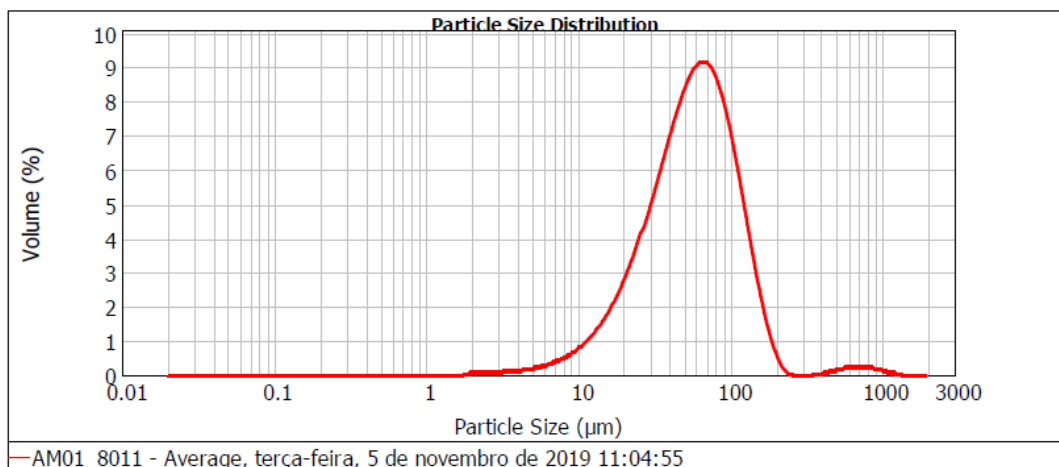
As Figuras 32 (a), (b) e (c) mostram a distribuição das partículas das amostras da liga AA8011 em tempos de moagem de 30 minutos, 60 minutos e 120 minutos. Os resultados dos diâmetros das partículas são mostrados na Tabela 9. As Figuras 33 (a), (b) e (c) mostram a distribuição das partículas das amostras da liga AA8079 em tempos de moagem de 30 minutos, 60 minutos e 120 minutos. Os resultados dos diâmetros das partículas são mostrados na Tabela 10. As Figuras 46 (d) e 47 (d) mostra a distribuição do tamanho das partículas para as três amostras de cada liga. Pela observação da curva de distribuição de frequência, tanto na amostra da liga AA8011 como na AA8079, observou-se que a distribuição foi unimodal, característica que indica que os pós podem ser utilizados para a Metalurgia do Pó. Também se observa que há um deslocamento para a esquerda o que mostra a diminuição de diâmetro da partícula dos pós que decresce a cada aumento do tempo de moagem, como pode ser confirmado pelos valores de diâmetro mediano - D_{50} , apresentado nas Tabelas 9 e 10. Essa diminuição do tamanho mediano das partículas, indica que estas ficam cada vez mais finas, demonstrando que o tempo de moagem influencia no processo.

Tabela 9 – Distribuição das partículas de pó da liga AA8011

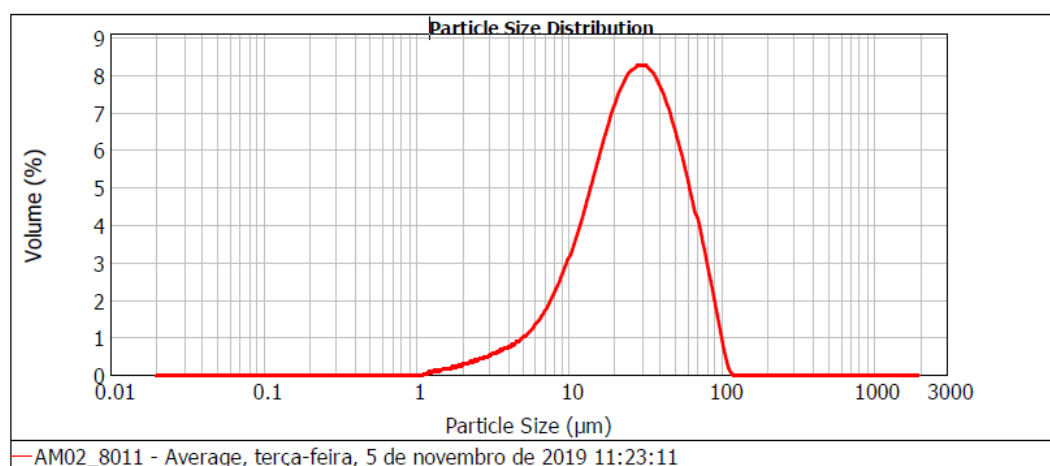
Amostra	Tempo de moagem (min)	D_{10} (μm)	D_{50} (μm)	D_{90} (μm)
AM01_8011	30	20,336	57,182	122,905
AM02_8011	60	8,908	26,818	62,302
AM03_8011 AM04_8011	120	5,910	20,438	53,678

Fonte: A AUTORA (2019)

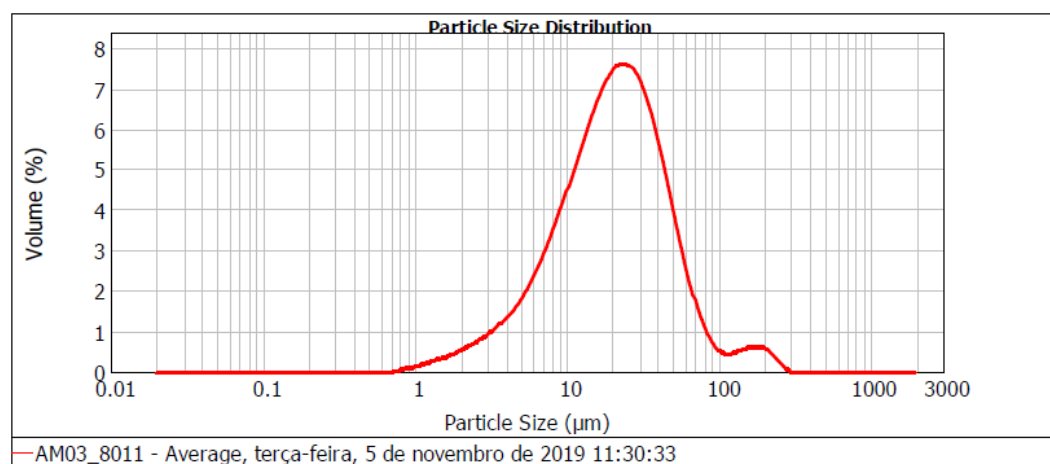
Figura 32 - Granulometria liga AA8011 a) AM01 b) AM02 c) AM03 e d) Amostras AM01, AM02, AM03



a)

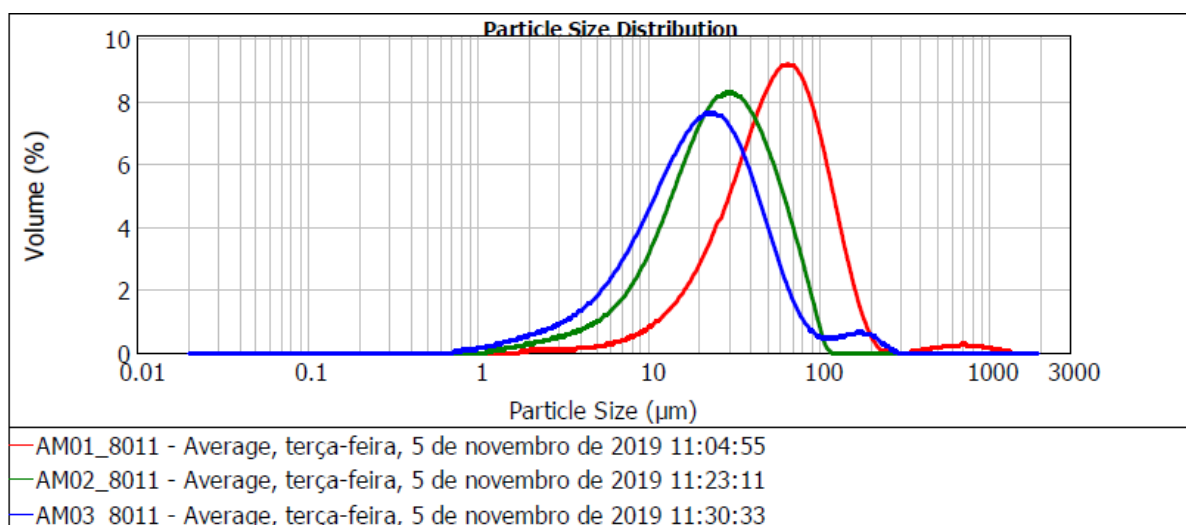


b)



c)

Figura 32 - Granulometria liga AA8011 (a) AM01 (b) AM02 (c) AM03 e (d) Amostras AM01, AM02, AM03 (continuação)



d)

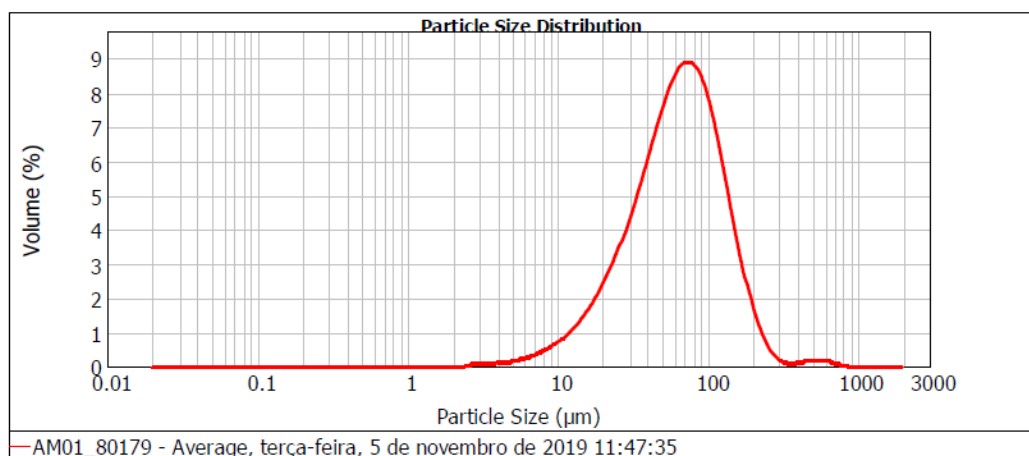
Fonte: A AUTORA (2019)

Tabela 10 – Distribuição das partículas de pó da liga AA8079

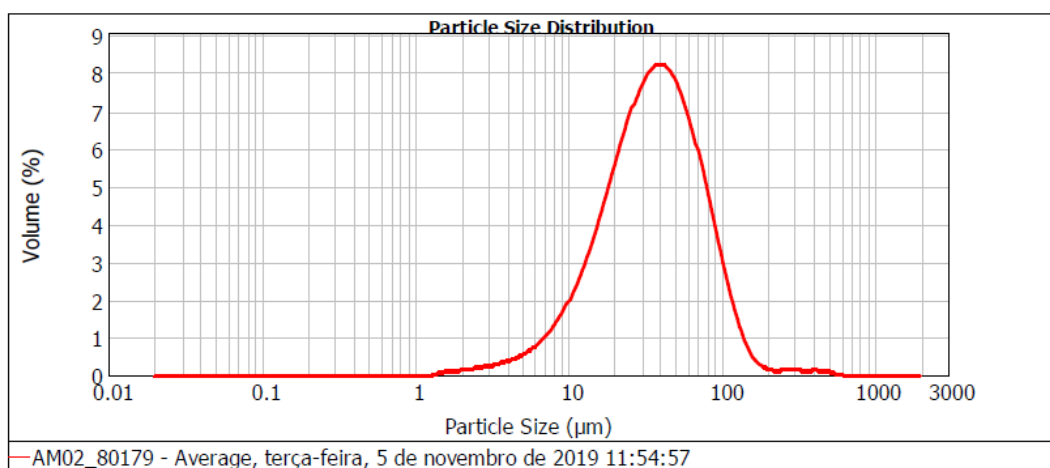
Amostra	Tempo de moagem (min)	D ₁₀ (μm)	D ₅₀ (μm)	D ₉₀ (μm)
AM01_8079	30	21,821	63,681	140,852
AM02_8079	60	12,238	35,771	85,595
AM03_8079 AM04_8079	120	5,851	19,081	44,886

Fonte: A AUTORA (2019)

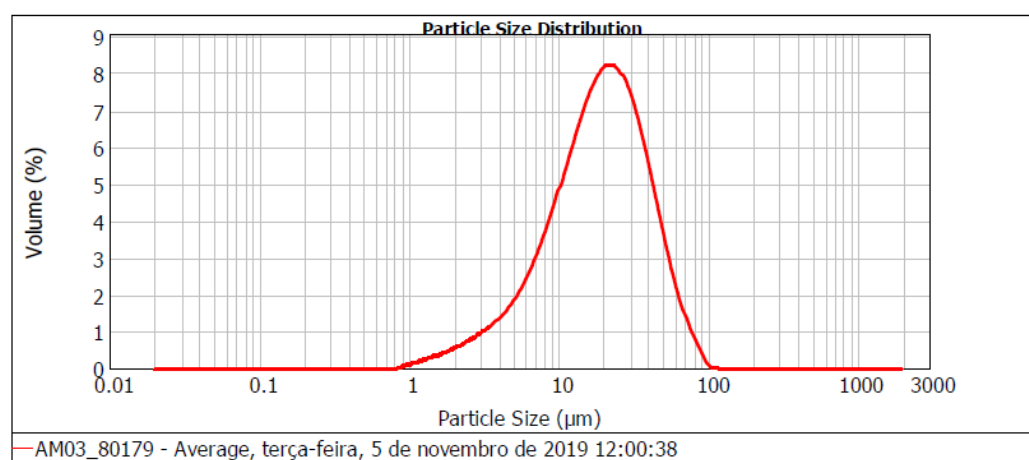
Figura 33 - Granulometria liga AA8079 a) AM01 b) AM02 c) AM03 e d) Amostras AM01, AM02, AM03



a)

