



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

JÉSSICA TERTO DE BARROS

**FABRICAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DA LIGA DE ALUMÍNIO AA3102 ATRAVÉS
DAS TÉCNICAS DA METALURGIA DO PÓ**

Recife

2023

JÉSSICA TERTO DE BARROS

**FABRICAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DA LIGA DE ALUMÍNIO AA3102 ATRAVÉS
DAS TÉCNICAS DA METALURGIA DO PÓ**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharelado em Engenharia Mecânica.

Áreas de concentração: Engenharia Mecânica.

Orientador: Pr. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho

Recife

2023

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,
através do programa de geração automática do SIB/UFPE

Barros, Jéssica Terto de.

Fabricação e caracterização da liga de alumínio AA3102 através das técnicas da metalurgia do pó / Jéssica Terto de Barros. - Recife, 2023.
72p. : il., tab.

Orientador(a): Oscar Olímpio de Araújo Filho

Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, Engenharia Mecânica - Bacharelado, 2023.

1. Metalurgia do pó. 2. Dureza. 3. Liga AA3102. I. Araújo Filho, Oscar Olímpio de. (Orientação). II. Título.

620 CDD (22.ed.)



Universidade Federal de Pernambuco
Departamento de Engenharia Mecânica Centro de
Tecnologia e Geociências- CTG/EEP



ATA DE SESSÃO DE DEFESA DE
TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO – TCC2

Ao 09.º dia do mês de novembro do ano de dois mil e vinte e três, às 09:00 horas, reuniu-se a banca examinadora para a sessão pública de defesa do Trabalho de Conclusão de Curso em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, intitulado **Fabricação e caracterização da liga de alumínio AA3102 através das técnicas da metalurgia do pó**, elaborado pela aluna **Jéssica Terto de Barros**, matrícula 20140002443, composta pelos avaliadores Prof. **Oscar Olímpio de Araújo Filho** (orientador), Prof. **Marcus Costa de Araújo** (avaliador), MSc. **Helen Rodrigues Araujo** (avaliadora) e MSc. **Ivan Bezerra de Mello Picchi** (avaliador). Após a exposição oral do trabalho, a candidata foi arguida pelos componentes da banca que em seguida reuniram-se e deliberaram pela sua APROVAÇÃO, atribuindo-lhe a média 8,00 (OITO, ZERO), julgando-a apta() / inapta() à conclusão do curso de Engenharia Mecânica. Para constar, redigi a presente ata aprovada por todos os presentes, que vai assinada pelos membros da banca.

Orientador:	Prof. Oscar Olímpio de Araújo Filho	Nota:
Assinatura		<u>8,00</u>
Avaliador Interno:	Prof. Marcus Costa de Araújo	Nota:
Assinatura		<u>8,00</u>
Avaliadora Externa:	MSc. Helen Rodrigues Araujo	Nota:
Assinatura		<u>8,00</u>
Avaliador Externo:	MSc. Ivan Bezerra de Mello Picchi	Nota:
Assinatura		<u>8,00</u>

Recife, 09 de novembro de 2023.

Prof. Marcus Costa de Araújo
Coordenador de Trabalho de Conclusão de curso - TCC
Curso de Graduação em Engenharia Mecânica – CTG/EEP-UFPE

Dedico este trabalho a toda a minha família e a Deus, que estiveram comigo nessa árdua jornada

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus e a minha família pelo suporte. Ao meu orientador, Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho, pela orientação e pela confiança, Agradeço também ao Moisés e Jonathan pela ajuda. Aos técnicos Janaína e João pelo grande suporte nos ensaios necessários. Ao Mestrando Ionaldo pela ajuda com o moinho. Enfim, todos que de alguma forma, seja direta ou indireta, ajudaram no desenvolvimento desse trabalho.

RESUMO

Este trabalho tem como principal objetivo a fabricação da liga de alumínio pertencente a série AA3XXX, composta pelo sistema Al-Mn, AA3102, via metalurgia do pó (MP). Os pós elementares foram pesados e posteriormente processados por moagem de alta energia (MAE) durante os tempos de 30, 60 e 120 minutos em um moinho vibratório do tipo SPEX. Os pós foram submetidos também a difração de raios-X (DRX), a compactação uniaxial a frio e sinterização. Os materiais processados por MAE, assim como o material sinterizado, foram caracterizados através das técnicas de microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectroscopia de energia dispersiva (EDS). Através dessa técnica detectou-se picos dos elementos que compõem a fase característica dessa liga, Al_6FeMn e Al_6Mn , o que sugere que conseguiu-se fabricar a liga de alumínio AA3102 através da metalurgia do pó. As amostras sinterizadas foram avaliadas em relação a sua dureza através do ensaio de microdureza Vickers, onde notou-se um aumento da dureza com o aumento da quantidade de manganês e com o aumento do tempo de moagem.

Palavras-chave: Metalurgia do pó; Dureza; Liga AA3102;.

ABSTRACT

The main objective of this work is to produce an aluminum alloy of the AA3XXX series, consisting of the Al-Mn system, AA3102, by powder metallurgy (MP). The elemental powders were weighed and then processed by High Energy Ball Milling (HEBM) for 30, 60 and 120 minutes in a SPEX vibratory mill. The powders were also subjected to X-ray diffraction (XRD), uniaxial cold compaction and sintering. The materials processed by HEBM and the sintered material were characterized using scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS). Using this technique, peaks of the elements that form the characteristic phase of this alloy, Al_6FeMn and Al_6Mn , were detected, indicating that it was possible to produce the AA3102 aluminum alloy by metallurgy. The sintered samples were tested for hardness using the Vickers microhardness test. An increase in hardness was found with the increase in manganese content and with the increase in grinding time.

Keywords: Powder Metallurgy; Toughness; AA3102 Aluminum alloy;.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Diagrama Al-Mn	21
Figura 2 – Técnicas de Produção de Metais	22
Figura 3 – Fluxograma do processo de Metalurgia do Pó.	23
Figura 4 – Esquema simplificada dos tipos de misturas.	24
Figura 5 – Misturadores Convencionais: tipo Bicônico(a), em "V"(b) e Moinhos de bolas (c).	24
Figura 6 – Esquema de um moinho de bolas tipo Planetário	25
Figura 7 – Esquema de um moinho de bolas tipo atritor vertical	26
Figura 8 – Esquema do funcionamento de um moinho do tipo vibratório	27
Figura 9 – Exemplo Esquemático da Compactação do Pó Isostática	30
Figura 10 – Exemplo esquemático da compactação do pó em matriz rígida-dupla ação .	30
Figura 11 – Três dos principais métodos de extrusão: (I) utilizado para pós grosseiros, (II) utilizado para pós de fácil compactação e (III) para pós que são encapsulados	31
Figura 12 – Dois Métodos de Compactação por Laminação	31
Figura 13 – Esquema dos estágios da sinterização em fase sólida	32
Figura 14 – Esquema dos estágios da sinterização em fase Líquida	33
Figura 15 – Vista lateral e superior indentação no ensaio de microdureza vickers	35
Figura 16 – Fluxo do procedimento adotado nesse trabalho	36
Figura 17 – Balança Semi-Analítica	38
Figura 18 – Moinho de Alta Energia	39
Figura 19 – Prensa Hidráulica de Ação Simples	41
Figura 20 – Matriz de Compactação	41
Figura 21 – Forno tipo mufla	42
Figura 22 – Máquina de Corte	43
Figura 23 – Amostras Embutidas	43
Figura 24 – Máquina de Lixamento e Polimento	44
Figura 25 – Microdurômetro	45
Figura 26 – MEV dos Pós com 0,05% Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos - 500x	46
Figura 27 – MEV dos Pós com 0,05% Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos - 4kx	47
Figura 28 – MEV dos Pós com 0,27%Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos - 500x	48
Figura 29 – MEV dos Pós com 0,27%Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos - 4kx	49

Figura 30 – MEV dos Pós com 0,40% Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos - 500x	50
Figura 31 – MEV dos Pós com 0,40% Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos - 4kx	51
Figura 32 – EDS dos Pós com 0,05% Mn e tempos de moagem de 30 minutos	52
Figura 33 – EDS dos Pós com 0,05% Mn e tempos de moagem de 60 minutos	52
Figura 34 – EDS dos Pós com 0,05% Mn e tempos de moagem de 120 minutos	52
Figura 35 – EDS dos Pós com 0,27% Mn e tempo de moagem de 30 minutos	53
Figura 36 – EDS dos Pós com 0,27% Mn e tempo de moagem de 60 minutos	53
Figura 37 – EDS dos Pós com 0,27% Mn e tempos de moagem de 120 minutos	53
Figura 38 – EDS dos Pós com 0,40% Mn e tempo de moagem de 30 minutos	54
Figura 39 – EDS dos Pós com 0,40% Mn e tempo de moagem de 60 minutos	54
Figura 40 – EDS dos Pós com 0,40% Mn e tempos de moagem de 120 minutos	54
Figura 41 – DRX dos Pós com 0,05%Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos	56
Figura 42 – DRX dos Pós com 0,27%Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos	57
Figura 43 – DRX dos Pós com 0,40%Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos	58
Figura 44 – MEV da amostra AA3102 com tempo de MAE de 60 minutos e a) 0,27% e b) 0,40% de Mn - transversal - 3kx	59
Figura 45 – MEV da amostra AA3102 com tempo de MAE de 60 minutos e a) 0,27% e b) 0,40% de Mn - transversal - 5kx	59
Figura 46 – MEV da amostra AA3102 com tempo de MAE de 60 minutos e a) 0,27% e b) 0,40% de Mn - superficial - 3kx	60
Figura 47 – MEV da amostra AA3102 com tempo de MAE de 60 minutos e a) 0,27% e b) 0,40% de Mn - superficial - 5kx	60
Figura 48 – MEV das amostras AA3102 com tempo de MAE de 120 minutos a) 0,05%, b) 0,27% e c) 0,40% de Mn - transversal - 3kx	61
Figura 49 – MEV das amostras AA3102 com tempo de MAE de 120 minutos e a) 0,05%, b) 0,27% e c) 0,40% de Mn - transversal - 5kx	61
Figura 50 – MEV das amostras AA3102 com tempo de MAE de 120 minutos e a) 0,05%, b) 0,27% e c) 0,40% de Mn - superficial - 3kx	62
Figura 51 – MEV das amostras AA3102 com tempo de MAE de 120 minutos e a) 0,05%, b) 0,27% e c) 0,40% de Mn - superficial - 5kx	62
Figura 52 – EDS das amostras AA3102 com 0,27% de Mn e 60 minutos de tempo de moagem - superficial e transversal	63
Figura 53 – EDS das amostras AA3102 com 0,40% de Mn e 60 minutos de tempo de moagem - superficial e transversal	64

Figura 54 – EDS das amostras AA3102 com 0,27% de Mn e 120 minutos de tempo de moagem - superficial e transversal	65
Figura 55 – EDS das amostras AA3102 com 0,40% de Mn e 120 minutos de tempo de moagem - superficial e transversal	66
Figura 56 – EDS das amostras AA3102 com 0,05% de Mn e 120 minutos de tempo de moagem - superficial e transversal	67
Figura 57 – Influência do tempo de moagem na dureza superficial	68
Figura 58 – Influência do tempo de moagem na dureza transversal	69
Figura 59 – Influência da quantidade de manganês na dureza - superficial	70
Figura 60 – Influência da quantidade de manganês na dureza - transversal	70

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Ligas submetidas a tratamento mecânico	17
Tabela 2 – Ligas para produção de peças fundidas	17
Tabela 3 – Classificação quanto ao tratamento térmico	18
Tabela 4 – Principais elementos por grupos de liga	19
Tabela 5 – Propriedades mecânicas: ligas Al-Mn	20
Tabela 6 – Limites de Composição Química - Ligas Al-Mn	21
Tabela 7 – Composições Químicas da liga AA3102	37
Tabela 8 – Composições Químicas da liga AA3102 com a variação do Manganês correspondente a liga	37
Tabela 9 – Composições Químicas da liga AA3102 em gramas	37
Tabela 10 – Fichas COD utilizadas	55
Tabela 11 – Dureza Média e desvio padrão das amostras, Superficial (s) e Transversal (t)	68

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	OBJETIVOS	15
1.1.1	Objetivo geral:	15
1.1.2	Objetivos específicos:	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1	ALUMÍNIO	16
2.2	LIGAS DE ALUMÍNIO	16
2.2.1	Classificação quanto ao processo de fabricação	17
2.2.2	Classificação quanto ao tratamento térmico	18
2.2.3	Classificação quanto a Composição Química	19
2.2.3.1	LIGAS DE ALUMÍNIO COM ADIÇÃO DE MANGANÊS	19
2.3	METALURGIA DO PÓ	22
2.3.1	Mistura dos Pós	23
2.3.2	Moagem de Alta Energia	24
2.3.2.1	Equipamentos utilizados na moagem de alta energia	25
2.3.2.2	Tempo de moagem	27
2.3.2.3	Relação massa de pó/massa de bolas	27
2.3.2.4	Agente controlador de processo - PCA	28
2.3.2.5	Elementos da moagem	28
2.3.2.6	Rotação	28
2.3.2.7	Enchimento do recipiente	28
2.3.3	Compactação do Pó	28
2.3.4	Sinterização	32
2.4	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA - MEV	33
2.5	DIFRAÇÃO DE RAIO X - DRX	34
2.6	DUREZA DE UM MATERIAL	34
2.6.1	Ensaio de microdureza vickers	34
3	METODOLOGIA	36
3.1	MATERIAIS	36
3.2	MÉTODOS	38
3.2.1	Pesagem dos Pós	38
3.2.2	Moagem de Alta Energia	39
3.2.3	Caracterização dos Pós	39
3.2.3.1	Difração Raio X	40

3.2.3.2	Microscopia Eletrônica De Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) dos Pós	40
3.2.4	Compactação Uniaxial a frio	40
3.2.5	Sinterização dos Pós	42
3.2.6	Preparação metalográfica	42
3.2.7	Caracterização das Amostras	44
3.2.7.1	Microscopia Eletrônica De Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) das amostras	44
3.2.7.2	Microdureza Vickers	44
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	46
4.1	ANÁLISE MICROESTRUTURAL DOS PÓS - AA3102	46
4.1.1	MEV/EDS	46
4.1.2	Difração de raio X	55
4.2	MEV/EDS DOS MATERIAIS SINTERIZADOS	59
4.3	MICRODUREZA VICKERS DAS AMOSTRAS SINTERIZADAS	68
5	CONCLUSÕES	71
	REFERÊNCIAS	72

1 INTRODUÇÃO

O aço e outras ligas ferrosas são consumidos em grandes quantidades, por terem uma enorme variedade de propriedades mecânicas, por serem fabricados com relativa facilidade e serem produzidos de forma relativamente econômica. Porém, eles possuem algumas limitações características, como a massa específica relativamente elevada, a condutividade elétrica baixa, e a suscetibilidade inerente à corrosão em alguns ambientes comuns. Assim, para muitas aplicações, é vantajoso ou até mesmo necessário usar outras ligas com combinações de propriedades mais adequadas (Callister, 2016).

Com a abundância do seu minério principal, além de características como densidade específica relativamente baixa e condutividade elétrica e térmica relativamente altas, o alumínio vem ganhando cada vez mais importância. A baixa densidade do alumínio torna-o de grande utilidade em equipamento de transporte e numa vasta aplicação na indústria mecânica. Sua alta condutividade elétrica e ausência de magnetismo o torna recomendável em aplicações na indústria elétrica, principalmente em cabos condutores (Chiaverini, 1986). Devido a esses recursos, a produção mundial do alumínio praticamente dobrou entre as décadas de 1960 e 1970. Entre 1976 e 1986, obteve-se uma diminuição na massa total dos carros americanos devido, em partes, a diminuição do uso dos aços convencionais e aumento do uso das ligas de alumínio (Shackelford, 2008).

O surgimento de novos materiais faz com que surjam também novas técnicas de fabricação, como é o caso da Metalurgia do Pó (MP). Através dessa técnica é possível a obtenção das peças próximas ou já em seu formato final, diminuindo assim os custos de fabricação e aumentando a produtividade. Esse método é especialmente conveniente para metais com baixa ductilidade, pois, há a necessidade de apenas uma pequena deformação plástica das partículas pulverizadas. Metais com elevadas temperaturas de fusão são difíceis de serem fundidos, sendo a fabricação acelerada com a utilização da MP. Pode-se acrescentar ainda peças que requerem tolerâncias dimensionais muito restritas (engrenagens e buchas, por exemplo) podem ser economicamente produzidas usando a Metalurgia do Pó (Callister, 2016), (Chiaverini, 2001).

Esse trabalho tem como objetivo a fabricação e caracterização da liga de Alumínio AA3102 através das técnicas da Metalurgia do Pó. Os pós elementares foram processados via Moagem de Alta Energia (MAE), compactados e sinterizados. Por meio da difração de Raios-x (DRX), Microscopia eletrônica de Varredura (MEV), Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) e Ensaio de Microdureza Vickers foram feitas as caracterizações dos pós e amostras sinterizadas e análise de suas propriedades.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo geral:

O objetivo desse trabalho é fabricar e caracterizar a liga de Al-Mn, da série AA3102, com diferentes teores do manganês, fabricados via Metalurgia do Pó.

1.1.2 Objetivos específicos:

- Realizar processamento dos pós;
- Caracterizar as amostras dos pós processados pela aplicação das técnicas de DRX, MEV e EDS;
- Verificar a presença de novas fases e a formação da liga metálica através da caracterização microestrutural das ligas de Al-Mn;
- Realizar a moagem de alta energia com diferentes tempos;
- Averiguar o efeito do tempo moagem de alta energia nas características de tamanho e forma das partículas de pós de Al-Mn;
- Realizar compactação uniaxial a frio;
- Sinterizar as amostras dos pós;
- Caracterizar as amostras sinterizadas via MEV e EDS;
- Verificar a influência da variação do percentual de manganês, em massa, e do tempo de moagem na propriedade mecânica de dureza do material através do ensaio de Microdureza Vickers.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 ALUMÍNIO

O alumínio é um metal de cor brilhante e leve, com densidade de $2,7\text{g/cm}^3$. É melhor condutor do que o aço, apesar de não ser melhor que o cobre (Morais, 2022). O Alumínio puro possui condutividade elétrica de 62% da IACS (International Annealed Copper Standard), significando que, combinado com sua baixa densidade, um condutor de alumínio pode conduzir tanta corrente quanto um condutor de cobre, que é mais pesado e relativamente caro. Ele possui ponto de fusão de 660°C , consideravelmente baixo em comparação com o aço (1570°C , aproximadamente). Além disso, o Alumínio possui uma alta resistência a corrosão, isso porque, em contato com o oxigênio, ele produz uma camada fina de óxido, a qual protege o metal de oxidações (ABAL, 2023).

A fabricação do alumínio é composta por duas fases: na primeira delas ocorre a purificação da Bauxita em óxido de alumínio, a segunda consiste em transformar a alumina em alumínio puro. Em ambas as fases, ocorre por meio eletrólise em altíssimas temperaturas (cerca de 950°C) (Morais, 2022). Para que a produção seja economicamente viável, é necessário que a bauxita apresente 30% de óxido de alumina (Al_2O_3) (ABAL, 2023).

Uma das principais vantagens do Alumínio é sua característica de ser infinitamente reciclável mantendo as suas propriedades. As latas de Alumínio são um exemplo importante disso. Em 2022, o Brasil reciclou 100% das latas de alumínio para bebidas comercializadas. Isso, além de trazer ganhos sociais e econômicos ainda traz um ganho ambiental em termos de emissões e gestão de Recursos (ABAL, 2022).

2.2 LIGAS DE ALUMÍNIO

Segundo Callister (2016), a propriedade mecânica do alumínio pode ser aumentada com a introdução de elementos de liga, assim como por trabalho a frio. Porém, esses processos tendem a diminuir a resistência a corrosão do alumínio. Quanto mais afastado do alumínio na tabela de potencial eletroquímico, maior será o prejuízo. Por outro lado, elementos mais próximos do alumínio nessa tabela, como o magnésio, tendem a afetar menos essa propriedade (Barbosa, 2014).

Em virtude da grande quantidade de ligas de alumínio e tratamentos térmicos existentes, uma classificação foi necessária, sendo a mais comum em muitos países do mundo a elaborada pela AA (Aluminum Association). Essa entidade classifica o alumínio e suas ligas segundo três critérios: processo de fabricação, tratamento térmico recebido e a composição química (Patrocínio, 2011).

2.2.1 Classificação quanto ao processo de fabricação

Dependendo do processo empregado para produzir as ligas de alumínio, do lingote até o produto final, temos dois grupos nessa classificação: As ligas fundidas e as ligas trabalháveis. A principal diferença entre esses dois grupos é que no primeiro caso, as ligas possuem baixo alongamento, tendo praticamente sua aplicação restrita a produtos fundidos, a exemplo da liga de alto teor silício destinadas à fundição de blocos motores. No segundo grupo estão as ligas de alto alongamento, permitindo posterior trabalho a quente ou a frio (Patrocínio, 2011). As tabelas 1 e 2 apresentam esses grupos.

