



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

JONATHAN VINÍCIUS MOREIRA TORQUATO

**FABRICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO-COBRE-LÍTIO AA2090, AA8090 E
WELDALITE A PARTIR DOS PÓS ELEMENTARES ATRAVÉS DE TÉCNICAS DE
METALURGIA DO PÓ**

RECIFE

2024

JONATHAN VINÍCIUS MOREIRA TORQUATO

**FABRICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO-COBRE-LÍTIO AA2090, AA8090 E
WELDALITE A PARTIR DOS PÓS ELEMENTARES ATRAVÉS DE TÉCNICAS DE
METALURGIA DO PÓ**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Materiais e Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Oscar Olimpio de Araujo Filho

RECIFE

2024

.Catalogação de Publicação na Fonte. UFPE - Biblioteca Central

Torquato, Jonathan Vinícius Moreira.

Fabricação das ligas de Alumínio-Cobre-Lítio AA2090, AA8090 e Weldalite a partir dos pós elementares através de técnicas de metalurgia do pó / Jonathan Vinícius Moreira Torquato. - Recife, 2024.

96f.: il.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2024.

Orientação: Oscar Olímpio de Araujo Filho.

1. Ligas Alumínio-Cobre-Lítio; 2. Metalurgia do Pó; 3. Moagem de Alta Energia; 4. Caracterização de materiais. I. Araujo Filho, Oscar Olímpio de. II. Título.

UFPE-Biblioteca Central

CDD 621

JONATHAN VINÍCIUS MOREIRA TORQUATO

FABRICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO-COBRE-LÍTIO AA2090,
AA8090 E WELDALITE A PARTIR DOS PÓS ELEMENTARES ATRAVÉS DE
TÉCNICAS DE METALURGIA DO PÓ

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Departamento de Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia e Geociências da Universidade Federal de Pernambuco como parte dos requisitos parciais para obtenção do título de mestre em Engenharia Mecânica.

Aprovada em: 19/02/2024

BANCA EXAMINADORA

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

Prof^ª Dr^a Dayanne Diniz de Souza Moraes (Examinadora Interna)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Maurício David Martins das Neves (Examinador Externo)
Comissão Nacional de Energia Nuclear



Emitido em 19/02/2024

APROVACAO DA BANCA Nº 23/2024 - DEMEC (11.65.55)

(Nº do Protocolo: NÃO PROTOCOLADO)

(Assinado digitalmente em 26/02/2024 12:13)

DAYANNE DINIZ DE SOUZA
PROFESSOR DO MAGISTERIO SUPERIOR
DEMEC (11.65.55)
Matrícula: ###184#8

(Assinado digitalmente em 20/06/2024 14:33)

OSCAR OLIMPIO DE ARAUJO FILHO
PROFESSOR DO MAGISTERIO SUPERIOR
DEMEC (11.65.55)
Matrícula: ###969#2

Visualize o documento original em <http://sipac.ufpe.br/documentos/> informando seu número: **23**, ano: **2024**, tipo:
APROVACAO DA BANCA, data de emissão: **26/02/2024** e o código de verificação: **f94b92e736**

AGRADECIMENTOS

Esse é um dos itens que tenho mais prazer em redigir, no entanto, talvez seja a seção mais difícil de ser escrita nesta dissertação. Afirmo isso baseado na necessidade, comum a maioria das pessoas, de recebermos um agradecimento. E, diante disso, ao redigir estas linhas estamos diante de possibilidades de cometer o erro de esquecer alguém que contribuiu para a execução do trabalho. Dessa maneira, gostaria de me desculpar de antemão com aquelas pessoas que contribuíram, mas que por minha negligência não tiveram seus nomes aqui registrados.

Agradeço aos meus Òrisas e minha espiritualidade pela companhia durante toda minha caminhada. Pela força nos momentos difíceis e pelas graças concedidas.

Agradeço as duas pessoas que me deram o direito a vida e me ensinaram vivê-la com dignidade. Mãe e Pai, muito obrigado por muitas vezes renunciarem aos seus sonhos para que os meus pudessem ser realizados.

Agradeço a minha segunda mãe, minha avó, Ana Desidério, pelas orações, pelo amor, pelo exemplo de caráter e luta.

Aos meus irmãos, Carol e Felipe, pelo amor incondicional e por estarem sempre ao meu lado.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Oscar Olímpio, pela oportunidade de trabalho e pela convivência durante estes anos na Universidade Federal de Pernambuco. Obrigado pelo apoio e cooperação para o desenvolvimento dos trabalhos no Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM).

Aos técnicos do laboratório, João, Janaína, Rubens e Nielson, agradeço pela disponibilidade, por toda cooperação e amizade.

Agradeço a Moisés Euclides e Helen Rodrigues por toda ajuda e cooperação no desenvolvimento, execução e discussões dessa pesquisa.

Aos amigos que me acolheram em Pernambuco: Bruna Brito, Rafaela Carneiro, Bruno Lotta, Karolaine Martins, Thaís Limeira, Isabely Leal, Rafaela Arruda, Diego Tochetto, Matheus Leal, Mariana, Heleno Júnior, Grazielle Rozendo, Rhayssa, Alves, Kamilla Rayssa, Vitor Feitosa, Marcos Lima, Anne Isabele por estarem sempre ao meu lado nos momentos felizes e de dor. Vocês são minha família. Amo vocês.

A todos os meus amigos do Ceará, em especial: Jefferson Grossi, Rhodivam Lucas, Alessandra Lima, Julie Anne, Marcela Alencar, Leopoldina Dantas, Susana Piancó, Bruna Kelly, Gabrielle Torquato, Talita Cavalcante, Giovana Sales, Sabrina Feitosa, Rariana Araújo,

Raiane Arruda, Renata Teles. Muito obrigado por todos os encontros e reencontros, jantares. Na correria do dia a dia, pode ser que nos afastemos, mas, se formos amigos de verdade, a amizade nos reaproximará. Amo vocês.

Às entidades de fomento à pesquisa, CAPES, CNPq, FACEPE e FINEP pelo apoio financeiro dado durante o decorrer do desenvolvimento deste trabalho.

Ao Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimentos de materiais (INTM) e ao grupo de pesquisa Tecnologia e Metalurgia de Soldagem e União de Materiais (SOLDAMAT).

À UFPE – Universidade Federal de Pernambuco, ao DEMEC – Departamento de Engenharia Mecânica, ao PPGEM – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, e a todos os professores do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE pelo período de aprendizado.

A todos que leram esta tese, pelos comentários, sugestões e pela correção dos erros na nossa língua portuguesa.

RESUMO

O processamento de ligas de Al-Cu-Li por fundição demanda elevado custo e pode gerar defeitos estruturais nas ligas. A metalurgia do pó permite que as ligas sejam produzidas com uma alta densidade e uma estrutura uniforme, melhorando suas propriedades mecânicas. O presente estudo tem como principal objetivo a fabricação das ligas ternárias de Alumínio-Cobre-Lítio através da técnica de metalurgia do pó (MP). Os pós elementares foram pesados e, então, processados por moagem de alta energia (MAE) durante os tempos de 60, 120 e 240 minutos em um moinho vibratório do tipo SPEX. Após a obtenção dos pós, estes foram caracterizados através das técnicas de microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectroscopia de energia dispersiva (EDS), difração de raios-X (DRX) e, por fim, análise de tamanho de partícula (ATP) por difração a laser. Ao concluir a caracterização, os pós foram submetidos a uma compactação uniaxial a frio (de simples ação). O resultado desta etapa, o compactado verde, passou pela rota final de consolidação a sinterização do material. Ao obter o material consolidado, as amostras foram caracterizadas microestruturalmente por meio das técnicas de microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). A técnica de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) também foi empregada para analisar a composição química da amostra consolidada. Ao final, os produtos consolidados foram avaliados mecanicamente por meio do ensaio de microdureza Vickers. A caracterização dos pós submetidos a MAE comprovou que com o aumento do tempo de moagem há um refinamento no tamanho mediano de partícula, alcançando valores muito próximos dos encontrados nos pós de partida. Por fim, através da Metalurgia do pó foi possível desenvolver as ligas comerciais de Alumínio-Cobre-Lítio, tendo como destaque a liga WELDALITE 049, apresentando melhor comportamento mecânico dentre as três composições.

Palavras-Chave: Ligas Alumínio-Cobre-Lítio. Metalurgia do Pó. Moagem de Alta Energia. Caracterização de materiais.

ABSTRACT

Processing Al-Cu-Li alloys by casting requires high costs and can generate structural defects in the alloys. Powder metallurgy allows the alloys to be produced with a high density and a uniform structure, improving their mechanical properties. The main objective of this study is to manufacture ternary Aluminum-Copper-Lithium alloys using the powder metallurgy (PM) technique. The elementary powders were weighed and then processed by high-energy milling (HEM) for 60, 120 and 240 minutes in a SPEX-type vibrating mill. After obtaining the powders, they were characterized using scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), X-ray diffraction (XRD) and, finally, particle size analysis (PSA) by laser diffraction. Once the characterization was complete, the powders were subjected to cold uniaxial compaction (single-acting). The result of this stage, the green compacted material, went through the final consolidation route of sintering the material. Once the consolidated material was obtained, the samples were characterized microstructurally using optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) techniques. Energy dispersive spectroscopy (EDS) was also used to analyze the chemical composition of the consolidated sample. Finally, the consolidated products were mechanically assessed using the Vickers microhardness test. The characterization of the powders subjected to MAE showed that as the milling time increased there was a refinement in the median particle size, reaching values very close to those found in the starting powders. Finally, through powder metallurgy it was possible to develop commercial Aluminum-Copper-Lithium alloys, with WELDALITE 049 standing out as having the best mechanical behavior of the three compositions.

Key-words: Aluminum-Lithium alloys. Al-Cu-Li Alloys. Powder Metallurgy. Mechanical Alloying. Material characterization.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1: Esquema do Processo Bayer	18
Figura 2: Limite de resistência, limite de escoamento e dureza em função do teor de pureza	24
Figura 3: Efeito dos elementos de liga na densidade e módulo de elasticidade das ligas de alumínio.	30
Figura 4: Diagrama de fases para liga Al-Li.	30
Figura 5: Precipitados de Al_3Li (δ') esféricos.	31
Figura 6: Esquema do processo produtivo por Metalurgia do Pó.	34
Figura 7: Produção comparativa entre processos de manufatura	35
Figura 8: Colisão entre duas bolas sobre o material particulado durante o processo de MAE.	42
Figura 9: Moinho do tipo SPEX.	43
Figura 10: Fluxograma da metodologia aplicada no presente estudo.	45
Figura 11: Balança Semi-analítica SHIMADZU	46
Figura 12: Moinho SPEX	47
Figura 13: Difratorômetro de Raios-X modelo Rigaku do DF/UFPE	49
Figura 14: Prensa hidráulica	50
Figura 15: Matriz de Compactação.	50
Figura 16: Forno à vácuo.....	51
Figura 17: Máquina de corte de precisão.....	51
Figura 18: Microscópio óptico Olympus.....	52
Figura 19: Durômetro EMCO-TEST DURASCAN.....	53
Figura 20: Fotomicrografias por MEV da amostra de Alumínio 1100 a)1000x b)2000x	54
Figura 21: Fotomicrografias por MEV da amostra de Cobre com ampliação de 2000x.....	55
Figura 22: a) O Lítio em sua forma particulada conforme fornecido pela empresa. b) Fotomicrografia por MEV da amostra de Lítio com ampliação de 500x	55
Figura 23: EDS do pó de alumínio.	56
Figura 24: EDS do pó de Cobre.....	56
Figura 25: Espectro de difração a laser do pó de alumínio.	57
Figura 26: Espectro de difração a laser do pó de cobre.....	57
Figura 27: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga AA2090 – 60 min. MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x.	59
Figura 28: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga AA2090 – 120 min. MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x.	59

Figura 29: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga AA2090 – 240 min. MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x.	59
Figura 30: EDS do pó da liga AA2090 – MAE 60 min.	60
Figura 31: EDS do pó da liga AA2090 – MAE 120 min.	60
Figura 32: EDS do pó da liga AA2090 – MAE 240 min.	60
Figura 33: Difratoograma do pó da liga 2090 processado por 60min de MAE.	61
Figura 35: Difratoograma do pó da liga 2090 processado por 240min de MAE.	62
Figura 34: Difratoograma do pó da liga 2090 processado por 120min de MAE.	62
Figura 36: Espectro de difração a laser do pó da liga AA2090 após 60 min. de MAE.....	63
Figura 38: Espectro de difração a laser do pó da liga AA2090 após 240 min. de MAE.....	64
Figura 37: Espectro de difração a laser do pó da liga AA2090 após 120 min. de MAE.....	64
Figura 39: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga AA8090 – 60 min. MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x	65
Figura 41: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga AA8090 – 240 min. MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x	66
Figura 40: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga AA8090 – 120 min de MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x.	66
Figura 42: EDS do pó da liga AA8090 – MAE 60 min.	66
Figura 44: EDS do pó da liga AA8090 – MAE 240.....	67
Figura 43: EDS do pó da liga AA8090 – MAE 120 min.	67
Figura 45: Difratoograma do pó da liga 8090 processado por 60min de MAE.	68
Figura 46: Difratoograma do pó da liga 8090 processado por 120min de MAE.	68
Figura 47: Difratoograma do pó da liga 8090 processado por 240min de MAE.	69
Figura 48: Espectro de difração a laser do pó da liga AA8090 após 60 min. de MAE.....	70
Figura 49: Espectro de difração a laser do pó da liga AA8090 após 120 min. de MAE.....	70
Figura 50: Espectro de difração a laser do pó da liga AA8090 após 240 min. de MAE.....	70
Figura 52: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga WELDALITE 049 – 120min de MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x.	72
Figura 51: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga WELDALITE 049 – 60min de MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x.	72
Figura 53: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga WELDALITE 049 – 240min de MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x.	73
Figura 55: EDS do pó da liga Weldalite 049 processado por 120min de MAE.....	73
Figura 54: EDS do pó da liga Weldalite 049 processado por 60min de MAE.....	73

Figura 56: EDS do pó da liga Weldalite 049 processado por 240min de MAE.....	74
Figura 57: Difratoograma do pó da liga WELDALITE 049 processado por 60min de MAE. ..	75
Figura 58: Difratoograma do pó da liga WELDALITE 049 processado por 240min de MAE. 76	
Figura 59: Difratoograma do pó da liga WELDALITE 049 processado por 120min de MAE. 76	
Figura 60: Espectro de difração a laser do pó da liga WELDALITE após 60 min de MAE. ..	77
Figura 61: Espectro de difração a laser do pó da liga WELDALITE após 240 min de MAE. 78	
Figura 62: Espectro de difração a laser do pó da liga WELDALITE após 120 min de MAE. 78	
Figura 63: Imagens de MO do sinterizado da liga AA2090 – 120 min de MAE - seção longitudinal: 500x (a)1000x(b) - seção transversal: 500x(c), 1000x(d).....	79
Figura 64: Imagens de MO do sinterizado da liga AA8090 – 120 min de MAE - seção longitudinal: 500x (a)1000x(b) - seção transversal: 500x(c), 1000x(d).....	80
Figura 65: Imagens de MO do sinterizado da liga WELDALITE 049 – 120 min de MAE - seção longitudinal: 500x (a)1000x(b) - seção transversal: 500x(c), 1000x(d).....	80
Figura 66: Fotomicrografias por MEV da amostra consolidada da liga AA2090 - seção longitudinal: 2000x (a), 4000x(b) - seção transversal: 2000x(c), 4000x(d).....	82
Figura 67: Fotomicrografias por MEV da amostra consolidada da liga AA2090 - seção longitudinal: 2000x (a), 4000x(b) - seção transversal: 2000x(c), 4000x(d).....	83
Figura 68: Fotomicrografias por MEV da amostra consolidada da liga AA2090 - seção longitudinal: 2000x (a), 4000x(b) - seção transversal: 2000x(c), 4000x(d).....	82
Figura 69: EDS mapa do sinterizado da seção longitudinal da liga 2090 - 120 min de MAE. 83	
Figura 70: EDS mapa do sinterizado da seção transversal da liga 2090 - 120 min de MAE...84	
Figura 71: EDS mapa do sinterizado da seção transversal da liga 8090 - 120 min de MAE...84	
Figura 72: EDS mapa do sinterizado da seção longitudinal da liga 8090 - 120 min de MAE. 85	
Figura 73: EDS mapa do sinterizado da seção longitudinal da liga WELDALITE 049 - 120 min de MAE.	85
Figura 74: : EDS mapa do sinterizado da seção transversal da liga WELDALITE 049 - 120 min de MAE.	86

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Propriedades físicas do Alumínio.....	20
Tabela 2: Ligas de alumínio submetidas a trabalho mecânico.	23
Tabela 3: Ligas de alumínio obtidas por fundição.	23
Tabela 4: Composições das ligas comerciais Al-Li-X.	31
Tabela 5: Materiais utilizados no estudo	45
Tabela 6: Composição percentual das ligas de alumínio em estudo.	47
Tabela 7: Microdureza Vickers média.....	86