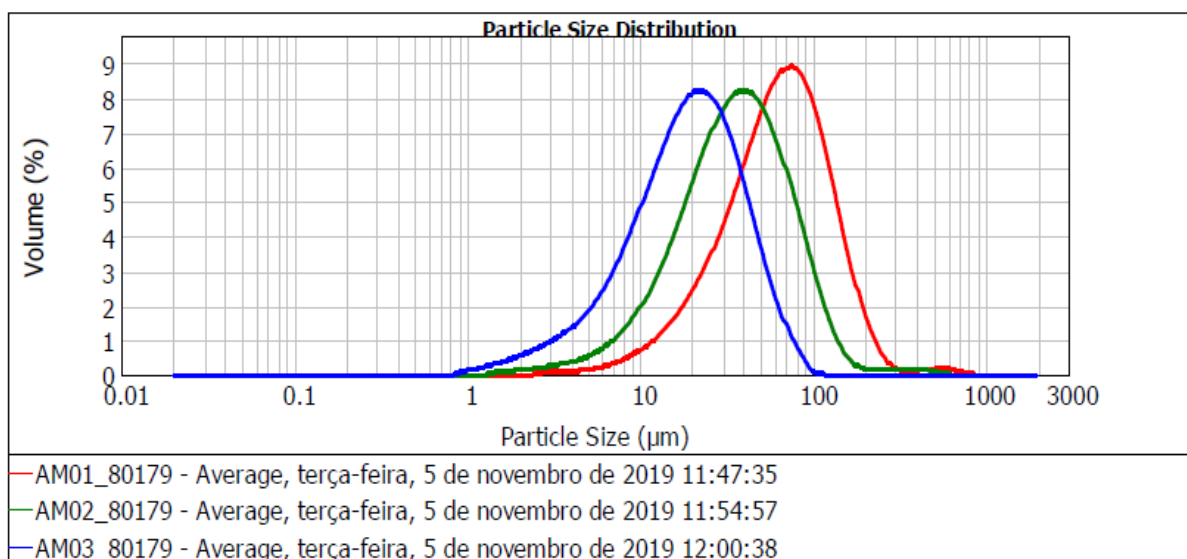


b)



c)

Figura 33 - Granulometria liga AA8079 (a) AM01 (b) AM02 (c) AM03 e (d) Amostras AM01, AM02, AM03 (continuação)



d)

Fonte: A AUTORA (2019)

5.2 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL SINTERIZADO

Esta seção apresenta a caracterização e resultado material sinterizado e os resultados encontrados.

5.2.1 Microscopia Ótica (MO) do Material Sinterizado

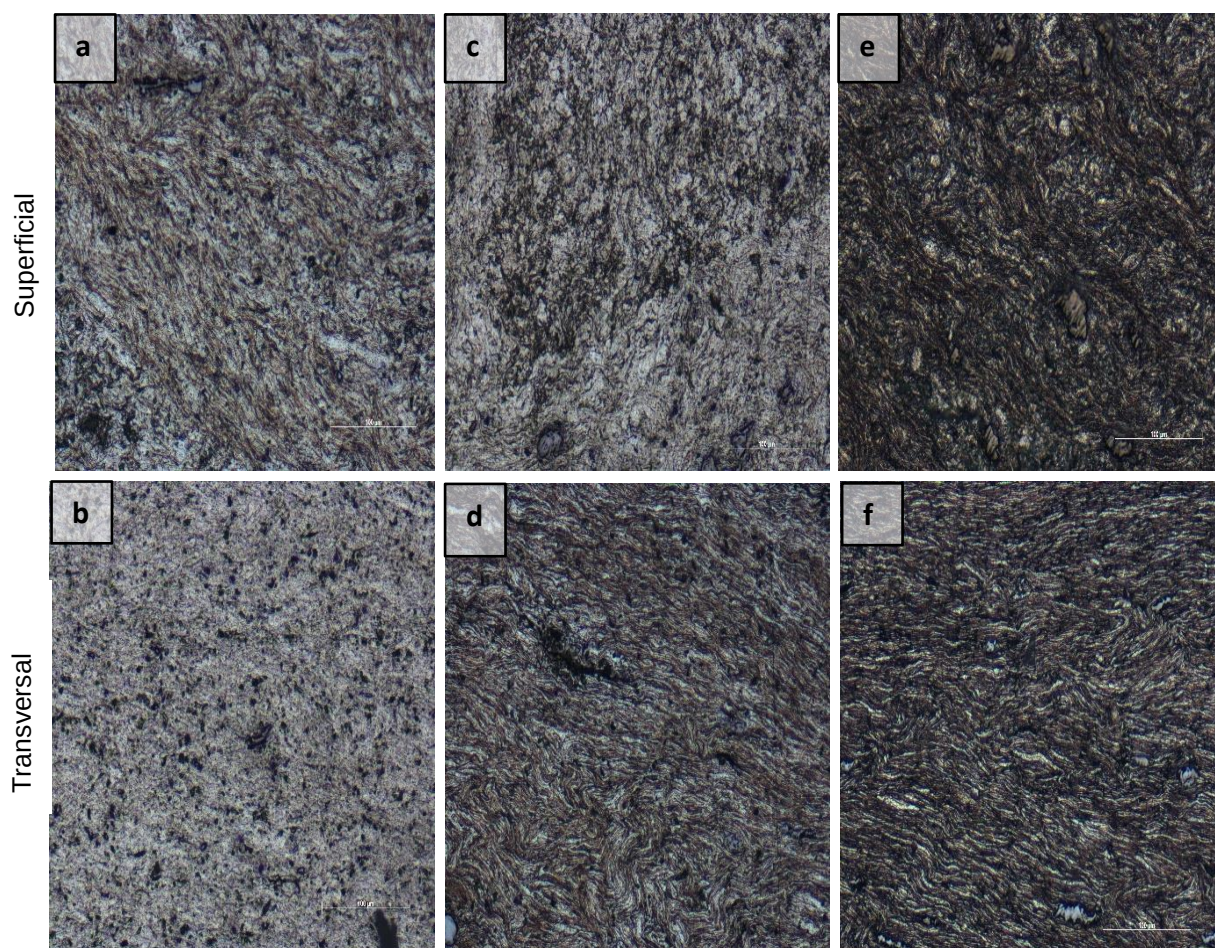
A Figura 34 apresentam os resultados da MO nas amostras da liga de alumínio AA8011 em suas seções superficiais e transversais nos tempos de moagem de 30 minutos, 60 minutos e 120 minutos com aumento de 200x.

A Figura 35 apresentam os resultados da MO nas amostras das ligas de alumínio AA8079 em suas seções superficiais e transversais nos tempos de moagem de 30 minutos, 60 minutos e 120 minutos com aumento de 200x.

Observando as imagens, a morfologia de ambas as ligas se apresenta deformadas e com contornos de grão não definidos. As alterações na estrutura dos grãos ocorrem pelas sucessivas soldagens e fraturas da MAE.

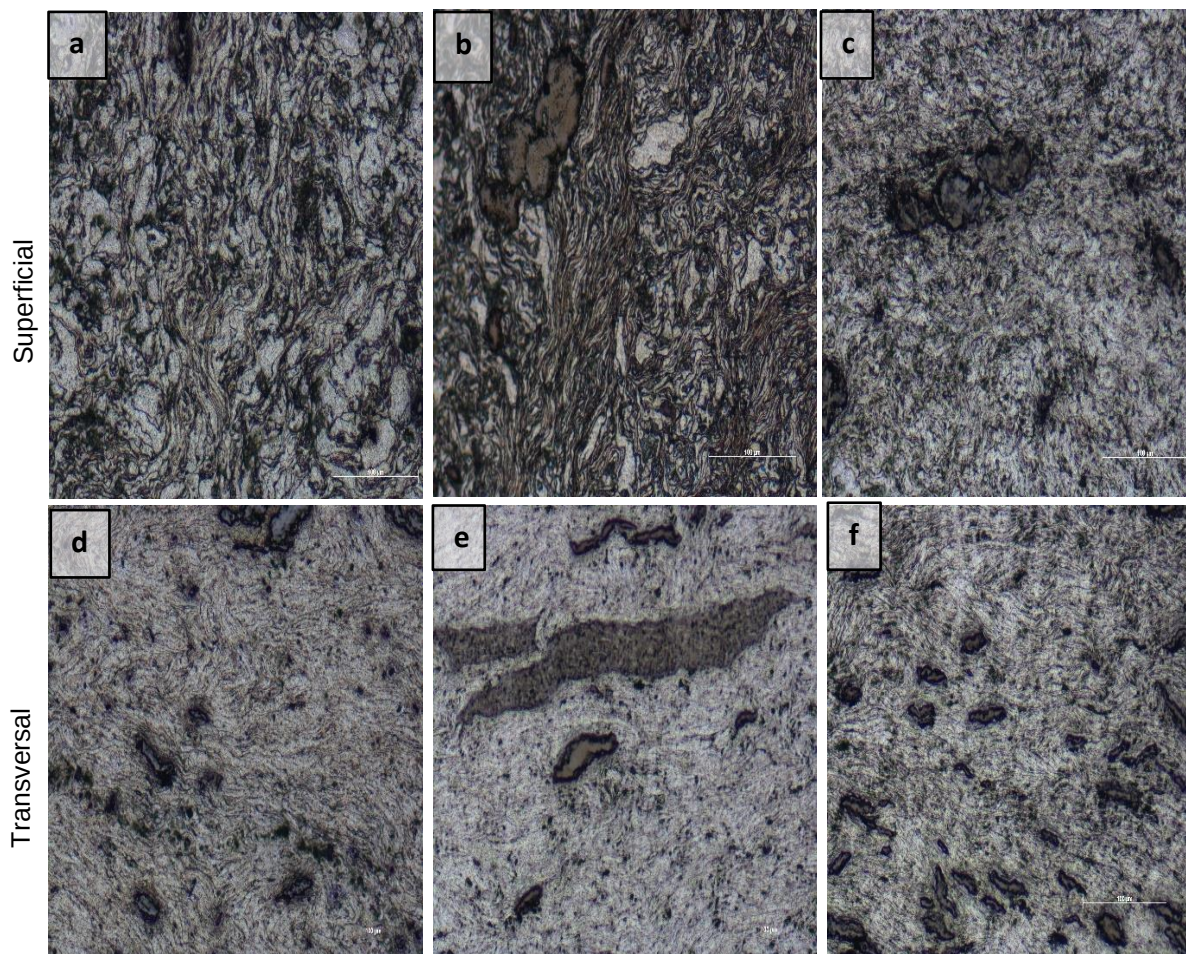
À medida que o tempo de moagem aumenta, percebe-se nas seções transversais, o surgimento de lamelas perpendiculares à direção da compactação e também a presença de porosidade.

Figura 34 - MO liga AA8011 com aumento de 200x a) e b) AM01 c) e d) AM02 e) e f) AM03



Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 35 - MO liga AA8079 com aumento de 200x a) e b) AM01 c) e d) AM02 e) e f) AM03



Fonte: A AUTORA (2019)

5.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva do Material Sinterizado

As Figuras 36 e 38 apresentam os resultados da MEV nas amostras das ligas de alumínio AA8011 e AA8079 em suas seções superficiais e transversais nos tempos de moagem de 30 minutos, 60 minutos e 120 minutos e aumento de 2.00kx.

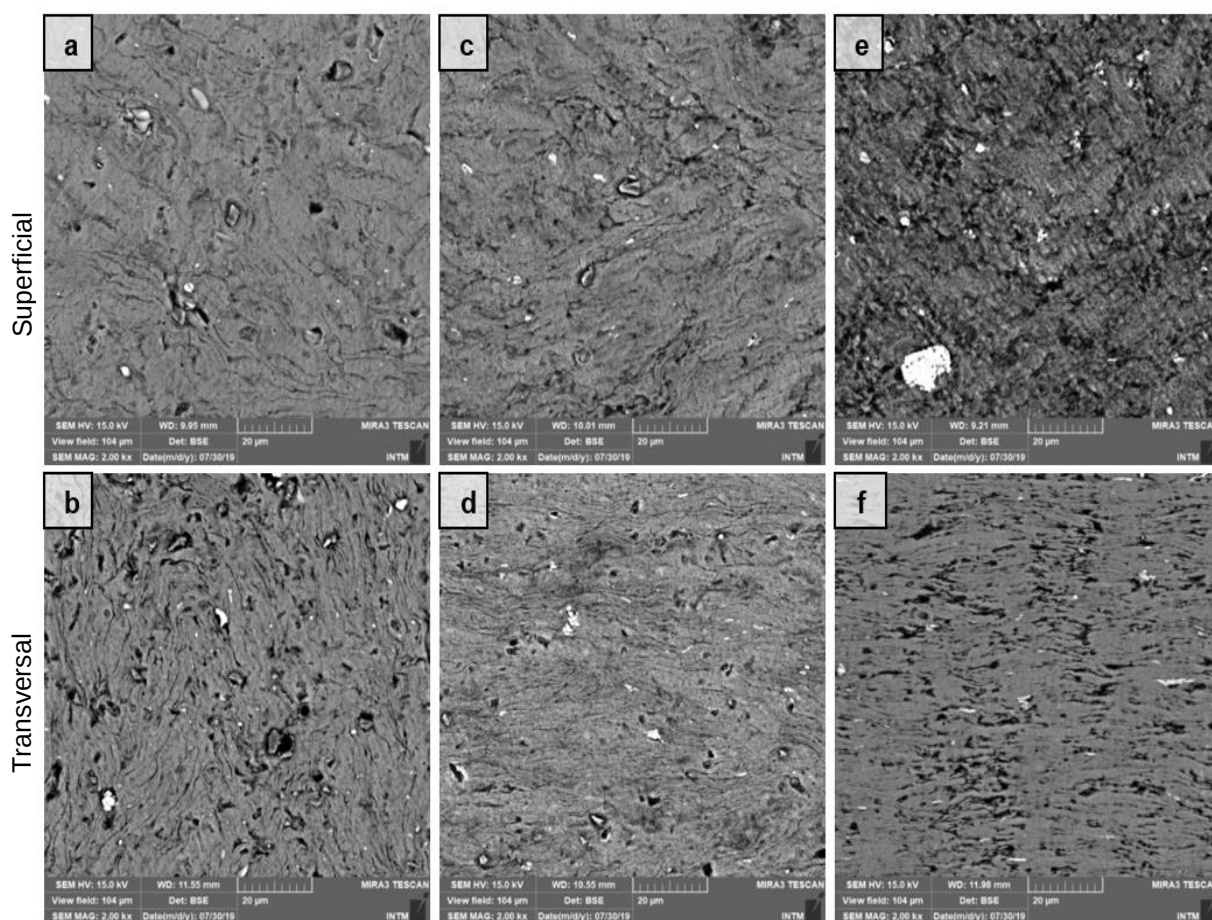
As Figuras 37 e 39 apresenta os EDS em cuja análise não apareceram elementos que não pertenciam as ligas confirmando que os pós não sofreram contaminação.