Tabela 1 – Ligas submetidas a tratamento mecânico

Família	Principal elemento da liga
1XXX	Alumínio puro 99%
2XXX	Cobre
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Silício e Magnésio
7XXX	Zinco
8XXX	Outros elementos
9XXX	Não utilizada

Fonte: Committee (1990)

Tabela 2 – Ligas para produção de peças fundidas

Família	Principal elemento da liga
1XX.X	Alumínio puro 99%
2XX.X	Cobre
3XX.X	Silício com cobre e/ou magnésio
4XX.X	Silício
5XX.X	Magnésio
6XX.X	Série não usada
7XX.X	Zinco
8XX.X	Estanho
9XX.X	Não utilizada

Fonte: Committee (1990)

2.2.2 Classificação quanto ao tratamento térmico

As ligas de alumínio trabalháveis são classificadas em tratáveis e não tratáveis termicamente. As ligas tratáveis termicamente são aquelas que permitem aumento da resistência mecânica e mudança da microestrutura por meio do fornecimento de energia térmica e controle de resfriamento (Patrocínio, 2011). O último dígito de cada série das ligas de alumínio é sucedido por um hífen seguido de uma letra, e um número com até três dígitos, que indicam o trabalho mecânico e/ou tratamento térmico ao qual a liga foi submetida (Barbosa, 2014). A Aluminum Association apresenta a seguinte classificação segundo os tipos de tratamentos:

- F : Como foi fabricada;
- O : Recozida - letra “O” é seguida dos números (1, 2 ou 3). O1 indica que o material foi submetido a um recozimento em temperatura elevada e seu resfriamento foi lento, O2 indica que o material foi submetido a um processo termomecânico e o O3 que o material foi homogeneizado;
- H : Encruada - a letra H pode ser sucedida por dois ou mais dígitos, os quais possibilitam a identificação de qual processo o produto foi submetido e em seguida o grau de encruamento;
- W : Solubilizado - indicado para envelhecimento natural;
- T : Tratada termicamente (aplicada apenas nos produtos das séries de ligas de alumínio tratáveis termicamente)- A letra T pode ser sucedida por um ou mais números que podem variar de 1 a 10, e especificam tratamentos térmicos básicos. Tal classificação pode ser observada na tabela 3.

Tabela 3 – Classificação quanto ao tratamento térmico

Tratamento	Significado
T1	Processada a quente seguida de envelhecimento natural.
T2	Processada a quente, trabalhada a frio e seguida de envelhecimento natural.
T3	Solubilização, trabalho a frio seguido de envelhecimento natural.
T4	Solubilização seguida de envelhecimento natural.
T5	Processamento a quente seguido de envelhecimento artificial.
T6	Solubilização seguida de envelhecimento artificial.
T7	Solubilização seguida de superenvelhecimento ou estabilização.
T8	Solubilização, trabalho a frio seguida de envelhecimento artificial.
T9	Solubilização, envelhecimento artificial seguido de deformação a frio.
T10	Processamento a quente, trabalho a frio seguido de envelhecimento artificial.

Fonte: Junior (2018)

2.2.3 Classificação quanto a Composição Química

A classificação das ligas de alumínio designada pela ANSI H35.1 da Aluminium Association e adotada pela ABNT (NBR 68434), de acordo com a composição química, é constituída de 4 dígitos e abrange tanto as ligas trabalháveis quanto as não-trabalháveis. O primeiro dígito define o grupo de ligas e seu principal elemento, o segundo dígito indica se a liga ainda é original, quando zero, ou se foi modificada, quando de 1 a 9. Os dois últimos dígitos da série 1xxx têm relação com a pureza acima de 99% de alumínio da liga. Para as demais séries 2xxx à 8xxx os dois números tem pouco significado, servem para identificar apenas as diversas ligas das séries (Callister, 2016). Na tabela 4 os principais elementos por grupo são apresentados.

Os elementos mais comumente adicionados ao alumínio são manganês, cobre, silício, magnésio e zinco. Isso se deve a similaridade dos diagramas de fases binários desses elementos com o alumínio com alta solubilidade a temperaturas elevadas, mas baixa solubilidade a temperatura ambiente. Isso possibilita o endurecimento da matriz pelo efeito da precipitação (Bianco, 2000).

Tabela 4 – Principais elementos por grupos de liga

GRUPO	DESIGNAÇÃO
Alumínio (mín. 99,00% de pureza)	1XXX
Cobre	2XXX
Manganês	3XXX
Silício	4XXX
Magnésio	5XXX
Magnésio e Silício	6XXX
Zinco	7XXX
Outros elementos	8XXX
Séries não utilizadas	9XXX

Fonte: Patrocínio (2011)

2.2.3.1 LIGAS DE ALUMÍNIO COM ADIÇÃO DE MANGANÊS

As ligas da Série 3XXX (Al-Mn), diferente de outras ligas de alumínio, não obtêm nenhum ganho de dureza mediante tratamento térmico, ou seja, não são endurecíveis por precipitação (Barbosa, 2014). A maior alteração que ocorre no alumínio com a adição do manganês é a elevação do ponto de fusão da liga. Entretanto, o calor específico, o calor latente de fusão e o ponto de ebulição tem poucas variações (Bianco, 2000). A resistência mecânica dessa liga aumenta em até 20% se comparada com o alumínio puro, se for adicionado manganês entre 1%-2% (Bradaschia, 1988). A tabela 5 apresenta algumas propriedades mecânicas dessa liga.

Tabela 5 – Propriedades mecânicas: ligas Al-Mn

Liga	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de resistência ao escoamento (MPa)	Alongamento (%) em 50 mm	Dureza Brinell	Limite de resistência à fadiga (MPa)
3003 recozida	110	40	30	28	50
3003 encruada (H18)	200	185	4	55	70
3004 recozida	180	70	20	45	95
3004 encruada (H38)	285	250	5	77	110
3104 encruada (H19)	290	260	4	—	—
3005 recozida	130	55	25	—	—
3005 encruada (H18)	240	225	4	—	—
3105 recozida	115	55	24	—	—
3105 encruada (H18)	215	195	3	—	—

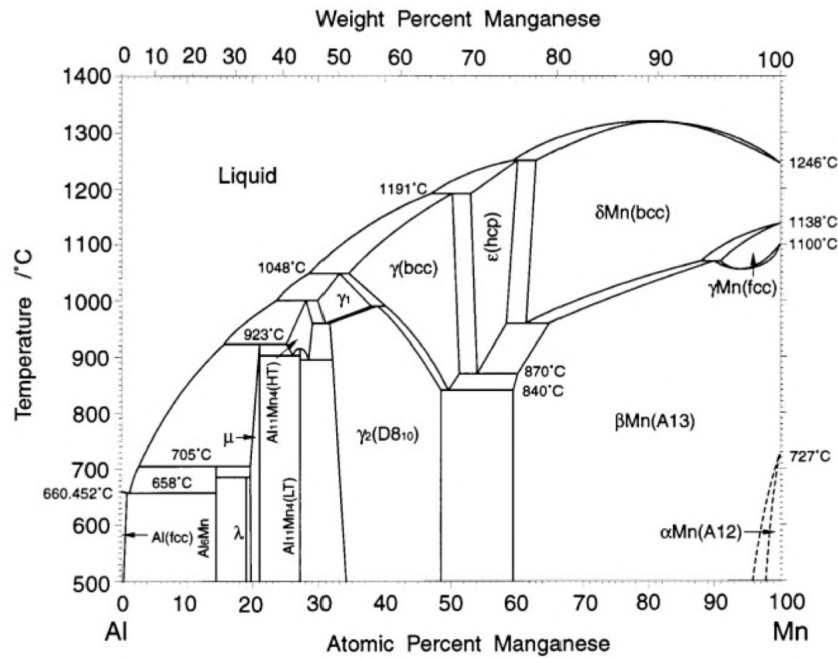
Fonte: Barbosa (2014)

As ligas de alumínio do sistema Al-Mn possuem como microestrutura uma matriz de alumínio com estrutura dendrítica de fases intermetálicas nos contornos do grão. A fase ortorrômbica $Al_6(MnFe)$ e a fase cúbica $Al(MnFe)Si$ são as fases intermetálicas presentes nessa liga. Ligas de alumínio que contém Mn, Si e Fe solidificam formando intermetálicos na região interdendrítica. A estrutura intermetálica é instável em razão da morfologia irregular na forma ramificada e da alta densidade de defeitos de crescimento (Souza, 2017).

A fase intermetálica, com composição Al_6Mn , em equilíbrio com a solução sólida de alumínio, é separada da solução líquida se a concentração de manganês estiver entre 1,9 e 4,1% , formado por reação peritética a uma temperatura de 710°C. O teor de ferro e silício, superior a 0,2%, dificulta a formação do Al_6Mn , pois o ferro acaba por substituir o manganês e formar a fase Al_6Fe (Souza, 2017).

As fases predominantes nas ligas do sistema Al-Mn são Al_6Mn e $Al_{12}(FeMn)_3Si$. A fase $Al_6(Mn,Fe)$ é preponderante durante a solidificação, entretanto um posterior aquecimento levará o surgimento da fase $Al_{12}(FeMn)_3Si$. Algumas ligas do sistema Al-Mn possuem percentuais de magnésio, elemento que, por ser muito compatível com o silício, tende a ser favorável a formação da fase $Al_6(MnFe)$ (Barbosa,2014). A figura 1 ilustra o diagrama de fases do sistema Al-Mn.

Figura 1 – Diagrama Al-Mn



Fonte: Souza (2017)

As ligas de Al-Mn comumente usadas para produção dos principais tipos de produtos de alumínio extrudado podem ser vistos na tabela 6. As principais aplicações das ligas Al-Mn são em equipamentos usados na indústria de refrigeração, utensílios de cozinha e na indústria química.

Tabela 6 – Limites de Composição Química - Ligas Al-Mn

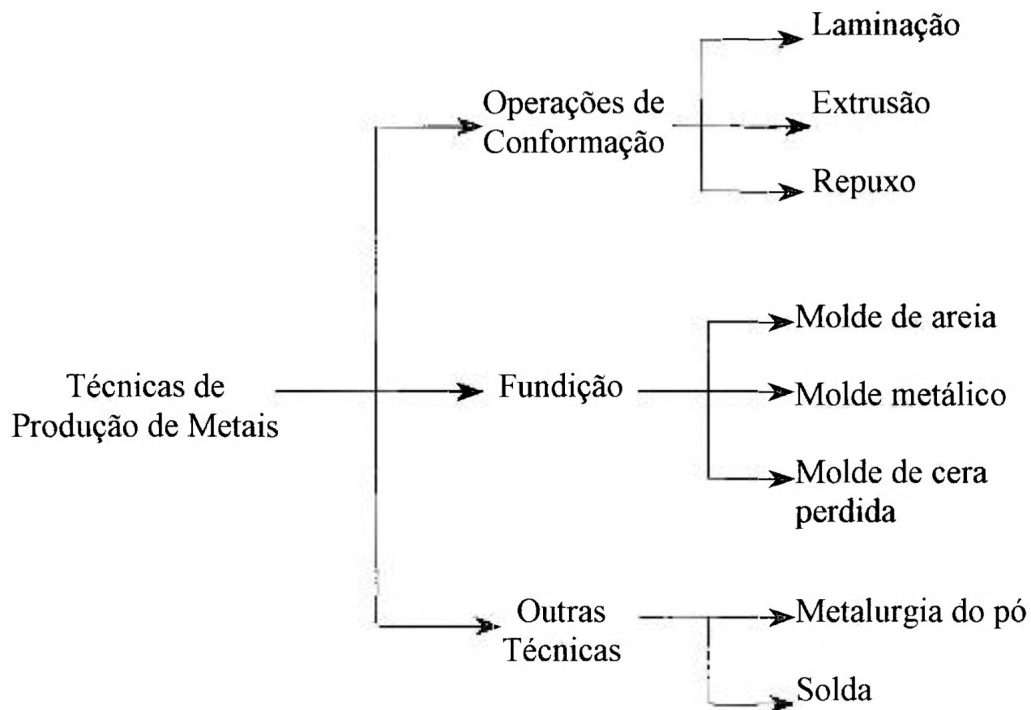
Disposição	3002	3102	3003	3103	3203	3303	3004	3005	3105	3006
Si	0,08	0,40	0,6	0,50	0,6	0,6	0,30	0,6	0,6	0,50
Fe	0,10	0,7	0,7	0,7	0,7	0,7	0,7	0,7	0,7	0,7
Cu	0,15	0,10	0,05 a 0,20	0,10	0,05	0,05 a 0,20	0,25	0,30	0,30	0,10 a 0,30
Mn	0,10 a 0,25	0,05 a 0,40	1,0 a 1,5	0,9 a 1,5	1,0 a 1,5	1,0 a 1,5	1,0 a 1,5	1,0 a 1,5	0,30 a 0,8	0,50 a 0,8
Mg	0,05 a 0,20	0	0	0,30	0	0	0,8 a 1,3	0,20 a 0,6	0,20 a 0,8	0,30 a 0,6
Cr	0	0	0	0,10	0	0	0	0,10	0,20	0,20
Ni	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
Zn	0,05	0,30	0,10	0,20	0,10	0,30	0,25	0,25	0,40	0,15 a 0,40
Ga	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
V	0,05	0	0	0	0	0	0	0	0	0
Zr + Ti	0	0	0	0	0,10	(d)	0	0	0	0
Tl	0,03	0,10	0	0	0	0	0	0,10	0,10	0,10
Outros (cada)	0,03	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05
(c) (total)	0,10	0,15	0,15	0,15	0,15	0,15	0,15	0,15	0,15	0,15
Alumínio	Restante									

Fonte: Bianco (2000)

2.3 METALURGIA DO PÓ

Existem várias técnicas de processamento de ligas metálicas para obter um produto final acabado. A escolha da técnica que será utilizada vai depender do tamanho e forma da peça final, além da propriedade do material que será utilizado e do custo do processamento. A figura 2 apresenta uma possível classificação dessas técnicas.

Figura 2 – Técnicas de Produção de Metais



Fonte: Bianco (2000)

A Metalurgia do Pó é uma técnica que, partindo dos pós de suas substâncias constituintes, permite a obtenção de produtos (Morais, 2022). Apesar de ser uma técnica considerada antiga, o que se conhece da Metalurgia do Pó moderna teve seu início no século XIX. Produtos a partir da Platina e o irídio, que têm alto ponto de fusão, foram produzidos a partir de pós, na época que ainda era impossível a obtenção por fundição (Fogagnolo, 2000). O pó era então comprimido a altas pressões e aquecido, conseguindo-se a peça metálica (W.C., 1986). Por ser um processo competitivo em termos de custos e resultados, tem se destacado nas últimas décadas. Graças a evolução constante do processo, têm surgido diversas soluções criativas para os problemas naturais da técnica (Morais, 2022).

A Metalurgia do Pó é um processo que cobre desde a produção do pó até um possível pós processamento da peça. As etapas desse processo, nos casos de aplicações mais simples, são: obtenção do pó, processamento do pó, conformação do pó, sinterização e acabamento. O fluxograma com essas etapas pode ser visto na figura 3.

Figura 3 – Fluxograma do processo de Metalurgia do Pó.

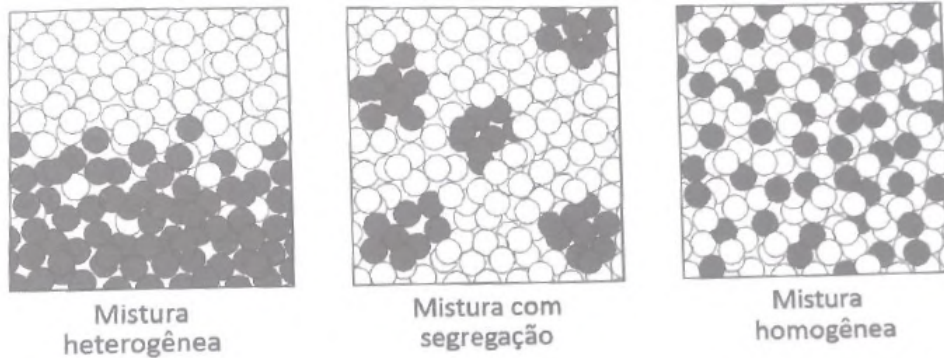


Fonte: Zanatta (2007)

2.3.1 Mistura dos Pós

A mistura é a operação onde os pós elementares são intimamente misturados (Chiaverini, 2001). É necessário que essa mistura seja o mais intrínseca possível, para que resulte numa mistura homogênea. É necessário também que haja a diminuição da sua granulometria com a finalidade de aumentar a área de contato entre as partículas. Diferente disto, teria-se uma mistura heterogênea, com uma maior tendência de segregação, o que resultaria em resultados não uniformes e não consistentes (Zanatta, 2007). Na Figura 4, mostra de forma simplificada esses tipos de misturas com a disposição das partículas.

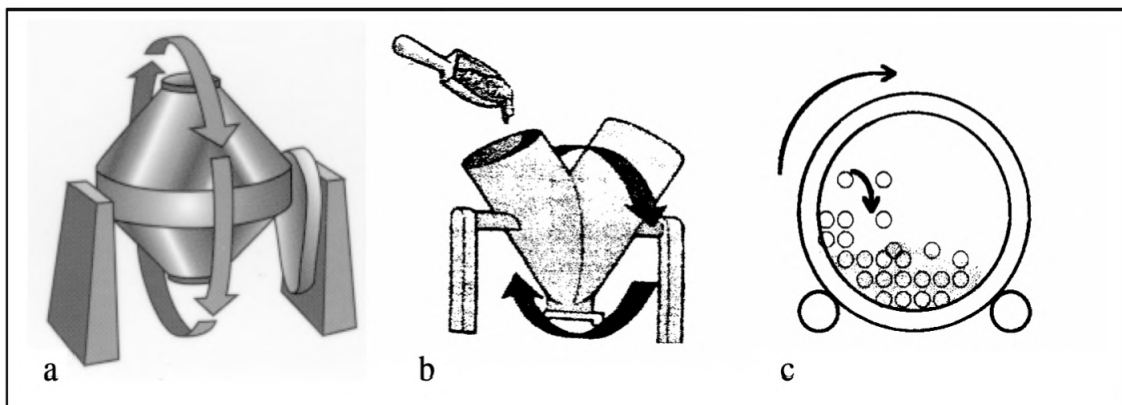
Figura 4 – Esquema simplificada dos tipos de misturas.



Fonte: Setorial (2009)

Os métodos de mistura mais comumente utilizados na metalurgia do pó são os empregados pela indústria cerâmica. Os misturadores podem utilizar a gravidade como modo de mistura, como observado nos misturadores tipo V ou Bicônico, ou podem utilizar a energia mecânica como é o caso dos moinhos de bolas (Fogagnolo, 2000). A figura 5 ilustra esses misturadores.

Figura 5 – Misturadores Convencionais: tipo Bicônico(a), em "V"(b) e Moinhos de bolas (c).



Fonte: Fogagnolo (2000)

Outro importante parâmetro na mistura do pó é se a mistura será feita a seco ou a úmido, ou seja, o meio onde será feita a mistura do pó. Enquanto na mistura a úmido o principal parâmetro é o solvente a ser utilizado, na mistura a seco o principal parâmetro é o tempo de mistura (Fogagnolo, 2000).

2.3.2 Moagem de Alta Energia

O processo de Moagem de Alta Energia (MAE) é uma síntese mecânica-química onde as misturas de pós de diferentes metais ou ligas são moídas conjuntamente para obtenção de

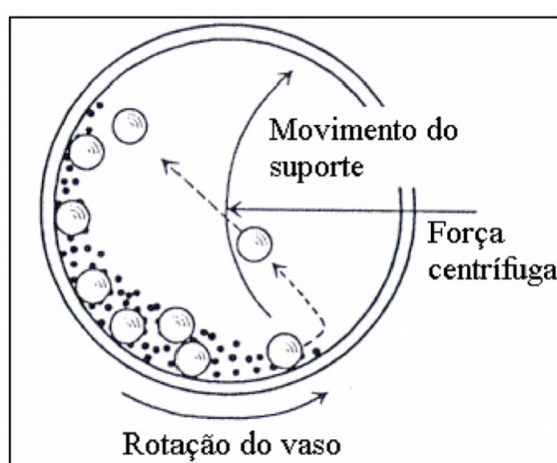
uma liga homogênea (Knewitz, 2009). Esse processo envolve repetidos ciclos de deformação, soldagem a frio, fragmentação e re-soldagem a frio das partículas dos pós, realizada em um moinho de bolas de alta energia (Azevedo, 2018). A moagem de alta energia começa com a mistura, em proporções adequadas, dos pós de partida. Em seguida essa mistura é colocada em um recipiente de moagem, junto com as esferas, ou cargas, de moagem em uma correta relação de proporção em massa de esfera e da amostra do pó. Feito isso, o recipiente de moagem é fechado, acoplado no moinho e dá-se início ao processo de moagem (Pinto, 2008).