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA - Aluminum Association

ABAL - Associação Brasileira de Alumínio

BPR - Ball-to-powder Ratio

DRX - Difração de Raio - X

EDS - Energy Dispersive Spectroscopy

HV - Dureza Vickers

MA - Mechanical Alloying

MAE - Moagem de Alta Energia

MEV - Microscopia ou Microscópio Eletrônico de Varredura

MO - Microscopia ou Microscópio Ótico

MP - Metalurgia do Pó

PCA - Process Control Agent

SAE - Society of Automotive Engineers

UFPE - Universidade Federal de Pernambuco

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

CIP - Cold Isostatic Pressing

HIP - Hot Isostatic Pressing

RPM - Rotações por minuto

MIN - Minuto

DEMEC - Departamento de Engenharia Mecânica

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO	15
1. OBJETIVOS	16
1.1. OBJETIVO GERAL	16
1.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS	16
2. JUSTIFICATIVA	16
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
3.1. ALUMÍNIO	17
3.1.1. Obtenção e processo produtivo do alumínio	17
3.1.1.1. Processo Bayer	17
3.1.1.2. Processo Hall-Heroult	19
3.1.2. Propriedades e Aplicações do Alumínio	19
3.2. LIGAS DE ALUMÍNIO	21
3.2.1. Classificação das ligas de alumínio	21
3.2.1.1. Classificação quanto o processo de fabricação	22
3.2.1.2. Classificação quanto a composição química	22
3.2.1.3. Classificação quanto ao tratamento térmico e trabalho mecânico	25
3.3. LIGAS ALUMÍNIO-COBRE-LÍTIO	28
3.4. METALURGIA DO PÓ	32
3.4.1. Obtenção dos Pós	35
3.4.2. Características dos Pós	36
3.4.3. Compactação dos Pós	37
3.4.4. Sinterização	38
3.4.5. Operações Complementares	40
3.5. MOAGEM DE ALTA ENERGIA	41
4. METODOLOGIA	44
4.1. MATERIAIS	45
4.2. MÉTODOS	46
4.2.1. Pesagem dos Pós	46
4.2.2. Moagem de Alta Energia (MAE)	47
4.2.3. Caracterização dos pós	48
4.2.4. Análise de Tamanho de Partícula – Granulometria a Laser	48
4.2.5. Difração de Raios-X	48

4.2.6. Microscopia de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva.....	49
4.2.7. Compactação.....	49
4.2.8. Sinterização.....	50
4.2.9. Preparação Metalográfica.....	51
4.2.10. Microscopia Ótica.....	52
4.2.11. Microscopia de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva.....	53
4.2.12. Ensaio de Microdureza Vickers.....	53
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	54
5.1. CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS.....	54
5.1.1. Pós de Partida.....	54
5.1.1.1. Microscopia eletrônica de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva.....	54
5.1.1.2. Análise granulométrica (ATP).....	56
5.1.2. Liga 2090.....	58
5.1.2.1. Microscopia eletrônica de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva.....	58
5.1.2.2. Difração de Raios-X do pó da Liga AA2090.....	60
5.1.2.3. Análise Granulométrica da Liga AA2090.....	63
5.1.3. Liga 8090.....	64
5.1.3.1. Microscopia eletrônica de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva.....	64
5.1.3.2. Difração de Raios-X do pó da Liga AA8090.....	67
5.1.3.3. Análise Granulométrica da Liga AA8090.....	69
5.1.4. Liga Weldalite 049.....	71
5.1.4.1. Microscopia eletrônica de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva.....	71
5.1.4.2. Difração de Raios-X do pó da Liga WELDALITE 049.....	74
5.1.4.3. Análise Granulométrica da Liga WELDALITE 049.....	77
5.2. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL CONSOLIDADO.....	78
5.2.1. Microscopia óptica das amostras consolidadas.....	79
5.2.2. Microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de energia dispersiva das amostras consolidadas.....	81
5.2.3. Microdureza vickers das amostras consolidadas.....	86
CONCLUSÃO.....	88
REFERENCIAS.....	89

INTRODUÇÃO

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante da Terra, depois do oxigênio e do silício. No entanto, até o fim do século XIX, a obtenção do alumínio era difícil e cara. O alumínio tem uma massa específica de $2,70 \text{ g/cm}^3$ e um módulo de elasticidade de $69 \times 10^3 \text{ MPa}$ (ASKELAND, 2008).

O crescente aumento no consumo de alumínio é a prova de que esse metal representa na atual indústria. É o mais importante dos metais não ferrosos e sua variedade de aplicações é um detalhe relevante desta importância e cada nova utilização desse metal é o resultado do êxito obtido na aplicação de alguma característica desse material, como o seu peso específico, resistência à corrosão, a alta condutividade térmica e elétrica. (ROOY, 1990; ABAL, 2023).

As ligas são formadas para melhorar as propriedades de um metal, faz-se isso acrescentando elementos químicos ao metal, chamados de elementos de liga. Essas adições têm como principal função aumentar a resistência mecânica, porém buscando mínimas alterações a outras propriedades do material (BARBOSA, 2014; ABAL, 2023).

Com objetivo de obter ligas de baixa densidade, a principal ideia para redução do peso é adicionar elementos que possuam massa atômica menor que a do elemento da liga. Esse princípio é aplicado às ligas de alumínio com a adição de lítio. O lítio é o elemento metálico menos denso, com densidade igual a $0,54 \text{ g/cm}^3$. As principais aplicações das ligas Al-Li estão voltadas para as indústrias aeronáutica e aeroespacial (ASM HANDBOOK, 1998).

Surgiram com certa presença no mercado outras ligas que contêm o lítio como um de seus principais elementos de liga, como as ternárias Al-Cu-Li. O cobre demonstra ter efeitos benéficos, melhorando a resistência mecânica e reduzindo falhas intergranulares (BARBOSA, 2014). Uma forma de obtenção das ligas de Al-Cu-Li é através do processo não convencional denominado de Metalurgia do Pó.

A Metalurgia do Pó (Metallurgy Powder- MP) é o processo metalúrgico de fabricação de peças metálicas que se caracteriza pelo uso de pós metálicos e não-metálicos como matérias-primas. Nesse processo, obtêm-se peças com formas definitivas ou quase definitivas, dentro de tolerâncias muito estreitas, geralmente sem necessidade de operações posteriores (CHIAVERINI, 2001).

Nessa proposta, o presente trabalho apresenta o estudo e fabricação de composições de ligas Al-Cu-Li comerciais através da técnica de metalurgia do pó, visando atingir materiais particulados com boas características, bem como peças consolidadas com boas propriedades mecânicas.

1. OBJETIVOS

1.1. OBJETIVO GERAL

O objetivo geral deste trabalho é a fabricação de ligas Alumínio-Cobre-Lítio AA2090, AA8090 e WELDALITE 049, por meio da técnica de processamento de Metalurgia do Pó.

1.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

A fim de atingir o objetivo geral, estabeleceram-se os seguintes objetivos específicos:

- Caracterizar os pós metálicos utilizados por meio das técnicas de Análise do tamanho de partícula(ATP), Difração de Raios-X(DRX), Microscopia eletrônica de Varredura(MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), podendo assim, compreender quais materiais particulados apresentaram as melhores características segundo a norma;
- Caracterização microestrutural das amostras através das técnicas de Microscopia Ótica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura(MEV);
- Avaliação da dureza Vickers das amostras sinterizadas;
- Destacar formulações e o uso da técnica de Metalurgia do Pó para a produção de ligas Al-Cu-Li;

2. JUSTIFICATIVA

O alumínio é amplamente utilizado na engenharia devido às suas propriedades físicas e químicas favoráveis, bem como à sua excelente relação entre resistência mecânica e densidade. Ligas de Alumínio-Cobre-Lítio foram desenvolvidas com o objetivo principal de reduzir o peso de aeronaves e estruturas aeroespaciais, em virtude de sua baixa densidade, alto módulo de elasticidade e notáveis propriedades de fadiga.

Apesar das numerosas vantagens, essas ligas apresentam alguns desafios relacionados ao processamento inadequado, como a má dispersão de precipitados na matriz metálica e a anisotropia das propriedades.

Diante desse cenário, este trabalho propõe a produção dessas ligas utilizando a técnica de Metalurgia do Pó, com o intuito de aprimorar suas propriedades para aplicação na indústria aeronáutica e aeroespacial.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. ALUMÍNIO

Ao estudar o desenvolvimento e produção de materiais em Engenharia, o alumínio destaca-se dentro do grupo dos materiais metálicos, dadas suas propriedades e aplicações. O alumínio é o elemento metálico mais abundante na superfície terrestre, correspondendo cerca de 8,8%, em peso, da crosta terrestre. Seu peso específico é de 2,7 g/cm³(um terço do aço), com um ponto de fusão à 660°C e módulo de elasticidade 69x10³ MPa. Essas características, além da abundância do seu minério principal, tornam o alumínio o metal mais importante, após o ferro (CHIAVERINI, 1986; ASKELAND, 2008).

3.1.1. Obtenção e processo produtivo do alumínio

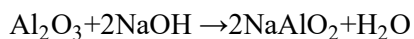
A grande maioria das rochas, principalmente as rochas ígneas, contêm o alumínio em sua composição mineralógica (SANDERS, 2002). Apesar disso, esse metal raramente é encontrado em sua forma isolada, e sim, na forma de óxidos.

O minério de alumínio predominante é uma rocha denominada de bauxita, a qual é constituída essencialmente de um óxido hidratado $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{H}_2\text{O}$, podendo ainda conter óxido de ferro, óxido de titânio e outros componentes (CHIAVERINI, 1986).

Esse minério foi identificado pela primeira vez em 1886, com a criação do processo de refino, elaborado por Bayer para a obtenção da alumina(Al_2O_3), e o de Hall-Heroult, de obtenção do alumínio metálico a partir da alumina (BARBOSA, 2014).

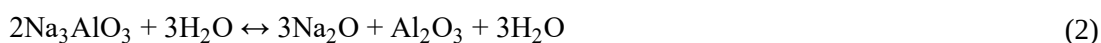
3.1.1.1. Processo Bayer

O processo químico desenvolvido por Bayer é o mais usual no refino da bauxita, obtendo uma alumina com o grau de pureza elevado (GRJOTHEIM; WELCH, 1980; ABAL, 2023). Nesse processo, a bauxita é inicialmente britada e tem sua granulometria reduzida por moinhos mecânicos. O pó é misturado a uma solução de hidróxido de sódio, com a qual reage sob pressão e temperatura, em um digestor. (CHIAVERINI, 1986; SILVA FILHO, 2007). O resultado é uma solução de aluminato de sódio solúvel ($\text{Na}(\text{Al}(\text{OH})_4)$), como pode ser observado na Equação 1 abaixo:



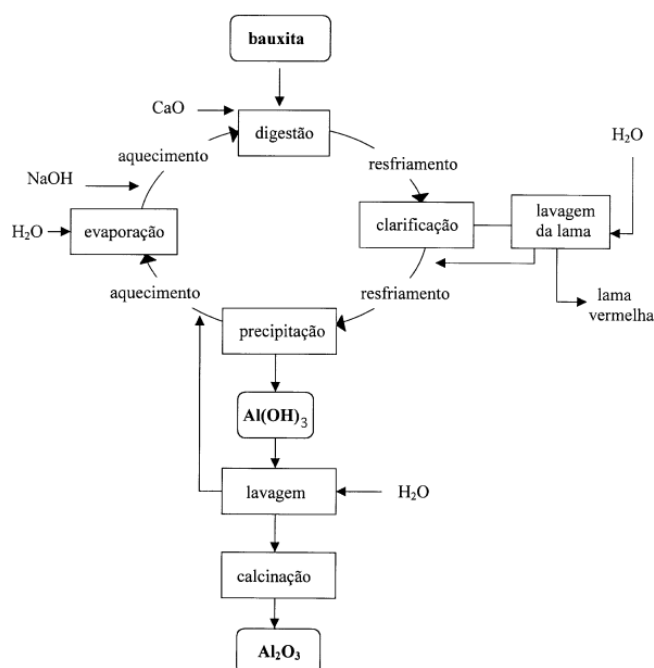
Finalizado o processo de digestão, a solução resultante passa pela etapa de clarificação, onde ocorre a separação entre as fases sólida, a chamada “lama vermelha” e líquida (licor rico contendo aluminato de sódio). Normalmente as técnicas empregadas envolvem decantação seguido de filtração (MISRA, 1970).

Prontamente, ocorre a etapa de precipitação, quando se dá o resfriamento dessa solução rica em aluminato de sódio. Após este resfriamento é feita adição de uma pequena quantidade de cristais de alumina para estimular a precipitação, em uma operação reversa à digestão (KIMMERLE, 2004). Obtêm-se, assim, a seguinte Equação 2:



A alumina cristalizada é transportada para a calcinação e o residual, um composto contendo NaOH e um baixo teor de alumina, é recirculado para a etapa de digestão. A calcinação é a última etapa do processo Bayer, em que a alumina é lavada, para remover o hidróxido de sódio, e calcinada, desidratar os cristais, formando cristais de alumina, de aspecto arenoso e branco (CHIAVERINI, 1986; CONSTANTINO et al., 2002). Esse roteiro da obtenção da alumina através do processo Bayer pode ser esquematicamente observado na Figura 01:

Figura 1: Esquema do Processo Bayer



Fonte: Constantino et al. (2002).

3.1.1.2. Processo Hall-Heroult

Por meio de um processo eletrolítico, Paul Louis Toussaint Heroult e Charles Martin Hall desenvolveram, ao mesmo tempo, o procedimento que marcou o início da produção do alumínio. Após a obtenção da alumina, é realizada uma etapa de redução desse material. O alumínio metálico é obtido por eletrólise da alumina dissolvida em criolita ($3\text{NaF} \cdot \text{AlF}_3$) fundida, com baixas concentrações de aditivos não decompostos (LINS, 2008).

Com a passagem da corrente contínua através da solução, o oxigênio migra para o anodo de carbono com o qual reage, gerando dióxido de carbono na superfície anódica, ao mesmo tempo ocorre a redução do alumínio na superfície do catodo. A quantidade de alumínio produzido será diretamente proporcional à corrente elétrica aplicada (SOUZA, 2020). Obtendo, assim, a Equação 3 da reação global de redução do alumínio com base em alumina:



De acordo com os anais de 1928 da Escola de Minas de Ouro Preto, a primeira utilização da bauxita para produção de alumínio no Brasil, em escala industrial, foi feita pela Elquisa, atual Alcan, em 1944, no período da 2ª Grande Guerra Mundial. Porém, somente em 1938, com o apoio do governo Vargas, começou em definitivo a produção do metal em Ouro Preto (RAMALHÃO, 2021).

Atualmente, conhece-se a produção de alumínio virgem como “alumínio primário”, enquanto o alumínio obtido a partir da refusão de sucata é denominado de “alumínio secundário”. (BARBOSA, 2014). Em 2022, o International Aluminium Institute (IAI) divulgou uma pesquisa que mostra que a demanda por alumínio primário deve crescer 40% até o final de 2030, o que irá impulsionar a indústria global a produzir mais 33,3 milhões de toneladas do metal por ano.

3.1.2. Propriedades e Aplicações do Alumínio

As combinações de propriedades únicas proporcionadas pelo alumínio e suas ligas fazem dele um dos materiais metálicos mais versáteis, econômicos e atraentes para uma ampla gama de aplicações. Propriedades como baixa densidade, combinada com resistência mecânica e resistência à corrosão conferem uma polivalência no uso desse metal, sendo utilizado nas

indústrias de transportes, embalagens, construção civil, setor elétrico (REVISTA ALUMÍNIO, 2023).

Algumas ligas de alumínio excedem o aço estrutural em resistência mecânica. Esse é o caso da liga 6066 que, após os tratamentos adequados, demonstra uma resistência típica de até 395 MPa, porém o alumínio puro e certas ligas de alumínio são notáveis por possuírem resistência e dureza extremamente baixas (ROOY,1990). Diante disso, a Tabela 1 abaixo apresenta as principais propriedades físicas desse material metálico.

Tabela 1: Propriedades físicas do Alumínio

PROPRIEDADES FÍSICAS	ALUMÍNIO
Densidade (g/cm ³)	2,70
Temperatura de Fusão (°C)	660
Módulo de elasticidade (MPa)	70000
Coefficiente de dilatação térmica (L/ °C)	23x10 ⁻⁶
Limite de resistência a tração (MPa)	48
Condutibilidade elétrica (IACS)	61
Condutividade térmica a 25° C (Cal/cm.°C)	0,53
Dureza (HB)	14 a 20

Fonte: ABAL, 2023

O alumínio é um material não-ferromagnético, uma propriedade de importância nas indústrias elétrica e eletrônica. Além disso, ele é não pirofórico, característica importante em aplicações que envolvem manipulação ou exposição a materiais inflamáveis ou explosivos. O referido material metálico também não é tóxico, sendo utilizado rotineiramente em recipientes para alimentos e bebidas. (ROOY, 1990)

Esse material metálico apresenta uma excelente resistência à corrosão e durabilidade devido à camada protetora de óxido. De acordo com Davis(1993), o alumínio puro tem uma autoproteção natural que só é destruída por uma condição agressiva ou por determinada substância que dissipe sua película de óxido de proteção.

Dentre as vantagens alumínio, destaca-se o fato de poder ser processado com facilidade, podendo ser laminado em qualquer espessura, extrudado numa infinidade de perfis, forjado ou impactado. A facilidade e a velocidade com o qual o alumínio pode ser usinado é outro importante fator que contribui para difundir o uso desse material e que também aceita, praticamente, todos os métodos de união, tais como soldagem e colagem. (ABAL, 2023).