Com o aumento do tempo de moagem a estrutura aparece mais deformada e percebe-se nas imagens das seções transversais das ligas, uma maior definição de

lamelas perpendiculares à direção da compactação. A presença de porosidade também fica evidenciada nas imagens.

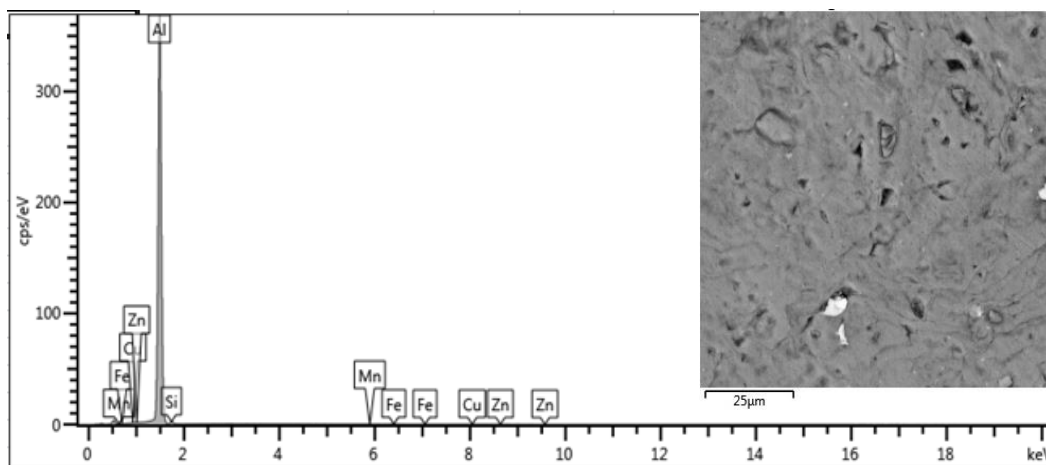
Observou-se também precipitados de AlFeSi e AlSi , em detalhe na Figura 40, com a coloração mais clara para o precipitado ternário e mais opaca para o precipitado binário.

Figura 36 - MEV liga AA8011 com aumento de 2.00 kx (a) e (b) AM01 (c) e (d) AM02 (e) e (f) AM03

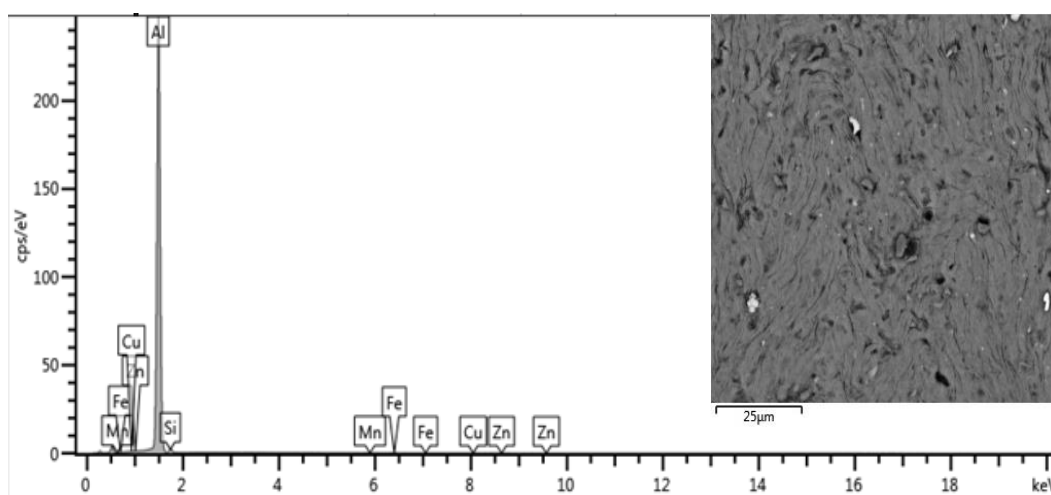


Fonte: A AUTORA (2019)

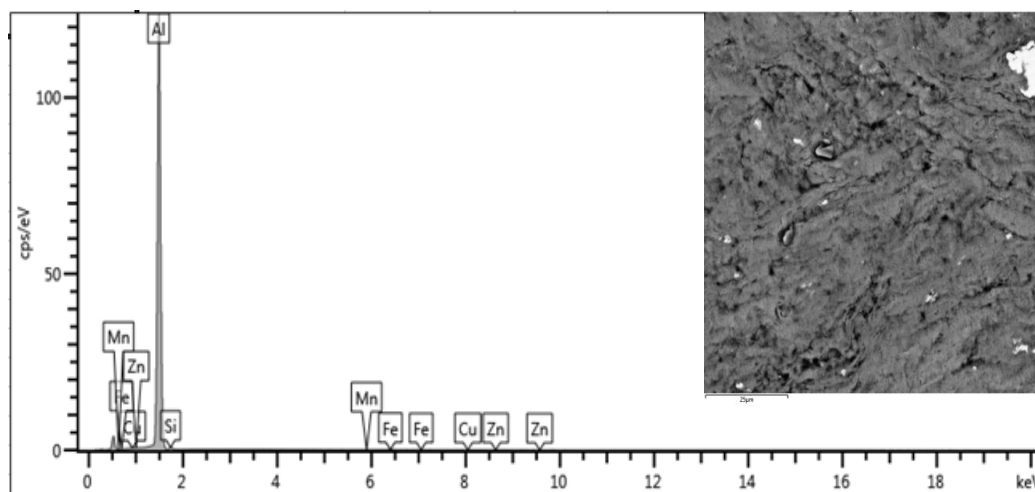
Figura 37 - EDS liga AA8011 com a) e b) AM01 c) e d) AM02 e) e f) AM03



a) Superfície

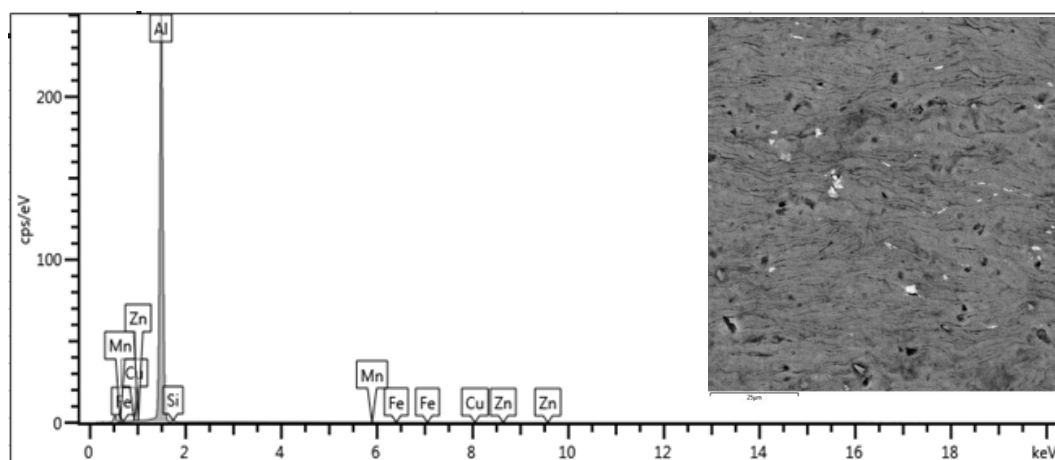


b) Transversal

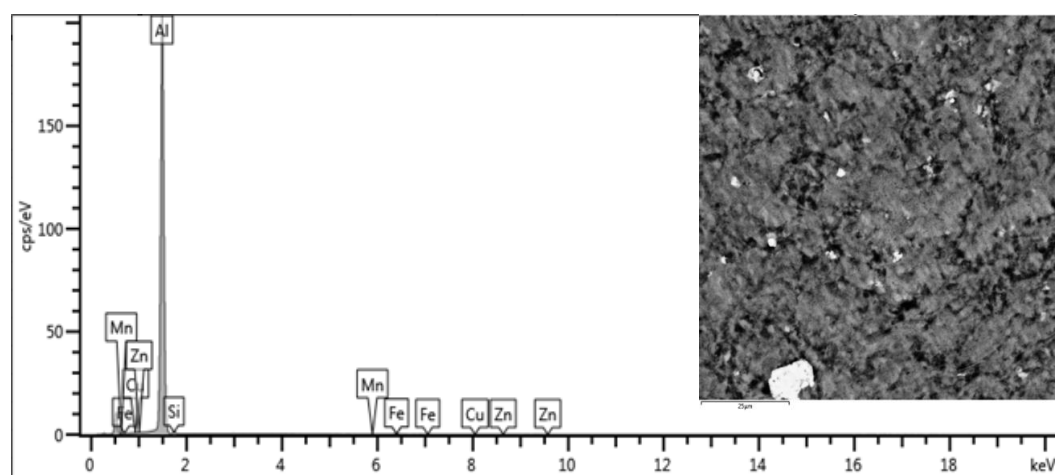


c) Superfície

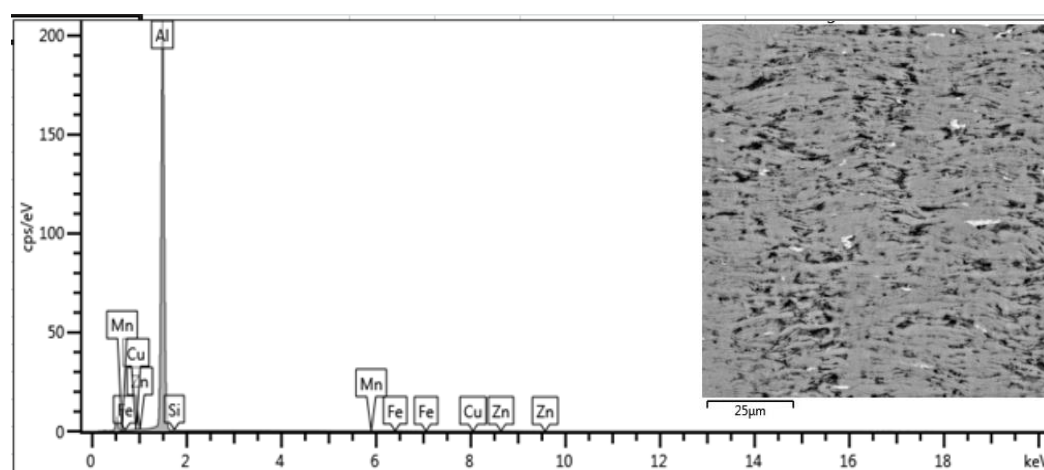
Figura 37 - EDS liga AA8011 sendo a) e b) AM01 c) e d) AM02 e) e f) AM03 (continuação)