A MAE é um processo complexo que envolve a otimização de um grande número de variáveis na obtenção da microestrutura desejada. Algumas das variáveis importantes para esse processo são: equipamento utilizado, tempo de moagem, relação massa de pó/massa de bolas, agente controlador do processo, rotação e os meios da moagem (Salgado et al., 2002).

2.3.2.1 Equipamentos utilizados na moagem de alta energia

A moagem de alta energia pode ser realizada em moinhos de alta energia como os vibratórios, planetários e moinhos atritores. Todos esses moinhos possuem recipientes em que elementos de moagem como bolas, aletas e barras atuarão sobre uma massa de pó (Salgado et al., 2002). O moinho tipo planetário consiste em um vaso que gira sobre seu eixo, posicionado sobre um suporte que gira numa direção diferente do vaso. Estes movimentos fazem com que as bolas e carga em seu interior se choquem contra a parede do vaso com altas velocidade e frequência, fornecendo energia suficiente para o processo de moagem de alta energia (Fogagnolo, 2000). A figura 6 apresenta um esquema de um moinho de bolas tipo planetário.

Figura 6 – Esquema de um moinho de bolas tipo Planetário

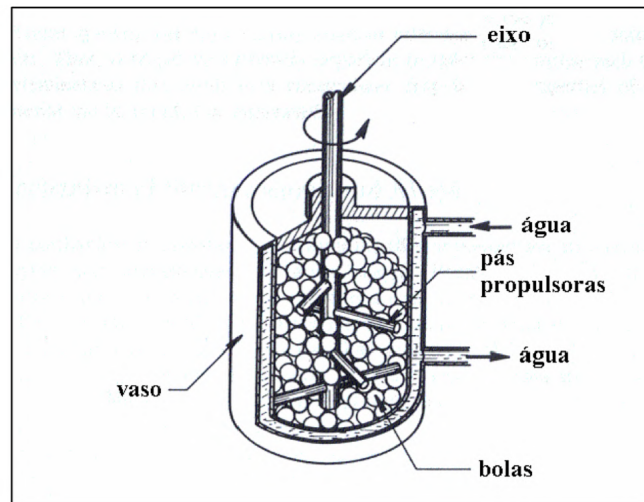


Fonte: Fogagnolo (2000)

Em moinhos tipo atritor, as bolas são impulsionadas por pás giratórias. Sendo assim, o choque entre a pá propulsora e as bolas, bem como o movimento relativo das bolas confere uma

grande quantidade de energia ao pó. Neste tipo de moinho, é necessário um equilíbrio entre a necessidade de aumentar o tamanho das bolas para aumentar a energia no impacto e de diminuir o tamanho dessas, para aumentar a frequência de contato entre elas e aumentar a energia da moagem (Fogagnolo, 2000). Esse moinho pode ser do tipo horizontal e do tipo vertical. Na figura 7 pode-se observar um esquema de um moinho de bolas atritor do tipo vertical.

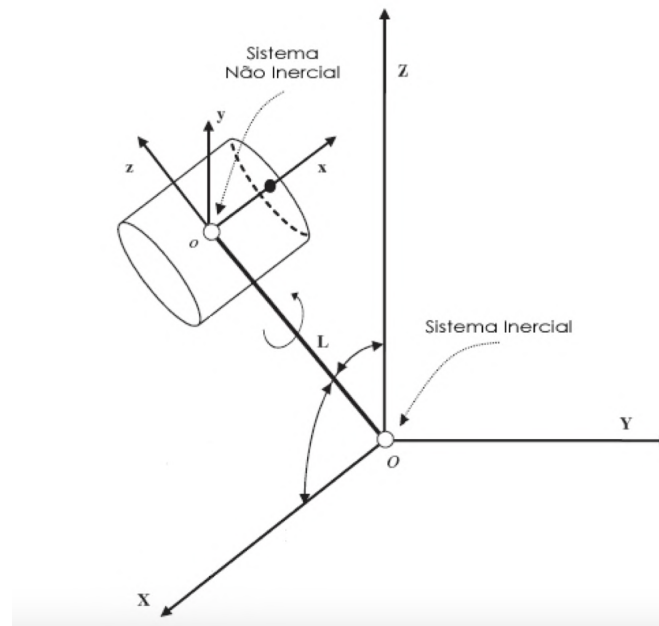
Figura 7 – Esquema de um moinho de bolas tipo atritor vertical



Fonte: Fogagnolo (2000)

No caso dos moinhos vibratórios, tem-se o movimento simultâneo de agitação e rotação. Durante a operação, tem-se o movimento de agitação para frente para trás combinado com o movimento lateral das extremidades do pote, descrevendo o movimento da trajetória como um oito. Com este movimento, as esferas vão de encontro ao material e a extremidade do pote, ambas as ações proporcionam moagem e mistura simultânea dentro do moinho (Leite, 2010). A figura 8 apresenta um esquema do funcionamento de um moinho do tipo vibratório.

Figura 8 – Esquema do funcionamento de um moinho do tipo vibratório



Fonte: Leite (2010)

2.3.2.2 Tempo de moagem

O tempo de moagem é um dos parâmetros mais importantes de ser controlado. Normalmente esse tempo é definido como aquele em que se encontra um equilíbrio entre a fratura e a soldagem das partículas. Esse tempo é altamente dependente da eficiência (energia e frequência dos impactos) do equipamento de moagem que será empregado. Também deve-se levar em consideração a mistura de pós escolhida. O tempo de moagem desejável então é o necessário para atingir o objetivo proposto, visto que um tempo muito longo de moagem aumenta consideravelmente a contaminação, fazendo surgir fases indesejadas no material moído (Salgado et al., 2002; Pinto, 2008; Takimi, 2004).

2.3.2.3 Relação massa de pó/massa de bolas

A razão entre as massas de bolas e massas de pó é conseguida pela sigla BPR (Ball-to powder weight ratio). A BPR está diretamente ligada ao tempo de moagem. Quanto maior a BPR, menor será o tempo de moagem. Geralmente utiliza-se a relação 10:1 para moinhos vibratórios e 50:1 para moinhos atritores. Um elevado número de BPR eleva a quantidade de colisões por unidade de tempo, aumentando a quantidade de energia transferida para a partícula do material, tornando o processo mais rápido. Porém, mais calor é gerado, tornando o processo menos eficiente (Takimi, 2004; Salgado et al., 2002).

2.3.2.4 Agente controlador de processo - PCA

As partículas de pó sofrem soldagem a frio entre si, especialmente se dúcteis, devido a grande deformação plástica provocada pela interação entre os corpos moedores na moagem de alta energia. Um agente controlador de processo (PCA) é adicionado junto com os corpos moedores e a carga do material para reduzir os efeitos da soldagem a frio (Takimi, 2004). Assim, materiais como alumínio, que apresentam alta ductibilidade e excessiva tendência a soldagem, torna-se necessária a utilização desse artifício para evitar que todo material seja soldado às paredes e às bolas do moinho e assim propiciar o equilíbrio entre a soldagem e a fratura (Fogagnolo, 2000). Uma ampla gama de agentes tem sido utilizado, normalmente na faixa entre 1% e 5%, em peso, na mistura do pó, incluído ácido esteárico, hexano e metanol. A natureza do agente, bem como sua quantidade, irá influenciar o tamanho e forma das partículas, além da quantidade e tipo de impurezas incorporadas à massa de pó (Salgado et al., 2002).

2.3.2.5 Elementos da moagem

É desejável que o material do recipiente e dos elementos de moagem sejam os mesmos, de forma a reduzir possíveis contaminações (Salgado et al., 2002). O tamanho das esferas utilizadas na moagem também influenciam no processo. Geralmente esferas grandes e com alta densidade são úteis, uma vez que esferas mais densas transferem mais energia de impacto para as partículas de pós (Pinto, 2008).

2.3.2.6 Rotação

Quanto maior a rotação dos moinhos, maior é a energia transferida ao pó. Porém, dependendo da geometria do moinho, existirão certas limitações para a velocidade máxima que pode ser empregada, uma vez que pode contribuir para o aumento da temperatura do sistema. Isso pode ser uma vantagem em casos que se deseje aumentar a difusão para melhorar a homogeneização, mas em alguns casos pode acelerar a contaminação dos pós (Salgado et al., 2002).

2.3.2.7 Enchimento do recipiente

No interior do recipiente deve haver espaço suficiente para movimento das esferas, visto que a interação entre as partículas do pó ocorrem quando as esferas exercem impacto sobre elas. Assim, as esferas e as partículas devem se movimentar livremente no interior do recipiente (Pinto, 2008). Geralmente os autores utilizam cerca de 50% da capacidade do recipiente, otimizando assim a capacidade de produção do equipamento (Salgado et al., 2002).

2.3.3 Compactação do Pó

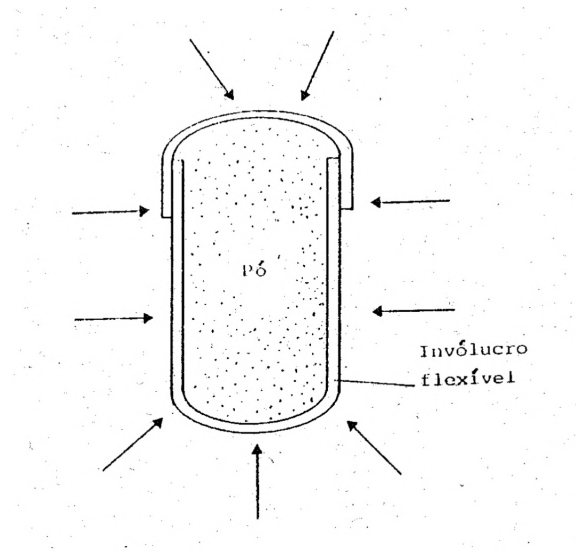
A Compactação do pó é uma das operações mais básicas do processo de Metalurgia do Pó (Chiaverini, 2001). Essa etapa tem por objetivo transformar o pó em uma estrutura mais

próxima da sua forma final, permitindo um melhor manejo para a fase final, além de diminuir a porosidade (Upadhyaya, 2002). O pó é colocado em cavidades de matrizes montadas em prensa de compressão, sendo então comprimido a pressões determinadas de acordo com as características finais desejadas para a peça sinterizada e o tipo do pó (Chiaverini, 1986). Ainda segundo Chiaverini (1986), pode-se dividir a compactação em três estágios:

- 1º Estágio: as partículas do pó são re-arranjadas de modo a extinguir parcialmente o vazio existente.
- 2º Estágio: ocorre a deformação plástica do pó. Essa deformação plástica será mais profunda em pó de metais ductéis. No entanto, apesar da relação entre a compressibilidade e a deformação plástica, ainda pode-se ter variações grandes na compressibilidade de pós de materiais ductéis. Outro parâmetro importante nessa fase é a porosidade do pó. Quanto maior a porosidade, menor a compressibilidade.
- 3 Estágio : nessa etapa, os pós frágeis decorrentes do encruamento das etapas anteriores, se quebram em fragmentos menores.

Segundo Chiaverini (2001), As técnicas de compactação que são mais importantes são: compactação de matriz rígida (uniaxial a frio), compactação Isostática (a frio e a quente), compactação por laminação e extrusão de pós metálicos. Na compactação isostática, o pó é colocado em um envólucro flexível e esse conjunto é mergulhado em um fluido (água ou óleo) e submetido a uma pressão uniforme. Um esquema desse tipo de compactação pode ser visto na figura 9. Na compactação isostática, tem-se a pressão aplicada de maneira uniforme no pó. Porém, quando a quente, a pressão é aplicada de maneira isostática simultaneamente com a temperatura, ou seja, ocorre a sinterização simultaneamente (Upadhyaya, 2002).

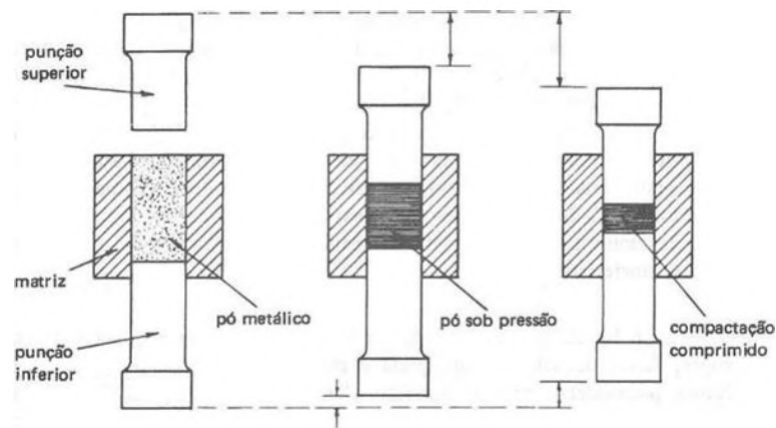
Figura 9 – Exemplo Esquemático da Compactação do Pó Isostática



Fonte: Chiaverini (2001)

Na compactação em matriz rígida ou Uniaxial a frio, a pressão é aplicada em uma única direção, podendo essa ação ser de forma simples ou dupla, sendo essas prensas projetadas especialmente para metalurgia do pó. Na figura 10 pode-se ver um esquema da compactação em Matriz Rígida com Dupla ação (Chiaverini, 2001).

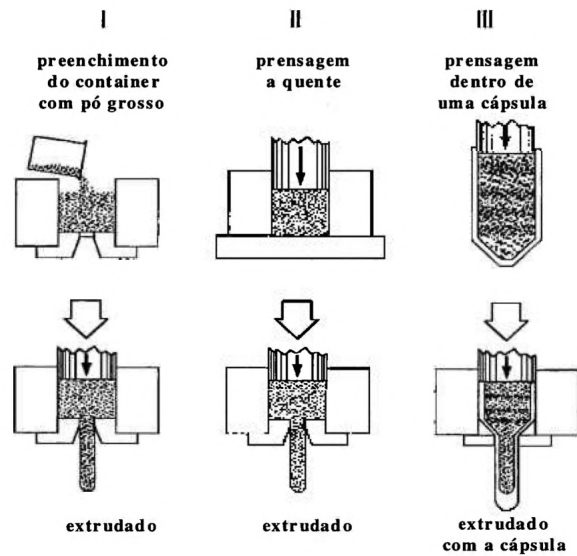
Figura 10 – Exemplo esquemático da compactação do pó em matriz rígida-dupla ação



Fonte: Chiaverini (1986)

Na extrusão a quente, os pós são submetidos a uma compactação a quente e a conformação de forma combinada (Chiaverini, 2001). Os pós pré compactados são submetidos a uma extrusão a uma temperatura de $2/3$ da temperatura de fusão (Groover, 2010). Na Figura 11, apresenta os três principais métodos de extrusão.

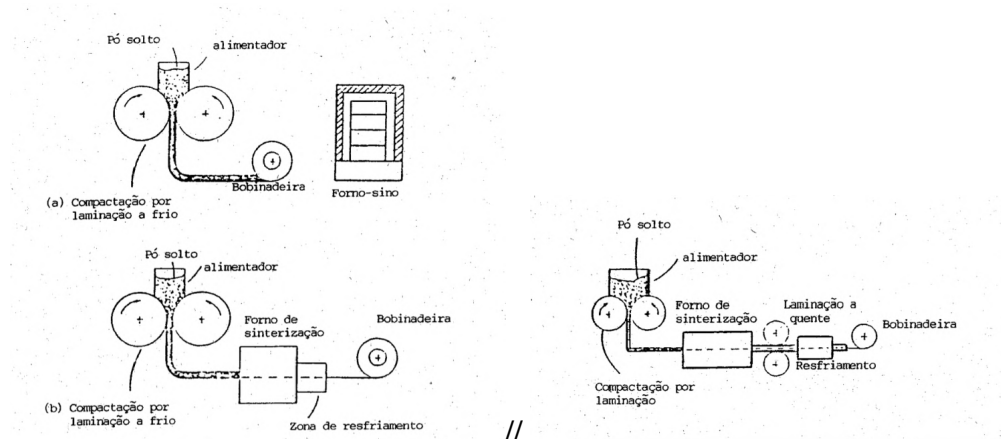
Figura 11 – Três dos principais métodos de extrusão: (I) utilizado para pós grosseiros, (II) utilizado para pós de fácil compactação e (III) para pós que são encapsulados



Fonte: Mourisco (1995)

Na compactação por laminação, o pó é levado de um alimentador para um conjunto de cilindro de laminação, que produz uma chapa contínua verde, que posteriormente será sinterizada e re-laminado para produzir a peça com as características desejadas (Chiaverini, 1986). A Figura 12 apresenta os processos usuais dessa técnica.

Figura 12 – Dois Métodos de Compactação por Laminação



Fonte: Chiaverini (2001)

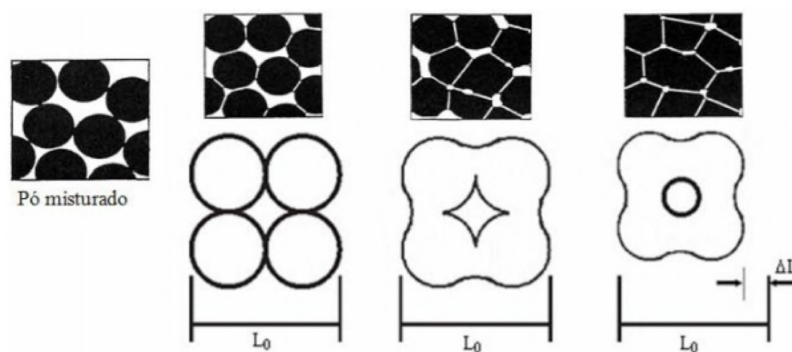
2.3.4 Sinterização

A sinterização é o tratamento térmico aplicado a um material em pó, a uma temperatura elevada, abaixo do ponto de fusão do metal base, podendo ser acima do ponto de fusão do material secundário, de forma que as partículas do material se unam e formem um elemento rígido que possui densidade, dureza e resistência mecânica (Fogagnolo, 2000; Chiaverini, 1986). Essa etapa da metalurgia do pó, no entanto, não é suficiente para tirar todas as porosidades do material, sendo necessárias etapas posteriores, como laminação e forjamento, quando a aplicação do material for estrutural. Sendo a peça porosa, o objetivo desejado é a densificação via sinterização (Fogagnolo, 2000). Existem dois tipos básicos de sinterização: a sinterização em fase sólida e a sinterização em fase líquida. A sinterização em fase sólida ocorre numa temperatura onde nenhum dos elementos do sistema atinge o ponto de fusão (Azevedo, 2018). Segundo Fogagnolo (2000), a sinterização em estado sólido pode ser dividida em 3 estágios:

- No primeiro estágio ocorre a ligação das partículas;
- No segundo estágio ocorre a contração da peça causada pela redução da porosidade e mudança na geometria dos poros;
- No terceiro estágio ocorre o fechamento da porosidade, homogeneização da composição e crescimento do tamanho dos grãos;

Na Figura 13 apresenta um esquema representativo dos estágios da sinterização em fase sólida.

Figura 13 – Esquema dos estágios da sinterização em fase sólida



Fonte: Azevedo (2018)

Na sinterização em fase líquida é adicionado um componente que se funde a temperatura de sinterização, adiantando o processo de união das partículas (Azevedo, 2018). Esse processo também pode ser dividido em 3 estágios:

- No primeiro estágio a fase líquida molha as partículas e promove o rearranjo destas e a sua densificação;
- No segundo estágio os átomos da fase sólida se dissolvem no líquido e se precipitam;
- No terceiro estágio ocorre a solidificação da fase líquida, e a fase sólida remanescente sinteriza da mesma forma que o processo em estado sólido.

A figura 14, apresenta um esquema representativo dos estágios da sinterização em fase líquida.

Figura 14 – Esquema dos estágios da sinterização em fase Líquida



Fonte: Azevedo (2018)

2.4 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA - MEV

A microscopia eletrônica de varredura, ou MEV, é uma técnica de análise que permite a observação detalhada do material em estudo. A imagem eletrônica de varredura é formada pela incidência de um feixe de elétrons no material de estudo, sob condições de vácuo. Ao MEV pode ser acoplado o EDS (Energy Dispersive System), o qual possibilita a determinação da composição qualitativa e semi-quantitativa da amostra, a partir da emissão de raio-x característico (Duarte et al., 2003). O MEV é um dos instrumentos mais versáteis de observação e análise de

características disponível no mercado, Tendo como principal vantagem a alta resolução obtida quando as amostras são observadas (Dedavid, Gomes e Machado, 2007).

2.5 DIFRAÇÃO DE RAIOS X - DRX

Uma das principais aplicações da difração de raios X é a determinação da estrutura cristalina. O tamanho e a geometria da célula unitária podem ser obtidos a partir das posições angulares dos picos de difração, enquanto o arranjo dos átomos no interior da célula unitária está associado às intensidades relativas desses picos. O uso da Lei de Bragg em conjunto com as regras de difração permite uma medição precisa dos espaçamentos interplanares na estrutura cristalina. Materiais em pó (monocristalinos ou policristalinos) podem ser analisados dessa forma. (Shackelford, 2008; Callister, 2016).