O alumínio metálico possui ainda a característica de ser infinitamente reciclável, sem perda das suas propriedades físico-químicas iniciais (BARBOSA, 2014; ABAL, 2023) A cadeia

de reaproveitamento do metal no Brasil é referência mundial, além de ser responsável por 55,4% de alumínio reciclado. Em 2021, 98,7% das latas comercializadas em todo o país foram reutilizadas, o maior volume da história (REVISTA ALUMÍNIO, 2020; MINISTÉRIO DO MEIO AMBIENTE, 2022).

3.2. LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio possui estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), resultando em um material com elevada ductilidade, sendo conformado com facilidade. Apesar disso, a resposta desse material a mecanismos de endurecimento é significativa (ASKELAND E PHULÉ, 2008; CALLISTER, 2016).

Conforme é apresentado por Callister e Rethwisch (2016), pode-se aumentar a resistência mecânica do alumínio por meio de trabalho a frio e a formação de ligas metálicas, porém, ambos os processos afetam negativamente a resistência à corrosão.

As ligas de alumínio tiveram um grande desenvolvimento nos últimos anos, um dos aspectos que tornam as ligas de alumínio tão atraentes é o fato desse material combinar-se com a maioria dos metais de engenharia, chamados de elementos de liga, e a partir dessas combinações, ser possível obter características tecnológicas ajustadas de acordo com a aplicação (ABAL, 2011).

3.2.1. Classificação das ligas de alumínio

O sistema empregado para especificar as nomenclaturas para o alumínio foi desenvolvido pela “Aluminum Association” e pela ASTM (American Society for Testing Materials), sendo um dos mais reconhecidos, principalmente na Inglaterra e nos Estados Unidos. Essas normas foram adotadas no território brasileiro pela Associação Brasileira de Normas Técnicas - ABNT, inicialmente denominada de TB57, sendo reformulada e substituída pela atual NBR ISO 209:2010 - Alumínio e suas ligas: Composição química (CHIAVERINI, 1986; ASM HANDBOOK, 1992; ABNT NBR ISO 209, 2010). Segundo essa norma, o alumínio e suas ligas são classificados através de dois parâmetros: o processo de fabricação e a composição química.

3.2.1.1. Classificação quanto o processo de fabricação

Prontamente, dependendo do método de fabricação, as ligas de alumínio podem ser classificadas em dois grandes grupos: ligas trabalhadas mecanicamente (laminadas, extrudadas, forjadas e outras técnicas) e ligas para a produção de peças fundidas. As ligas trabalhadas, que foram deformadas mecanicamente, têm composição e microestrutura muito distintas das ligas fundidas, refletindo as diferentes características exigidas pelo processo de fabricação (ASKELAND, 2008).

3.2.1.2. Classificação quanto a composição química

Considerando como parâmetro a composição química, a Aluminum Association (AA) agrupou esses dois grupos de ligas (trabalhadas mecanicamente e fundidas) em famílias ou séries, e cada liga dentro de uma mesma série é identificada por um sistema de quatro dígitos (XXXX). Para as ligas obtidas por fundição, o último dígito é separado dos três primeiros por um ponto decimal(XXX.X).

Conforme é apresentado pela ABAL(2011) e pela Aluminum Association, pode-se ressaltar que nessas ligas obtidas por fundição, o último dígito, à direita do ponto, indica a forma do produto, conforme o seguinte:

- a) XXX.0 – peças fundidas;
- b) XXX.1 – lingote.

Nesse sistema, o primeiro dígito aponta o principal elemento de liga adicionado, o segundo indica modificações na liga original ou dos limites de impurezas e os dois últimos algarismos referem-se ao grau de pureza. Na Tabela 2 e 3 estão indicadas as séries de ligas de alumínio com seus respectivos elementos de liga majoritários e aplicações mais recorrentes.

Tabela 2: Ligas de alumínio submetidas a trabalho mecânico

LIGAS SUBMETIDAS A TRABALHO MECÂNICO		
Série	Principais elementos de Liga	Aplicações
1XXX	Alumínio comercialmente puro, composição controlada (%Al $\geq$ 99,0).	Utensílios domésticos, trocadores de calor.
2XXX	Cobre.	Indústria aeronáutica.
3XXX	Manganês.	Latas de bebidas, painéis.
4XXX	Silício.	Metal de adição para soldagem, pistões de motores.
5XXX	Magnésio.	Aplicações náuticas.
6XXX	Magnésio e Silício.	Perfis arquitetônicos
7XXX	Zinco e Magnésio.	Indústria aeronáutica
8XXX	Diferentes elementos, como o estanho e lítio.	Lâminas, folhas e embalagens descartáveis

Fonte: Adaptado de Barbosa, 2014.

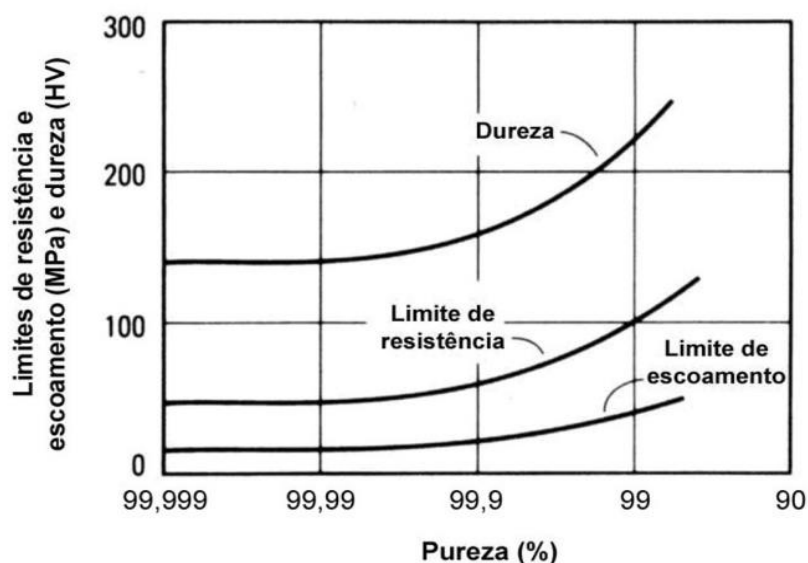
Tabela 3: Ligas de alumínio obtidas por fundição

LIGAS OBTIDAS POR FUNDIÇÃO		
Série	Principais elementos de Liga	Aplicações
1XX.X	Alumínio comercialmente puro, composição controlada (%Al $\geq$ 99,0).	Contatos elétricos.
2XX.X	Cobre.	Indústria aeronáutica.
3XX.X	Silício, Magnésio e Cobre.	Latas de bebidas, utensílios domésticos, trocadores de calor, móveis, revestimentos, etc.
4XX.X	Silício.	Pistões de motores
5XX.X	Magnésio.	Aplicações náuticas.
6XX.X	Série não usada.	-
7XX.X	Zinco e Magnésio.	Indústria aeronáutica
8XX.X	Estanho	Indústria aeronáutica

Fonte: Adaptado de Barbosa, 2014.

A série 1XXX ou 1XX.X identifica o alumínio comercialmente puro em diferentes graus de pureza, desde 99,00%(denominado 1000) até 99,99%(nominado de 1099) (BARBOSA, 2014). As propriedades do alumínio são alteradas conforme o seu teor de pureza, como pode ser observado na Figura 2, onde a dureza, o limite de resistência e o limite de escoamento aumentam, conforme diminui o percentual de pureza do alumínio (DAVIS, 1993).

Figura 2: Limite de resistência, limite de escoamento e dureza em função do teor de pureza



Fonte: Davis, (1993).

O alumínio da série 1XXX ou 1XX.X tem muitas aplicações, especialmente nos setores químicos e elétricos. Eles são caracterizados por excelente resistência a corrosão, alta condutividade térmica e elétrica, baixas propriedades mecânicas e excelentes trabalhabilidade. Dentre suas numerosas aplicações podem-se destacar equipamentos para indústrias alimentícias, químicas, bebidas, trocadores de calor ou utensílios domésticos (CAYLESS, 1990; HATCH, 1984; DAVIS, 2001; CALLISTER, 2016).

A série 2XXX ou 2XX.X apresenta o cobre como principal elemento de liga e, na maioria das ligas, o magnésio é o elemento de liga secundário. As propriedades mecânicas desta série podem ser superiores às de alguns aços com baixo teor de carbono. São amplamente utilizadas em aeronaves, onde alta resistência é exigida (DAVIS, 2001; DINIZ, 2018).

Neste sistema de ligas 3XXX ou 3XX.X, o elemento principal de liga é o manganês, podendo conter também o ferro, silício e cromo. A principal característica é a redução da susceptibilidade a corrosão sob tensão, também possui razoável resistência mecânica e conformabilidade. As principais aplicações desse grupo incluem fabricação de utensílios domésticos, latas para bebida, tanques de armazenamento, estruturas arquitetônicas e decorativas (ASM HANDBOOK, 1992).

O sistema de ligas 4XXX ou 4XX.X tem o silício como elemento principal de liga. O Si pode ser adicionado para reduzir a temperatura de fusão sem provocar fragilização. É bastante utilizada como metal de adição para soldagem. (DAVIS, 2001; DINIZ, 2018).

O alumínio da série 5XXX ou 5XX.X tem como principal elemento de liga deste sistema é o magnésio, que aumenta a dureza da liga. Esse elemento de liga propicia elevada ductilidade, resistência a corrosão e soldabilidade ao material, assim como excelente acabamento superficial. É utilizado na fabricação de utensílios domésticos, latas para bebida, estrutura automotiva, barcos e estruturas arquitetônicas e decorativas (ASM HANDBOOK, 1992).

O sistema 6XXX possui o magnésio e o silício como elementos principais de liga, adicionados em proporções suficientes para formação de Silicato de Magnésio (Mg_2Si). As ligas desta série apresentam boa ductilidade, boas características de soldagem e de usinagem, e resistência à corrosão. São muito utilizadas quando a técnica de processamento é a extrusão, produzindo equipamentos de transporte, trilhos de pontes. (DAVIS, 2001; DINIZ, 2018).

A série 7XXX ou 7XX.X tem o zinco como principal elemento de liga (em teores de 1 a 8%), embora magnésio, cobre, cromo e zircônio também possam estar presentes em menores quantidades. Bastante utilizadas em componentes estruturais de aeronaves e outras aplicações de alta resistência. É conhecida por ser uma das ligas de alumínio mais resistentes mecanicamente, com tensões de escoamento podendo chegar a valores superiores a 500 MPa (DAVIS, 2001; DINIZ, 2018).

O alumínio do grupo 8XXX ou 8XX.X, apresentam composições diversas, com uma variedade de elementos de liga. As ligas que incluem algumas composições com estanho e lítio foram desenvolvidas para uso aeroespacial. (ASM HANDBOOK, 1992; DINIZ, 2018).

3.2.1.3. Classificação quanto ao tratamento térmico e trabalho mecânico

As propriedades de um material, assim como o seu desempenho em serviço, em especial das ligas metálicas, dependem da sua composição química, da estrutura cristalina, do seu processamento e dos tratamentos térmicos a ele submetido.

A Aluminum Association estabeleceu um sistema de designação quanto ao tipo de tratamento térmico e também quanto ao tipo de trabalho mecânico. As ligas de alumínio também podem ser divididas em duas subclasses: ligas tratáveis termicamente, aquelas que respondem a um tratamento térmico para aumentar sua resistência mecânica e ligas não tratáveis termicamente, aquelas cujas propriedades mecânicas somente podem ser melhoradas por trabalho a frio. (CHIAVERINI, 1986; ASM HANDBOOK, 1992).

Assim, com uma sequência de tratamentos térmicos e mecânicos, é possível produzir diferentes condições de endurecimentos e combinações de propriedades nas ligas de alumínio. Um sistema de letras indica os tipos de tratamento conforme apresentado:

- **F = como fabricado:** Aplica-se a produtos fabricados por trabalho a frio, a quente ou processos de fundição, em que nenhum controle especial foi empregado sobre as condições térmicas ou endurecimento pelas deformações ocorridas. (BARBOSA, 2014; DINIZ, 2018).
- **O = recozido:** Aplica-se a produtos forjados que passaram por recozimento para obter menor resistência mecânica e para moldar produtos fundidos para aumentar a ductilidade e estabilidade dimensional. A letra O pode ser seguida por um dígito diferente de zero. (BARBOSA, 2014; DINIZ, 2018).
- **H = endurecido por deformação** (aplicável apenas às ligas para trabalho mecânico): Indica que o produto teve sua resistência mecânica aumentada através de encruamento, com ou sem tratamento térmico posterior.

A letra H é sempre seguida por um ou mais dígitos que indicam a realização ou não de alívio de tensões e o percentual de redução sofrido, respectivamente. o primeiro dígito seguindo o H indica a sequência específica de operações básicas. (ASM HANDBOOK, 1998; BARBOSA, 2014; DINIZ, 2018).

Nesse caso, temos:

- a) H1X – Material apenas encruado: produtos que sofreram deformação plástica a frio para obtenção da resistência desejada (ABAL, 2011; BARBOSA, 2014);
- b) H2X - Material encruado e então parcialmente recozido: o material sofreu deformação plástica a frio em grau maior do que o desejado e, em seguida, recozidos parcialmente para reduzir a sua resistência ao nível especificado (ABAL, 2011; BARBOSA, 2014);
- c) H3X – Encruado e não estabilizado: produto que sofreu deformação plástica a frio e cujas propriedades mecânicas são estabilizadas por um tratamento térmico (ABAL, 2011; BARBOSA, 2014);
- d) H4X – Encruado e pintado/envernizado: produto que sofreu deformação plástica a frio e que estão sujeitos a algum tratamento térmico durante a subsequente operação de pintura ou de envernizamento (ABAL, 2011; BARBOSA, 2014).

De acordo com ASM HANDBOOK (1998) e ABAL(2011), o segundo dígito indica o grau de encruamento em ordem crescente, abrangendo os dígitos de 1 a 9. Eles têm relação com

a redução de espessura sofrida pelo produto e assim consequentemente com sua dureza, e é reconhecido pelo limite de resistência à tração.

O terceiro dígito, quando usado, indica uma variação de uma têmpera de dois dígitos. É usado quando o grau de controle da têmpera difere, ou quando uma outra característica é afetada de forma significativa (ASM HANDBOOK,1998; ABAL,2011).

Conforme a norma ABNT NBR ISO 2107 (2008), as classificações H com três dígitos pode ser designadas da seguinte forma:

- a) H111 – Aplica-se aos produtos que foram encruados em grau menor do que o necessário para uma têmpera H11 controlada;
 - b) H112 – aplica-se aos produtos que adquirem alguma têmpera proveniente de processos de conformação sem controle especial do grau de encruamento ou do tratamento térmico, mas para os quais existem limites para as propriedades mecânicas;
 - c) H116 – aplica-se aos produtos das ligas 5XXX com percentuais de magnésio maior ou igual a 3%. Estes são encruados na operação final, buscando a obtenção de limites de resistência a tração estáveis, e alcançar níveis especificados nos ensaios de corrosão acelerados. Esta têmpera é apropriada para serviços contínuos em temperaturas superiores a 65°C;
 - d) H311- Aplica-se aos produtos que são encruados em grau menor do que o necessário para a têmpera H31 controlada;
 - e) H321 – aplica-se aos produtos que são encruados em grau menor do que o necessário para a têmpera H32 controlada;
 - f) H323 e H343 – aplicam-se aos produtos que são fabricados especialmente para obter uma resistência aceitável a trincas provocadas por corrosão sob tensão;
 - g) HXX4 – Aplicada a chapas lavradas ou gravadas, fabricadas a partir da têmpera HXX correspondente. As propriedades mecânicas destas chapas são diferentes da têmpera original;
 - h) HXX5 – Aplicado a tubos soldados. A depender da liga e da forma geométrica do tubo, os limites de propriedades mecânicas podem se diferenciar daqueles da têmpera HXX correspondente para chapas.
- **W = solubilizado:** Esse é um temperamento anti-estável aplicável às ligas cuja resistência espontaneamente modifica em temperatura ambiente durante um período de meses ou mesmo anos após o tratamento térmico de solubilização. A designação só é

válida quando especificar o período de duração do envelhecimento natural (exemplo: W ½ h). (BARBOSA, 2014; DINIZ, 2018).

- **T = solução tratada termicamente:** Aplica-se aos produtos que sofrem tratamento térmico com ou sem deformação plástica complementar. A letra T é sempre seguida por um ou mais dígitos que indicam a sequência dos processos básicos realizados: tratamentos térmicos ou deformações plásticas. (BARBOSA, 2014; DINIZ, 2018). Sempre que for necessário do ponto de vista metalúrgico, deve haver um controle rigoroso desse período. Números de 1 a 10 indicam sequências específicas de tratamento (ABNT NBR ISO 2107, 2008; BARBOSA, 2014; DINIZ, 2018).
 - a) T1 – processamento a temperatura elevada seguida de envelhecimento natural para uma condição substancialmente estável;
 - b) T2 – processamento a temperatura elevada, trabalho a frio e envelhecimento natural para uma condição substancialmente estável;
 - c) T3 – tratamento de solubilização, trabalho a frio, e envelhecimento natural para uma condição substancialmente estável;
 - d) T4 – tratamento de solubilização e envelhecimento natural para uma condição substancialmente estável;
 - e) T5 – processamento a temperatura elevada e envelhecimento artificial;
 - f) T6 – tratamento de solubilização e envelhecimento artificial;
 - g) T7 – tratamento de solubilização e super-envelhecimento ou estabilização;
 - h) T8 – tratamento de solubilização, trabalho a frio e super-envelhecimento ou estabilização;
 - i) T9 – tratamento de solubilização, envelhecimento artificial e trabalho a frio;
 - j) T10 – processamento a temperatura elevada, trabalho a frio e envelhecimento artificial.