d) Transversal



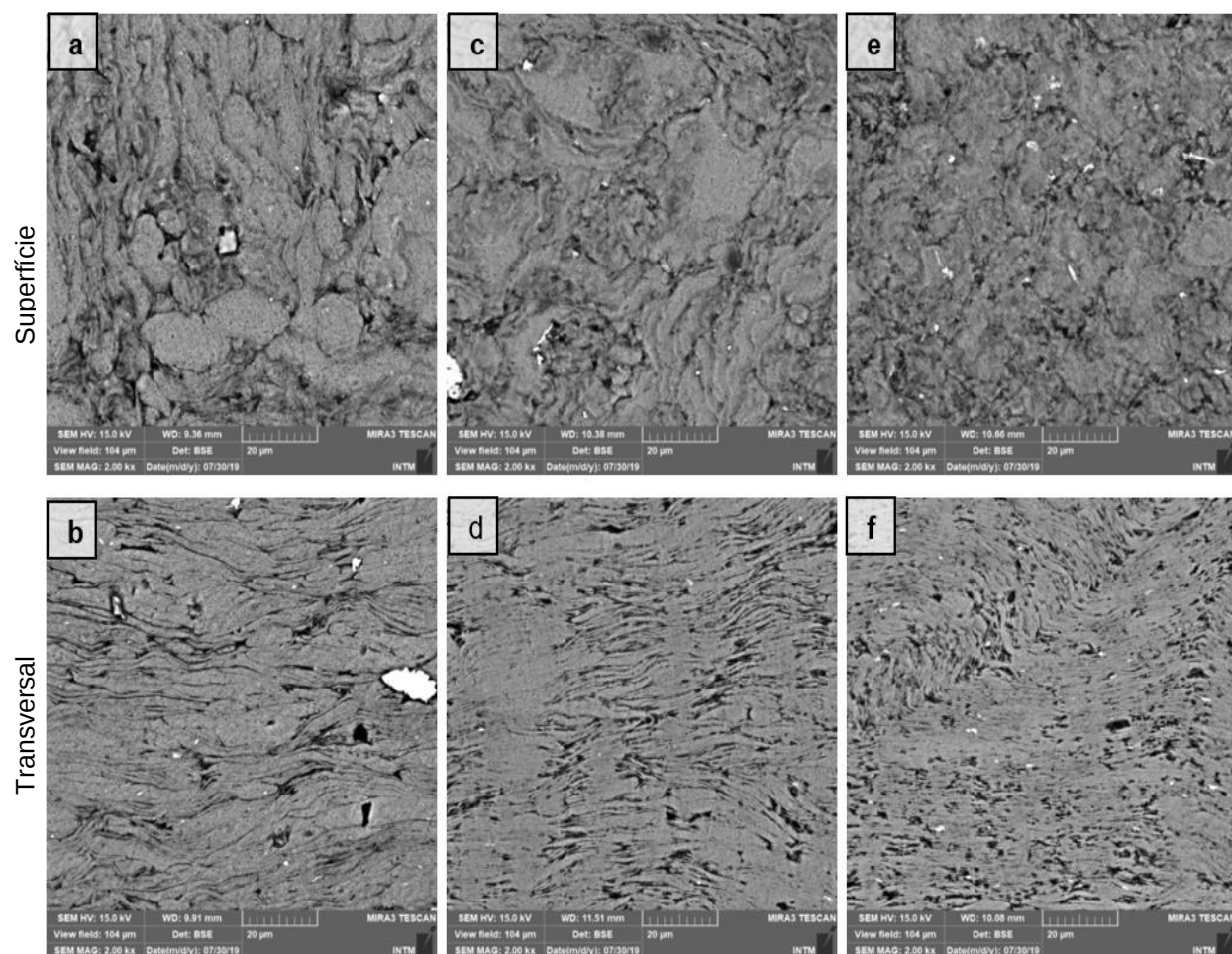
e) Superfície



f) Transversal

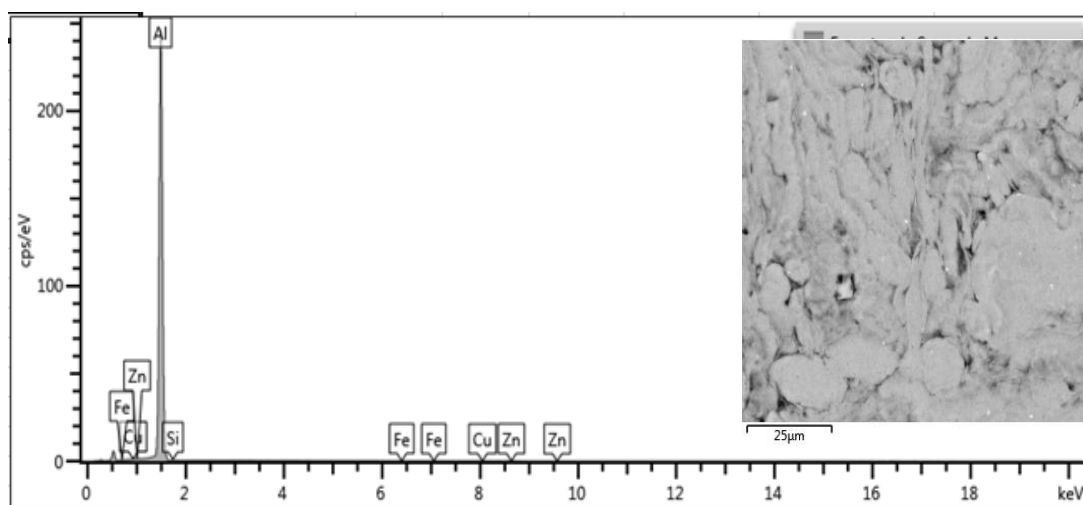
Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 38 - MEV liga AA8079 aumento de 2.00 kx a) e b) AM01 c) e d) AM02 e) e f) AM03



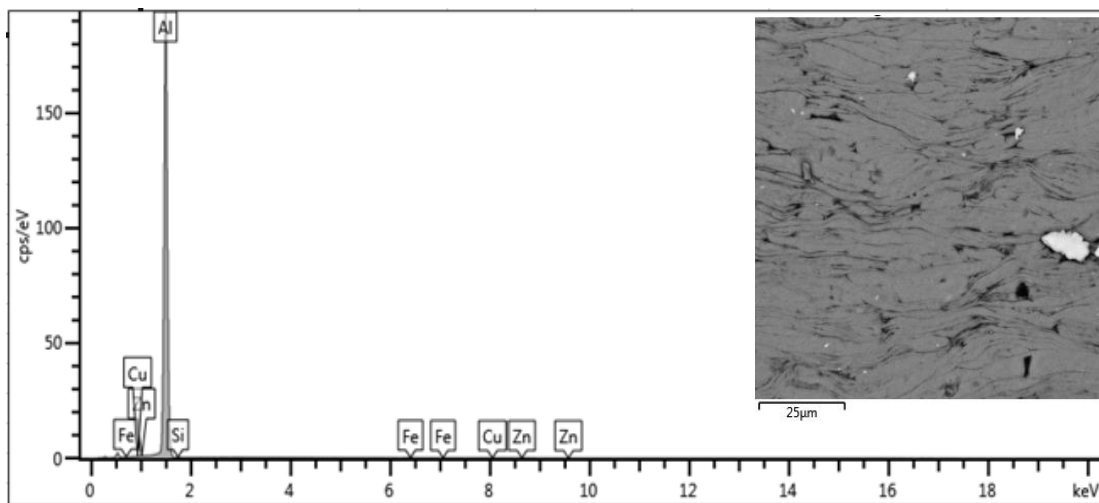
Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 39 - EDS liga AA8079 sendo a) e b) AM01 c) e d) AM02 e) e f) AM03

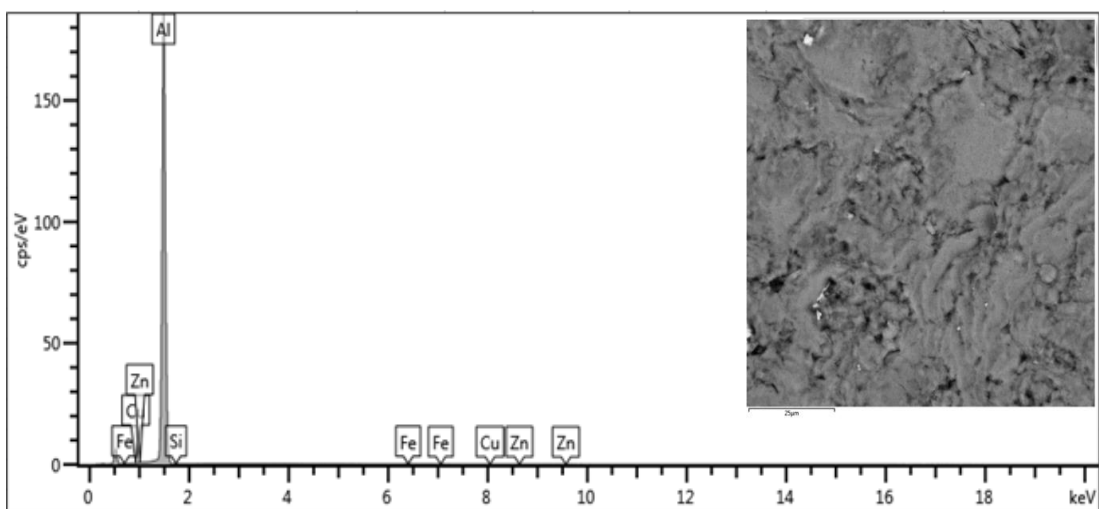


a) Superfície

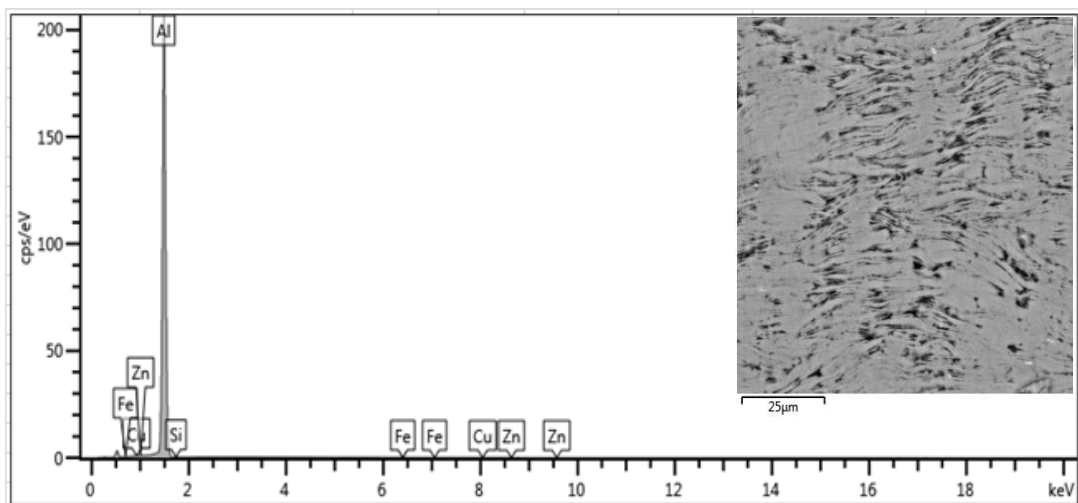
b) Figura 39 - EDS liga AA8079 sendo a) e b) AM01 c) e d) AM02 e) e f) AM03 (continuação)



c) Transversal

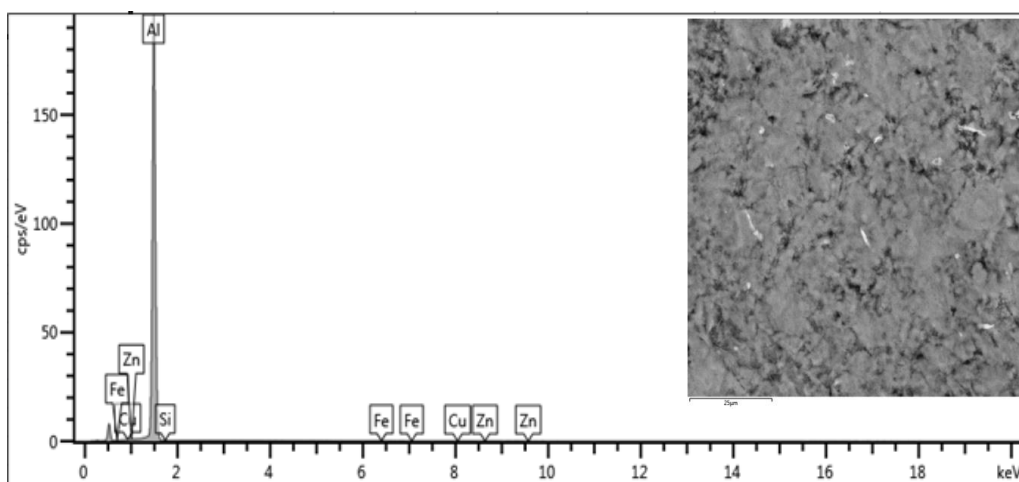


d) Superfície

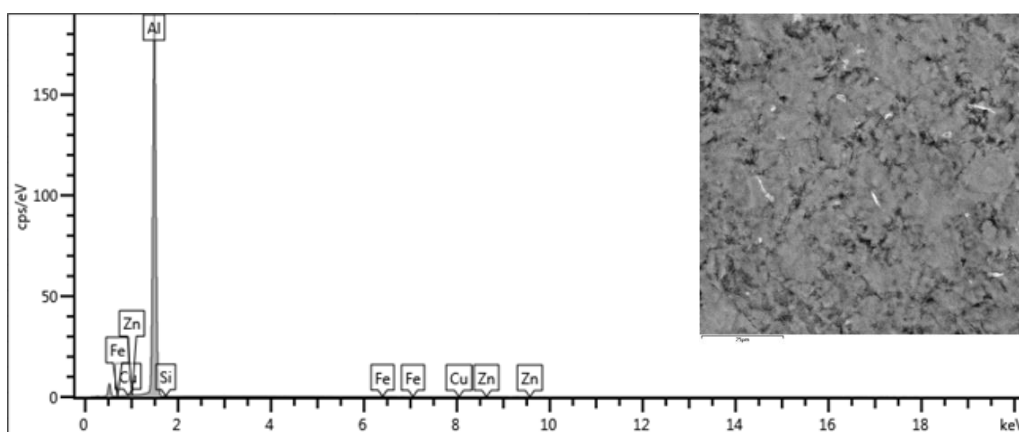


e) Transversal

Figura 39 - EDS liga AA8079 sendo a) e b) AM01 c) e d) AM02 e) e f) AM03 (continuação)