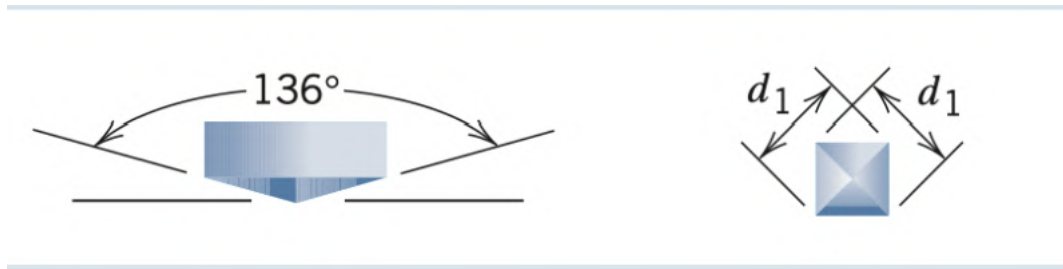
2.6 DUREZA DE UM MATERIAL

A dureza é uma medida de resistência de um material a deformação plástica localizada. Para esse ensaio é utilizado um penetrador (indentador), que pode ser arrendodado ou pontiagudo, e é feito de um material muito mais duro que o corpo de prova, por exemplo, aço endurecido, carbetos de tungstênio e diamante. A relação entre a profundidade de impressão e a dureza é inversamente proporcional, ou seja, quanto maior for a dureza do material, menor será a profundidade (Shackelford, 2008; Callister, 2016). Na metalurgia os ensaios mais utilizados são aqueles classificados como ensaios de dureza por penetração, Brinell, Rockwell, Vickers, Knoop e Meyer. Utiliza-se também o ensaio de dureza por choque sendo dificilmente aplicado para metais (Souza, 1982).

2.6.1 Ensaio de microdureza vickers

Nesse ensaio um indentador de diamante, muito pequeno e com geometria piramidal, é forçado contra a superfície do corpo de prova. As cargas aplicadas são muito menores que para os ensaios Rockwell e Brinell, variando entre 1 e 1000 g (Callister, 2016). Indentação resultante é observada com o uso de um microscópio e medida. Essa medição é então convertida em um número de dureza. Pode ser necessária uma preparação cuidadosa da superfície do corpo de prova (lixamento e polimento), para assegurar uma indentação bem definida, capaz de ser medida com precisão (Callister, 2016). A figura 15 apresenta a vista lateral e superior da forma de indentação dessa técnica.

Figura 15 – Vista lateral e superior indentação no ensaio de microdureza vickers



Fonte: Callister (2016)

Para uma dada carga P teremos a seguinte equação para cáculo da dureza:

$$HV = 1,854 \frac{P}{d_1^2}$$

(2.1)

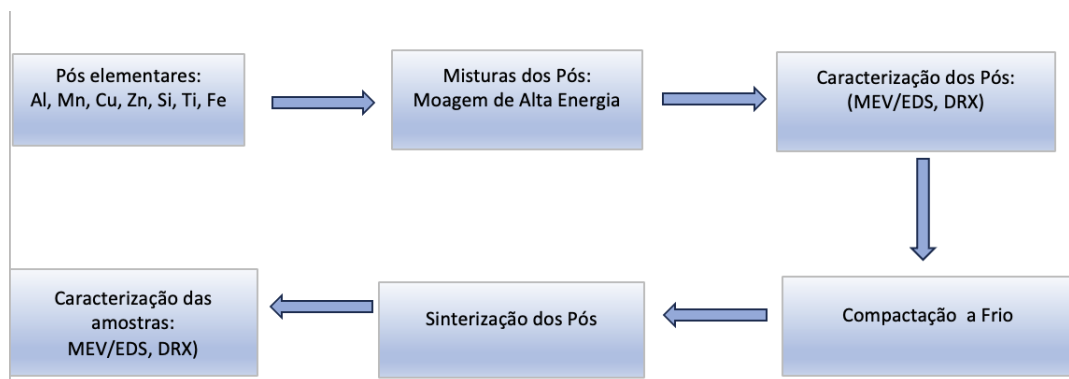
3 METODOLOGIA

Os materiais e métodos utilizados nesse trabalho estão descritos nesse capítulo. A liga de alumínio (AA3102) da série 3XXX do sistema Al-Mn foram preparadas através da metalurgia do pó com variação nos teores de manganês (0,05, 0,27 e 0,40%) e foram processados por moagem de alta energia.

Conhecendo os percentuais de cada elemento foi feito o cálculo para saber a quantidade exata e a pesagem foi realizada em uma balança de precisão semi-analítica. Em seguida os pós foram colocados na jarra com as bolas para viabilizar o processo de moagem de alta energia (MAE) utilizando um moinho de bolas vibratório do tipo SPEX. Os tempos utilizados para moagem foram, 30, 60 e 120 minutos.

Os pós foram caracterizados via MEV associada a EDS, e também foram realizadas análises de DRX dessas amostras. Após a caracterização das amostras, ocorreu a compactação e sinterização de todas as amostras. Depois de sinterizadas, as amostras foram novamente submetidas a caracterização via MEV associada a EDS e foi realizado o ensaio de microdureza Vickers. A figura 16 apresenta um fluxo dos procedimento adotado nesse trabalho.

Figura 16 – Fluxo do procedimento adotado nesse trabalho



Fonte: Autora, 2023

3.1 MATERIAIS

A tabela 7 especifica as composições químicas da liga AA3102 segundo o Committee (1990). Com base nessa tabela, adotou-se um percentual médio, o percentual mínimo e máximo de manganês na liga, gerando assim a tabela 8.

Tabela 7 – Composições Químicas da liga AA3102

Composition of wrought unalloyed aluminum and wrought aluminum alloys											
Grade designation			Composition, wt%								
Aluminum Association	UNS No.	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	outros elementos	Ti	outros elementos não especificados		Al, minimum
3102	A93102	0,4	0,7	0,1	0,05-0,40	0,3		0,1	0,05	0,15	REM

Fonte: Committee (1990)

Tabela 8 – Composições Químicas da liga AA3102 com a variação do Manganês correspondente a liga

Aluminum Association	Composition, wt%									
	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	outros elementos (Zr)	Ti	outros elementos não especificados	Al, minimum	
3102_mínimo	0,40	0,70	0,100	0,050	0,300		0,100	0,050	0,150	98,150
3102_médio	0,40	0,70	0,100	0,275	0,300		0,100	0,050	0,150	97,925
3102_máximo	0,40	0,70	0,100	0,400	0,300		0,100	0,050	0,150	97,800

Fonte: Autora,2023

Conhecendo os percentuais de cada componente da liga, foi feito o cálculo para se obter 20g da liga. A tabela 9, apresenta as quantidades de cada elemento da liga AA3102 em gramas.

Tabela 9 – Composições Químicas da liga AA3102 em gramas

Aluminum Association	Composition, wt%								
	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	outros elementos não especificados		Al, minimum
3102_M1	0,40	0,70	0,100	0,050	0,300	0,100	0,050	0,150	98,150
3102_M2	0,40	0,70	0,100	0,050	0,300	0,100	0,050	0,150	98,150
3102_M3	0,40	0,70	0,100	0,050	0,300	0,100	0,050	0,150	98,150
3102_M4	0,40	0,70	0,100	0,275	0,300	0,100	0,050	0,150	97,925
3102_M5	0,40	0,70	0,100	0,275	0,300	0,100	0,050	0,150	97,925
3102_M6	0,40	0,70	0,100	0,275	0,300	0,100	0,050	0,150	97,925
3102_M7	0,40	0,70	0,100	0,400	0,300	0,100	0,050	0,150	97,800
3102_M8	0,40	0,70	0,100	0,400	0,300	0,100	0,050	0,150	97,800
3102_M9	0,40	0,70	0,100	0,400	0,300	0,100	0,050	0,150	97,800

Fonte: Autora, 2023

Os pós utilizados para esta pesquisa foram:

- Alumínio puro AA1100 – Pureza 99,00% (Fabricado pela Alcoa Alumínio S/A)

- Cobre – Pureza 99,50% (Fabricado pela Dinâmica Química Contemporânea Ltda)
- Silício – Pureza 99,00% (Fabricado pela Sigma Aldrich)
- Ferro – Pureza 99,00% (Fabricado pela Casa da Química Ind. E Com. Ltda)
- Manganês – Pureza 99,00% (Fabricado pela Sigma Aldrich)
- Zinco – Pureza 99,80% (Fabricado pela Dinâmica Química Contemporânea Ltda)
- Titânio - Pureza 99,00% (Fabricado pela Sigma Aldrich)
- Ácido Esteárico - $C_{18}H_{36}O_2$ (Puro) (Fabricado pela Vetec Química Fina)

Para a moagem de alta energia (MAE) foram utilizadas ainda, esferas de aço que foram aplicadas com BPR 10:1, na proporção de 200 g de esfera para 20 g de pó. O ácido esteárico ($C_{18}H_{36}O_2$ – Puro) foi utilizado como PCA para minimizar os efeitos da soldabilidade a frio do alumínio durante o processo de MAE. Foi utilizado também álcool isopropílico, para controlar a reação dos pós após a moagem.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Pesagem dos Pós

Para a etapa de pesagem dos pós foi utilizada uma balança semi-analítica com 3 casas decimais da marca SHIMADZU e modelo UX420H. O equipamento utilizado pertence ao Laboratório de Metalurgia do Pó da Universidade Federal de Pernambuco (UFPE). A figura 17 mostra o equipamento utilizado.

Figura 17 – Balança Semi-Analítica



Fonte: Autora, 2023

3.2.2 Moagem de Alta Energia

Depois de pesados os pós elementares, estes foram processados através da moagem de alta energia (MAE), com o objetivo de fabricar a liga AA3102 e tornar essa mistura mais homogênea. O equipamento usado para a MAE foi o moinho de bolas vibratório do tipo SPEX, figura 18, que pertence ao Laboratório de Metalurgia do Pó da UFPE alocado no INTM.

Figura 18 – Moinho de Alta Energia



Fonte: Autora, 2023

Com todos os componentes dentro da jarra (pós, PCA e esferas), deu-se início ao processo de moagem, com os tempos de 30 minutos, 60 minutos e 120 minutos para cada liga Al-Mn escolhida neste trabalho. Um total de 9 moagens foram feitas, sendo realizadas 3 amostras, com os três teores de manganês definidos no trabalho, para cada tempo de moagem escolhido, conforme pode ser vista na tabela 9.

Apesar da moagem ter ocorrido a seco, foi necessário adicionar um pouco de álcool isopropílico depois dos pós terem sido moídos, tornando os pós úmidos. Essa adição foi necessária para controle da reação oriunda da moagem. Sendo assim, após a finalização do processo foi necessário realizar a secagem dos pós em estufa.

3.2.3 Caracterização dos Pós

Após moagem e secagem de todas as amostras, foi realizada a caracterização do material processado por MAE. As técnicas utilizadas foram: difração de raio X (DRX), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva (EDS).

3.2.3.1 Difração Raio X

A difração de raios-X teve como objetivo identificar e analisar a formação das fases e estrutura cristalina das ligas. Foi realizado no laboratório do INTM-UFPE, o equipamento utilizado foi o difratômetro de modelo XRD-700, fabricado pela SHIMADZU. Para analisar os resultados obtidos do difratômetro, foi utilizado o programa Match e a database COD (Crystallography Open Database).

3.2.3.2 Microscopia Eletrônica De Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) dos Pós

Nas análises por MEV visualizamos o formato das partículas dos pós e a distribuição das partículas nos diversos tempos de MAE. As análises químicas das amostras por EDS foram analisadas por um equipamento acoplado ao MEV. O MEV utilizado pertence ao laboratório do INTM-UFPE, o modelo é MIRA3, com filamento de FEG, fabricado pela TESCAN e sensor de EDS da fabricante Oxford acoplado.

3.2.4 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 7 t/cm². Para cada liga foi produzido um compactado verde contendo 4 gramas de pó. Foi utilizada uma prensa hidráulica de ação simples pertencente ao Laboratório de Metalurgia do Pó da UFPE. (figura 19) .

Figura 19 – Prensa Hidráulica de Ação Simples



Fonte: Autora, 2023

A matriz de compactação é fabricada em aço VC 131 (AISI D6), tendo perfil cilíndrico com um furo passante de 11mm de diâmetro e uma base móvel (figura20).

Figura 20 – Matriz de Compactação



Fonte: Autora, 2023

3.2.5 Sinterização dos Pós

Após o compactado verde ser obtido, realizou-se o processo de sinterização. Esse compactado foi colocado no forno do tipo mufla sob atmosfera de nitrogênio (N_2) do COMPOLAB, conforme figura 21, disponível no Laboratório de Metalurgia do Pó da área de Materiais e Fabricação do DEMEC (Departamento de Engenharia Mecânica) da UFPE, no qual permaneceu por 5h a uma temperatura de 500 °C.

Figura 21 – Forno tipo mufla



Fonte: Autora, 2023

3.2.6 Preparação metalográfica

As nove amostras seguiram para a etapa da preparação metalográfica. Primeiro as amostras foram cortadas transversalmente ao eixo da compactação com o auxílio de uma máquina de corte Struers Accutom-100 (figura 22).

Figura 22 – Máquina de Corte



Fonte: Autora, 2023

As amostras foram seccionadas e embutidas a frio com uma resina acrílica em pó autopolimerizável e um catalisador. Esse processo foi realizado para viabilizar análise microestrutural da amostra e facilitar o manuseio (figura 23).

Figura 23 – Amostras Embutidas



Fonte: Autora, 2023

Após o tempo de cura da resina indicado pelo fabricante, 24 horas, para que as superfícies das amostras estejam sem riscos ou marcas mais profundas na hora da análise microestrutural, foi realizado o processo de lixamento e posterior polimento. Para o lixamento foi utilizada uma politriz pertencente ao laboratório de preparação metalográfica do INTM-UFPE. As lixas utilizadas foram de SiC 200 mm de diâmetro e granulometria de 180#, 220#, 320#, 400#, 600#, 1000#, 1200# e 1500#. O polimento foi realizado na politriz metalográfica modelo Aropol 2V, com velocidade de 300 e 600 rpm, fabricada pela Arotec Indústria e Comércio, pertencente ao

laboratório de preparação metalográfica do INTM-UFPE (figura 24). Para a etapa de polimento foi utilizado um pano de acabamento e alumina em suspensão.

Figura 24 – Máquina de Lixamento e Polimento



Fonte: Autora, 2023

3.2.7 Caracterização das Amostras

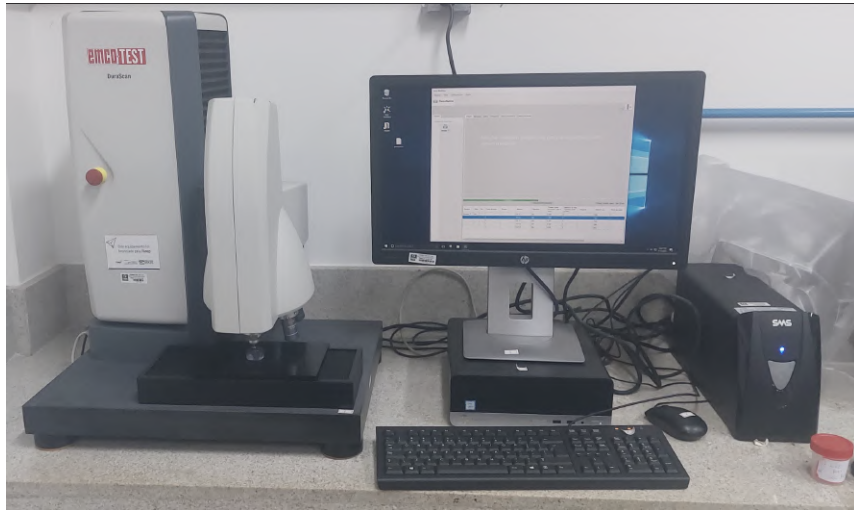
3.2.7.1 Microscopia Eletrônica De Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) das amostras

Após as amostras terem sido compactadas, sinterizadas e preparadas metalograficamente, foram submetidas ao MEV para análise da microestrutura. O equipamento utilizado foi o mesmo utilizado para análise dos pós, apresentado no tópico anterior.

3.2.7.2 Microdureza Vickers

Para medir a dureza das amostras analisadas foi realizado o ensaio de microdureza Vickers, através do microdurômetro Encom-test Durascan modelo G5, (figura 25). Esse equipamento pertence ao INTM-UFPE. Em cada amostra foram realizadas 5 identificações na área superficial e 5 na transversal, com carga de $F = 0,3 \text{ kgf}$, durante 15 s.

Figura 25 – Microdurômetro



Fonte: Autora, 2023

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

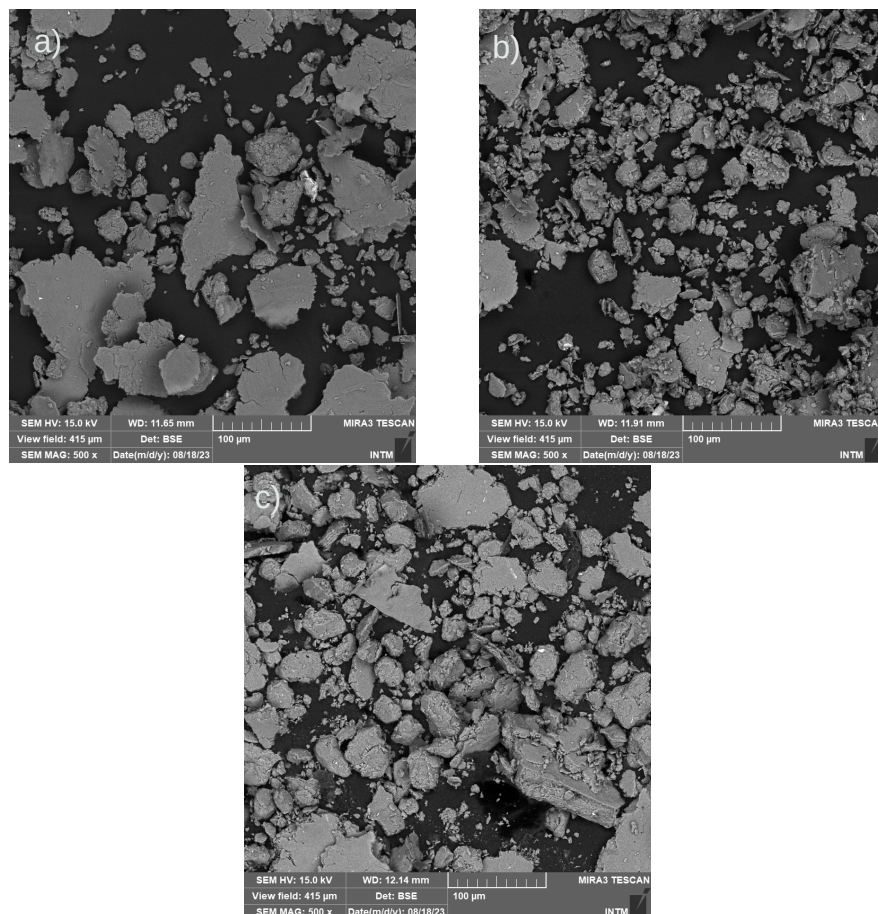
4.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL DOS PÓS - AA3102

O resultado das análises feitas nos pós via MEV e DRX serão apresentadas a seguir.

4.1.1 MEV/EDS

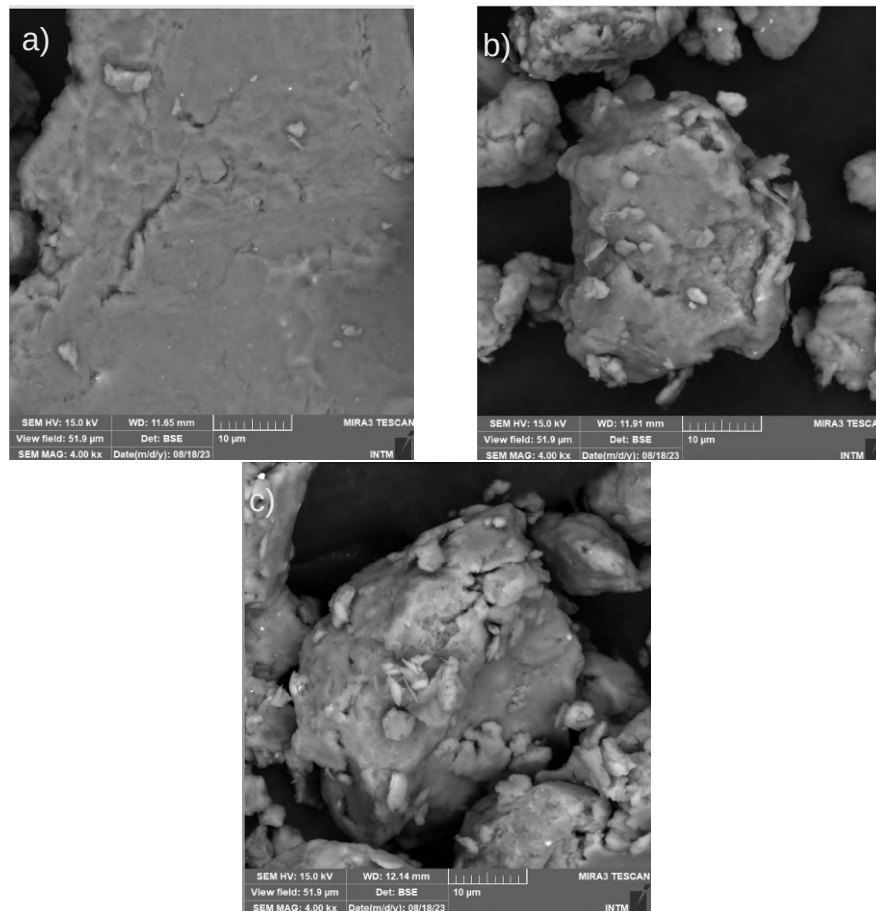
Através da análise via MEV é possível identificar a morfologia dos pós da liga de alumínio AA3102 com os diferentes tempos de moagem. Nas figuras 26 à 31 pode-se ver os resultados obtidos com magnificação de 500x e 4kx para as ligas com 0,05%, 0,27% e 0,40% de Mn e tempos de moagem de 30, 60 e 120 minutos.