Segundo Zangrandi (2006), os tratamentos térmicos F e O podem ser aplicados tanto para as ligas endurecíveis por precipitação como para as ligas endurecíveis por deformação, já W e T são aplicados somente para as ligas endurecíveis por precipitação.

3.3. LIGAS ALUMÍNIO-COBRE-LÍTIO

As ligas Al-Cu-Li foram ganhando atenção por sua utilização em aplicações aeronáuticas, aeroespaciais e militares, por exibirem melhores propriedades, tais como baixa densidade e uma boa resistência mecânica (EL-ATY, et. al., 2017).

O desenvolvimento dessas ligas pode ser dividido aproximadamente em três gerações. A primeira fase compreende os anos 50 até o início dos anos 60, onde sua liga mais representativa AA2020 foi produzida pela empresa Alcoa dos Estados Unidos. Essa liga foi utilizada na asa de uma aeronave de alerta militar, promovendo uma redução de peso de 6% da aeronave (RIOJA, 2012; DURSUN, 2014). As limitações dessa primeira fase se devem a alta fragilidade e baixa ductilidade, devido a presença de teores elevados de silício e ferro (EL-ATY, 2018).

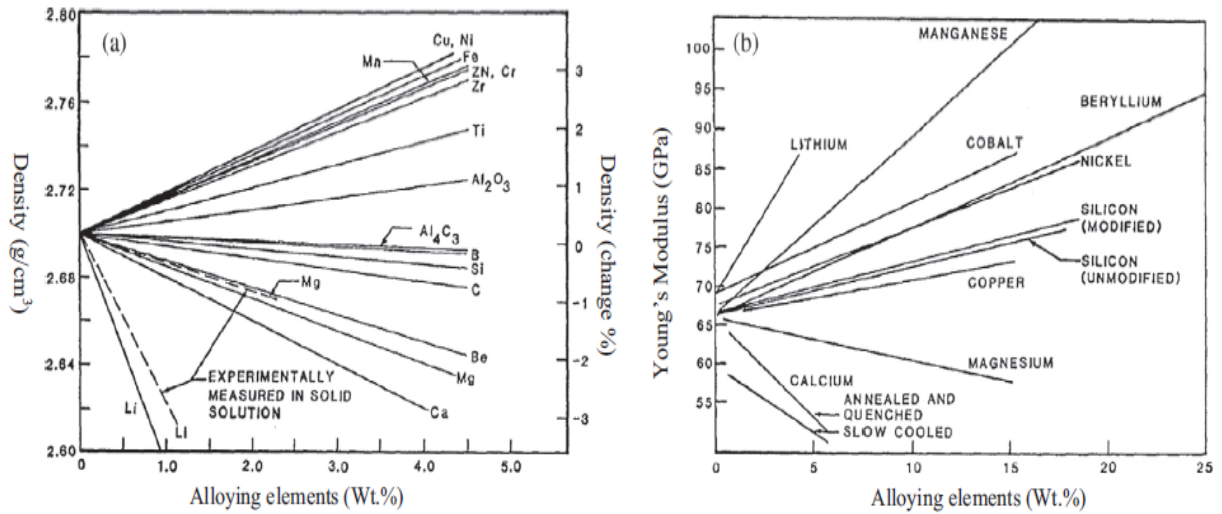
Em meados dos anos 60, as ligas Al-Cu-Li da segunda geração, incluindo a liga AA1420 desenvolvida pela antiga União Soviética, liga AA2090 pela Alcoa dos Estados Unidos, ligas AA8090 e AA8091 pela Alcan do Reino Unido, substituíram com sucesso a maioria das peças de aeronaves, anteriormente produzidas com ligas de alumínio da série 2XXX, devido à sua baixa densidade e alto módulo de elasticidade. (FRIDLYANDER, 1990; RIOJA, 1998; PRASAD, 2013). Esse período é caracterizado pelo desejo de reduzir o peso das ligas em até 10%. Entretanto, a anisotropia severa e a má soldabilidade das ligas supracitadas prejudicaram sua competitividade com as ligas da série 7XXX (PRASAD, 2013; EL-ATY, 2018).

No final dos anos 80, as ligas Al-Cu-Li de terceira fase, representadas pelas ligas da série American Weldalite 049, foram desenvolvidas, melhorando a soldabilidade do material (TIAN, 2021). As pesquisas mais recentes têm investigado o uso dessas ligas para aplicações criogênicas, no uso de tanques de combustível líquido de oxigênio e hidrogênio para veículos espaciais (EL-ALTY, 2018; TIAN, 2021).

As ligas de Al-Cu-Li estão entre as de mais baixa densidade se comparada as demais ligas de alumínio convencionais, uma vez que a densidade do lítio é ainda mais baixa do que a do alumínio: apenas $0,534\text{g/cm}^3$, contra $2,70\text{ g/cm}^3$) (BARBOSA, 2014). Sabe-se que uma das principais vantagens do uso das ligas de alumínio é a redução de sua densidade, tornando o lítio uma ótima opção de elemento de liga quando se deseja atingir essa característica no produto final.

Com base nos estudos de Lavernia(1990), Prasad(2003) e Guimmarra(2007), cerca de 1% de Li é capaz de diminuir a densidade da liga de alumínio em aproximadamente 3% e aumentar o módulo de elasticidade em aproximadamente 6%, conforme pode ser visto na Figura 3.

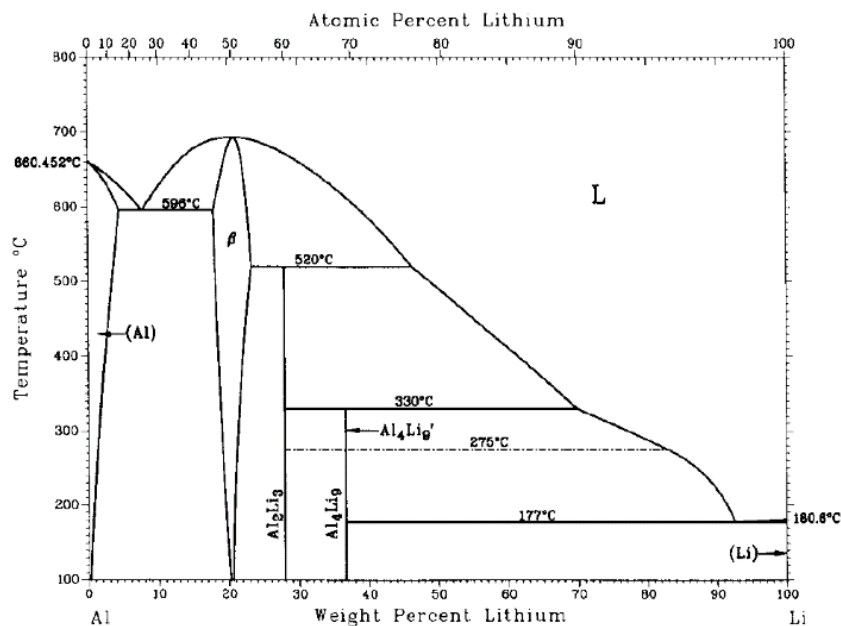
Figura 3: Efeito dos elementos de liga na densidade e módulo de elasticidade das ligas de alumínio



Fonte: Lavernia (1990)

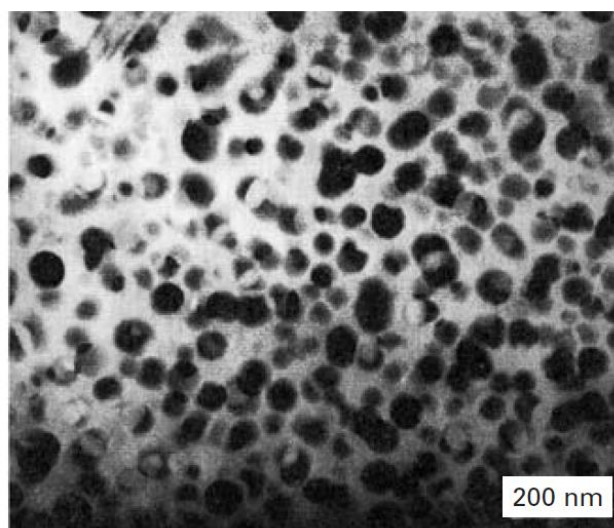
O lítio possui elevada solubilidade no alumínio (máximo de 5,2%), no diagrama de fases para a liga alumínio-lítio presente na Figura 4, é possível visualizar as reações ocorridas e as fases formadas de acordo com a temperatura e composição da liga.

Figura 4: Diagrama de fases para liga Al-Li



Fonte: ASM HANDBOOK, 1998.

Essas ligas apresentam boa capacidade de endurecimento por precipitação quando uma distribuição homogênea de precipitados da fase metaestável δ' (Al_3Li) é formada. (ASM HANDBOOK, 1998). Os precipitados de Al_3Li na matriz de alumínio estão representados na Figura 5.

Figura 5: Precipitados de Al_3Li (δ') esféricos

Fonte: Meyers(1999)

A adição desses precipitados melhora a rigidez, resistência à fratura e uma menor densidade se comparado a ligas de alumínio tradicionais (RAO, 1992; MAGNUSEN, 2012).

O alumínio e o lítio nos precipitados de δ' ocupam posições específicas em uma estrutura cristalina geometricamente semelhante a estrutura cúbica de face centrada (CFC). O lítio ocupa os oito vértices do cubo e alumínio as seis faces, parâmetros de rede do precipitado são aproximadamente iguais aos da matriz de alumínio. (ASM HANDBOOK, 1998).

A adição de um segundo elemento de liga tem como objetivo a melhora da ductilidade e tenacidade. O cobre e o magnésio demonstraram ter efeitos benéficos, melhorando a resistência mecânica e reduzindo falhas intergranulares. As ligas Al-Cu-Li apresentam rigidez 7 a 12% maior do que as ligas de alumínio tradicionais (ASM HANDBOOK 1998; BARBOSA, 2014).

Dessa forma, houve um crescente interesse pelas ligas comerciais 8090, 2090, 2091 e Weldalite 049, cujas composições gerais podem ser observadas na Tabela 4 abaixo:

Tabela 4: Composições das ligas comerciais Al-Li-X

ELEMENTO	COMPOSIÇÃO (%)			
	2090	2091	8090	WELDALITE 049
Alumínio	95	95	95	95
Lítio	2,2	2,0	2,45	1,3
Cobre	2,4-3	1,8-2,5	1,0-1,6	5,4

Fonte: Adaptado de ADM HANDBOOK(1998).

3.4. METALURGIA DO PÓ

A metalurgia do pó, também denominada tecnologia do pó, é a terminologia para o processo metalúrgico de fabricação de peças metálicas, que se distingue dos processos metalúrgicos convencionais pelas seguintes características (CHIAVERINI, 2001):

- Utilização de pós metálicos e não-metálicos como matérias primas;
- Ausência de fase líquida ou presença apenas parcial de fase líquida durante o processo de fabricação;
- Produção de peças com formas definitivas ou praticamente definitivas, dentro de tolerâncias muito estreitas, geralmente sem necessidade de operações de usinagem posteriores ou de qualquer outro tipo de acabamento;
- Produção de componentes com características estruturais e físicas impossíveis de se obter por qualquer outro processo metalúrgico;
- Obtenção de peças em grandes séries, tornando o processo altamente competitivo em relação aos processos convencionais.

Patnaik(2002) descreve como a técnica metalúrgica que transforma pós de metais, ligas metálicas e, às vezes, também, substâncias não metálicas, em peças resistentes, compactadas na forma desejada, recorrendo-se apenas ao emprego de pressão e calor. A Metalurgia do Pó permite a obtenção de peças com ponto de fusão elevado a partir do pó do material e a obtenção de ligas com materiais que não são fáceis de criar por outros processos convencionais.

Segundo Moro e Auras(2007), a metalurgia do pó é um processo em que a economia de material é levada ao extremo, com mínimas perdas de matéria-prima (as perdas da rota convencional podem chegar a 50%). Alguns dos motivos que tornam a metalurgia do pó uma fonte produtora de peças são o controle exato da composição química desejada do produto final, a redução ou eliminação das operações de usinagem, bom acabamento de superfície, a pureza dos produtos obtidos e a facilidade de automação do processo produtivo em praticamente todos os ramos da indústria.

Embora pesquisas arqueológicas mostrem que o homem já produzia armas, lanças e ferramentas a partir de aglomerados de ferro, há cerca de 6000 anos a.C., somente no século XIX foram dados os primeiros passos para o desenvolvimento da moderna metalurgia do pó. O ano de 1829 representa um marco na história deste processo, pois data desse período a produção de peças de platina maleável, material que até então não podia ser processado por fundição

normal, em razão do seu alto ponto de fusão de 1.770°C (CHIAVERINI; MORO, 2007; CALLISTER, 2016).

No início do século XX, foram desenvolvidos processos para obtenção de peças de tungstênio (Temperatura de fusão = 3410°C) e de molibdênio (Temperatura de fusão = 2610°C) por metalurgia do pó. Mas a produção só se expandiu mesmo após a Segunda Guerra Mundial, para atender à demanda da florescente indústria automobilística. Hoje são inúmeras as aplicações industriais de peças produzidas por este processo. Esta tecnologia, comparada à metalurgia convencional, tornou-se competitiva tanto por razões tecnológicas quanto por razões econômicas. Onde for preciso produzir grandes quantidades de peças, de formas complexas ou com material base de alto ponto de fusão, sempre haverá espaço para a metalurgia do pó (CHIAVERINI; MORO, 2007; CALLISTER, 2016).

De acordo com Azevedo(2018), esta técnica possui um vasto campo de aplicações, incluindo, por exemplo, a fabricação de peças para componentes automotivos, eletrodomésticos, ferramentas de corte, materiais de fricção, ferramentas elétricas, fabricação de componentes dentários e biomédicos, entre outros.

Segundo Palmeira et al (2007), os produtos obtidos pela metalurgia do pó podem ser divididos em dois grandes grupos:

- a) o daqueles que por suas características próprias ou pelas propriedades finais desejadas, só podem ser obtidos pela técnica de compactação e sinterização, a partir de pós. Por exemplo: metais refratários, metal duro, ligas pesadas;
- b) o dos produtos que, embora possam ser fabricados pelos processos metalúrgicos convencionais, têm na M/P uma produção com mais eficiência, facilidade de automação e economia.

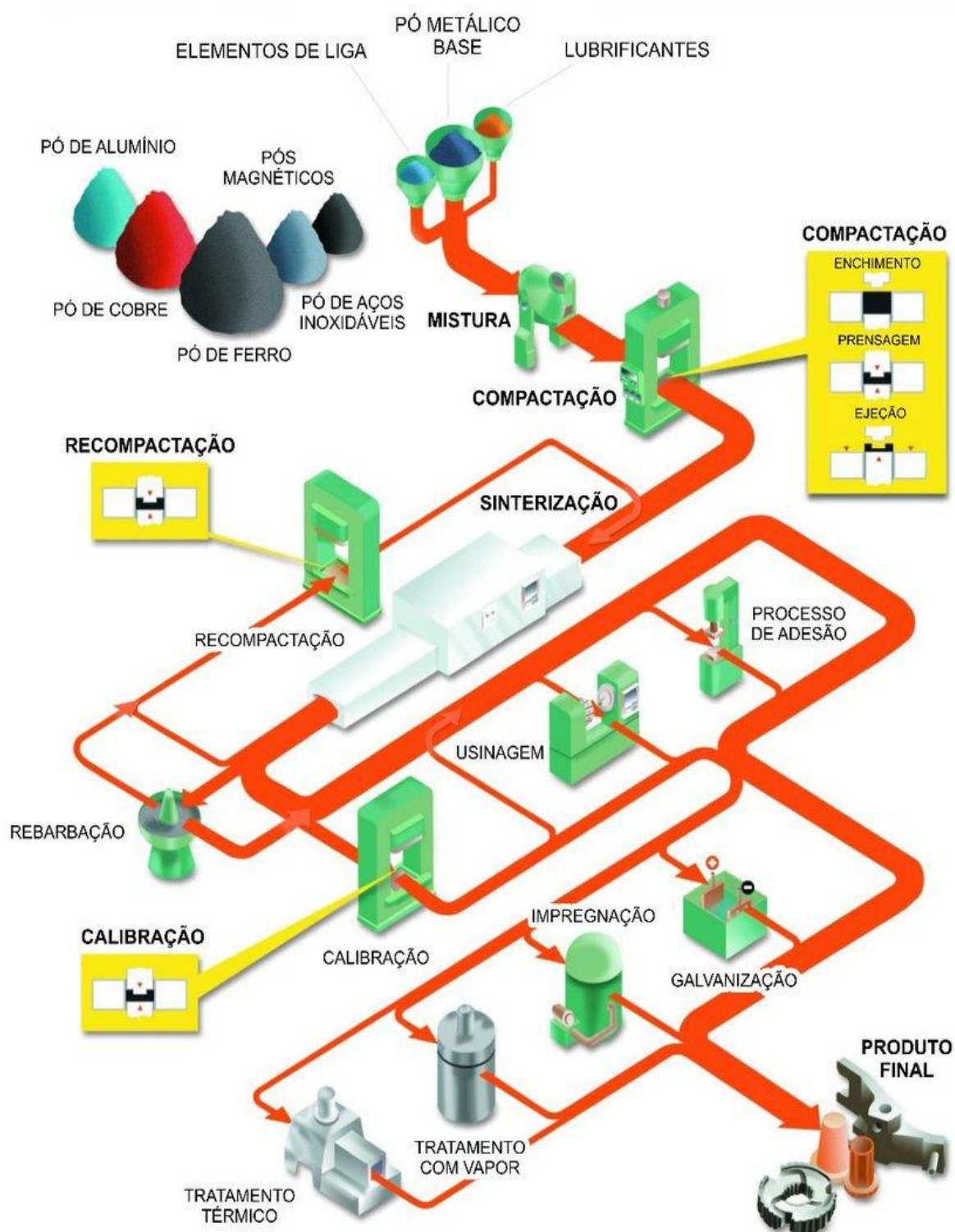
A técnica da metalurgia do pó também possui algumas desvantagens, como a limitação da forma geométrica e do tamanho da peça, pois esta terá que ser extraída de uma matriz, e a necessidade da execução de grandes lotes de produção, devido ao custo elevado do ferramental. (FILHO, 2005).