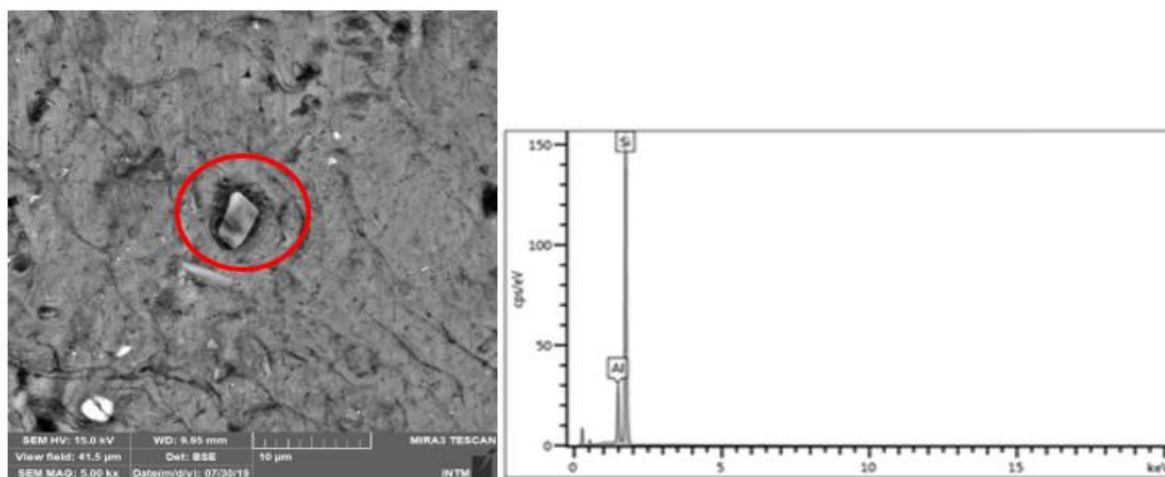
f) Superfície



g) Transversal

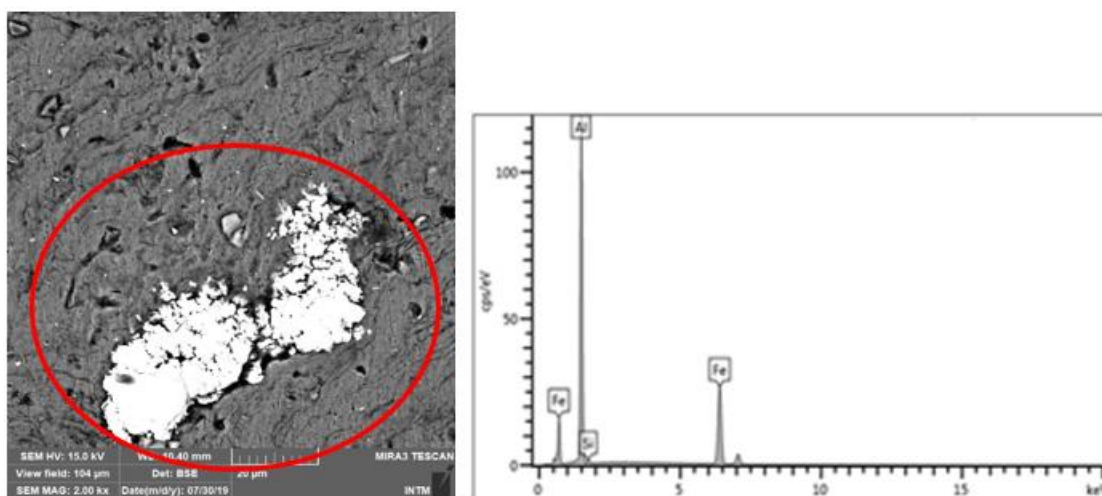
Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 40 - MEV e EDS dos precipitados das ligas AA8011 a) e b) e AA8079 c)

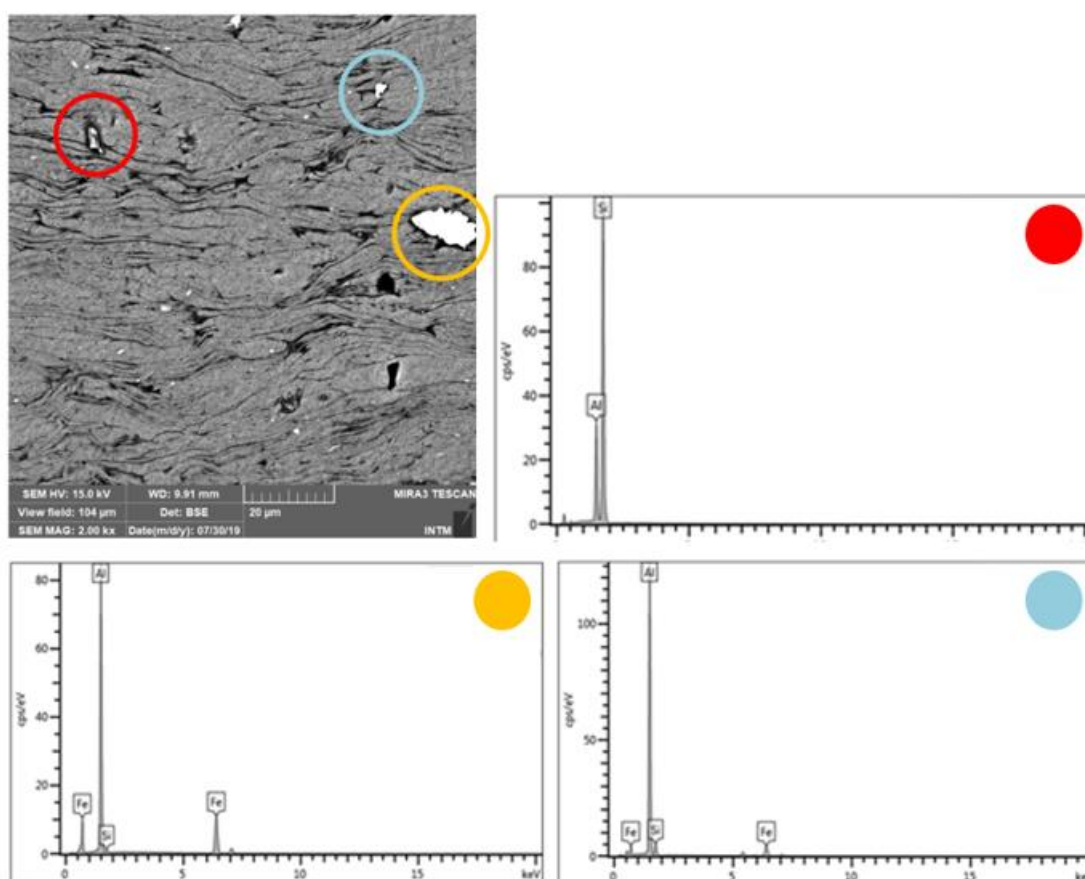


a) AlSi

Figura 40 - MEV e EDS dos precipitados das ligas AA8011 a) e b) e AA8079 c) (continuação)



b) AlFeSi



c) AlSi (vermelho), AlFeSi (amarelo, azul)

Fonte: A AUTORA (2019)

5.2.3 Microdureza Vickers do Material Sinterizado

A Tabela 11 apresenta os valores médio e o desvio padrão para as microdurezas obtidas das amostras das ligas AA8011 e AA8079 sinterizadas, nos cortes superficial (S) e transversal (T).

A Figura 41, apresenta os gráficos com as médias e desvio padrão da dureza das amostras sinterizadas das ligas AA801.

A Figura 42, apresenta os gráficos com as médias e desvio padrão da dureza das amostras sinterizadas das ligas AA8079.

Verifica-se um aumento na dureza de ambas as ligas à medida que o tempo de moagem aumenta.

Para a liga AA8011, houve um aumento de 29,32% na dureza entre os tempos de moagem inicial (30 minutos) e final (120 minutos) para a seção superficial. Para a seção transversal esse percentual de aumento foi de 33,39%.

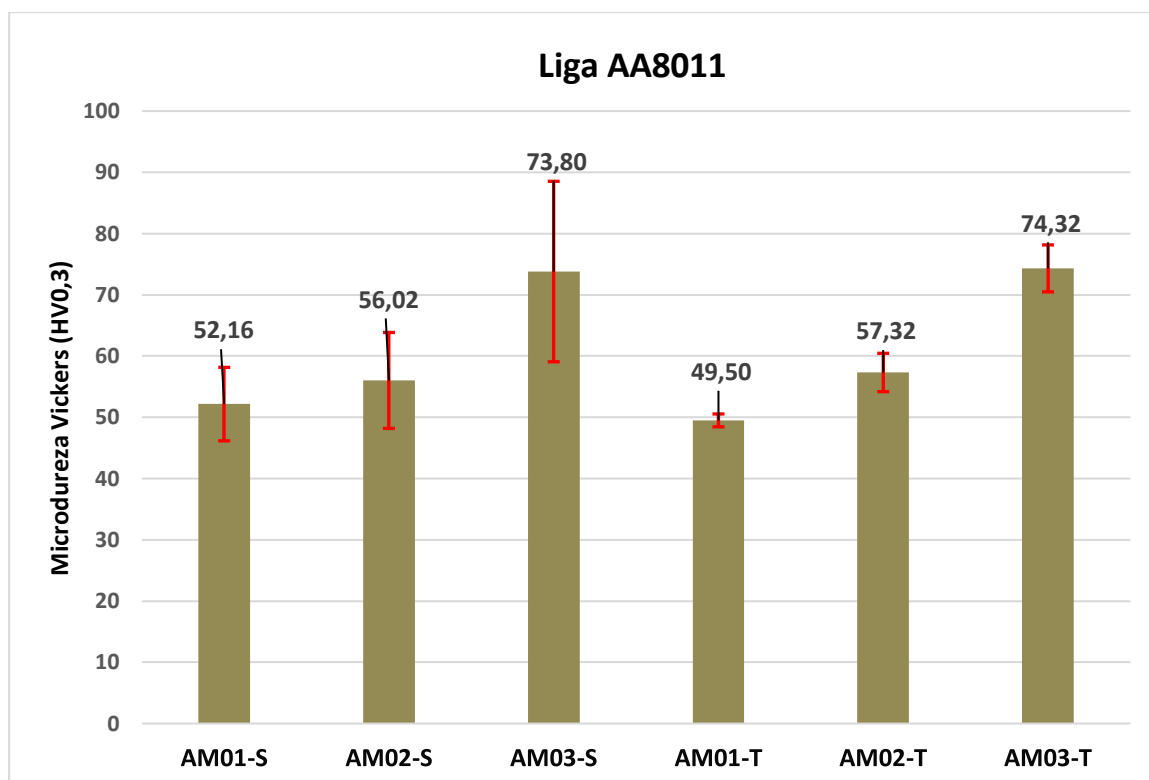
Para a liga AA8079, houve um aumento de 39,53% na dureza entre os tempos de moagem inicial (30 minutos) e final (120 minutos) para a seção superficial. Para a seção transversal, esse percentual de aumento foi de 53,53%.

Tabela 11 – Médias e desvio padrão dos valores de microdureza Vickers das mostras AA8011 e AA8079 sinterizadas, cortes Superficial (S) e Transversal (T)

Liga AA8011	AM01_S	AM02_S	AM03_S	AM01_T	AM02_T	AM03_T
Média (HV)	52,16	56,02	73,80	49,5	57,32	74,32
Desvio Padrão	6,00	7,83	14,73	1,05	3,13	3,83
Liga AA8079	AM01_S	AM02_S	AM03_S	AM01_T	AM02_T	AM03_T
Média (HV)	33,64	55,38	55,68	43,16	66,88	92,88
Desvio Padrão	7,91	5,95	6,53	7,78	5,75	15,31

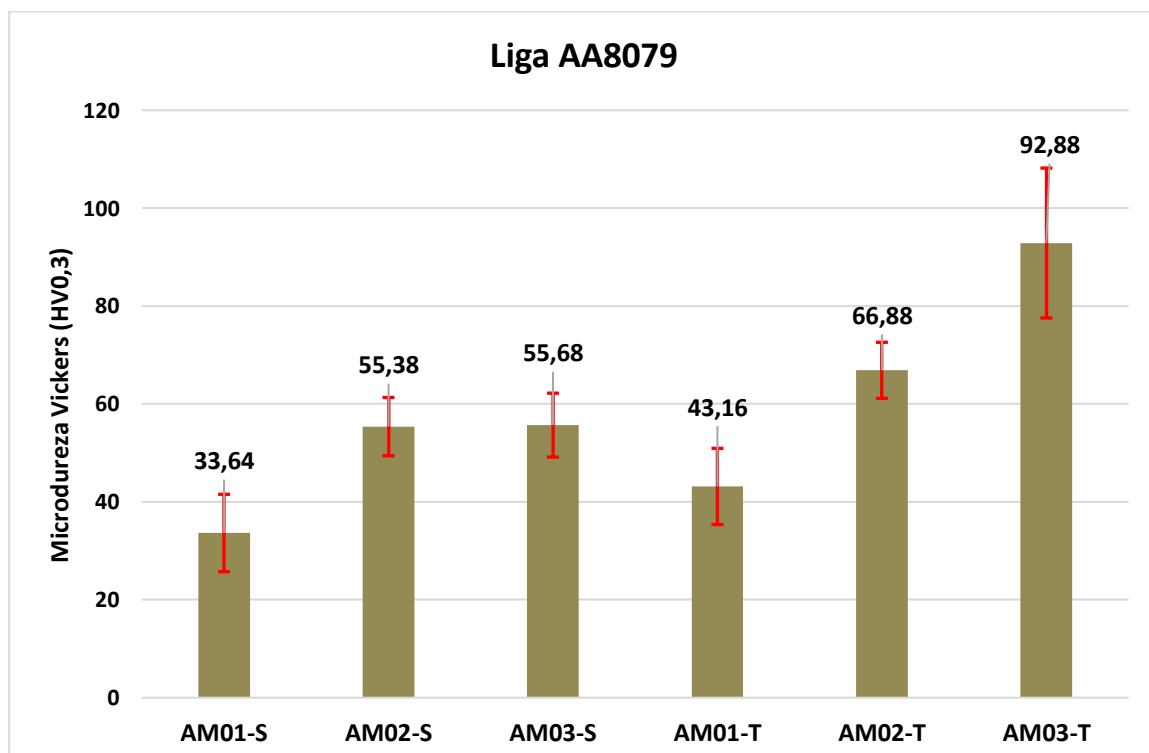
Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 41 – Média e Desvio Padrão da microdureza Vickers AA8011



Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 42 - Média e Desvio Padrão da microdureza Vickers AA8079



Fonte: A AUTORA (2019)

5.3 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL EXTRUDADO

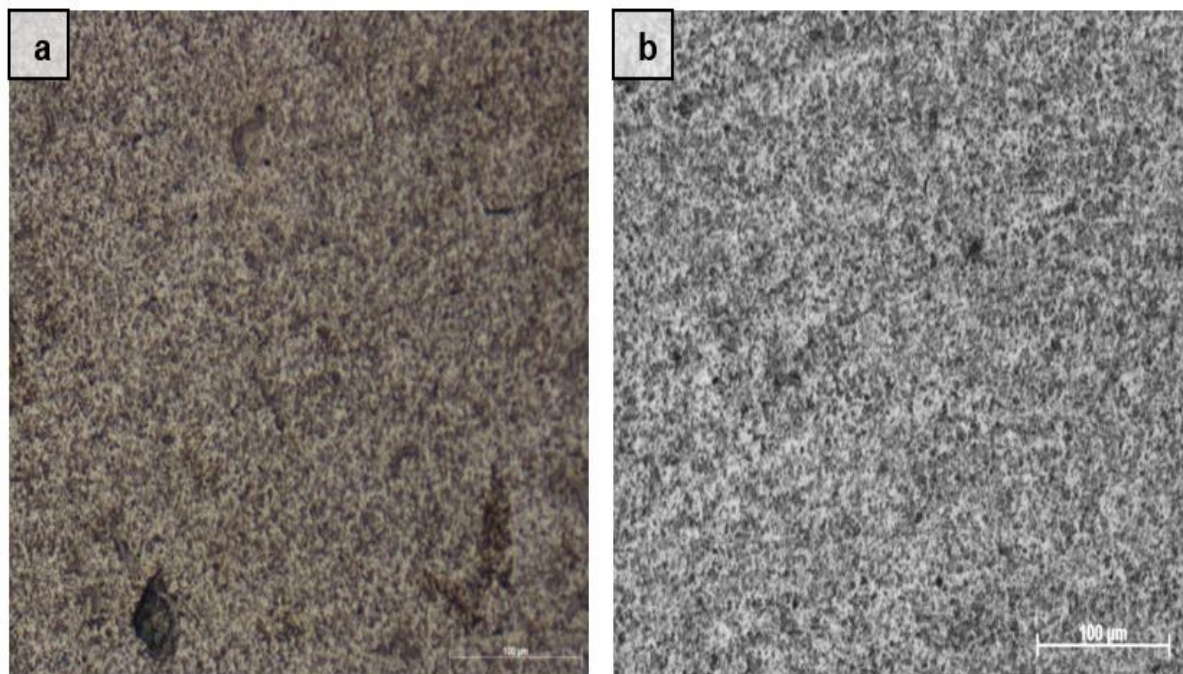
Este item apresenta a caracterização do material extrudado e os resultados encontrados.