Figura 26 – MEV dos Pós com 0,05% Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos - 500x



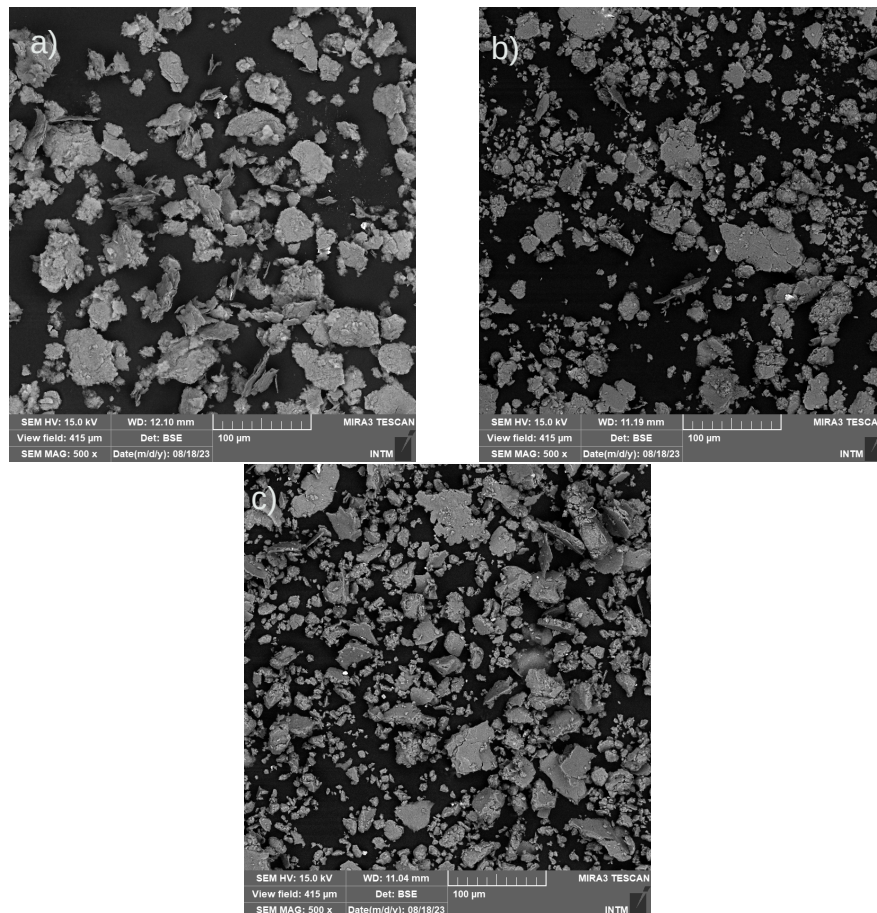
Fonte: Autora, 2023

Figura 27 – MEV dos Pós com 0,05% Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos - 4kx



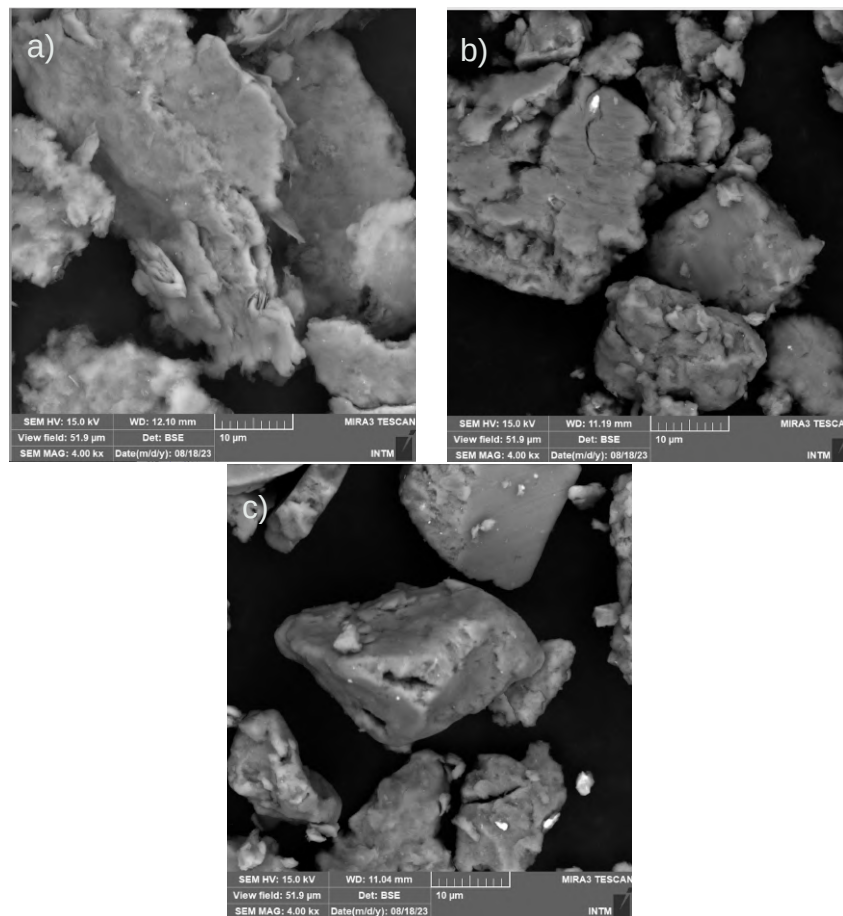
Fonte: Autora, 2023

Figura 28 – MEV dos Pós com 0,27%Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos - 500x



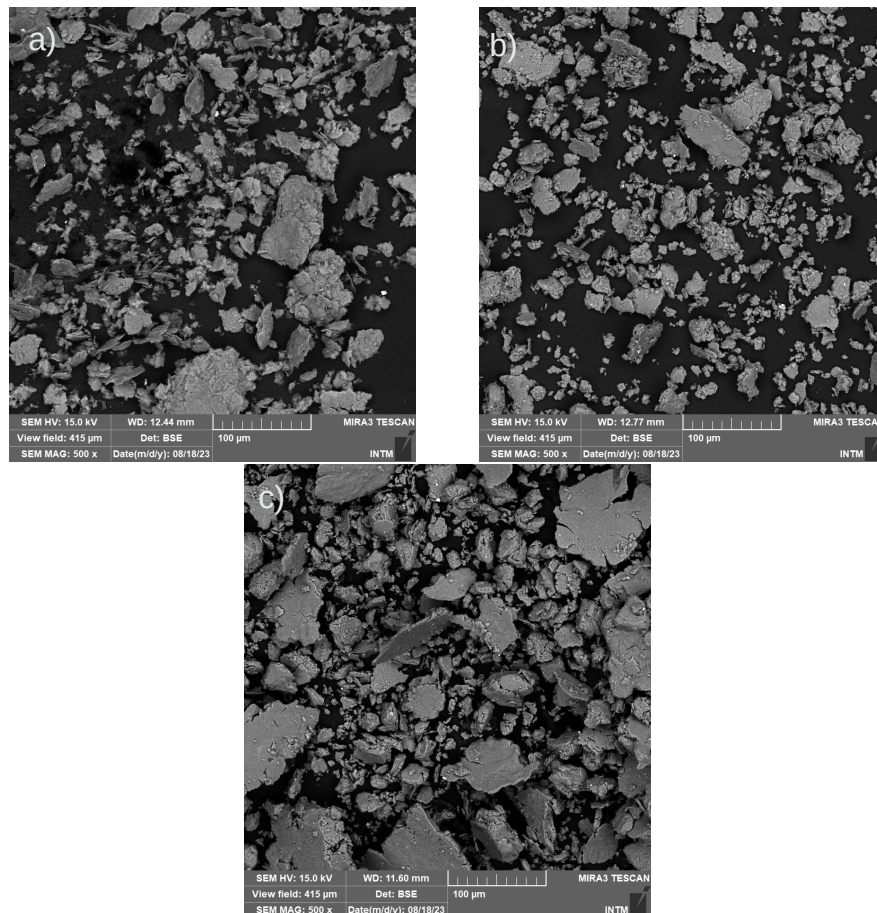
Fonte: Autora, 2023

Figura 29 – MEV dos Pós com 0,27%Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos - 4kx



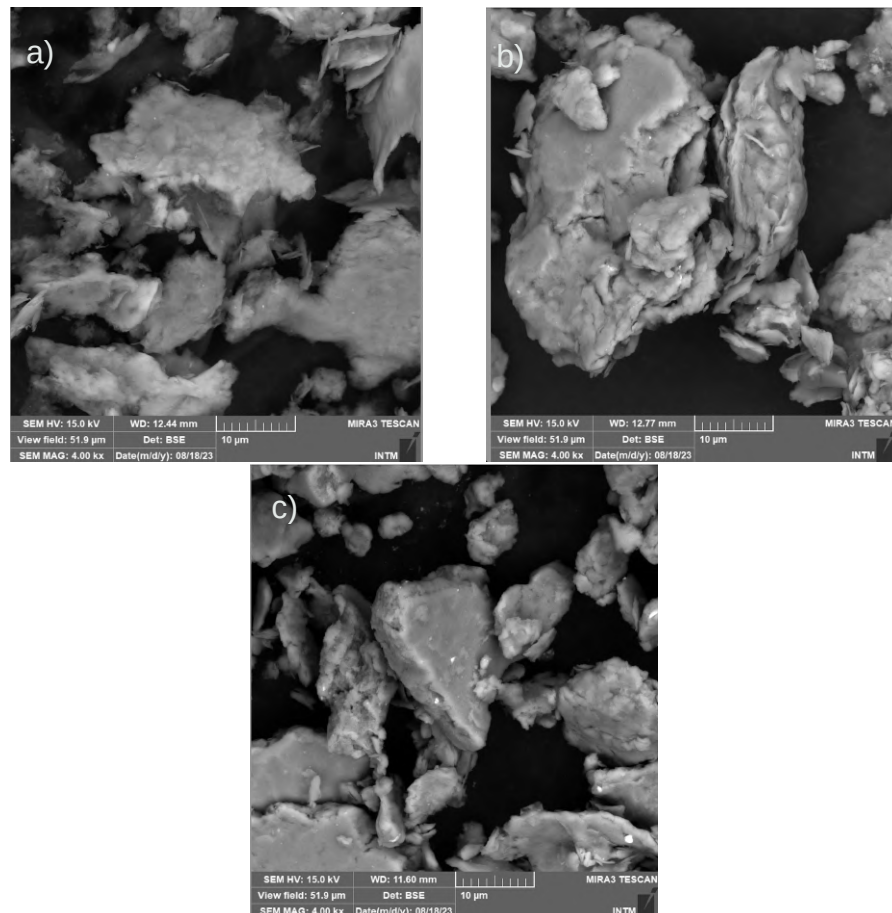
Fonte: Autora, 2023

Figura 30 – MEV dos Pós com 0,40% Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos - 500x



Fonte: Autora, 2023

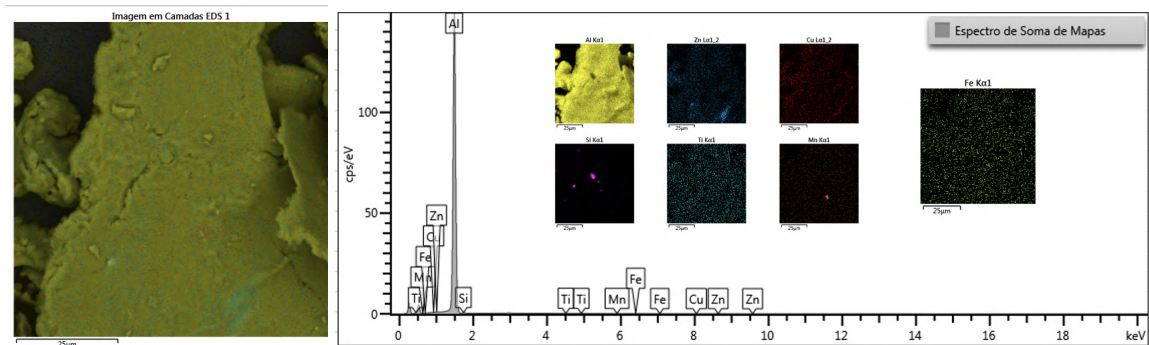
Figura 31 – MEV dos Pós com 0,40% Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos - 4kx



Fonte: Autora, 2023

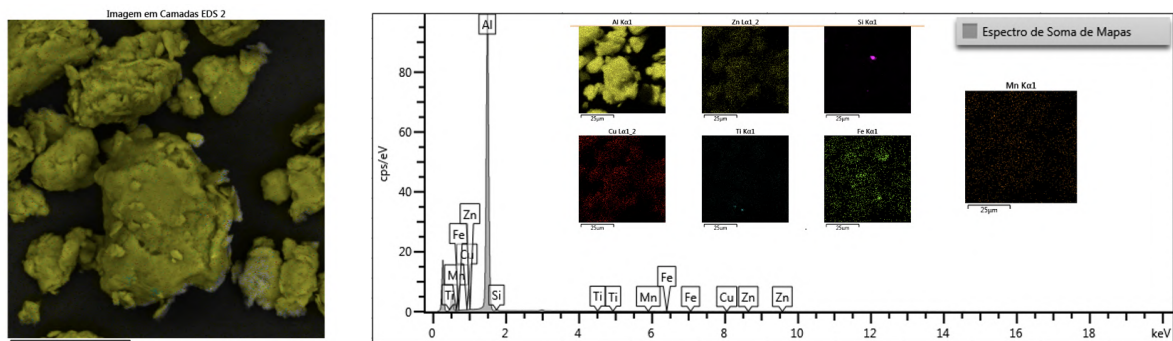
A partir da análise das imagens, é possível notar que o aumento no tempo de moagem contribuiu para a diminuição do tamanho do grão. Isso se deve ao aumento da colisão das esferas com os pós, levando ao aumento da soldagem e deformação plástica das partículas, fazendo com que os grãos sejam cada vez menores. A diminuição do tamanho do grão, através da moagem de alta energia, atinge o limite quando alcançado o equilíbrio entre a fratura e a soldagem das partículas (Pinto, 2008). Da figura 32 á 40 são apresentados os mapas de EDS da liga AA3102 com variações nos teores de manganês e no tempo de moagem.