A aplicação da metalurgia do pó apresenta-se como uma opção dentre outros processos de fabricação levando em consideração diversos fatores, como: formato da peça; tamanho da peça; tolerâncias geométricas; composição do material; propriedade mecânica exigida; e tamanho do lote a ser fabricado (CREMONEZI et al., 2009).

Basicamente, o processo da técnica de M/P divide-se em duas etapas, após a obtenção da matéria-prima: a compactação do pó metálico por prensagem em matrizes, obtendo-se uma pré-forma com resistência à verde; e a sinterização deste compactado, com o aquecimento em

condições de tempo e ambiente controladas. Essa sinterização ocorre em temperaturas abaixo do ponto de fusão do principal constituinte da liga metálica utilizada (CHIAVERINI, 2001). O esquema ilustrado na Figura 6 apresenta a sequência de etapas do processo produtivo por Metalurgia do Pó.

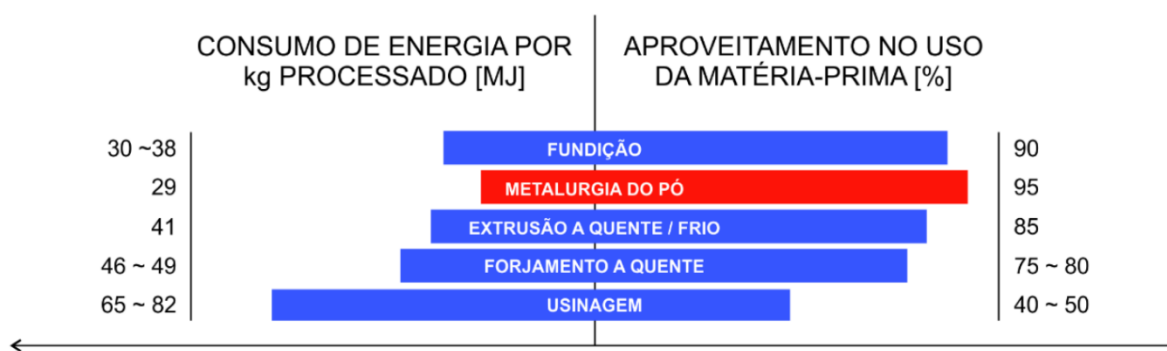
Figura 6: Esquema do processo produtivo por Metalurgia do Pó



Fonte: Adaptado de EPMA, 2008.

Apesar do elevado investimento financeiro necessário à implantação desse processo, a metalurgia do pó ainda ganha destaque na comparação com os demais processos de conformação por apresentar um aproveitamento da matéria-prima metálica normalmente superior a 95%, e baixo consumo energético necessário para processamento de 1 kg de material (PALLINI, 2006). A Figura 7 apresenta a seguinte comparação.

Figura 7: Produção comparativa entre processos de manufatura



Fonte: Pallini (2006).

3.4.1. Obtenção dos Pós

A primeira etapa do processo, a obtenção dos pós, pode ser realizada de diversas formas. A escolha dessa técnica está ligada às características físico-químicas do material e das propriedades esperadas do pó metálico. Dentre os principais métodos estão:

- **Métodos mecânicos (quebra e moagem):** indicado para materiais frágeis ou fragilizados por algum processo anterior, consiste em fragmentar o material com o auxílio de martelos ou moinhos até um determinado tamanho de partícula. Os moinhos mais comuns são de bolas, conforme mostrado na figura 2.5, vibratórios e de atrito (METALS HANDBOOK, 1998; CHIAVERINI, 2001; MORO, 2007).
- **Cold-stream:** aumenta a fragilidade dos metais em temperaturas baixas para sua transformação em pó. O pó ainda grosseiro é arrastado por um fluxo de gás sob alta pressão, através de um tubo, alcançando uma câmara grande, que é mantida sob vácuo. Ao atingir a câmara, o gás sofre uma expansão com consequente diminuição brusca de temperatura. O pó em alta velocidade colide com um alvo instalado dentro da câmara, e como se encontra relativamente frágil por causa da baixa temperatura, parte-se em partículas menores. O pó que já apresenta um tamanho suficientemente pequeno é

separado da fração gasosa, a qual é novamente reconduzida ao processo (METALS HANDBOOK, 1998; CHIAVERINI, 2001; MORO, 2007).

- **Atomização:** neste processo o metal fundido é vazado através de um orifício apropriado a essa operação, formando um filete líquido que é atacado por jatos de ar (processo R-Z / Roheisen-Zunder), gás (processo ASEA-STORA que utiliza o argônio e o nitrogênio, conforme mostrado na figura 2.6 ou processo CSC / Centrifugal Shot Casting) ou água, esses jatos provocam a pulverização do filete e seu imediato resfriamento. O pó recolhido é reduzido e peneirado, estando pronto para ser usado. O tamanho e a forma das partículas variam em função de vários parâmetros, entre os quais se destacam: a espessura do filete, a pressão do fluido, a geometria do conjunto de pulverização e evidentemente, o tipo de atomização. A atomização a água normalmente conduz a partículas irregulares e angulosas, enquanto que a atomização ao ar produz partículas mais esferoidais (METALS HANDBOOK, 1998; CHIAVERINI, 2001; MORO, 2007).
- **Processo de redução química:** Os processos de redução de compostos de metais com agentes redutores gasosos ou sólidos representam o grupo de processos mais significativos para obtenção de pós. Os agentes redutores mais utilizados são o carbono e o hidrogênio. A redução com o carbono só é utilizável para elementos metálicos que não formam carbonetos muito estáveis a não ser que se deseja obter pó de carboneto como produto final e não o pó metálico, como no caso o carboneto de tungstênio, que pode ser reduzido e carbonetado num só tratamento. A redução com carbono é principalmente utilizada para o ferro, no caso pelo processo Höganäs (METALS HANDBOOK, 1998; CHIAVERINI, 2001; MORO, 2007).
- **Processo de eletrólise:** Os pós produzidos por esse processo, apresentam elevada pureza, baixa densidade aparente e tem grãos de estrutura nitidamente dendrítica. Após recolhido dos tanques de eletrólise, a massa de pó sob a forma de uma lama é secada e classificada por peneiramento (METALS HANDBOOK, 1998; CHIAVERINI, 2001; MORO, 2007).

3.4.2. Características dos Pós

Conforme Moro e Auras(2007), necessita-se atentar a algumas características dos pós metálicos e não metálicos utilizados, pois podem influenciar no comportamento do pó durante seu processamento como também na qualidade final do produto sinterizado. Entre as

características podem ser citadas: tamanho da partícula e distribuição de tamanho; forma da partícula; porosidade das partículas; superfície específica; densidade aparente (g/cm^3), compressibilidade; composição química e pureza e resistência verde. (CHIAVERINI, 2001). Estas serão determinadas de acordo com o interesse específico de cada procedimento e material a ser produzido.

Tamanho e distribuição de tamanhos das partículas possuem significativa importância no processo de metalurgia do pó, sendo responsável em grande parte pelas propriedades finais da peça obtida (METALS HANDBOOK, 1998).

Diferentes técnicas são utilizadas para avaliar o tamanho de uma partícula, entre as mais comuns estão: peneiramento, dispersão de luz, análise por microscopia óptica e análise por microscopia eletrônica de varredura (CHIAVERINI, 2001).

Quanto mais irregular for a partícula maior será a área superficial específica livre para interação entre as moléculas na sinterização formando uma peça mais compacta e com melhores propriedades mecânicas. Quanto ao tamanho, o diâmetro médio das partículas influencia algumas características do produto final. Por exemplo, uma partícula com granulometria grosseira permite maior compactação, enquanto uma partícula com granulometria fina permite uma superfície com menor rugosidade (CHIAVERINI, 2001; MORO, 2007).

3.4.3. Compactação dos Pós

As duas etapas essenciais durante o processo de M/P são a compactação e a sinterização. Segundo Chiaverini(2001), a compactação dos pós é a primeira etapa de consolidação na metalurgia do pó, e tem por finalidade conferir a forma e dimensões desejadas, sendo essa forma e dimensões finais ou próximas das finais. Essa etapa confere uma densificação apropriada ao material, fornecendo a ele a chamada “resistência a verde”, a resistência mecânica suficiente para ser manipulado. Esta etapa é voltada para a consolidação mecânica e física gerando a densificação (GOMES, 1993).

Segundo Nunes(2003), o processo de compactação é, geralmente, dividido em dois estágios. O primeiro estágio é caracterizado pelo rearranjo das partículas e crescimento localizado dos pescoços, apresentando baixa densidade relativa. No segundo estágio, com alta densidade relativa, observa-se o fechamento dos canais interconectados, com a formação de poros isolados, acarretando maior coesão entre as partículas.

Com os avanços na fabricação dos pós metálicos, novos equipamentos, e novos processos continuam a surgir. Através dos anos, muitas variantes ao sistema básico de

compactação e sinterização foram desenvolvidas. Os métodos de compactação mais importantes são:

- a) **Compactação em matriz rígida** (compactação uniaxial com ação simples ou ação dupla): Nesse método, se faz necessário uma matriz de compactação que pode ser de simples ou dupla ação, e uma prensa. O material particulado é posto dentro da matriz e é pressionado pela prensa contra o pó, após ser cessada a força, a peça é ejetada no formato projetado (MORAIS, 2012);
- b) **Compactação isostática a frio** (*Cold Isostatic Pressing* – CIP): O pó é selado no interior de uma forma flexível, e em seguida submerso em um meio líquido ou gasoso a elevada pressão. Nesse método a aplicação de pressão é mais homogênea que na compactação com matriz rígida (CHIAVERINI, 2001);
- c) **Compactação isostática a quente** (*Hot Isostatic Pressing* – HIP): semelhante ao método CIP, porém com o acréscimo da sinterização simultânea, e assim, uma vez que a compactação foi concluída, o componente está sinterizado (CHIAVERINI, 2001);
- d) **Compactação por laminação de pós** (aplicado na fabricação de chapas e tiras): o pó é direcionado ao conjunto de cilindros de laminação, produzindo assim uma chapa laminada contínua. Prontamente, será realizada a sinterização e a chapa passará por uma nova laminação, para que alcance melhores propriedades mecânicas (CHIAVERINI, 2001).

Os lubrificantes podem ser adicionados na mistura de pós, reduzindo a fricção entre as paredes da matriz e o pó, ajudando a obter uma melhor compactação. Ácido esteárico, estearatos metálicos, tais como estearato de zinco e estearato de cálcio são alguns dos lubrificantes mais utilizados. Alguns dos materiais mais utilizados como lubrificantes são: o ácido esteárico, o estearato de zinco, o estearato de lítio, o bissulfeto de molibdênio e compostos orgânicos de ceras naturais e sintéticas. Substâncias aditivas podem ser utilizadas para facilitar a sinterização do compactado, de modo que altos valores de resistência verde possam ser obtidos em patamares mais baixos de temperatura (CHIAVERINI, 2001).

3.4.4. Sinterização

Silva e Júnior(1998) definem a etapa de sinterização como um processo físico, termicamente ativado, que faz com que um conjunto de partículas de determinado material, inicialmente em contato mútuo, adquira resistência mecânica. Sua força motora é o decréscimo

da energia livre associado a superfície do conjunto de partículas, conseguido pela diminuição da superfície total do sistema. Em muitas ocasiões, isto traz como consequência a eliminação do espaço vazio existente entre as partículas, resultando em um corpo rígido e completa ou parcialmente denso (BRITO et al., 2007).

O material, uma vez compactado, recebe tratamento térmico e a temperatura de processamento é menor que a sua temperatura de fusão. Este processo cria uma alteração na estrutura microscópica do elemento base. Isto ocorre devido a um ou mais métodos chamados “mecanismos de transporte”, estes podem ser consecutivos ou concorrentes cuja finalidade é obter uma peça sólida coerente. (EXNER, 1979).

Existem, principalmente, dois tipos básicos de sinterização: a sinterização por fase sólida e a sinterização por fase líquida. Estes dois tipos são capazes de densificar total ou parcialmente a estrutura, sendo que com o primeiro tipo é possível se obter uma estrutura com porosidade controlada, enquanto que o fechamento total da porosidade é mais facilmente obtido através da sinterização por fase líquida (SILVA e JÚNIOR, 1998).

A força motora para a ocorrência de qualquer tipo de sinterização é a diminuição da energia livre superficial do conjunto de partículas. Esta diminuição ocorre por meio do desaparecimento da interface material/poro, que é substituída pela interface material/material, quando a porosidade desaparece. Estes dois tipos básicos de sinterização são capazes de densificar total ou parcialmente a estrutura, obtendo uma estrutura com porosidade controlada (BRITO et al., 2007).

Chiaverini(2001) justifica a viabilidade da M/P pela possibilidade de fabricar peças metálicas sem necessidade de fundição, sendo nesse caso um processamento no estado líquido/sólido, isto é; a existência de fase sólida e fase líquida numa dada temperatura.

Na sinterização por fase sólida, o material é transportado sem que haja qualquer tipo de líquido na estrutura. Existem diversas formas de transporte de material: por fluxo viscoso, por difusão atômica ou por transporte de vapor. Em todos estes casos, o material é transferido para a região de contato entre partículas vizinhas. Sejam quais forem os mecanismos atuantes, rigidez e densificação são conseguidas pelo aumento da área de contato entre as partículas e o melhor empacotamento de matéria (SILVA e JÚNIOR, 1998).

De acordo com Silva e Júnior(1998), a sinterização por fase líquida acontece devido à formação de líquido na estrutura. Este líquido pode ser causado pela fusão de um dos componentes do sistema ou pode ser o resultado de uma reação entre, pelo menos, dois dos componentes do sistema.

Chiaverini (2001) e Casagrande (2011) descrevem os seguintes estágios da sinterização:

- a) **Ligação inicial entre as partículas e formação de um pescoço:** ocorre quando o material é aquecido levando a formação de contornos de grãos devido à difusão, ocorrendo quando existe contato íntimo entre as partículas adjacentes. Esta etapa inicial não provoca nenhuma alteração dimensional da peça, mas lhe confere grande coesão.
- b) **Crescimento do pescoço:** corresponde a um maior grau de ligação no interior da massa sob sinterização. Nesta etapa não ocorre o decréscimo na quantidade de poros (contração do material), embora este crescimento exija o transporte de material do interior da massa sinterizada.
- c) **Fechamento dos canais que integram os poros:** etapa que resulta na diminuição considerável da porosidade. A causa deste fechamento é o crescimento do pescoço e a contração dos poros.
- d) **Arredondamento dos poros:** é uma etapa que pode ser considerada consequência natural do crescimento do pescoço. Esta etapa é promovida a temperaturas elevadas, e com tempo suficiente pode tornar os poros perfeitamente esféricos.
- e) **Contração dos poros ou densificação:** é frequentemente considerada a etapa mais importante da sinterização. Esta etapa só se observa pela densificação da massa sinterizada. Essa densificação pode levar a fenômenos tanto de contração como de expansão. A contração implica movimento de massa para os poros.
- f) **Crescimento dos poros:** corresponde a tendência de poros pequenos migrarem para porosidades maiores, fazendo estas aumentarem de volume. A quantidade de poros diminui, mas seu volume permanece inalterado.

3.4.5. Operações Complementares

Embora a metalurgia do pó produza peças em sua forma final(net shape) ou próximas a sua forma final(near net shape), algumas aplicações requerem características especiais somente atingidas através de operações posteriores. Dentre estas operações complementares, pode-se citar (PALLINI 2006; CREMONEZI et al., 2009):

- Recompressão: seu objetivo principal é elevar a densidade do material, consequentemente melhora as propriedades mecânicas e as dimensões do sinterizado;
- Calibragem: aumenta a precisão dimensional do sinterizado;
- Cunhagem: conformar o sinterizado eliminando os cantos vivos;

- Impregnação: preencher os poros de um sinterizado poroso com um fluido lubrificante ou resina.
- Infiltração: consiste na penetração de uma massa metálica que preencha os poros de um sinterizado poroso;
- Usinagem: obter a forma final do componente;
- Tratamento Térmico: Aumentar as propriedades mecânicas do componente.
- Tratamento Superficial: Proteção da superfície.