5.3.1 Microscopia Ótica (MO) do Material Extrudado

As Figuras 43 e 44 apresenta a seção longitudinal (L) e superfície transversal (T) das MO das amostras das ligas extrudadas AA8011 e A8079 com um aumento de 200x.

Pelas imagens observou-se que as amostras apresentam maior uniformidade e menor porosidade o que indica um material mais denso. A morfologia das ligas não apresenta grãos bem definidos e as alterações na estrutura dos grãos se devem a Moagem de Alta Energia pelas sucessivas soldagem e fraturas.

Figura 43 - MO liga AA8011 aumento de 200x a) Seção Longitudinal b) Superfície Transversal

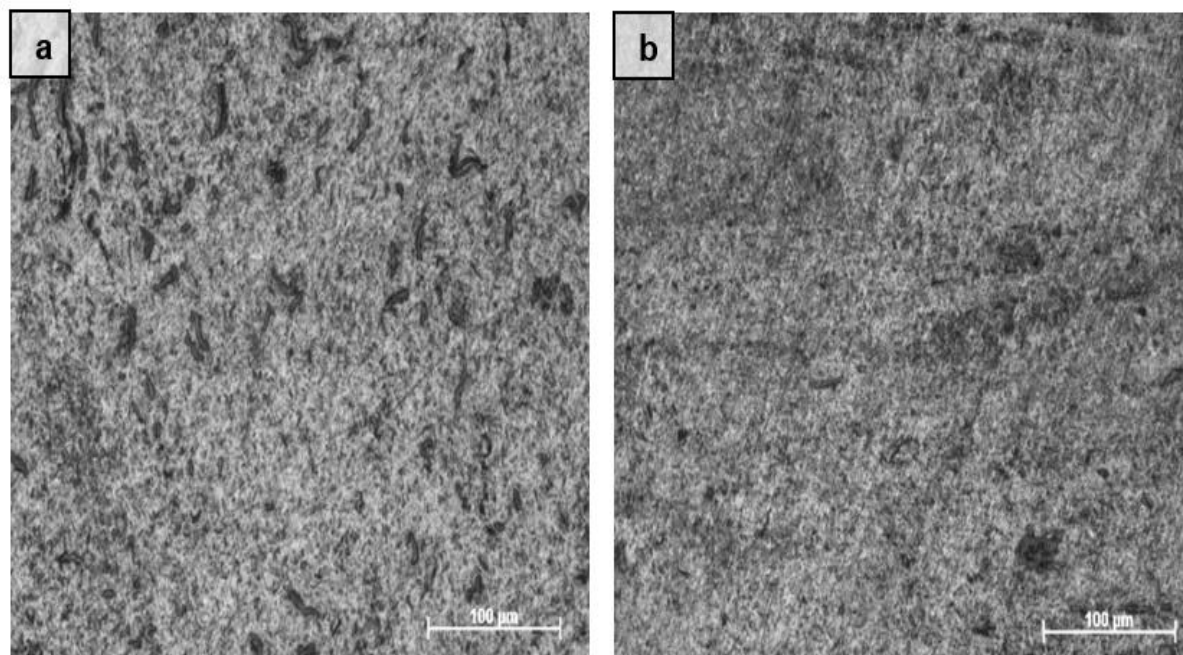


(a) Seção longitudinal

(b) Superfície transversal

Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 44 - MO liga AA8079 aumento de 200x a) Seção Longitudinal b) Superfície Transversal



(a) Seção longitudinal

(b) Superfície transversal

Fonte: A AUTORA (2019)

5.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) do Material Extrudado

As Figuras 45 e 46 mostram a microestrutura das ligas AA8011 e A8079, respectivamente, na superfície transversal (T) e seção longitudinal (L) com tempo de moagem de 120 minutos e aumento de 2.00kx.

As Figuras 47 e 48 apresentam os EDS em cuja análise não apareceram elementos que não pertenciam as ligas confirmando que os pós não sofreram contaminação.

Conforme FERGUSON E ROBERTS (1998) a produção de metais pela MAE é uma técnica baseada na Metalurgia do Pó como meio de produzir uma dispersão uniforme de dispersóides (partículas de uma substância dispersas num meio sólido). Uma fina camada protetora de óxido (alumina – Al_2O_3) que envolve as partículas de pó inibe a sinterização o que impede uma alta densificação. Na extrusão, essa fina camada protetora é facilmente quebrada e expõe as superfícies metálicas “limpas” que se ligam metalurgicamente durante a deformação. Assim, o óxido é redistribuído na matriz. A extrusão, então, produz uma melhor densificação no material e confere

uma distribuição longitudinal e transversal uniforme da fase dispersa. A extrusão é o principal método de densificação na produção de metais através da MAE baseada na MP como meio de produzir uma distribuição uniforme das fases do material.

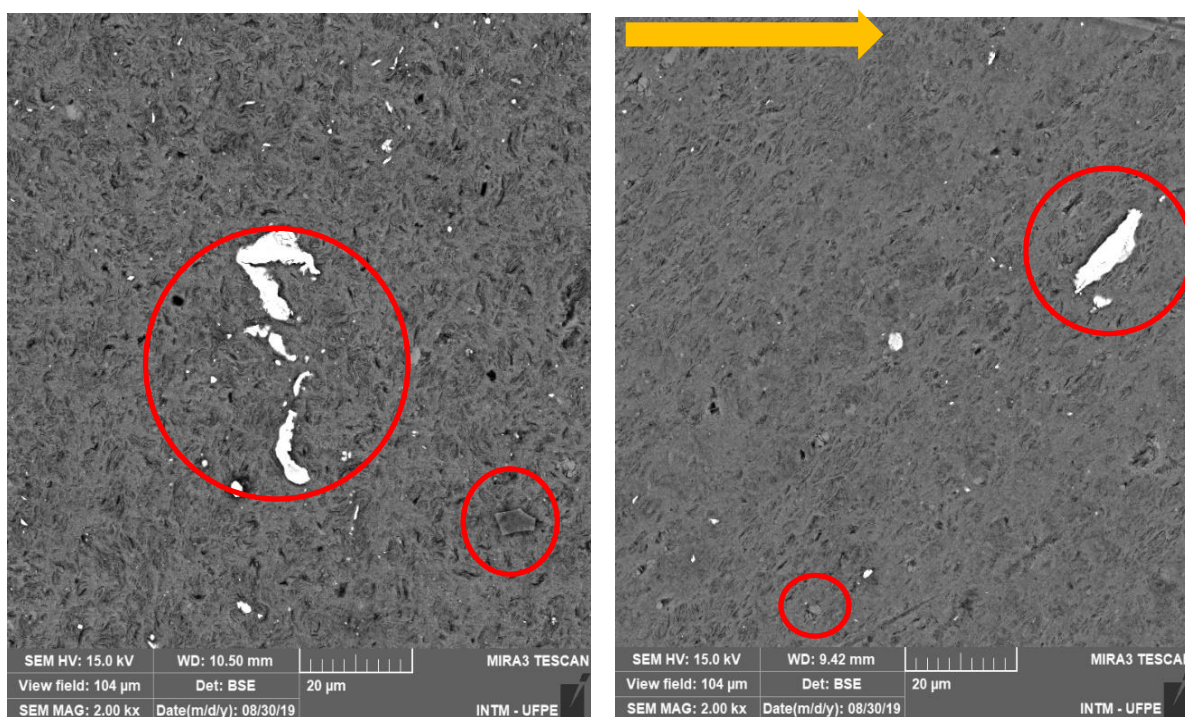
WANG et al. (2010) e CHUNHONG et al. (2017) demonstraram que a extrusão pode melhorar a homogeneidade das partículas, aumentando a densidade das amostras com a redução da porosidade, o que resulta em melhores propriedades mecânicas. MEIGNAMOORTHY et al. (2018) também observaram que o processo de extrusão a quente reduziu o nível de porosidade das amostras extrudadas porque os poros foram reduzidos e o material tornou-se mais denso.

Com a observação das imagens, verificou-se que com a extrusão houve uma melhora na uniformidade e na densificação do material, e menor porosidade quando comparado a sinterização (olhar item 5.2.2). Isso está de acordo com o relatado na literatura.

Observa-se também nas imagens, os precipitados de AlFeSi e AlSi , tal como nas amostras sinterizadas. O precipitado com a coloração mais clara é da fase ternária (Al-Fe-Si) e o mais opaco da fase binária (Al-Si).

As setas vermelhas indicam os precipitados e as amarelas a direção da extrusão.

Figura 45 - MEV liga AA8011 com aumento de 2.00 kx e tempos de moagem de 120 min

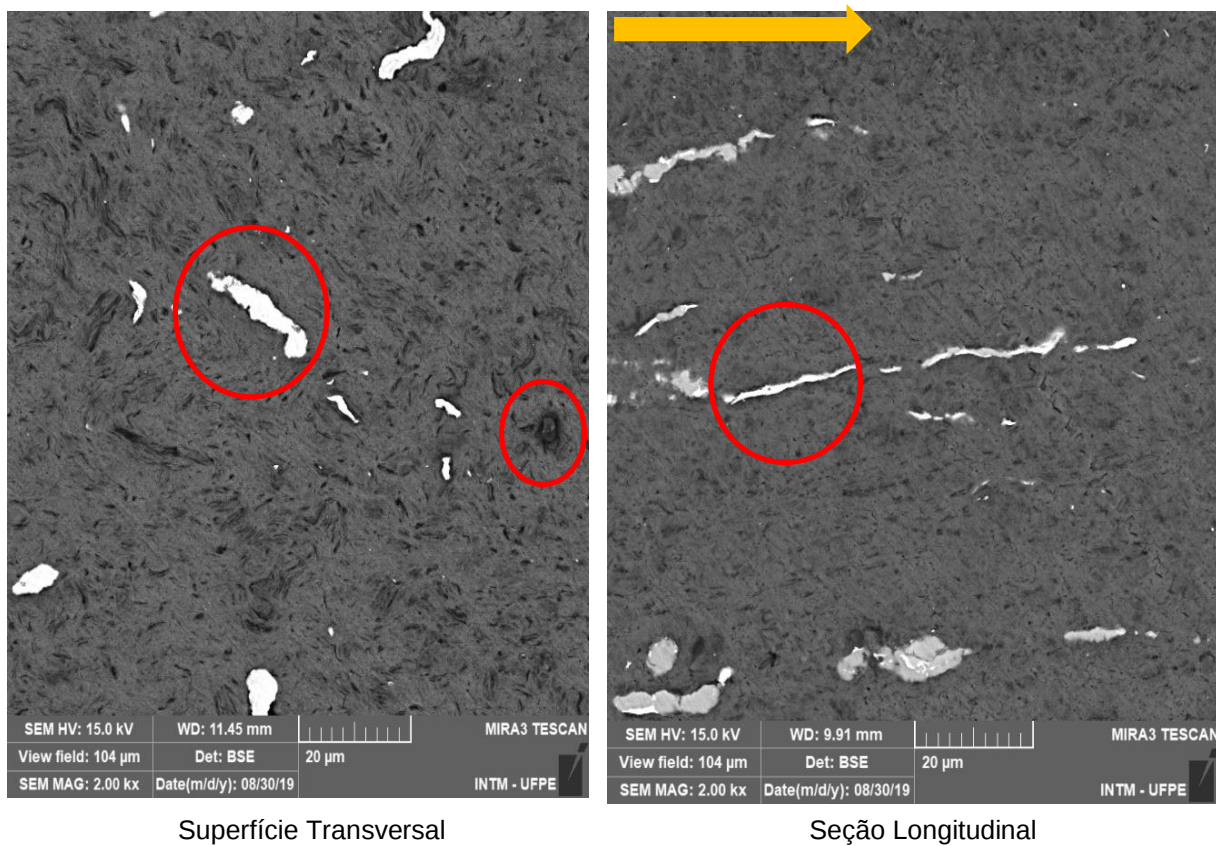


(a) Superfície Transversal

(b) Seção Longitudinal

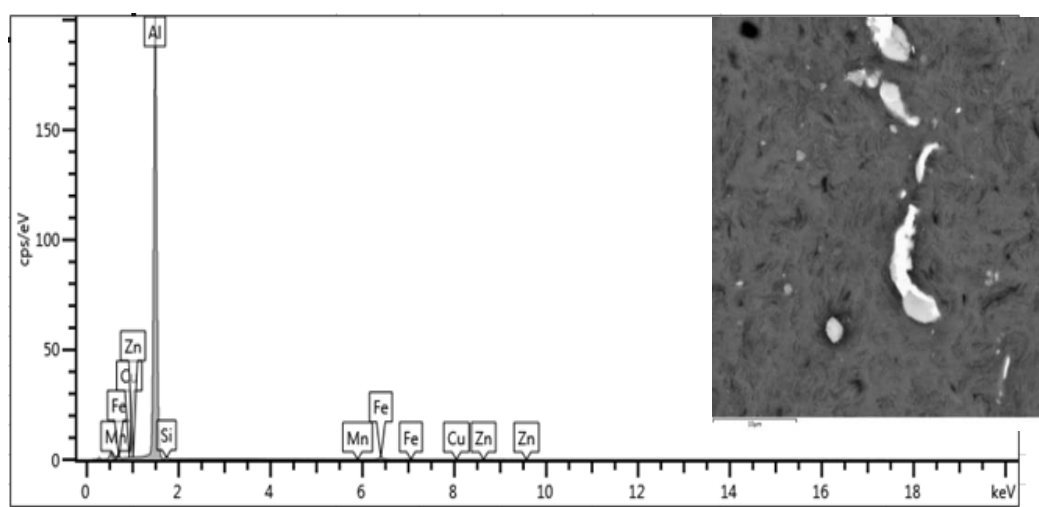
Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 46 - MEV liga AA8079 com aumento de 2.00 kx e tempos de moagem de 120 min