Figura 32 – EDS dos Pós com 0,05% Mn e tempos de moagem de 30 minutos



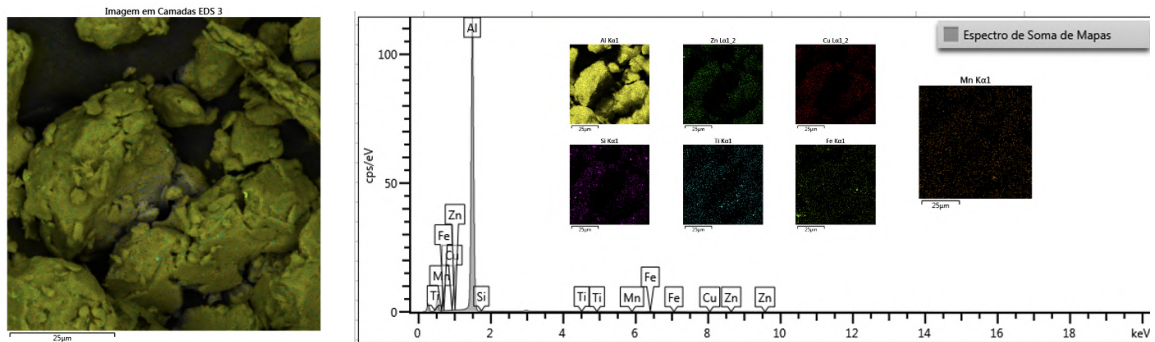
Fonte: Autora, 2023

Figura 33 – EDS dos Pós com 0,05% Mn e tempos de moagem de 60 minutos



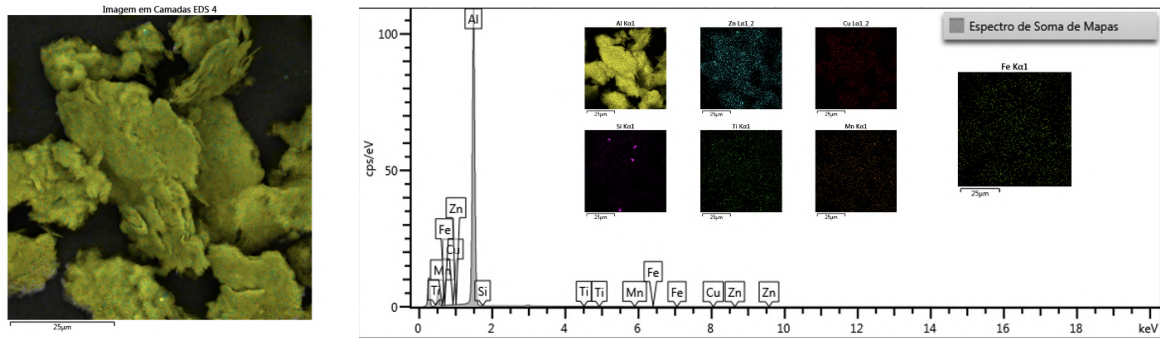
Fonte: Autora, 2023

Figura 34 – EDS dos Pós com 0,05% Mn e tempos de moagem de 120 minutos



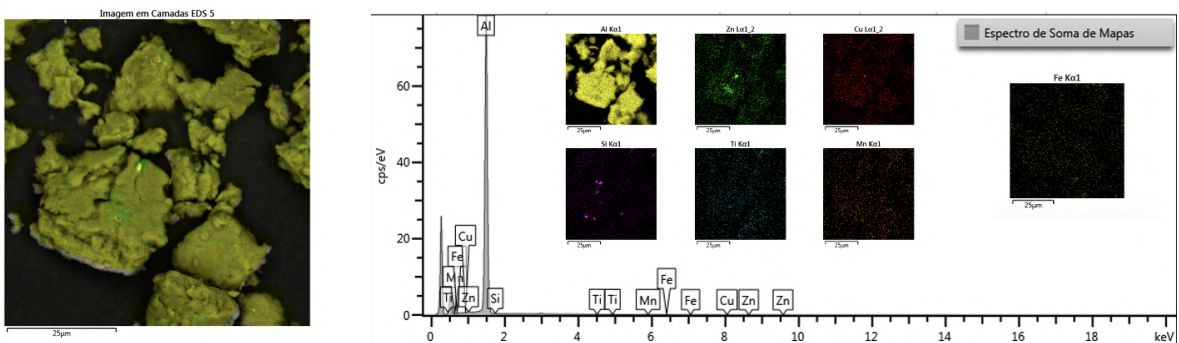
Fonte: Autora, 2023

Figura 35 – EDS dos Pós com 0,27% Mn e tempo de moagem de 30 minutos



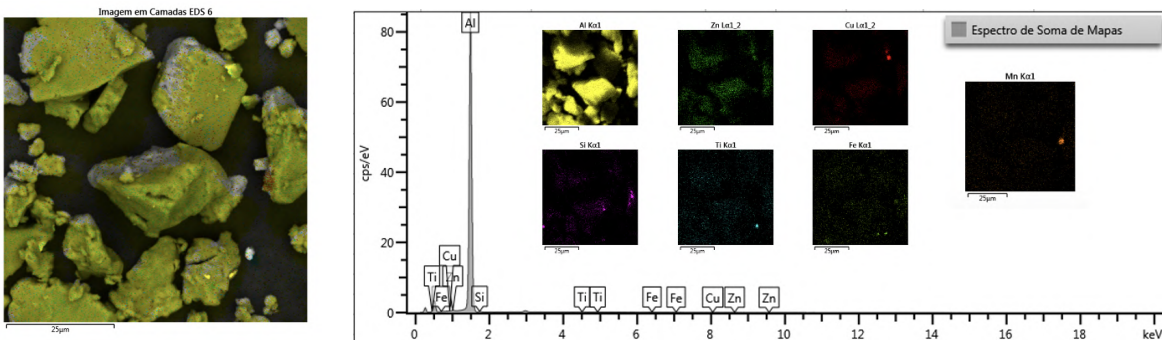
Fonte: Autora, 2023

Figura 36 – EDS dos Pós com 0,27% Mn e tempo de moagem de 60 minutos



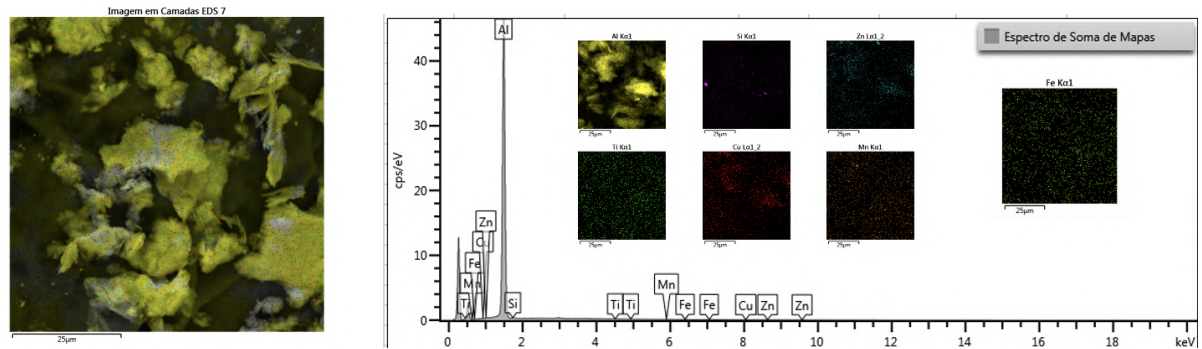
Fonte: Autora, 2023

Figura 37 – EDS dos Pós com 0,27% Mn e tempos de moagem de 120 minutos



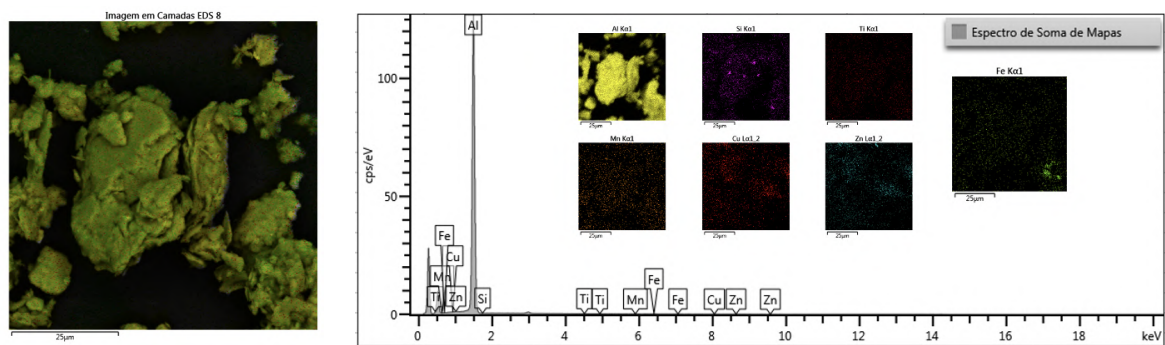
Fonte: Autora, 2023

Figura 38 – EDS dos Pós com 0,40% Mn e tempo de moagem de 30 minutos



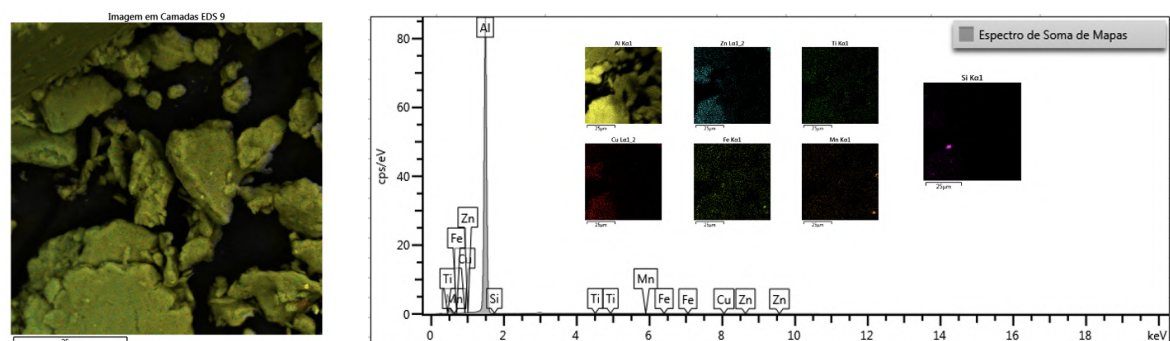
Fonte: Autora, 2023

Figura 39 – EDS dos Pós com 0,40% Mn e tempo de moagem de 60 minutos



Fonte: Autora, 2023

Figura 40 – EDS dos Pós com 0,40% Mn e tempos de moagem de 120 minutos



Fonte: Autora, 2023

Os resultados dos mapas de EDS evidenciam que independente do tempo de moagem que as amostras foram submetidas, a liga em estudo apresentou apenas os seus elementos

químicos constituintes que são: Al, Zn, Cu, Si, Mn, Ti e Fe. As imagens das regiões analisadas juntamente com o auxílio da coloração referente a cada elemento químico, tornaram evidente e facilitam a constatação, que o aumento do tempo de moagem proporciona uma homogeneidade na distribuição dos elementos de liga.

4.1.2 Difração de raio X

As fases dos picos encontrados nos difratogramas foram obtidas por fichas informativas adquiridas do banco de dados do crystallography open database (COD) e indicadas na tabela 10.

Tabela 10 – Fichas COD utilizadas

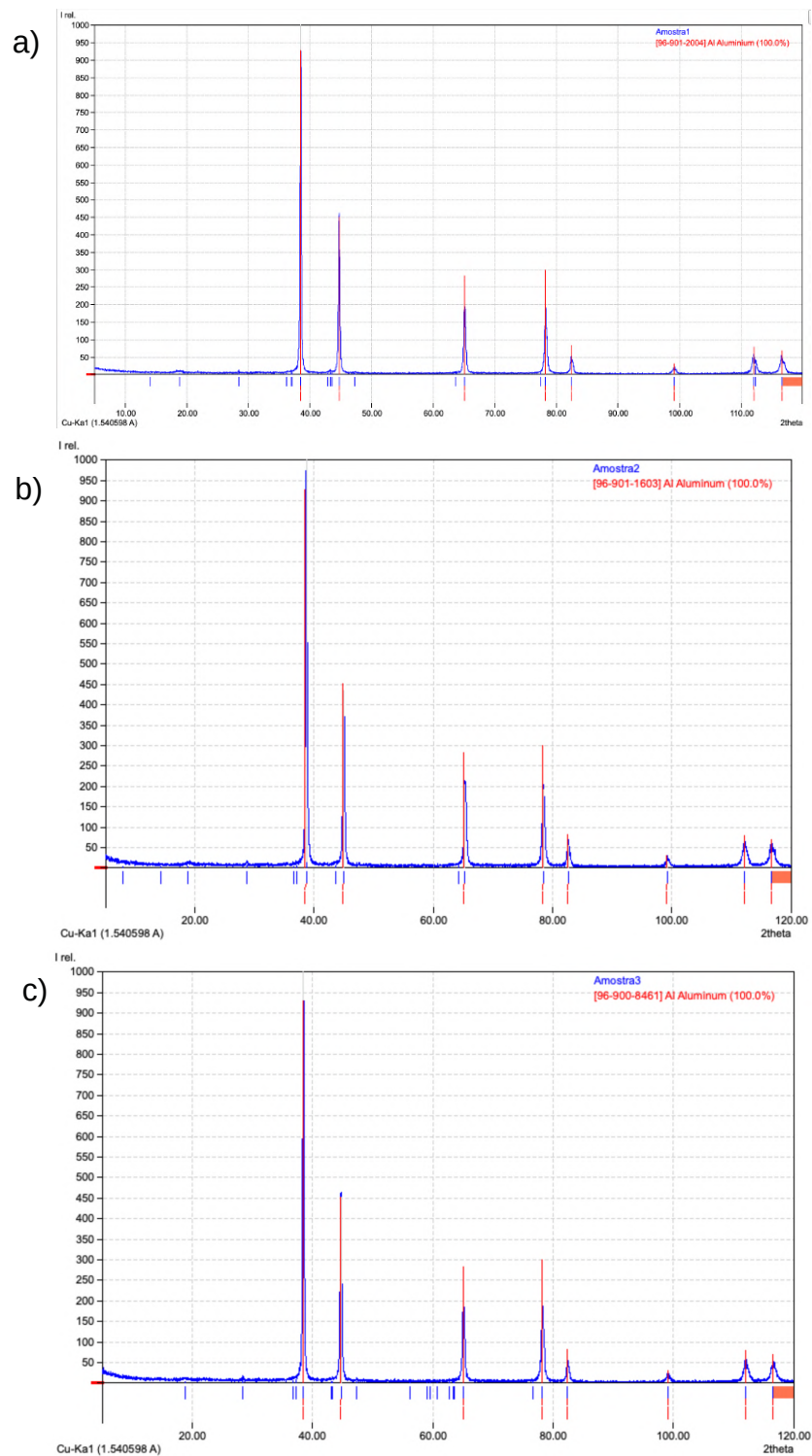
FICHA NÚMERO	FÓRMULA
96-901-2004	Al
96-901-1603	Al
96-900-8461	Al
96-431-3215	Al
96-901-2003	Al

Fonte: COD

As fases encontradas nos difratogramas das ligas foram de Alumínio puro para liga AA3102, independente da composição do manganês. Não houve praticamente nenhum deslocamento dos picos nas amostras com 0,05% , 0,27% e 0,40% de Mn, sendo as fases encontradas as mesmas para todas as amostras de cada liga. Não foi identificada nenhuma fase ternária ou binária nos difratogramas. Conforme Yamagata (2004), dependendo do tamanho do precipitado, pode ser necessário um volume relativo maior (>3%) para que a fase seja observável no padrão de DRX. Isto significa que quanto menor o tamanho do precipitado, maior é o volume relativo necessário para a sua observação. Para as amostras observadas, o esse volume não foi suficiente .

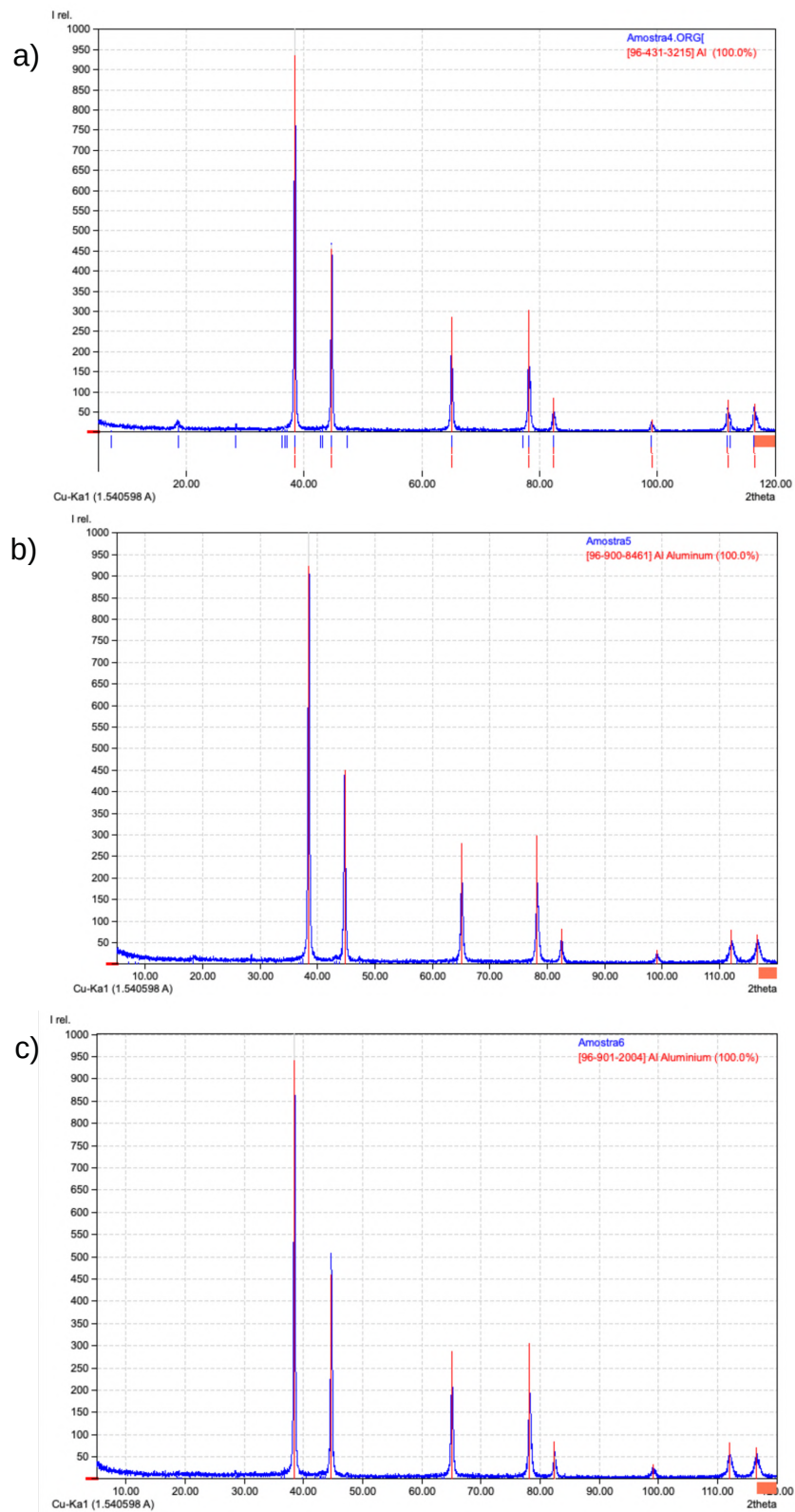
As figuras 41, 42 e 43 apresentam os difratogramas da liga AA3102 com diferentes teores do manganês e tempos de moagem.

Figura 41 – DRX dos Pós com 0,05%Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos



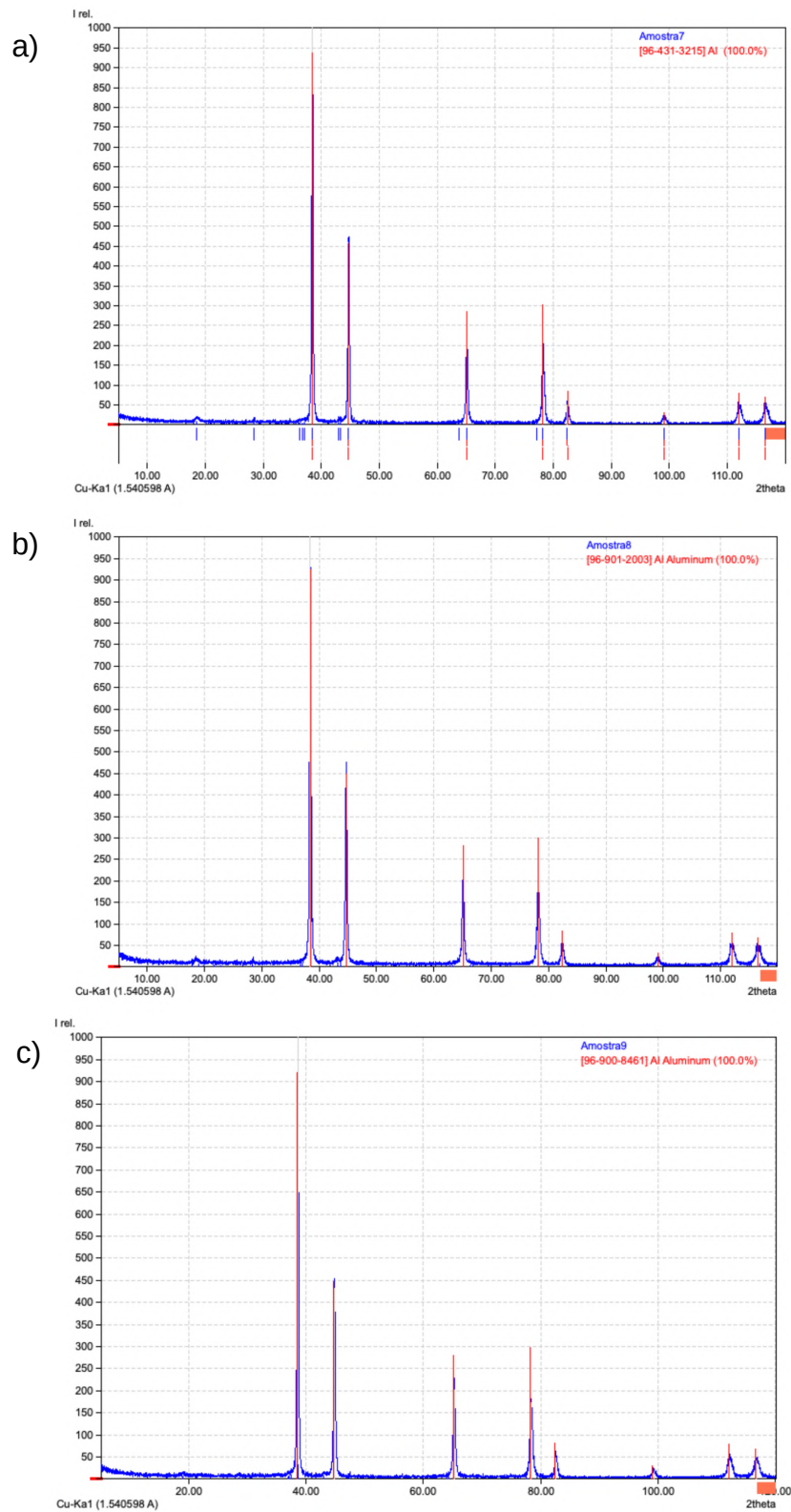
Fonte: Autora, 2023

Figura 42 – DRX dos Pós com 0,27%Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos



Fonte: Autora, 2023

Figura 43 – DRX dos Pós com 0,40%Mn e tempos de moagem de a) 30 minutos, b) 60 minutos e c) 120 minutos

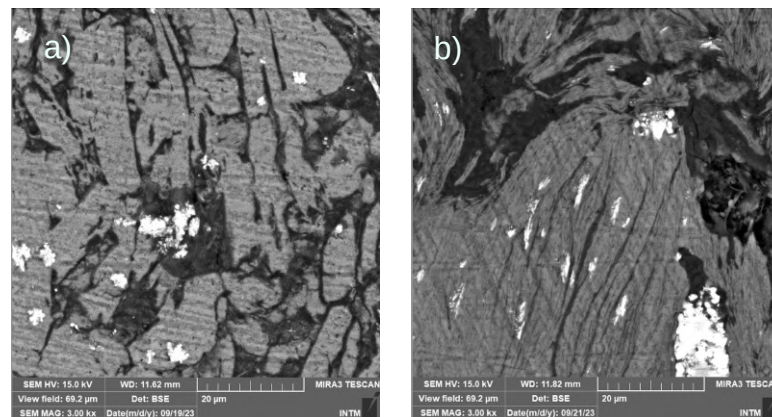


Fonte: Autora, 2023

4.2 MEV/EDS DOS MATERIAIS SINTERIZADOS

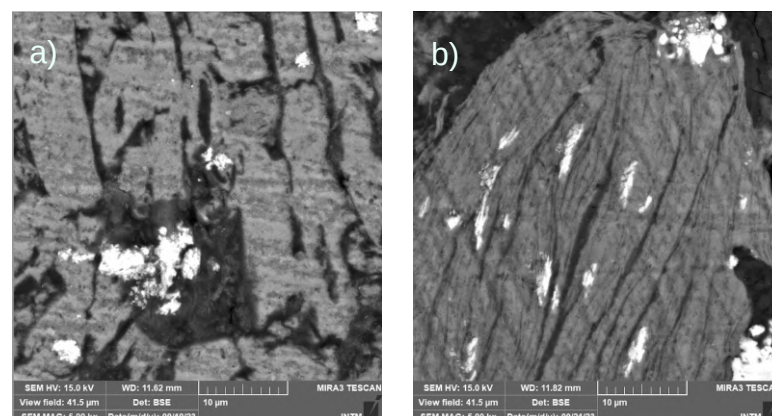
Nas figuras 44 à 51 apresentam imagens obtidas utilizando o microscópio de varredura para as amostras AA3102 e teores de 0,05%, 0,27% e 0,40% de Mn e tempos de moagem de 60 e 120 minutos. Para essa análise, foram selecionadas as amostras que permitiam a melhor visualização dos resultados obtidos .