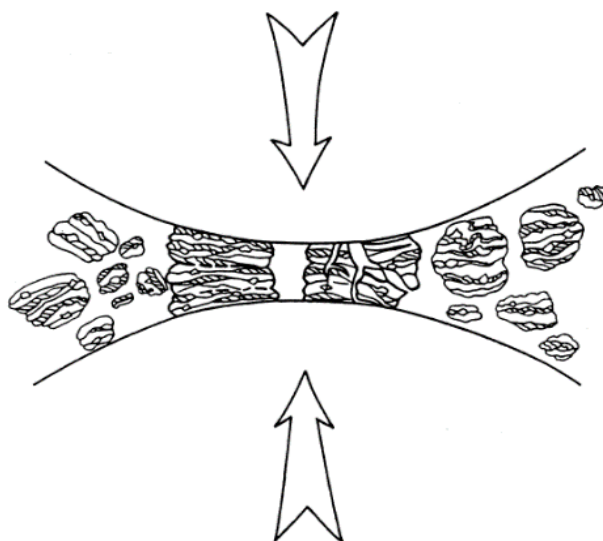
3.5. MOAGEM DE ALTA ENERGIA

De acordo com Suryanarayana(2001), a moagem de alta energia foi inicialmente estudada por Benjamin (1960) em meados dos anos 60. Essa técnica, conhecida também como “Mechanical Alloying”, consiste em processar materiais de diferentes arranjos visando a redução das partículas e a uniformidade. A utilização desta técnica foi pesquisada inicialmente para a produção de superligas à base de ferro e níquel. O processamento das partículas por moagem de alta energia constitui em uma técnica simples e baixo custo, normalmente realizado a seco (TORRES e SCHAEFFER, 2010).

A MAE tem sido amplamente utilizada nas últimas duas décadas para síntese de várias ligas e compósitos, sendo considerado muito versátil e econômica e capaz de produzir grandes quantidades de material (KARASOGLU et al., 2018).

Segundo Suryanarayana(2001), o processamento via MAE começa inicialmente com a mistura dos pós na proporção desejada e em seguida carregar a mistura no moinho juntamente com as esferas de aço. Durante a moagem de alta energia existe o choque entre as bolas e entre elas há uma quantidade de pó, que com a força do impacto se deforma plasticamente, acarretando o endurecimento e a fratura. As novas partículas formadas são passíveis a solda e com isso aumentam o tamanho da partícula, que por vezes são maiores que os pós de partida, com a deformação continua as partículas ficam endurecidas e fraturam por um mecanismo de falha por fadiga e/ou fragmentação por fragilidade. Nesta fase a tendência a fratura é predominante sobre a soldagem a frio devido aos impactos das esferas de moagem. O processo descrito pode ser observado na Figura 8:

Figura 8: Colisão entre duas bolas sobre o material particulado durante o processo de MAE



Fonte: Suryanarayana (2001).

Existem vários tipos de moinhos utilizados no processo MAE, estes diferem em: capacidade, velocidade de operação, controle da temperatura e minimização da contaminação dos pós (SURYANARAYANA, 2001). Os objetivos são alcançados mediante a energia envolvida no processo que está intimamente ligada ao tipo de moinho utilizado, a carga de bolas, e a velocidade.

- Moinho Agitador SPEX (*Spex Shaker Mills*);
- Moinho de Bolas Planetário (*Planetary Ball Mills*);
- Moinho Atritor (*Attritor Mills*).

Suryanarayana(2001) descreve o tipo SPEX como um moinho de baixa capacidade de processamento(cerca de 10-20g por vez), muito utilizado em laboratórios. A matéria prima e as esferas de moagem são inseridas na jarra, sendo este fixado e balançado energeticamente para frente e traz juntamente com movimentos laterais descrevendo um oito ou um símbolo de infinito, deformando e misturando a amostra. O moinho SPEX pode ser observado na Figura 9.

Figura 9: Moinho do tipo SPEX



Fonte: Suryanarayana (2001).

Os fatores que influenciam no processo MAE são (SURYANARAYANA, 2001):

- a) Tipo de moinho;
- b) Tipo de recipiente de moagem;
- c) Velocidade de moagem;
- d) Tempo de moagem;
- e) Tipo, tamanho e distribuição da mídia de moagem;
- f) Razão massa de bola/massa de pó (*Ball-to-Powder-Ratio* – BPR);
- g) Volume ocupado no recipiente de moagem;
- h) Atmosfera de moagem;
- i) Agente Controlador do Processo (PCA);
- j) Temperatura de moagem.

4. METODOLOGIA

Esse capítulo descreve todos os materiais e métodos empregados no decorrer da pesquisa.

Neste trabalho foram fabricadas as ligas comerciais ternárias de Alumínio-Cobre-Lítio 2090, 8090 e Weldalite 049 através do processo de moagem de alta energia (MAE).

Primeiramente, as composições das ligas selecionadas foram obtidas de acordo com o ASM Handbook (1992). Ao tomar posse dos percentuais referentes a cada elemento, os pós elementares foram separados e, prontamente, pesados em uma balança de precisão semi-analítica.

Submeteu-se a cada uma dessas composições a moagem de alta energia (MAE) através de um moinho de bolas vibratório do tipo SPEX, durante 60, 120 e 240 minutos. Em seguida, foram analisados os tamanhos de partícula do material em pó das ligas ternárias processadas por MAE por meio da técnica de ATP, por difração a laser.

A caracterização microestrutural e química do material particulado foi obtida por meio das técnicas de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva (EDS), sendo prontamente, estudadas e identificadas as fases geradas após a MAE através de difração de raios X.

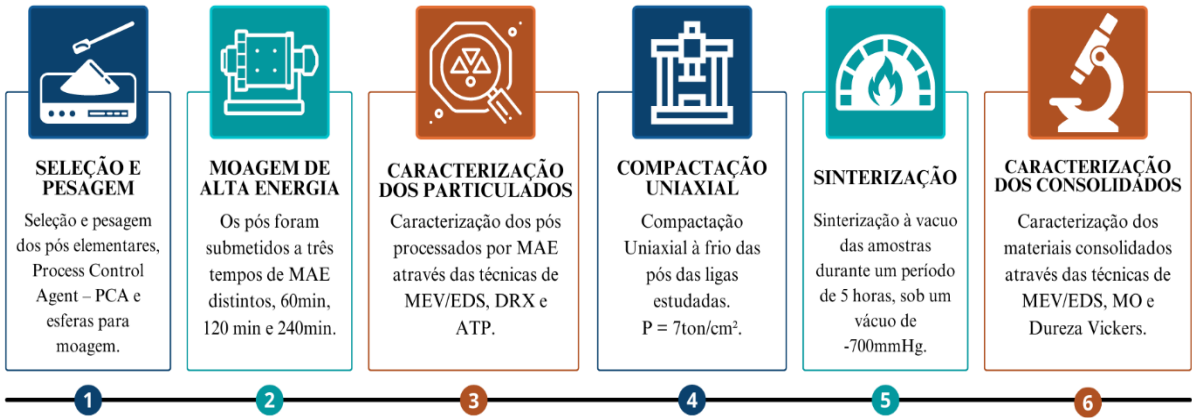
Após processamento por MAE e caracterização, os pós foram encaminhados a etapa de consolidação por meio de uma compactação uniaxial a frio e uma subsequente sinterização à vácuo.

Para tal estudo, fabricaram-se três corpos de prova sinterizados para cada liga fabricada, um para cada tempo de moagem. Prontamente, os corpos de prova foram encaminhados ao processo de preparação metalográfica, onde ocorreu o corte, embutimento, lixamento e polimento desses materiais.

A caracterização microestrutural e química do material consolidado, foi realizada através das técnicas de microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) associada a espectroscopia de energia dispersiva (EDS). Finalizando o processo de caracterização do material consolidado, os corpos de prova sinterizados foram submetidos a um ensaio de microdureza Vickers, determinando assim a propriedade de dureza do material estudado.

A Figura 10 retrata de forma clara o fluxo do processo aplicado durante essa pesquisa, apresentando cada etapa para desenvolvimento dessas ligas.

Figura 10: Fluxograma da metodologia aplicada no presente estudo



Fonte: O Autor(2023)

4.1. MATERIAIS

As ligas de alumínio ternárias 2090, 8090 e Weldalite 049 são formadas, principalmente, pelo sistema Al-Cu-Li. No entanto, essas ligas possuem em sua composição concentrações de outros elementos de liga tais como: silício (Si), ferro (Fe), manganês (Mn), zinco(Zn), titânio (Ti) e cromo(Cr).

Todos os materiais utilizados no presente trabalho estão descritos na Tabela 5, associados ao seus respectivos fabricantes ou tipo.

Tabela 5: Materiais utilizados no estudo

MATERIAL	FABRICAÇÃO/TIPO
Alumínio Puro AA1100 – Pureza 99,00%	Alcoa Alumínio S/A
Lítio (Granular) – Pureza 99,00%	Sigma Aldrich®
Manganês (Pó) - Pureza 99,00%	Sigma Aldrich®
Silício (Pó) - Pureza 99,00%	Sigma Aldrich®
Ferro (Pó) - Pureza 99,00%	Casa da Química Ind. E Com. Ltda
Cobre (Pó) - Pureza 99,50%	Dinâmica Química Contemporânea Ltda
Zinco (Pó) - Pureza 99,80%	Dinâmica Química Contemporânea Ltda
Titânio (Pó) - Pureza 99,00%	Dinâmica Química Contemporânea Ltda
Esferas de Aço	SAE 52100
PCA - Ácido Esteárico - C18H36O2 (Puro)	Vetec Química Fina

Fonte: O Autor, 2023.

As esferas fabricadas em aço SAE 52100 foram aplicadas com BPR de 10:1, nas proporções de 200,000g de esfera para 20,000g de pó.

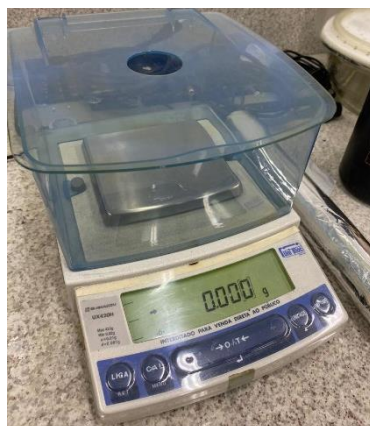
Para atenuar os efeitos de soldabilidade a frio do alumínio durante o processo de moagem de alta energia, utilizou-se como agente controlador de processo “Process Control Agent - PCA” o ácido esteárico $C_{18}H_{36}O_2$ (Puro), um antiaglomerante que atua reduzindo o excesso de soldagem das partículas de alumínio que são muito dúcteis.

4.2. MÉTODOS

4.2.1. Pesagem dos Pós

A pesagem dos pós elementares foi realizada no laboratório de metalurgia do pó da Universidade Federal de Pernambuco – UFPE, que é vinculado ao Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimentos de materiais (INTM). Para realização da pesagem utilizou-se uma balança de precisão semi-analítica com 3 casas decimais, da marca SHIMADZU e modelo UX420H. O referido equipamento pode ser observado na Figura 11 abaixo:

Figura 11: Balança Semi-analítica SHIMADZU



Fonte: O Autor(2023)

A Tabela 6 abaixo, expressa as composições percentuais em peso para as ligas de alumínio, conforme ASM Handbook (1992).

Tabela 6: Composição percentual das ligas de alumínio em estudo

ALUMINUM ASSOCIATION	COMPOSIÇÃO, % EM PESO								
	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	Li	Cr	Al
AA2090	0,10	0,12	3,0	0,05	0,10	0,15	2,0	0,05	94,43
AA8090	0,20	0,30	1,6	0,10	0,25	0,10	2,0	0,10	95,35
WELDALITE 049	-	-	5,40	-	-	-	2,0	-	92,60

Fonte: Adaptado de ASM Handbook(1992).

4.2.2. Moagem de Alta Energia (MAE)

Os pós foram processados por moagem de alta energia (MAE), visando uma perfeita homogeneização e a fabricação da liga propriamente dita, fazendo com que os elementos de liga sejam incorporados a matriz formando as fases presentes nas ligas estudadas.

A MAE foi realizada através de um moinho de bolas vibratório do tipo SPEX (Figura 12), com velocidade de 720 rpm, pertencente ao laboratório de metalurgia do pó da UFPE. O referido moinho foi fabricado pela empresa Trinfo Máquinas Gráficas.

Figura 12: Moinho SPEX



Fonte: O Autor(2023)

A massa de pó foi depositada dentro da jarra de moagem, fabricada em aço inoxidável AISI 304L. Como corpos moedores foram utilizadas esferas de aço SAE52100, com diâmetro médio de 6,20mm e cada uma com uma massa de aproximadamente 0,960g. O BPR adotado foi de 10:1, sendo assim a cada moagem de 20,00g de pó, utilizou-se 200,00g de esferas. Foram utilizados três tempos de moagem distintos para o processamento desse material particulado: 60 min, 120 min e 240 min.

4.2.3. Caracterização dos pós

Ao fim da etapa de moagem de todas as ligas trabalhadas, caracterizaram-se os pós pelas seguintes técnicas: Análise de tamanho de partícula por difração a laser (ATP), difração de raios-X (DRX), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva (EDS).

4.2.4. Análise de Tamanho de Partícula – Granulometria a Laser

O tamanho de partícula tem influência direta na qualidade dos componentes fabricados por metalurgia do pó. Logo, os pós foram analisados através à técnica de difração a laser em meio úmido, o dispersante utilizado foi a água. Este ensaio foi realizado no Departamento de Engenharia de Minas da Universidade Federal de Pernambuco (DEMINAS-UFPE), como auxílio do equipamento modelo Mastersizer 2000 fabricado pela empresa MALVERN INSTRUMENTS U.K.

4.2.5. Difração de Raios-X

A técnica de DRX foi aplicada nos pós com o intuito de identificar e analisar a fabricação da liga propriamente dita, ou seja, a formação das suas respectivas fases e estrutura cristalina.

A difração de raios X foi realizada no Laboratório de Difratomia de Raios X do Departamento de Física da Universidade Federal de Pernambuco. O difratômetro utilizado neste trabalho foi o modelo Smartlab, de detector D/Tex Ultra 250 e fabricado pela Rigaku, Figura 13. As condições utilizadas no ensaio foram: ângulo de varredura de θ a 2θ , varrendo de 20° a 120° com um passo de $0,01^\circ/\text{s}$.

Figura 13: Difratorômetro de Raios-X modelo Rigaku do DF/UFPE



Fonte: Autor (2023)

4.2.6. Microscopia de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva

A análise morfológica das partículas e a composição química dos pós foi obtida por meio das técnicas de microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de energia dispersiva.

Nesse processo, as amostras foram dispostas sobre uma fita adesiva dupla face com um recobrimento de carbono que proporciona a sustentação do material particulado sobre um suporte metálico, o *stub*, sendo levado para a análise de MEV e EDS.

O MEV usado é do modelo MIRA3, com filamento de FEG, da fabricante TESCAN e sensor de EDS da fabricante Oxford acoplado, pertencente ao laboratório do INTM-UFPE.

4.2.7. Compactação

Após a caracterização das amostras do material particulado, apenas os pós foram direcionados ao processo de compactação uniaxial a frio de simples ação, utilizando uma pressão de 7,0 ton/cm² durante um período de 10 minutos, obtendo-se assim os compactados verdes. Para obtenção desses corpos de prova, teve-se o auxílio de uma prensa hidráulica de ação simples, com autonomia de carga de 15 toneladas, pertencente laboratório de metalurgia do pó da UFPE, Figura 14.

Figura 14: Prensa hidráulica



Fonte: O Autor(2023)

A matriz de compactação utilizada é confeccionada em aço VC 131 (AISI D6) e possui um perfil cilíndrico com um furo passante. Esta matriz é composta por uma base móvel e um punção, sendo cada compactação realizada por meio deste conjunto, Figura 15.

Figura 15: Matriz de Compactação.



Fonte: Autor (2023)

Para cada composição, foram compactadas amostras de aproximadamente 10,000g de pó. A cavidade da matriz forneceu corpos de prova com diâmetro de 26 milímetros e altura de 5 milímetros. Para a lubrificação do conjunto, matriz e punção de compactação, foi utilizado estearato de zinco.

4.2.8. Sinterização

O processo de sinterização ocorreu no laboratório de metalurgia do pó da UFPE, localizado no INTM-UFPE. Foi usado um forno a vácuo, da fabricante Innovatec, modelo IN R7 P7 com capacidade máxima de aquecimento de 1200°C, Figura 16. A sinterização decorreu

durante um período de 5 horas à 450°C, sob um vácuo de -700 mmHg, a taxa de aquecimento de 20° C/min.

Figura 16: Forno à vácuo



Fonte: Autor(2023)

4.2.9. Preparação Metalográfica

Com o término das etapas finais de consolidação dos pós compactados, sinterização, iniciou-se a preparação metalográfica das amostras. Inicialmente, fez-se o seccionamento das amostras consolidadas, através de uma máquina de corte de baixa velocidade e precisão modelo IsoMet da fabricante BÜEHLER pertencente ao INTM, Figura 17.