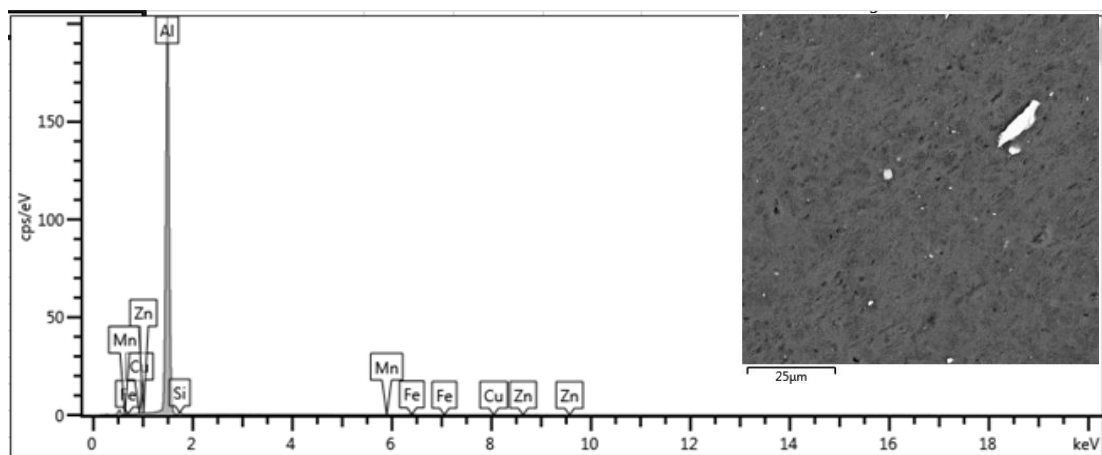
Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 47 - EDS liga AA8011 a) Superfície transversal (T) b) Seção longitudinal (L)



a) Superfície Transversal (T)

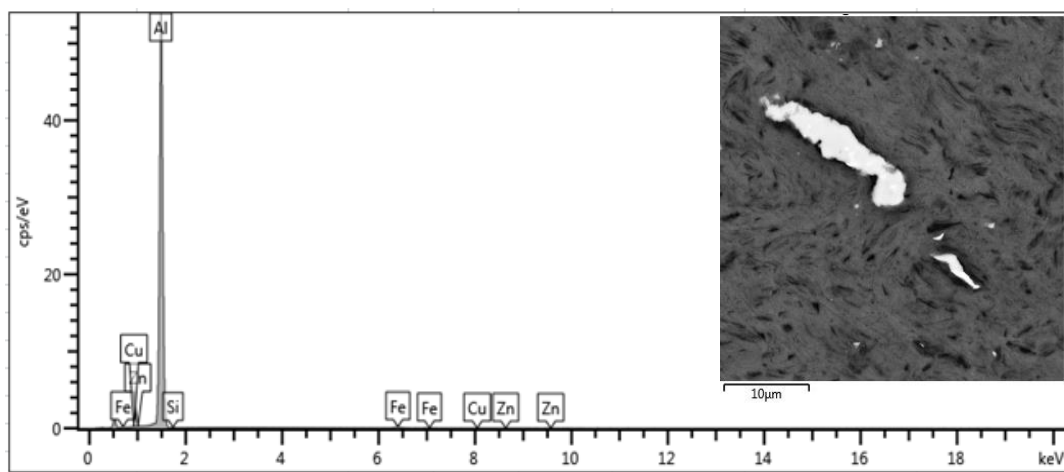
Figura 47 - EDS liga AA8011 a) Superfície transversal (T) b) Seção longitudinal (L) (continuação)



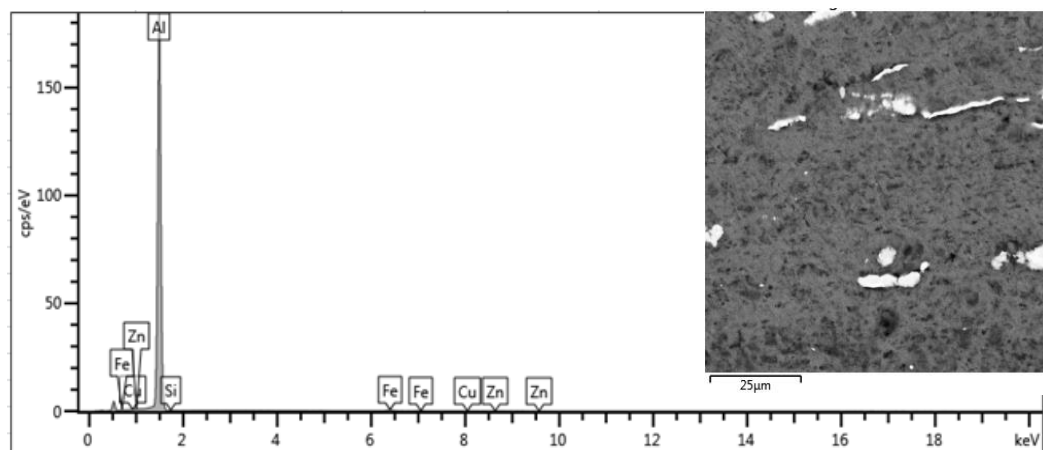
b) Seção Longitudinal (L)

Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 48 - EDS liga AA8079 a) Superfície transversal (T) b) Seção longitudinal (L)



a) Superfície Transversal (T)



b) Seção Longitudinal (L)

Fonte: A AUTORA (2019)

5.3.3 Microdureza Vickers do Material Extrudado

A Tabela 12 apresenta os valores mediano e o desvio padrão para as microdurezas obtidos das amostras das ligas AA8011 e AA8079 extrudadas, nos cortes das seções longitudinal (L) e superfície transversal (T).

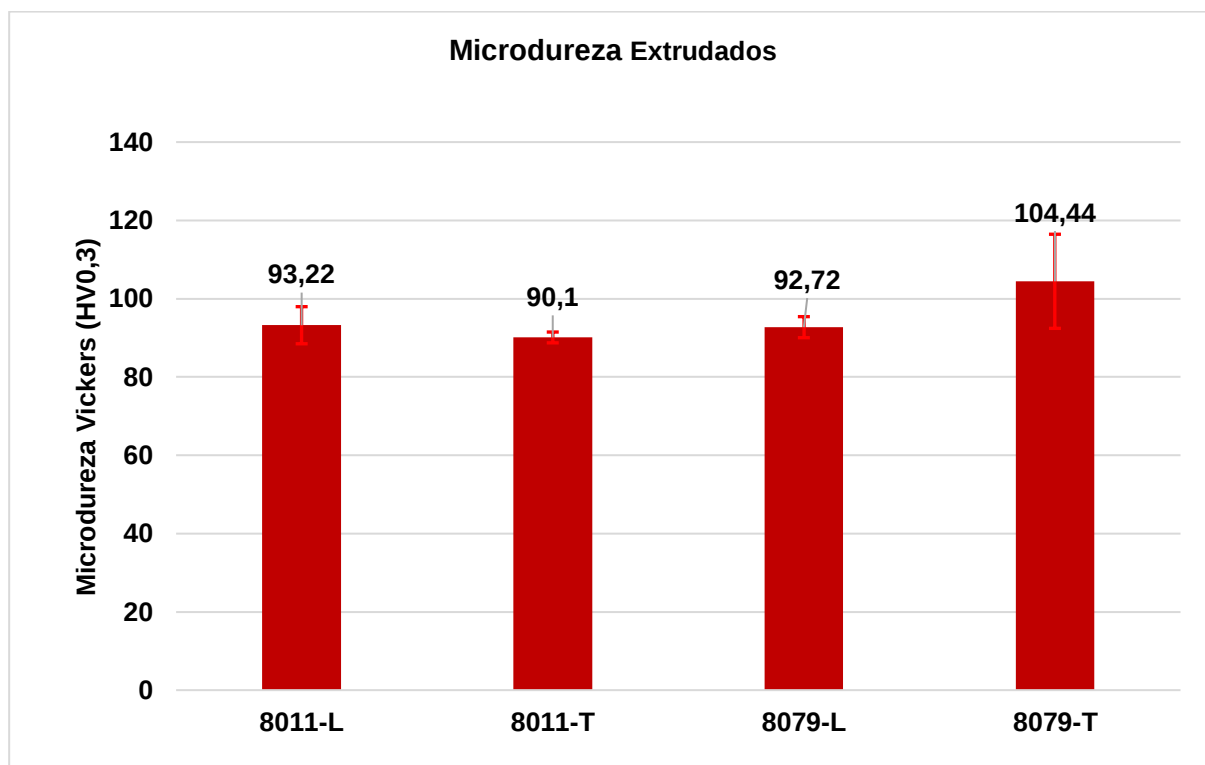
A Figura 63 apresenta os gráficos com os valores medianos e o desvio padrão das microdureza das ligas extrudadas.

Tabela 12 – Média e desvio padrão dos valores de microdureza Vickers das mostras AA8011 e AA8079 extrudadas, seção Longitudinal (L) e superfície Transversal (T)

Liga AA8011	AM04_L	AM04_T		Liga AA8079	AM04_L	AM04_T
Média (HV)	93,22	90,10		Média (HV)	92,72	104,44
Desvio Padrão	4,74	1,38		Desvio Padrão	2,69	12,02

Fonte: A AUTORA (2019)

Figura 49 – Média e desvio padrão da microdureza Vickers AA8011 e AA8079



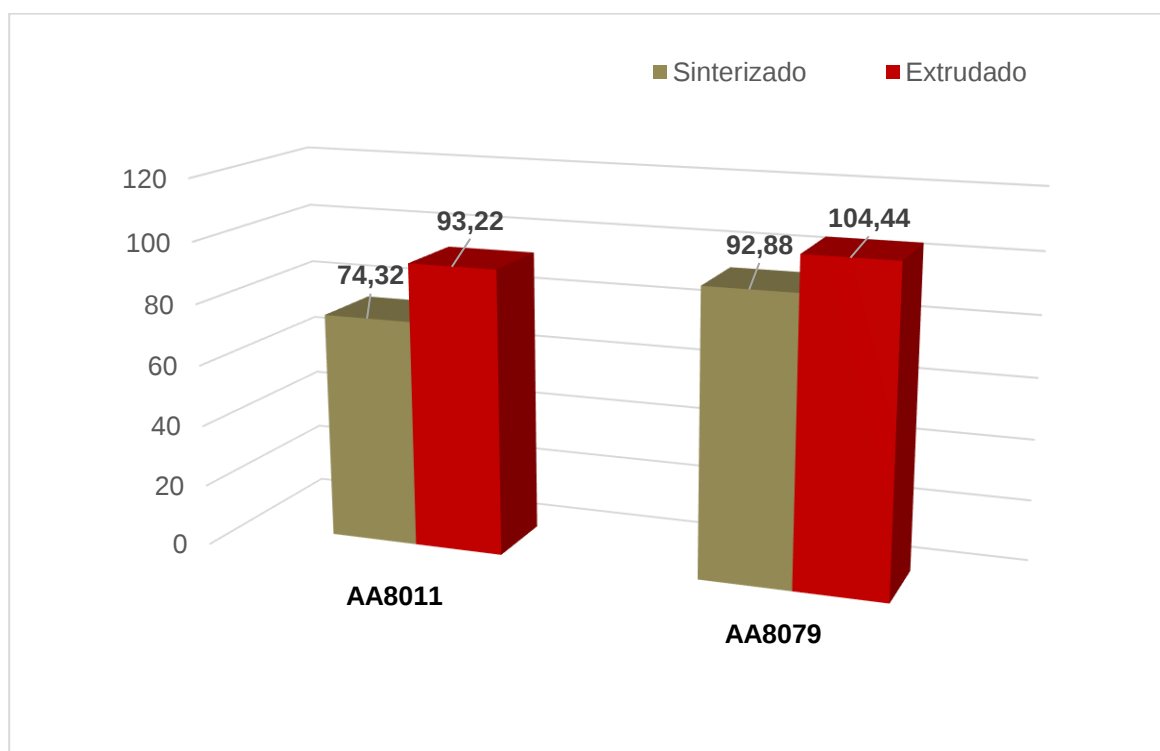
Fonte: A AUTORA (2019)

Os maiores valores encontrados das amostras sinterizadas foram de 74,32 HV para a amostra AA8011 e 92,88HV para a mostra AA8079 para um tempo de moagem de 120 min. Os maiores valores encontrados para as amostras extrudadas foram de 93,22HV para a amostra AA8011 e 104,44HV para a amostra AA8079.