Figura 44 – MEV da amostra AA3102 com tempo de MAE de 60 minutos e a) 0,27% e b) 0,40% de Mn - transversal - 3kx



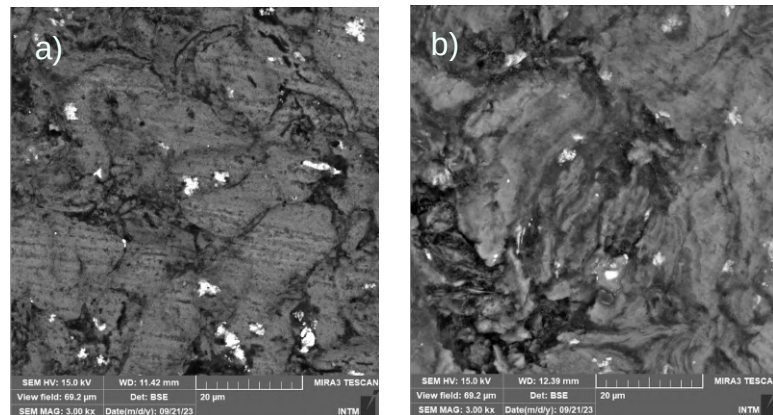
Fonte: Autora, 2023

Figura 45 – MEV da amostra AA3102 com tempo de MAE de 60 minutos e a) 0,27% e b) 0,40% de Mn - transversal - 5kx



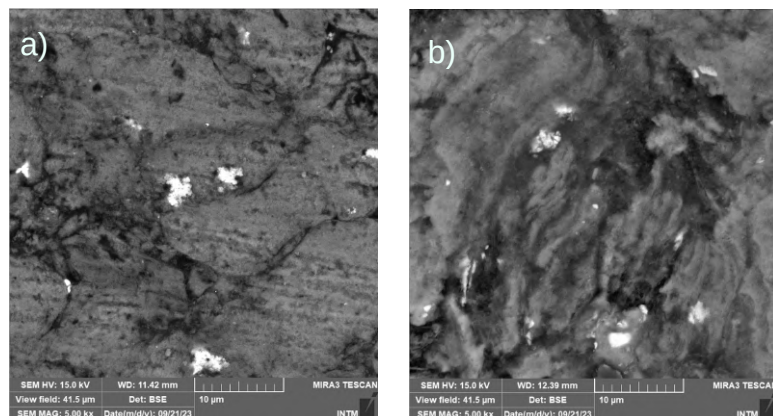
Fonte: Autora, 2023

Figura 46 – MEV da amostra AA3102 com tempo de MAE de 60 minutos e a) 0,27% e b) 0,40% de Mn - superficial - 3kx



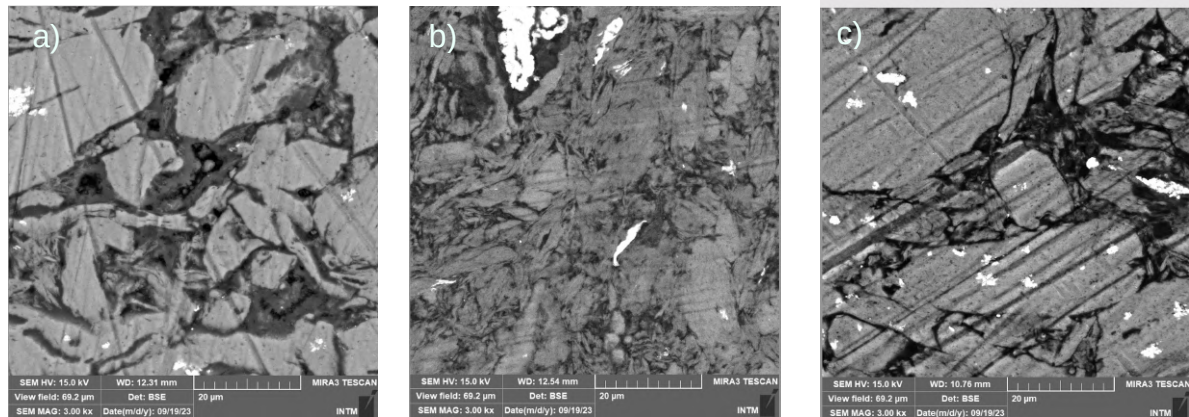
Fonte: Autora, 2023

Figura 47 – MEV da amostra AA3102 com tempo de MAE de 60 minutos e a) 0,27% e b) 0,40% de Mn - superficial - 5kx



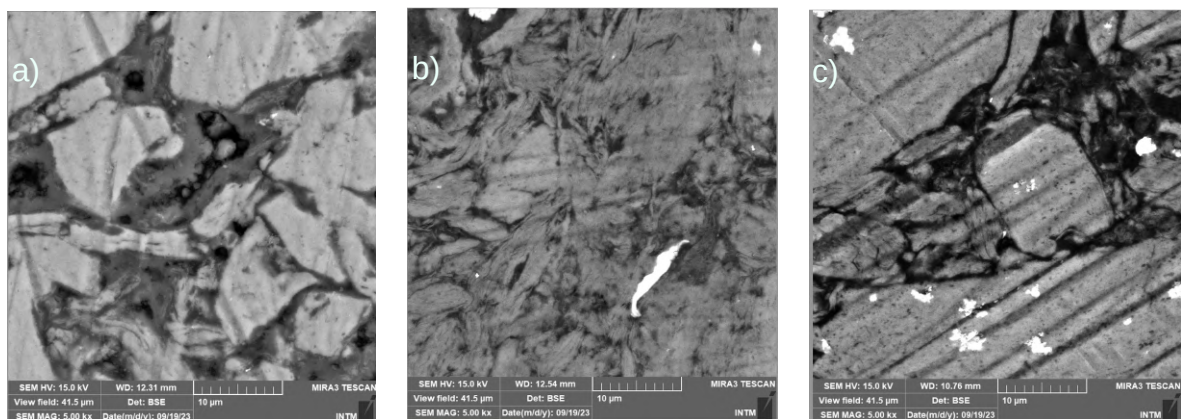
Fonte: Autora, 2023

Figura 48 – MEV das amostras AA3102 com tempo de MAE de 120 minutos a) 0,05%, b) 0,27% e c) 0,40% de Mn - transversal - 3kx



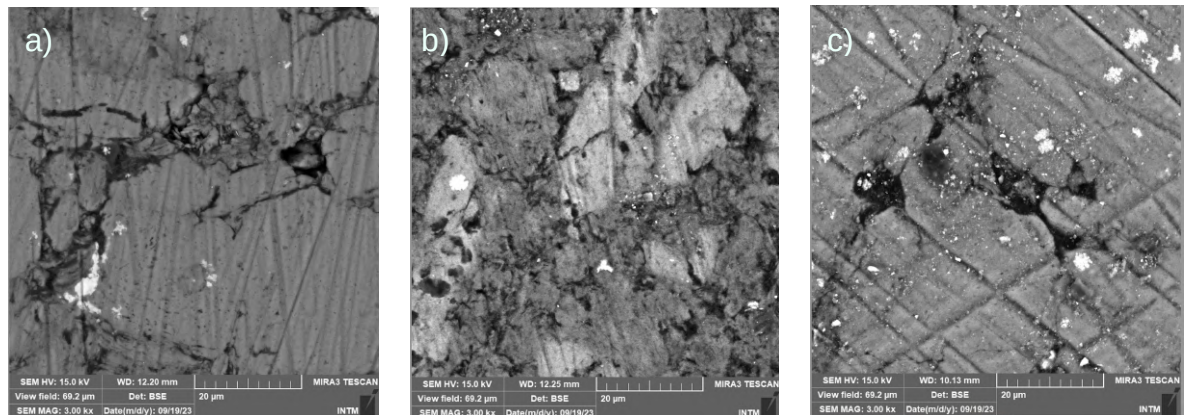
Fonte: Autora, 2023

Figura 49 – MEV das amostras AA3102 com tempo de MAE de 120 minutos e a) 0,05%, b) 0,27% e c) 0,40% de Mn - transversal - 5kx



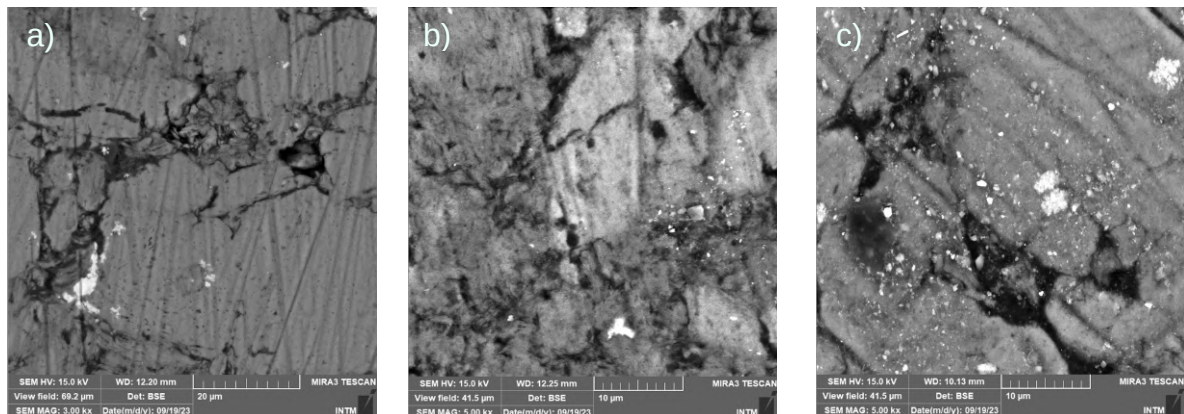
Fonte: Autora, 2023

Figura 50 – MEV das amostras AA3102 com tempo de MAE de 120 minutos e a) 0,05%, b) 0,27% e c) 0,40% de Mn - superficial - 3kx



Fonte: Autora, 2023

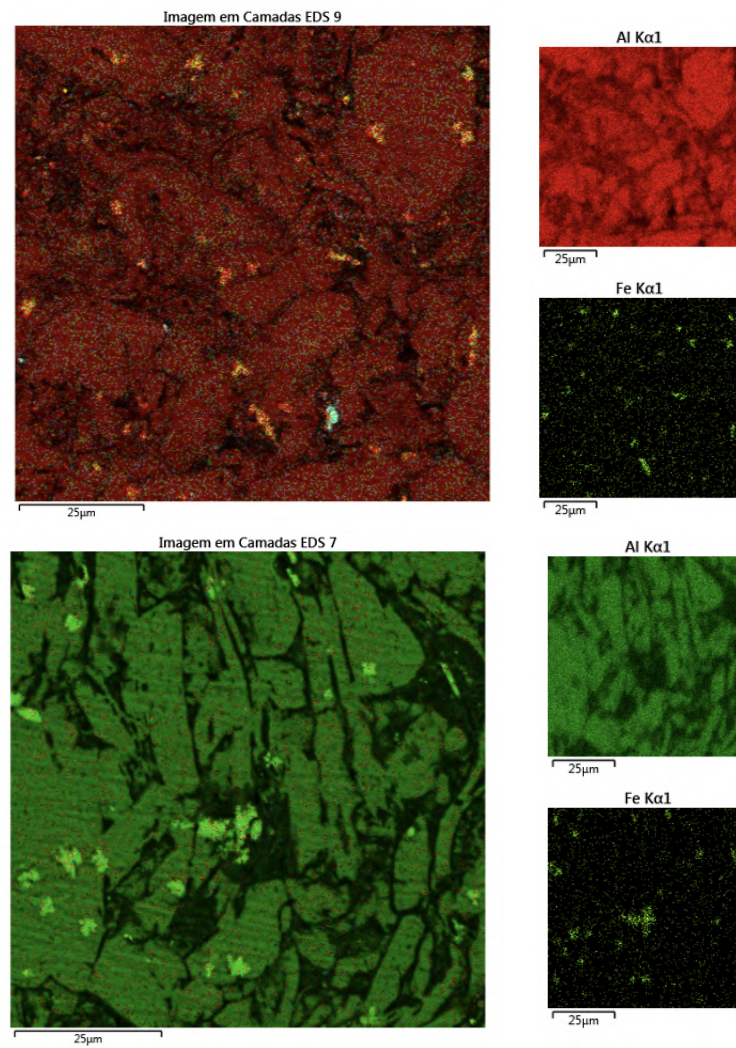
Figura 51 – MEV das amostras AA3102 com tempo de MAE de 120 minutos e a) 0,05%, b) 0,27% e c) 0,40% de Mn - superficial - 5kx



Fonte: Autora, 2023

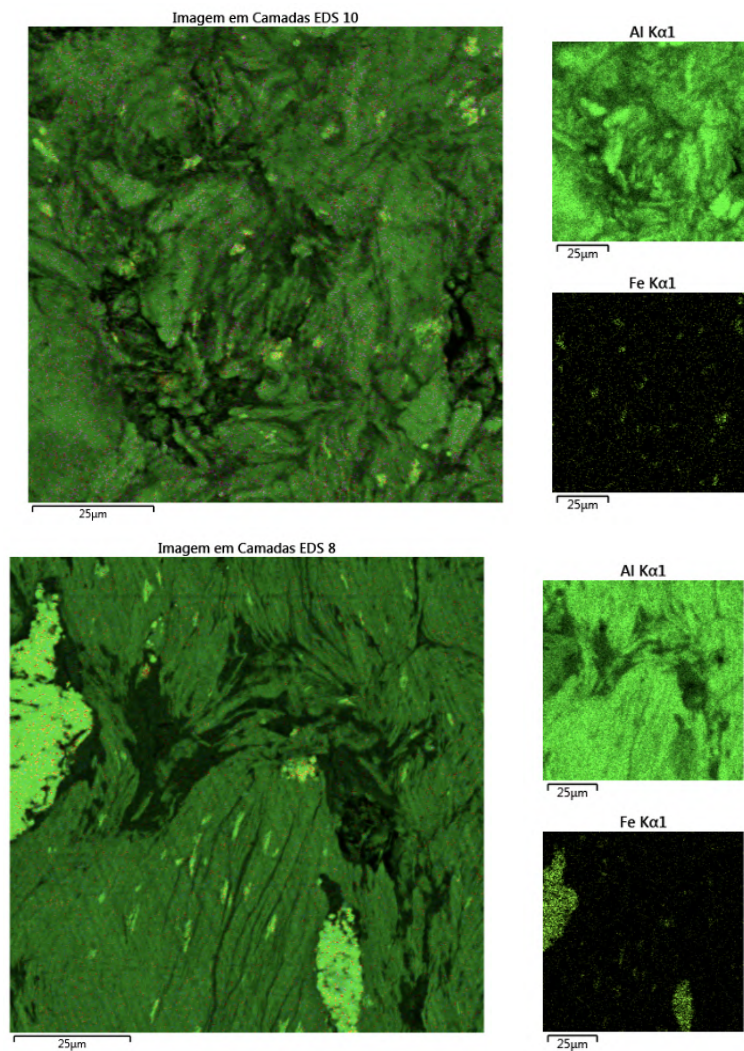
A partir dessas imagens fica percebe-se que o material sinterizado possui uma morfologia heterogênea. É possível notar também muita porosidade nas amostras. Através do EDS pode-se analisar o que seria esses picos apresentados no MEV (pontos claros). Nas figuras 52 e 53 pode-se ver esses resultados para as amostras da liga AA3102 com 60 minutos de tempo de moagem e composições de 0,27%Mn e 0,40% Mn, respectivamente. Não foi apresentado picos de manganês, em sua maior parte, são precipitados de Fe. Isso deve-se ao fato do Fe ter baixa solubilidade no alumínio, o que faz com que gere precipitados na matriz do alumínio, dificultando a formação da fase Al_6Mn (Committee, 1990).

Figura 52 – EDS das amostras AA3102 com 0,27% de Mn e 60 minutos de tempo de moagem - superficial e transversal



Fonte: Autora, 2023

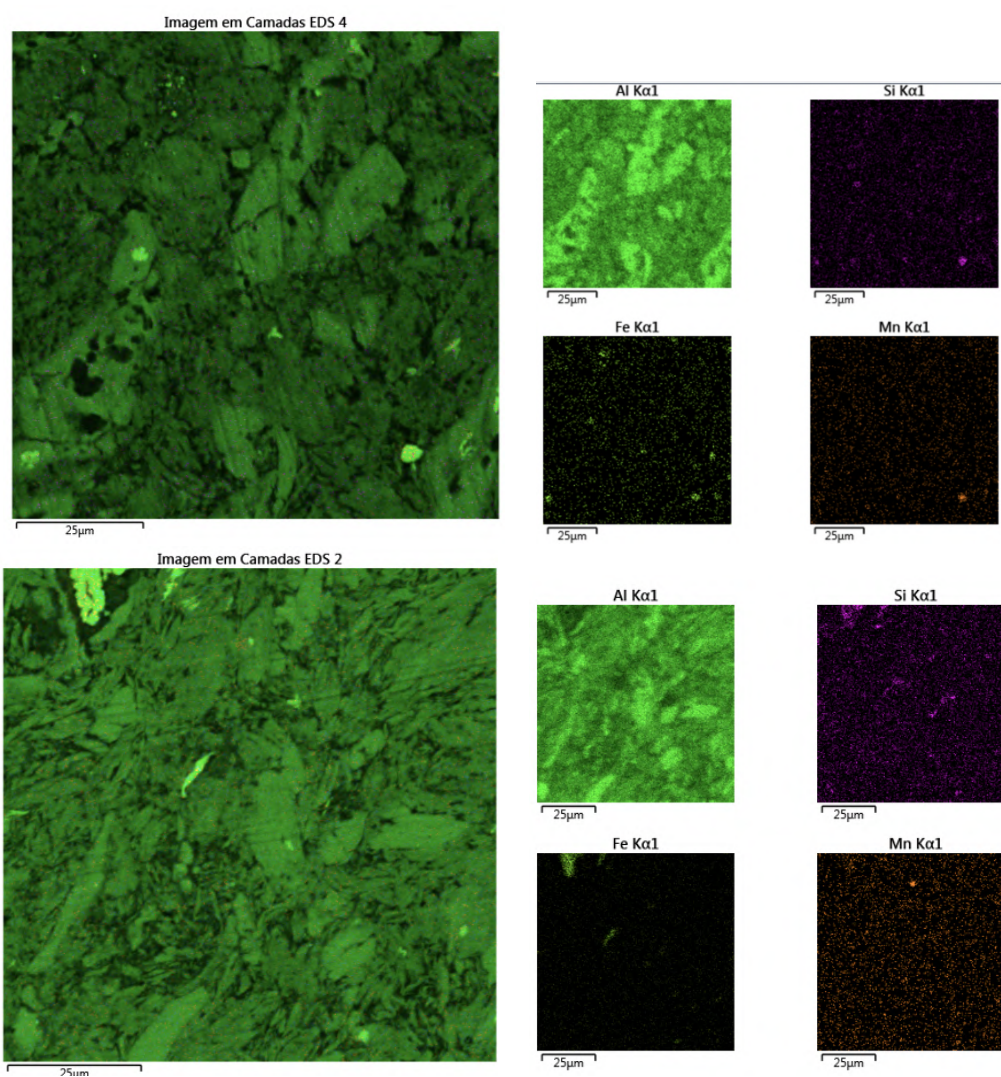
Figura 53 – EDS das amostras AA3102 com 0,40% de Mn e 60 minutos de tempo de moagem - superficial e transversal



Fonte: Autora, 2023

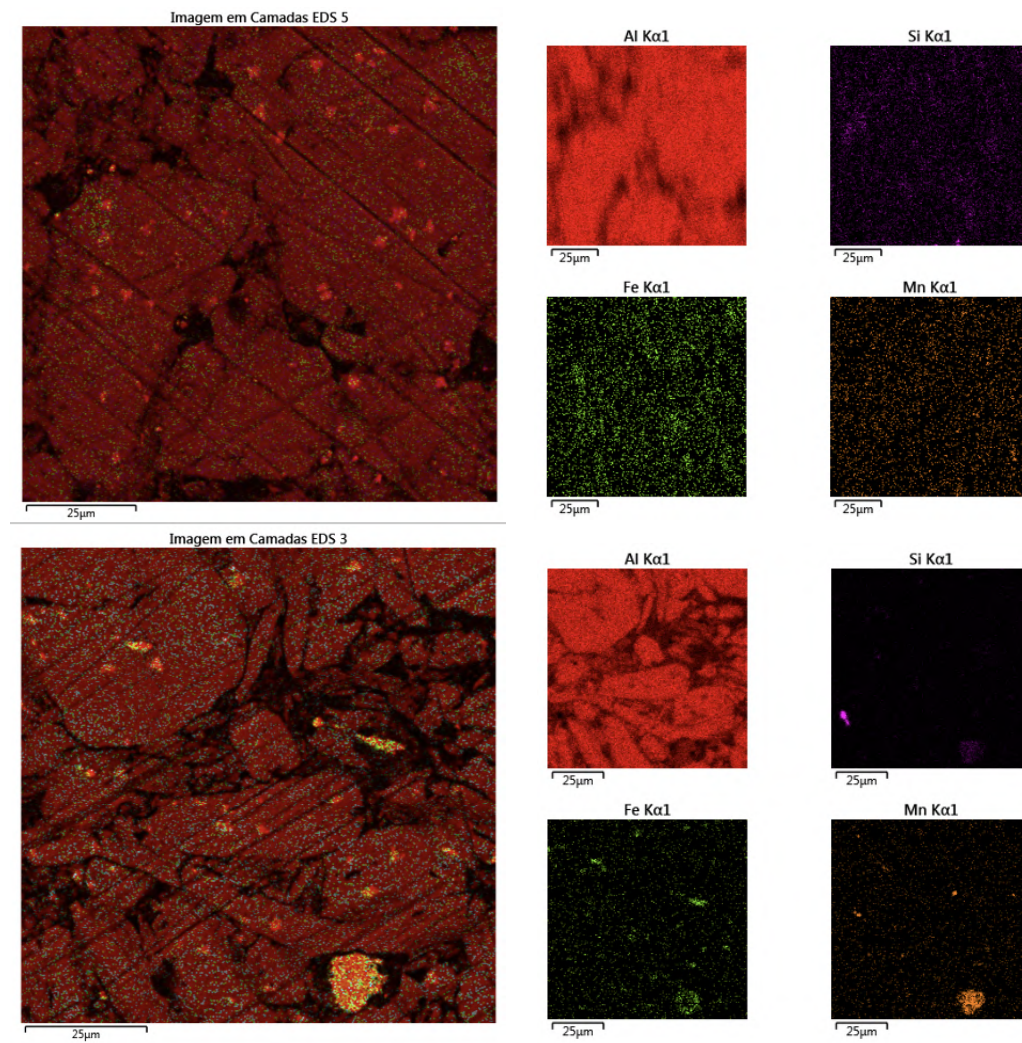
Porém, para as amostras com 120 minutos de tempo de moagem e composições de 0,27%Mn e 0,40%Mn, pode-se ver nas imagens 54 e 55 picos composto por Al e Mn, e sugere que este precipitado seja da fase ortorrômbica $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$. Na superfície da amostra com 0,27% apresentou também picos de Silício, sugerindo a fase $\text{Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$. Para a amostra com 0,05% Mn não foi possível identificar as fases característica das ligas de alumínio da série 3XXX, apresentando apenas precipitados de ferro e silício, conforme mostrado na figura 56.