Figura 17: Máquina de corte de precisão



Fonte: O Autor(2023)

As amostras sinterizadas foram seccionadas axialmente para possibilitar uma posterior análise de suas seções transversais e longitudinais. Após a realização dos cortes necessários para o estudo, as amostras foram embutidas a frio, com o uso de uma resina acrílica autopolimerizável em pó.

Após o prazo de 24h, tempo de cura indicado pelo fabricante da resina autopolimerizante, visando a obtenção de uma superfície sem riscos ou marcas mais profundas proporcionadas pelo processo de seccionamento das seções, os corpos de prova passaram por a um lixamento. Para realização deste processo, utilizou-se uma politriz metalográfica modelo Aropol 2V com velocidade de 300 e 600 rpm, fabricada pela Arotec Indústria e Comércio, pertencente ao laboratório de metalografia do departamento de engenharia mecânica da UFPE - DEMEC-UFPE.

O processo de lixamento ocorreu com o uso de lixas metalográficas de SiC de granulometrias de 180#, 220#, 300#, 400#, 600#, #800 e 1000#. Prontamente, as amostras foram polidas mecanicamente na mesma politriz utilizada para o lixamento, com o auxílio de um pano de polimento e alumina em suspensão de 1 μm .

4.2.10. Microscopia Ótica

Depois da consolidação, seccionamento e preparação metalográfica, as amostras consolidadas puderam ser analisadas em um microscópio óptico Olympus, modelo BX51M, mostrado na Figura 18, pertencente ao INTM-UFPE. O equipamento possui lente ocular com aumento de 10x, e lentes objetivas com aumentos de 5x, 10x, 20x, 50x e 100x, possibilitando ao equipamento alcançar as magnificações de 50x, 100x, 200x, 500x e 1000x. O mesmo pertence ao Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais - INTM - UFPE.

Figura 18: Microscópio óptico Olympus



Fonte: O Autor (2023)

4.2.11. Microscopia Eletrônica de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva

As caracterizações de microestrutura e a análise química pontual dos corpos de prova consolidados foram realizadas através do MEV com sensor de EDS acoplado, pertencente ao INTM-UFPE.

4.2.12. Ensaio de Microdureza Vickers

Ao final, caracterizou-se mecanicamente as amostras por meio do o ensaio de microdureza Vickers, quantificando assim a dureza das amostras analisadas. Foram fabricados três corpos de prova consolidados, totalizando assim 9 amostras. Os ensaios foram executados com carga de 0,3 Kgf, com um tempo de aplicação da carga de 15 segundos e cerca de 15 indentações por amostra.

O ensaio foi realizado através do microdurômetro EMCO-Test Durascan, modelo G5, pertencente ao INTM-UFPE, Figura 19. Foi utilizada uma carga de 0,3 kgf (300 g), com tempo de carga 15s e distância entre as endentações de 1,00 mm.

Figura 19: Durômetro EMCO-TEST DURASCAN



Fonte: O Autor(2023)

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS

5.1.1. Pós de Partida

Inicialmente, serão percorridos os resultados obtidos nas caracterizações dos três pós de partida majoritários das ligas estudadas AA2090, AA8090 e Weldalite 049.

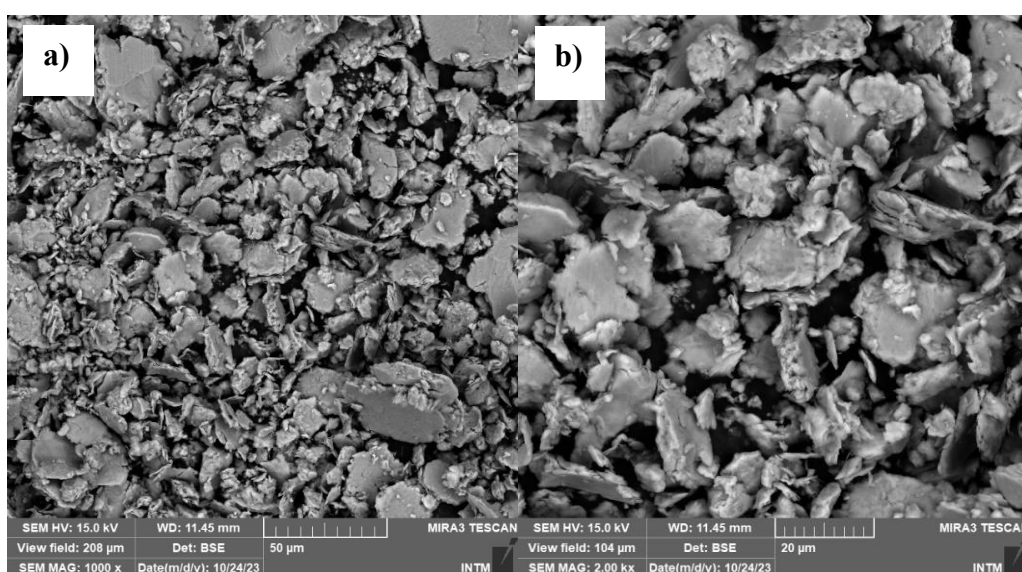
5.1.1.1. Microscopia eletrônica de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva

Na Figura 20 observa-se a fotomicrografia do pó de alumínio obtida pelo MEV. O resultado demonstra que esse alumínio possui uma forma morfológica granular e irregular. Esse tipo de morfologia é característico de pós obtidos através de moagem mecânica.

O MEV do pó de cobre demonstrou partículas com formatos morfológicos achatados, tipo granular e com uma certa porosidade (Figura 21), evidenciando assim, que o material foi obtido através do processo de atomização.

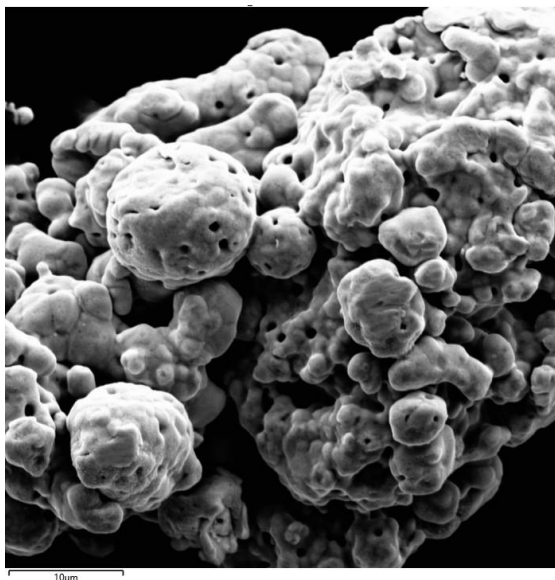
O lítio, diferentemente do alumínio e do cobre, não foi fornecido pela empresa na forma de pó e, sim, de particulados no formato de cilindros. Na Figura 22(a e b), pode-se observar o material e suas micrografias de MEV. Como dito, o material apresenta uma morfologia cilíndrica e homogênea.

Figura 20: Fotomicrografias por MEV da amostra de Alumínio 1100 a)1000x b)2000x



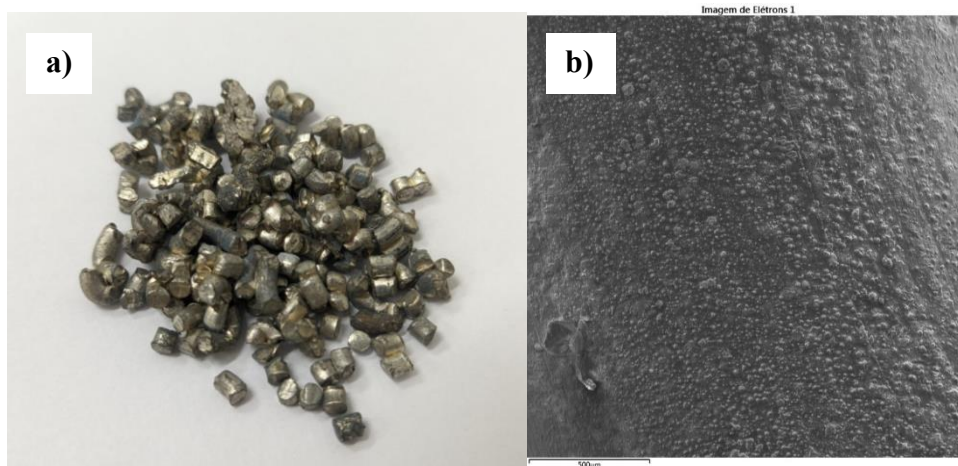
Fonte: Autor(2023)

Figura 21: Fotomicrografias por MEV da amostra de Cobre com ampliação de 2000x



Fonte: Autor(2023)

Figura 22: a) O Lítio em sua forma particulada conforme fornecido pela empresa. b) Fotomicrografia por MEV da amostra de Lítio com ampliação de 500x



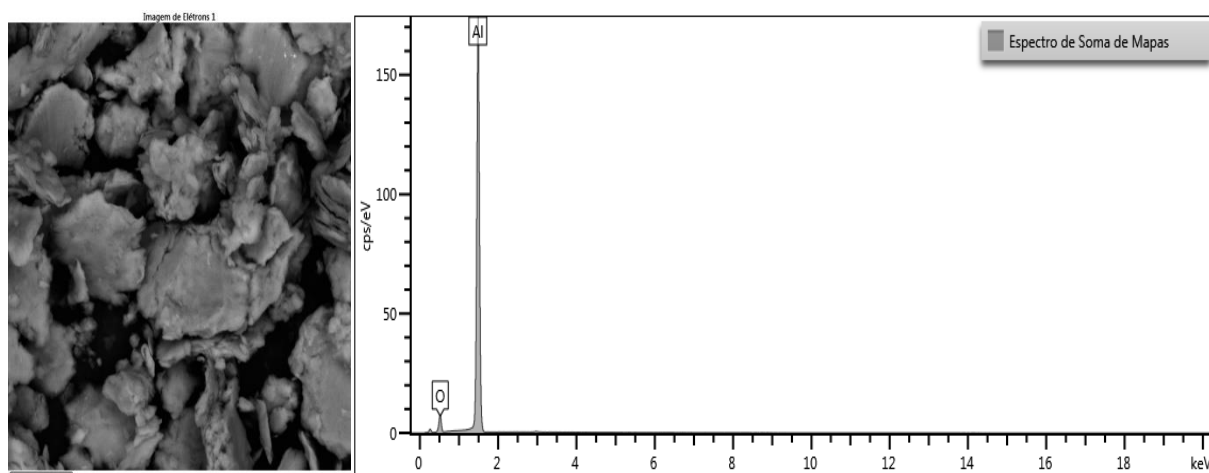
Fonte: Autor(2023)

As Figuras 23 e 24 apresentam, respectivamente, os espectros de EDS dos pós de alumínio e cobre. Embora a análise por EDS seja limitada em termos quantitativos, ela permite indicar a pureza dos pós analisados, evidenciando a ausência de contaminação por outros elementos, como demonstrado no espectro do cobre. No entanto, no espectro do alumínio, observa-se a presença de oxigênio, sugerindo uma possível oxidação deste material metálico. Essa oxidação pode ser atribuída ao contato do pó com a umidade do ambiente.

O particulado de lítio, no entanto, não pôde ser analisado por meio dessa técnica. A técnica de EDS não produz confiabilidade nos resultados para detecção de pequenas concentrações ($< 2\%$), como eventuais impurezas presentes na amostra, ou para detecção de

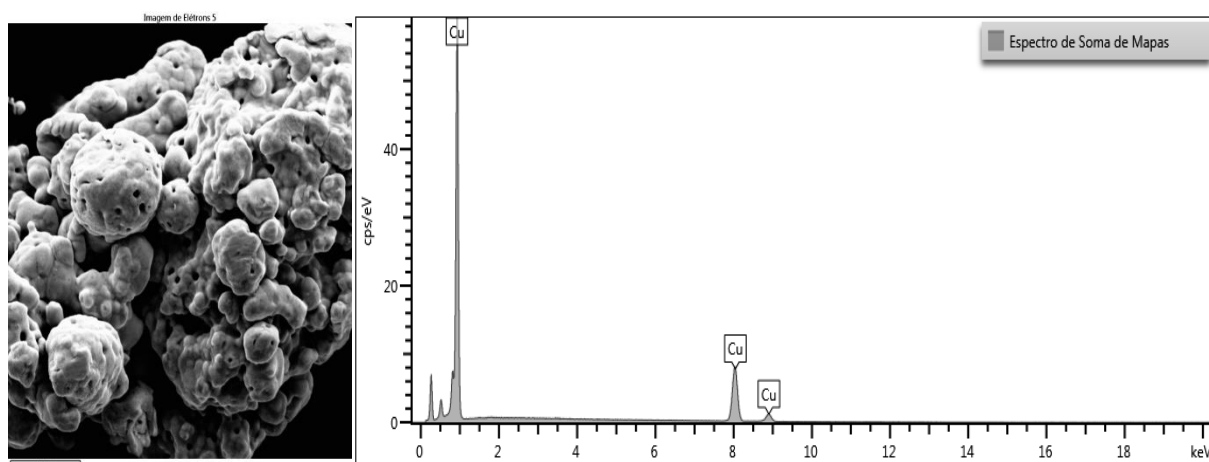
elementos químicos com peso molecular inferior ao sódio, como é o caso do lítio (QUEIROZ, et al. 2012).

Figura 23: EDS do pó de alumínio



Fonte: O Autor (2022)

Figura 24: EDS do pó de Cobre



Fonte: O Autor (2022)

5.1.1.2. Análise granulométrica (ATP)

A análise granulométrica por difração a laser é uma técnica utilizada na metalurgia do pó para a caracterização do tamanho e da forma das partículas (Konopka, 2014; Kulkarni et al., 2020). Os particulados de alumínio, lítio e cobre, foram caracterizados tanto quanto ao tipo de distribuição granulométrica quanto ao tamanho médio das partículas através dessa técnica.

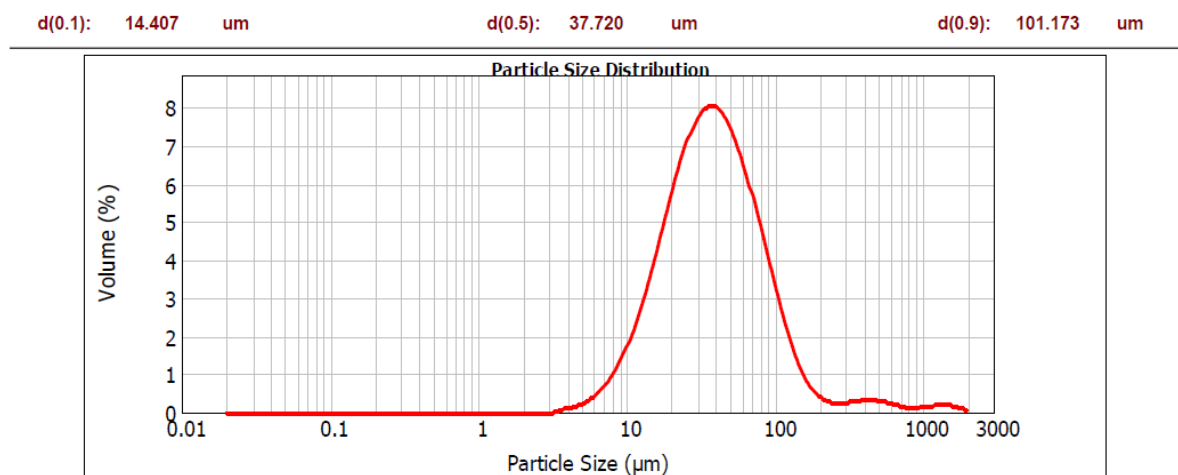
Com base Figura 25, a análise do espectro de difração a laser para avaliação granulométrica do pó de alumínio indica uma distribuição unimodal, com um único pico na representação gráfica. Esses resultados corroboram com os estudos de Konopka(2014) e Kulkarni(2020), onde a distribuição unimodal sugere que a maioria das partículas nessa amostra

está dentro de uma estreita faixa de tamanhos, resultando em um único pico dominante no espectro de difração do laser. No contexto da metalurgia do pó, essa distribuição unimodal pode ter implicações significativas no processamento e propriedades do material. Compreender a distribuição do tamanho das partículas é crucial para otimizar o comportamento do pó durante a compactação, sinterização e outras etapas de processamento.

De acordo com o ensaio para o pó de alumínio AA1100, os valores granulométricos apresentam que 10% delas estão abaixo de 14,407 μm , 50% delas estão abaixo de 37,720 μm e que 90% delas estão abaixo de 101,173 μm .