A microdureza das amostras extrudadas de ambas as ligas para um tempo de moagem de 120 minutos, tiveram valores maiores que as das amostras sinterizadas. Isso se deve ao fato da camada de alumina (Al_2O_3) que cobre a superfície da amostra poder ser quebrada na extrusão o que provoca uma melhoria na densificação do material.

A Figura 50 ilustra os valores das microdurezas das amostras sinterizadas com um tempo de moagem de 120 min, e as amostras extrudadas a fim de comparação entre sinterizado e extrudado.

Figura 50 – Comparação entre as microdurezas do sinterizado X extrudado para tempo de moagem de 120 min



Fonte: A AUTORA (2019)

6 CONCLUSÕES

Este trabalho relata os achados experimentais sobre o desenvolvimento das ligas AA8011 e AA8079. As ligas foram fabricadas através da metalurgia do pó (MP), pela moagem de alta energia (MAE), pela compactação e sinterização, e extrusão a quente. As ligas foram caracterizadas através de ensaios de granulometria, DRX, MEV e EDS e microdureza. As seguintes conclusões foram observadas:

- a) Por meio da técnica da Metalurgia do Pó (MP) utilizando a moagem de alta energia (MAE), compactação uniaxial a frio e sinterização, e a extrusão a quente, foi possível fabricar as ligas de alumínio AA8011 e AA8079.
- b) Através das imagens do MEV verificou-se que a morfologia dos pós elementares tinha formas irregulares ou arredondadas.
- c) Através do ensaio de granulometria, verificou-se a diminuição do tamanho das partículas dos pós à medida que o tempo de moagem aumentou. Isso demonstra a influência do tempo de moagem no tamanho e dimensões das partículas.
- d) Os tempos de moagem de 30min, 60min e 120min não foram suficientes para apresentar as fases dos precipitados ternários e binários AlFeSi e AlSi nos difratogramas, e mostrados nas imagens do MEV/EDS. Possivelmente devido uma precipitação de tamanho e volumes que não permitiram a identificação.
- e) Observou-se nas imagens do MO e MEV das amostras sinterizadas e extrudadas, uma estrutura mais deformadas à medida que o tempo de moagem aumenta de 30min para 120min. Nas imagens das seções transversais fica evidenciado a formação de lamelas perpendiculares a direção da compactação.
- f) Pela análise dos EDS, para todas as amostras das ligas AA8011 e AA8079 sinterizadas e extrudadas, foram identificados os precipitados ternário (AlFeSi) e binário (AlSi).
- g) Pelas análises das imagens do MO e principalmente do MEV das amostras sinterizadas verificou-se porosidade das amostras, assim como, nas imagens das amostras extrudadas.
- h) Pela comparação das imagens do MO e MEV das amostras sinterizadas e extrudadas, percebe-se que a extrusão confere as amostras melhor

homogeneidade e menor porosidade, o que melhora a resistência dos materiais.

- i) Os resultados da microdureza das amostras extrudadas foi maior que as sinterizadas. Isso demonstra que as amostras fabricadas por extrusão a quente possibilitam uma maior dureza que as amostras sinterizadas.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- a) Caracterizar as ligas com realização da MAE e extrusão a quente para tempo de moagem acima de 120 min.
- b) Caracterizar as ligas com adição de reforços.
- c) Verificar a densidade aparente das amostras fabricadas.
- d) Realizar ensaio de tração nas amostras extrudadas.
- e) Realizar ensaio de desgaste por abrasão nas ligas.

REFERÊNCIAS

- ABREU, SILVIO. **A Metalurgia do Pó: uma alternativa econômica com menor impacto ambiental – histórico**. Grupo Setorial de Metalurgia do Pó, São Paulo: Metallum Eventos Técnicos, 2009.
- ALVES JR., CLODOMIRO. **Apostila técnicas microscópicas de caracterização de materiais**. Universidade Federal do Rio Grande do Norte – UFRN, 2003.
- ASM Handbook. **Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials**. 1990. v. 2.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. **Aplicações do alumínio**. Disponível em: <http://abal.org.br/>. Acesso em: 02 out. 2019, 18:15h.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 2107: Alumínio e Suas Ligas – Produtos Trabalháveis – Designações das Têmperas**. Rio de Janeiro: ABNT, 2008.
- ADAMIAN, RUPE. **Novos Materiais: Tecnologia e aspectos econômicos**. Rio de Janeiro: COPPE/UFRJ, 2009.
- ASKLAND, DONALD R.; WRIGHT, WENDELIN J. **Ciência e engenharia dos materiais**. 2. ed. São Paulo: Cengage Learning, 2015.
- BARBOSA, CÁSSIO. **Metais não ferrosos e suas ligas: microestrutura, propriedades e aplicações**. Rio de Janeiro: E-papers Serviços Editoriais Ltda, 2014.
- CAHN, R.W. **The coming of materials science**. Oxford: Elsevier Science Ltd, 2001. (Pergamon Materials Series, Vol. 5.)
- CAHN, ROBERT W.; HAASEN, PETER. **Physical Metallurgy**. 4. ed. Amsterdam: Elsevier Science, 1996. v. 3.
- CALLISTER JR, WILLIAM D.; RETHWICH, DAVID G. **Ciência e engenharia dos materiais: uma introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro: 2016.
- CHIAVERINI, VICENTE. **Metalurgia do pó: técnicas e produtos**. 3. ed. São Paulo: ABM, 2001.
- CHIAVERINI, VICENTE. **Tecnologia mecânica: estrutura e propriedades das ligas metálicas**. 2. ed. São Paulo: MacGraw-Hill, 1986. v.1.
- CHIAVERINI, VICENTE. **Tecnologia mecânica: processo de fabricação e tratamento**. 2. ed. São Paulo: MacGraw-Hill, 1986. v. 2.
- CHIAVERINI, VICENTE. **Tecnologia mecânica: processo de fabricação e tratamento**. 2. ed. São Paulo: MacGraw-Hill, 1986. v. 3.
- CHUNHONG LI; RISHENG QIU; BAIFENG LUAN; ZHIQIANG LI. Effect of Carbon Nanotubes and High Temperature Extrusion on the Microstructure Evolution of Al-Cu Alloy. **Materials Science & Engineering A**, 704, pp. 38-44, 2017
- COUTINHO, TELMO DE AZEVEDO. **Metalografia de não-ferrosos**. São Paulo: Editora Edgard Blucher, 1980.
- CUNGUANG CHEN; LEICHEN GUO; JI LUO; JUNJIE HAO; ZHIMENG GUO; VOLINSK, ALEX A. Aluminum powder size and microstructure effects on properties of

boron nitride reinforced aluminum matrix composites fabricated by semi-solid powder metallurgy. **Materials Science & Engineering A**, 646, pp. 306–314, 2015.

CULLITY, B.D.; STOCK, S.R. **Elements of x-ray diffraction**. 3. ed. New Jersey: Prentice Hall, 2001.

DAX, ROBERT; HENRY, R.J.; McCABE, T; BARROUS-ANTOLIN, P. Powder metallurgy process modeling and design. *In: ASM Handbook Committee*, Vol. 7, Powder Metal Technologies and Applications, 1998.

DELIJIC, KEMAL; ASANOVIC, VANJA; RADONJIC, DRAGAN. Mechanical behavior and corrosion properties of AA8079 sheets. **Journal of the Mechanical Behavior of Materials**, 2006.

DIETER, GEORGE E. **Metalurgia mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara dois, 1981.

FAYOMI, J.; POPOOLA, A.P.I.; OLADIJO, O.P.; POPOOLA, O.M.; FAYOMI, O.S.I. Experimental study of ZrB₂-Si₃N₄ on the microstructure, mechanical and electrical properties of high grade AA8011 metal matrix composites. **Journal of Alloys and Compounds**, 2019.

FERGUSON, B. L.; ROBERTS, P. R. Extrusion of Metal Powders. *In: ASM Handbook Committee*, Vol. 7, Powder Metal Technologies and Applications, 1998.

FERREIRA, Ricardo Artur Sanguinetti. **Conformação plástica**: fundamentos metalúrgicos e mecânicos. 2. ed. Recife: Ed. Universitária da UFPE, 2010.

FERREIRA, Ricardo Artur Sanguinetti. **Transformação de fases**. Recife: Ed. Universitária da UFPE, 2002.

GÖKÇE, AZIM; FINDIK, FEHIM; KURT, ALI OSMAN. Microstructural Examination and properties of Premixed Al-Cu-Mg Powder Metallurgy Alloy. **Materials Characterization**, 2011.

GOMES, ULIAME UMBELINO. **Tecnologia dos Pós**: Fundamentos e Aplicações. Natal: Editora Universitária da UFRN, 1993.

HELMAN, HORÁCIO; CETLIN, PAULO. **Fundamentos da conformação mecânica dos metais**. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1983.

IACocca, RONALD G. Particle Size Distribution in Metal Powder. *In: ASM Handbook Committee*, Vol. 7, Powder Metal Technologies and Applications, 1998.

IERVOLINO, FERNANDO; BULLA, LUIZ. **A Metalurgia do Pó**: uma alternativa econômica com menor impacto ambiental – compactação. Grupo Setorial de Metalurgia do Pó. São Paulo: Metallum Eventos Técnicos, 2009.

KAMBLE, AVINASH; KULKAMI, VAIBHAV. **A text book of metallurgy**: properties and applications of ferrous and non-ferrous alloys. Harshal Publications, 2017.

LOBERTO, AMAURI; GENOVA, LUIS ANTONIO; SILVA, MARIA DO CARMO AMORIM DA. **A Metalurgia do Pó**: uma alternativa econômica com menor impacto ambiental – sinterização. Grupo Setorial de Metalurgia do Pó, São Paulo: Metallum Eventos Técnicos, 2009.

LUIGGI A., NEY JOSE. **Characterization by Thermoelectric Power of a Commercial Aluminum-Iron-Silicon Alloy (8011) during Isothermal Precipitation. Metallurgical and Materials Transaction**, v. 29, p. 2669-2677, 1998.

MALISKA, A. M. **Apostila microscopia eletrônica de varredura**. Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC, 2003. Disponível em: http://www.usp.br/nanobiodev/wp-Content/uploads/MEV_Apostila.pdf. Acesso em: 19 out. de 2019, 22:52h.

MARIN, JOSEPH. **Engineering materials: their mechanical properties and application**. New York: Prentice-Hall, 1952.

MARTIN, J. W. **Materials for engineering**. 3. ed. Boca Raton: Woodhead Publishing Limited, 2006.

MONTEIRO, VALMIR MARTINS; DINIZ, SAULO BRINCO; MEIRELLES, BRUNA GODOI; SILA, LUIS CELSO DA; PAULA, ANDERSON DOS SANTOS. Microstructural and mechanical study of aluminum alloys submitted to distinct soaking times during heat treatment. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, São Paulo, v. 11, n. 4, p. 332-339, 2014.

MEIGNAMOORTHY, M.; RAVICHANDRAW, A.; ELMARIUNG, A. Effect of Sintering Temperature on the Microstructure and Forming Behavior of AA8079 (Al-Cu-Fe-Si-Zn). **Advances in Manufacturing Technology**, pp. 607 – 613, 2019.

MEIGNAMOORTHY, M.; RAVICHANDRAW, A. **Synthesis, properties and microstructure of sintered and hot extruded boron carbide reinforced AA8079 (Al-Cu-Fe-Si-Zn) matrix composites**. Materials Research Express, 2018.

NEIKOV, OLEG D.; NABOYCHENKO, STANISLAW S.; DPWSON, GORON; *et. Al.* **Handbook of non-ferrous metal powders: technologies and applications**. Amsterdam: Ed. Elsevier Ltd, 2009.

PADILHA, ÂNGELO FERNANDO. **Materiais de Engenharia – microestrutura e propriedades**. Curitiba: Editora Hemus, 2000.

PADILHA, ÂNGELO FERNANDO; AMBRÓSIO FILHO, FRANCISCO. **Técnicas de análise microestrutural**. Curitiba: Editora Hemus, 2004.

PADILHA, ÂNGELO FERNANDO; RIOS, PAULO RANGEL. **Transformações de fase**. São Paulo: Artliber, 2007.

SHACKELFORD, JAMES F. **Ciência dos materiais**. 6. ed. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2008.

SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R.J. **Modern physical metallurgy and materials engineering**. 6. ed. Oxford: Reed Educational and Professional Publishing Ltd, 1999.

SMITH, WILLIAM F.; HASHEMI, JAVAD. **Fundamentos de engenharia e ciência dos materiais**. 5. ed. São Paulo: McGraw Hill – Bookman, 2012.

SOUZA, SÉRGIO AUGUSTO DE. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos: fundamentos teóricos e práticos**. 5 ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1982.

SURYANARAYANA, C.; IVANOV, E.; BOLDYREY, V. V. The science and technology of mechanical alloying. **Materials Science and Engineering**, A 304 – 306, p. 151 – 158, 2001.

WANG, ZI; SONG, M; SUN, C; XIAO DAN HE, Y. Effect of extrusion and particle volume fraction on the mechanical properties of SiC reinforced Al-Cu alloy. **Materials Science and Engineering**, A 527, 2010.

WHITE, DONALD G. History of powder metallurgy. *In*: **ASM Handbook Committee**, Vol. 7, Powder Metal Technologies and Applications, 1998.

ZANDRA, M. Mechanical alloying of titanium. **Material Science and Engineering**, n. 583, p. 105-113, 2013.

ROY, RAJAT KUMA; SUJOY KAR; DASA, SIDDHARTHA. Evolution of microstructure and mechanical properties during annealing of cold-rolled AA8011 alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, n. 468, p. 122–129, 2008.