Figura 54 – EDS das amostras AA3102 com 0,27% de Mn e 120 minutos de tempo de moagem - superficial e transversal



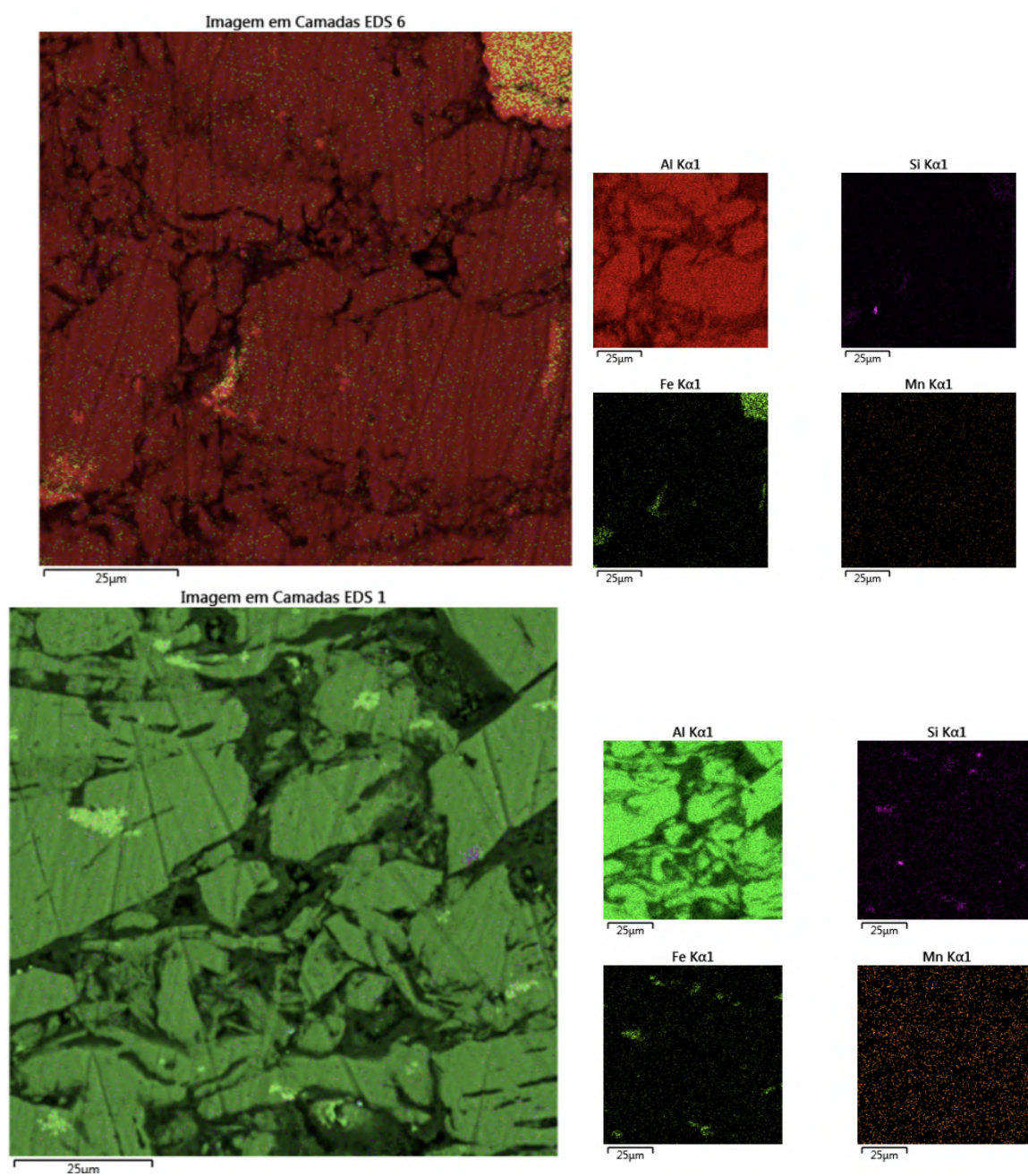
Fonte: Autora, 2023

Figura 55 – EDS das amostras AA3102 com 0,40% de Mn e 120 minutos de tempo de moagem - superficial e transversal



Fonte: Autora, 2023

Figura 56 – EDS das amostras AA3102 com 0,05% de Mn e 120 minutos de tempo de moagem - superficial e transversal



Fonte: Autora, 2023

4.3 MICRODUREZA VICKERS DAS AMOSTRAS SINTERIZADAS

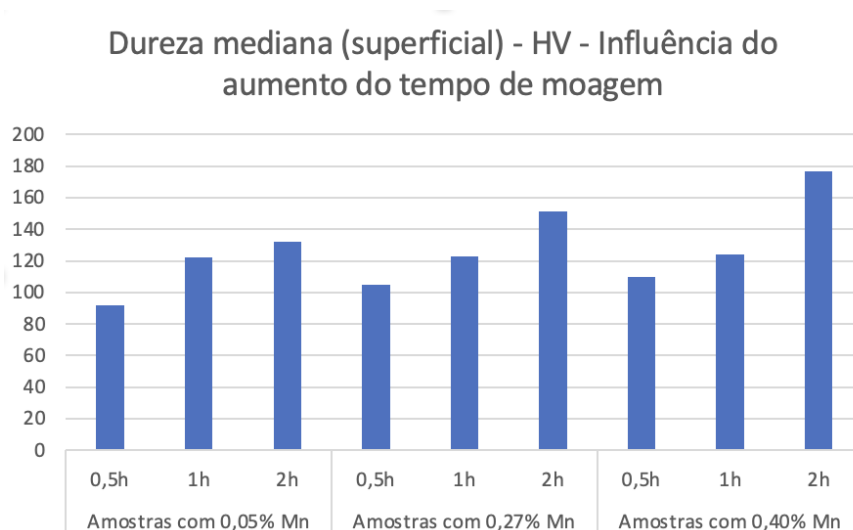
Os resultados médios do ensaio de Microdureza Vickers, bem como os seus desvios padrão, são apresentados no presente tópico para a liga AA3102 fabricada via metalurgia do pó, tendo como tempo de moagem de alta energia intervalos de 30, 60 e 120 minutos. Para cada amostra foram feitas cinco identificações com uma carga de 0,3 kgf (HV0,3) por um tempo de 15 segundos. A Tabela 11 apresenta as medianas dos resultados, superficial e transversal, obtidos com a exclusão do maior e menor valor em cada amostra estudada.

Tabela 11 – Dureza Média e desvio padrão das amostras, Superficial (s) e Transversal (t)

AA3102	Amostras com 0,05% Mn			Amostras com 0,27% Mn			Amostras com 0,40% Mn		
Tempo de moagem (h)	0,5h	1h	2h	0,5h	1h	2h	0,5h	1h	2h
Dureza mediana (superficial) - HV	92,10	122,33	132,41	105,23	123,07	151,50	110,24	124,56	176,50
Desvio padrão (s)	10,54	12,73	18,38	11,81	12,96	17,68	10,61	12,78	13,44
Dureza mediana (transversal) - HV	95,67	121,36	145,25	109,56	135,89	151,50	115,23	140,65	163,56
Desvio padrão (t)	15,98	12,73	20,10	18,47	15,73	17,68	14,99	10,32	15,89

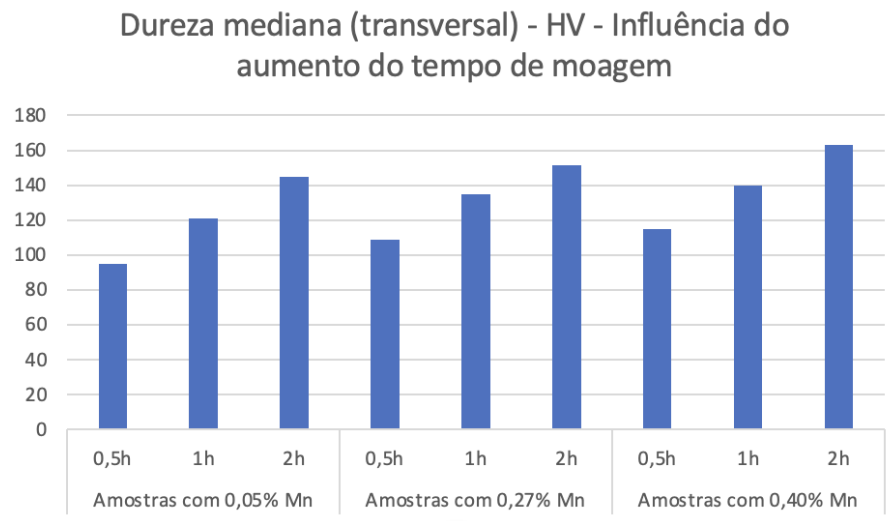
Fonte: Autora, 2023

Figura 57 – Influência do tempo de moagem na dureza superficial



Fonte: Autora, 2023

Figura 58 – Influência do tempo de moagem na dureza transversal

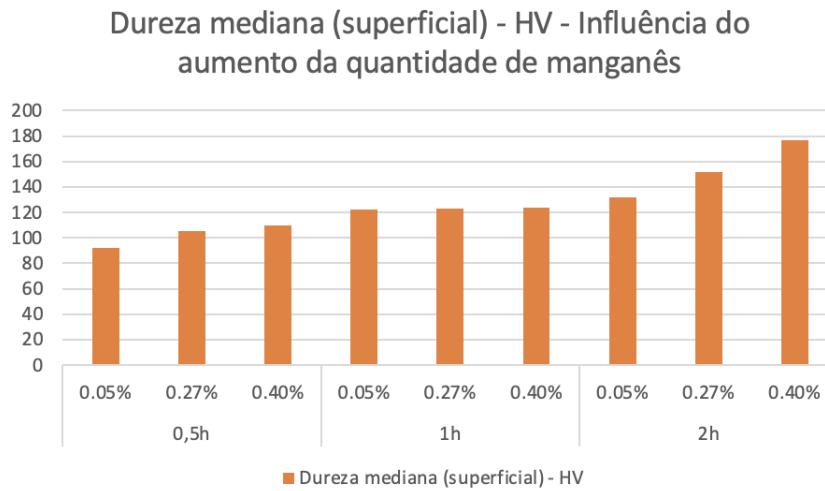


Fonte: Autora, 2023

Como visto na tabela 11, figuras 57 e 58 , analisando os gráficos, à medida que o tempo de moagem aumenta, independente da quantidade de manganês, a sua dureza aumenta. Isso se deve ao fato do grão ter ficado mais refinado com o aumento do tempo da moagem, contribuindo para um melhor resultado da dureza. É perceptível no MEV que realmente os grãos diminuíram, como abordado nos resultados anteriores. Consequentemente há um aumento da quantidade de contornos de grãos e esse aumento confere ao material uma maior dureza.

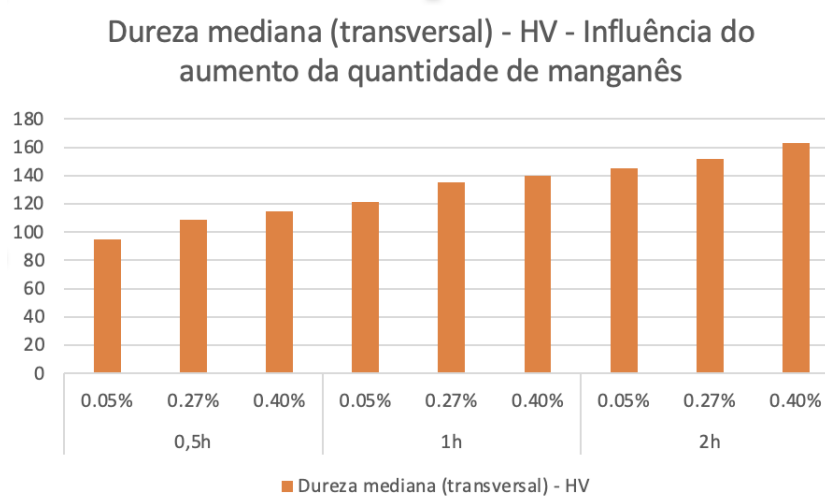
Analisando agora a influência do manganês na dureza da liga, as figuras 59 e 60 apresentam os gráficos referentes a análise superficial e transversal das amostras. Pode-se notar que, para o mesmo tempo de moagem analisado, o aumento da quantidade do manganês na composição, contribui para o aumento da dureza do material. Isto porque a adição do manganês aumenta a resistência do alumínio, seja através da formação de fases intermetálicas como AlFeMnSi e AlMnSi , ou por meio de endurecimento por solução sólida.

Figura 59 – Influência da quantidade de manganês na dureza - superficial



Fonte: Autora

Figura 60 – Influência da quantidade de manganês na dureza - transversal



Fonte: Autora

5 CONCLUSÕES

Este trabalho relata o que foi encontrado nos experimentos sobre o desenvolvimento da liga AA3102 com variação na quantidade de manganês e nos tempos de moagem. As ligas foram fabricadas através da metalurgia do pó (MP), pela moagem de alta energia (MAE), pela compactação e sinterização. As ligas foram caracterizadas através de ensaios de DRX, MEV,EDS e microdureza. As seguintes conclusões foram observadas:

- Por meio da metalurgia do Pó, utilizando a moagem de alta energia, compactação uniaxial a frio e sinterização foi possível fabricar a liga AA3102 com diferentes teores do manganês.
- Através das imagens do MEV foi possível identificar a morfologia dos pós, sendo observado que quanto maior o tempo de moagem, maior o refinamento do grão.
- Os tempos de moagem de 30min, 60min e 120min não foram suficientes para apresentar as fases dos precipitados ternários e binários Al_6FeMn e Al_6Mn nos difratogramas, porém mostrados nas imagens do MEV/EDS. Possivelmente, devido a precipitação de volume pequeno não permitir a identificação.
- Com o aumento na quantidade de manganês e do tempo de moagem, observou-se um aumento na dureza da liga.

REFERÊNCIAS

- ABAL, A. B. d. A. 2022. 16
- ABAL, A. B. d. A. 2023. 16
- AZEVEDO, H. V. S. B. de. **Metalurgia do Pó aplicado na fabricação de ferramentas de corte: efeito da adição de WC e Co na sinterização e propriedades mecânica da alumina**. 1. ed. [S.l.: s.n.], 2018. 25, 32, 33
- BARBOSA, C. **Metais não Ferrosos e suas ligas**. [S.l.: s.n.], 2014. 16, 18, 19, 20
- BIANCO, P. A. Obtenção de ligas de alumínio-manganês a partir da redução de cloreto de manganês. 2000. 19, 21, 22
- BRADASCHIA, C. **Fundições de ligas não Ferrosas**. [S.l.: s.n.], 1988. 19
- CALLISTER, J. D. G. R. W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais**. 9. ed. [S.l.: s.n.], 2016. ISBN 978-85-216-3102-3. 14, 16, 19, 34, 35
- CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica**. 2. ed. [S.l.: s.n.], 1986. v. 3. 14, 29, 30, 31, 32
- CHIAVERINI, V. **Metalurgia do Pó**. 4. ed. [S.l.: s.n.], 2001. 14, 23, 28, 29, 30, 31
- COMMITTEE, A. H. **ASM Handbook, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Material**. [S.l.: s.n.], 1990. 17, 36, 37, 62
- DEDAVID, B. A.; GOMES, C. I.; MACHADO, G. **Microscopia eletrônica de varredura: aplicações e preparação de amostras: materiais poliméricos, metálicos e semicondutores**. [S.l.]: EdIPUCRS, 2007. 34
- DUARTE, L. d. C. et al. Aplicações de microscopia eletrônica de varredura (mev) e sistema de energia dispersiva (eds) no estudo de gemas exemplos brasileiros. **Pesquisas em Geociências. Porto Alegre, RS. Vol. 30, n. 2 (2003), p. 3-15.**, 2003. 33
- FOGAGNOLO, J. B. **Estudo do processo de Fabricação de Materiais Compósitos de Matriz de Alumínio por Metalurgia do Pó, Via Moagem de Alta Energia e Extrusão**. Tese (Doutorado) — Universidade Estadual de Campinas, 2000. 22, 24, 25, 26, 28, 32
- GROOVER, M. P. **M.P, Fundamental of modern manufacturing : Materials, processes and syatems**. 4. ed. [S.l.: s.n.], 2010. 30
- JUNIOR, H. H. H. **Avaliação de tratamento criogênicos DEEP Cryogenic Treatment e UPHILL Quenching na microestrutura, Conformação e microdureza das ligas de alumínio AA7075 e AA6063**. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal do Rio Grande, 2018. 18
- KNEWITZ, F. L. Estudo comparativo de amostras de niti produzidas por metalurgia do pó. 2009. 25
- LEITE, D. W. **Obtenção do Cermet Ni-ZrO2 por moagem de alta energia**. Tese (Doutorado) — Universidade de São Paulo, 2010. 26, 27
- MORAIS. **Seleção de Materiais : Livro três: Não Ferrosos**. [S.l.: s.n.], 2022. 16, 22

MOURISCO, A. J. Preparação e caracterização de compósito de matriz de alumínio 1100 com partículas de sic por metalurgia do pó. 1995. 31

PATROCINIO, P. R. G. **Caracterização da textura e do orelhamento ('earing') da liga AA3104 após a redução a frio**. Dissertação (Mestrado) — Escola de Engenharia de Lorena, 2011. 16, 17, 18, 19

PINTO, G. B. **Análise do efeito do tempo da moagem de alta energia no tamanho de cristalito e microdeformação da rede cristalina do WC-Co**. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal do Rio Grande do Norte, 2008. 25, 27, 28, 51

SALGADO, L. et al. Processamento da liga ferro-níquel-cobre-molibdênio por moagem de alta energia. **Seminário para tese de Doutorado, Instituto de Pesquisa Energéticas Nucleares, São Paulo-SP**, 2002. 25, 27, 28

SETORIAL, G. A metalurgia do pó: alternativa econômica com menor impacto ambiental. **São Paulo: Metallum Eventos Técnicos e Científicos**, 2009. 24

SHACKELFORD, J. F. **Introdução à Ciência dos Materiais para Engenheiros**. 6. ed. [S.l.: s.n.], 2008. 14, 34

SOUZA, J. R. P. de. **Efeito da sinterização e da moagem de alta energia na microestrutura e nas propriedades mecânicas em ligas de alumínio recicladas a partir de latas de bebidas**. Dissertação (Mestrado) — UFRN, 2017. 20, 21

SOUZA, S. A. D. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos: Fundamentos teóricos e práticos**. [S.l.]: Editora Blucher, 1982. 34

TAKIMI, A. S. Obtenção de superligas nicraiy nanoestruturadas por moagem de alta energia e sua aplicação por aspersão térmica hipersônica (hvof). 2004. 27, 28

UPADHYAYA, G. S. **Powder metallurgy technology**. [S.l.]: Cambridge Int Science Publishing, 2002. 29

W.C., Z. **Aceros sinterizados Con Niquel y Cobre**. Tese (Doutorado) — Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Minas, Universidad Politécnica de Madrid, 1986. 22

YAMAGATA, C. Influencia das condicoes de sintese por precipitacao nas caracteristicas da zirconia estabilizada com mgo e aplicacao no sistema zrosub (2)-mgo-ysub (2) osub (3). 2004. 55

ZANATTA, A. **Influência do tratamento térmico e do tipo de reforço nas propriedades de compósitos a base de ligas de alumínio obtidos via metalurgia do pó**. Tese (Doutorado), 11 2007. 23