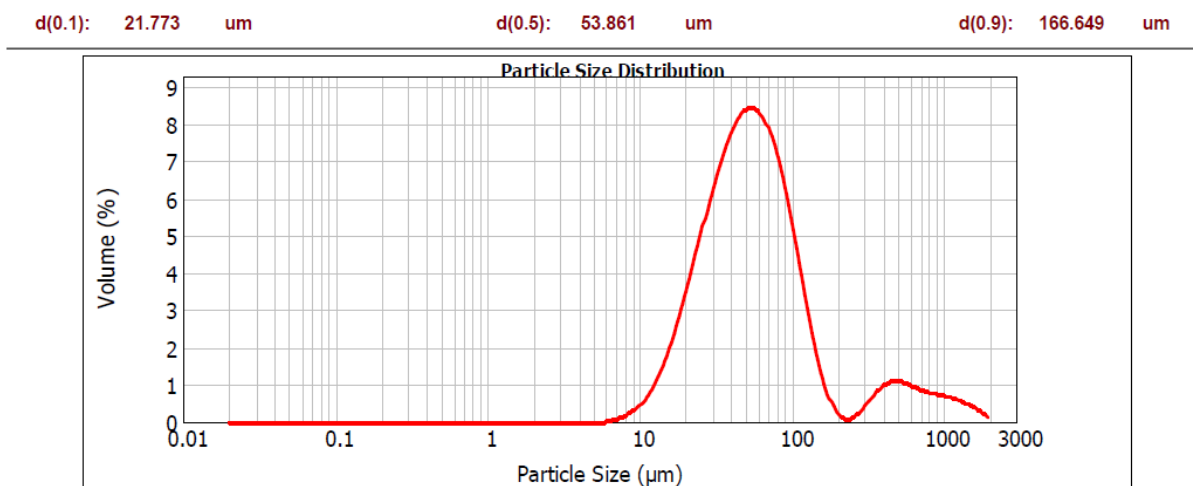
A granulometria do pó de cobre, por sua vez, apresentou em seu espectro por difração a laser uma característica bimodal, com dois picos na representação gráfica, com uma distribuição de frequência que se desloca para as regiões com valores de maior tamanho de partícula. Como pode ser observado na Figura 26, temos que 10% dessas partículas estão abaixo de 21,773 μm , 50% delas estão abaixo de 53,861 μm e que 90% delas estão abaixo de 166,649 μm .

Figura 25: Espectro de difração a laser do pó de alumínio



Fonte: O Autor (2022)

Figura 26: Espectro de difração a laser do pó de cobre



Fonte: O Autor (2022)

5.1.2. Liga 2090

Concluído as etapas de caracterização dos materiais particulados de partida, direciona-se para dissertação dos resultados das análises de cada uma das ligas estudadas, todas submetidas a moagem de alta energia durante os tempos de 60, 120 e 240min.

Inicia-se a apresentação das apurações dos ensaios de MEV, EDS, ATP e DRX pela Liga 2090.

5.1.2.1. Microscopia eletrônica de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva

As Figuras 27 a 29 apresentam, respectivamente, o MEV dos pós da liga AA2090 referente a cada tempo de moagem (60min, 120min e 240min) e suas alterações morfológicas.

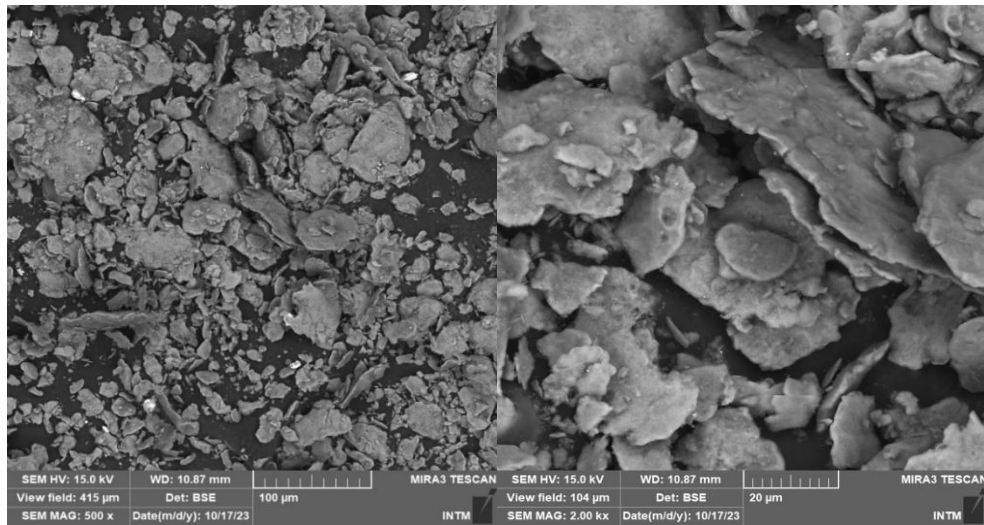
Ao observar as fotomicrografias abaixo da liga AA2090, as amostras processadas por MAE resultaram, nos três tempos de moagem, uma morfologia de partícula irregular e com aspecto achatado. Tal fato é corroborado com os estudos de Salgado et.al(2003) e Araújo Filho et. al(2022), a morfologia dos pós processados por MAE é geralmente descrita como achatada, com bordas irregulares. Isso é justificado devido as partículas de pó serem submetidas a forças de cisalhamento e compressão durante o processo de moagem. As forças de cisalhamento causam o achatamento das partículas, enquanto as forças de compressão causam a deformação das bordas.

Por meio das micrografias, pode-se afirmar também que ocorreu uma diminuição no tamanho de partícula conforme houve o aumento no tempo de moagem. Segundo Askeland & Phulé(2016), o tempo de moagem é o fator mais importante que afeta a taxa de redução do tamanho de partícula porque é o tempo que as partículas têm para serem submetidas às forças de cisalhamento e compressão que causam a sua fragmentação.

As Figuras 27, 28 e 29, exibem as apurações obtidas através da técnica de espectroscopia de energia dispersiva para a liga supracitada. Com base nos resultados adquiridos, percebe-se que a liga apresentou, nos três tempos de moagem, os elementos químicos constituintes para seu desenvolvimento, conforme foi denotado na ASM Handbook (2001).

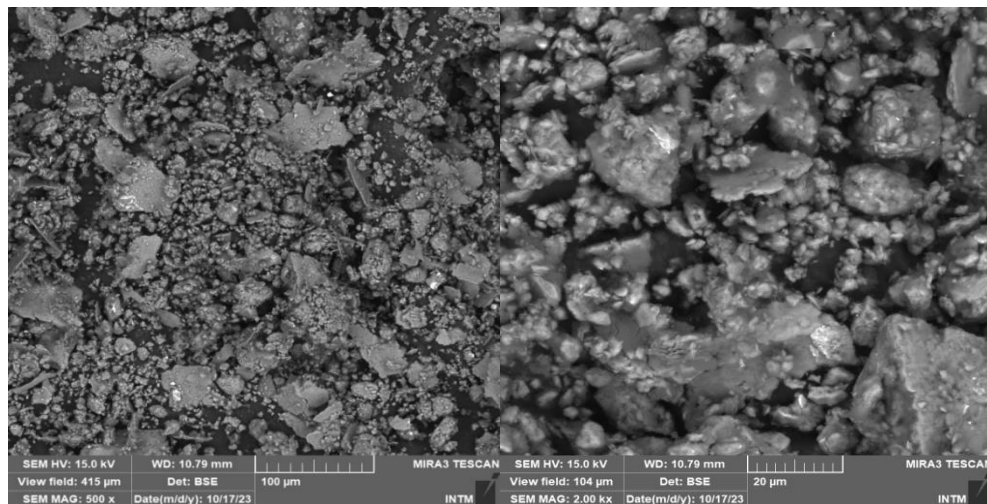
O lítio tem uma baixa massa atômica (6,941 u) e um número atômico baixo (3). Isso significa que os raios X emitidos por átomos de lítio têm energia relativamente baixa. Em amostras com baixa concentração de lítio, como é o caso das ligas trabalhadas nesse estudo, há uma dificuldade de ser identificados por EDS, como foi salientado no tópico 5.1.1.1.

Figura 27: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga AA2090 – 60 min. MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x



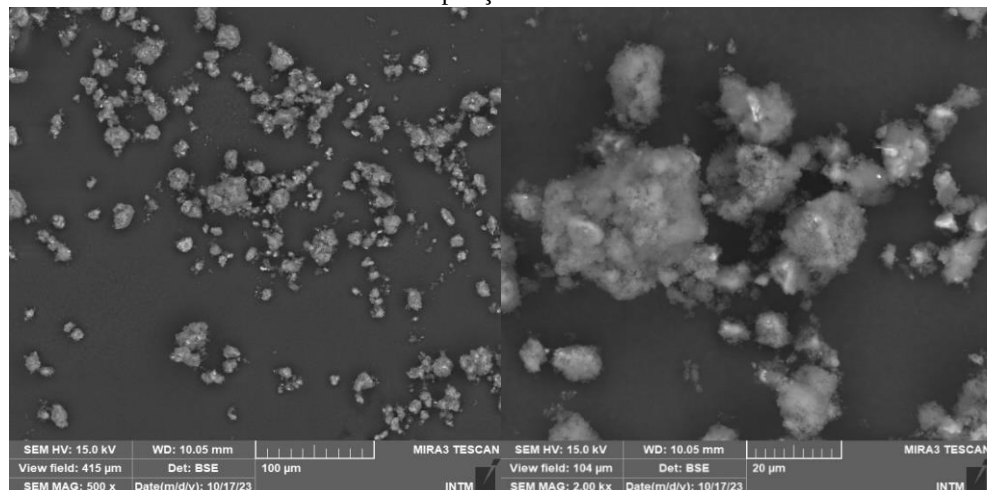
Fonte: O Autor(2023)

Figura 28: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga AA2090 – 120 min. MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x



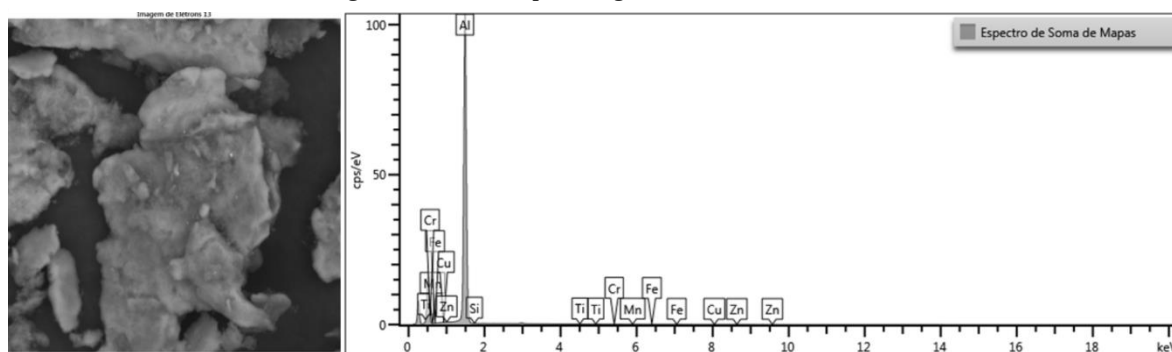
Fonte: O Autor(2023)

Figura 29: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga AA2090 – 240 min. MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x



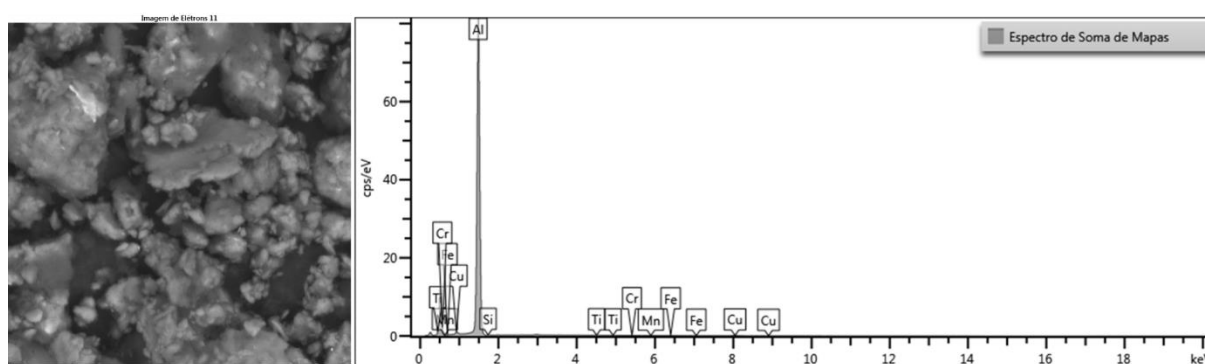
Fonte: O Autor(2023)

Figura 30: EDS do pó da liga AA2090 – MAE 60 min



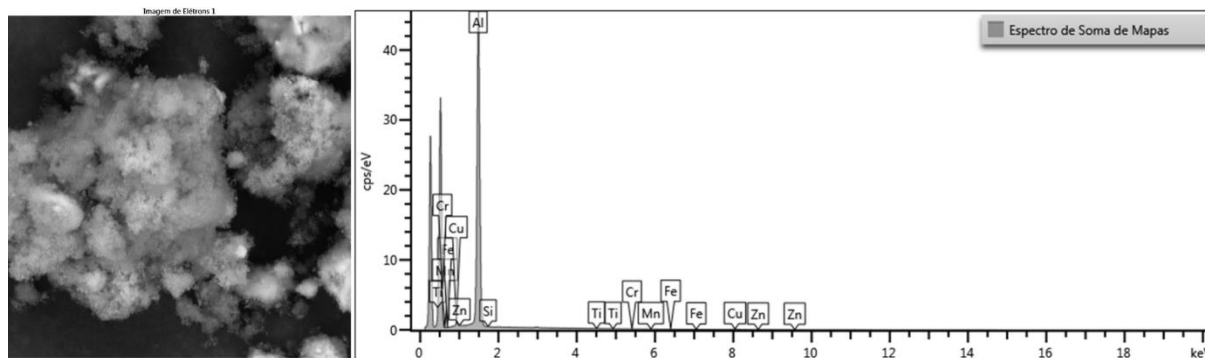
Fonte: O Autor(2023)

Figura 31: EDS do pó da liga AA2090 – MAE 120 min



Fonte: O Autor(2023)

Figura 32: EDS do pó da liga AA2090 – MAE 240 min



Fonte: O Autor(2023)

5.1.2.2. Difração de Raios-X do pó da Liga AA2090

As figuras 33 a 35 apresentam os espectros de difração de raios x dos pós da liga AA2090, submetidos à moagem de alta energia durante 60, 120 e 240 minutos. Inicialmente, observa-se a presença das fases de Alumínio, Cobre e Lítio em todos os tempos de moagem trabalhados.

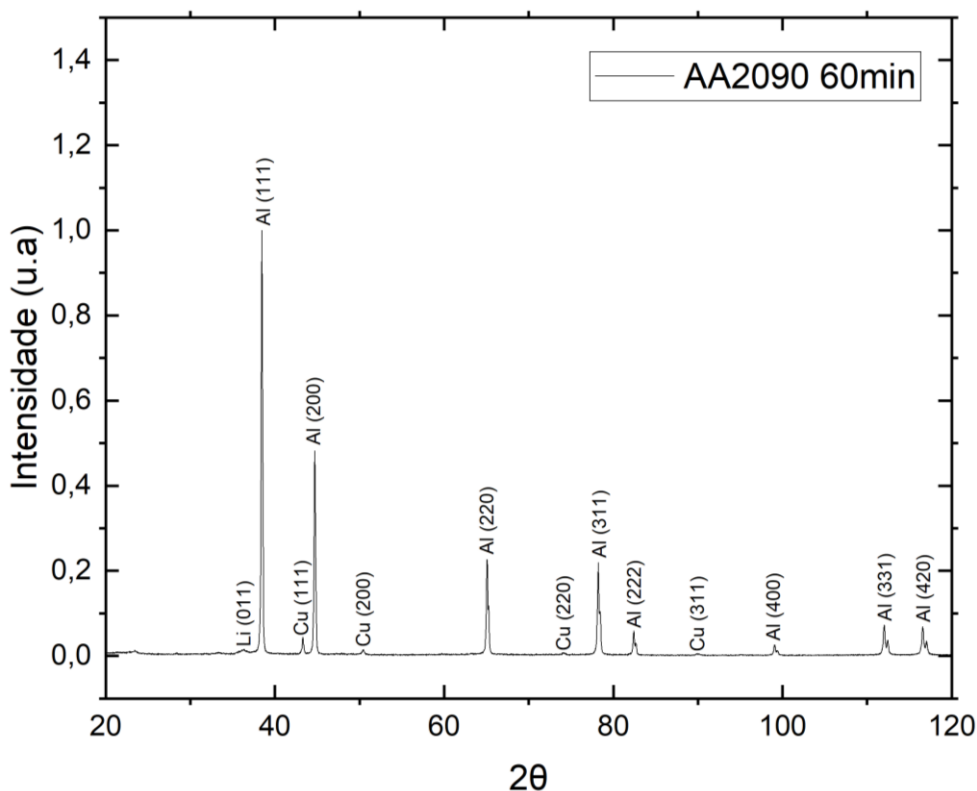
Como dito anteriormente, a detecção de lítio em ligas metálicas pode ser dificultada dependendo da técnica empregada e o equipamento utilizado. O lítio tem uma baixa massa atômica e um número atômico baixo, o que significa que os picos de difração de raios-X do lítio são de baixa intensidade.

Como pode ser observado nos difratogramas abaixo, foi possível identificar o aparecimento desse elemento na composição dessa liga. Porém, percebe-se a presença desse elemento em picos de difração de baixa intensidade, o que também está relacionada à baixa concentração dos elementos na amostra.

Percebe-se também que, na moagem de 240min, ocorreu a oxidação do alumínio, acarretando na formação do óxido presente no difratograma. De acordo com os estudos de André et. al(2013), esse fato se deve a alta reatividade do alumínio durante o processo de moagem de alta energia.

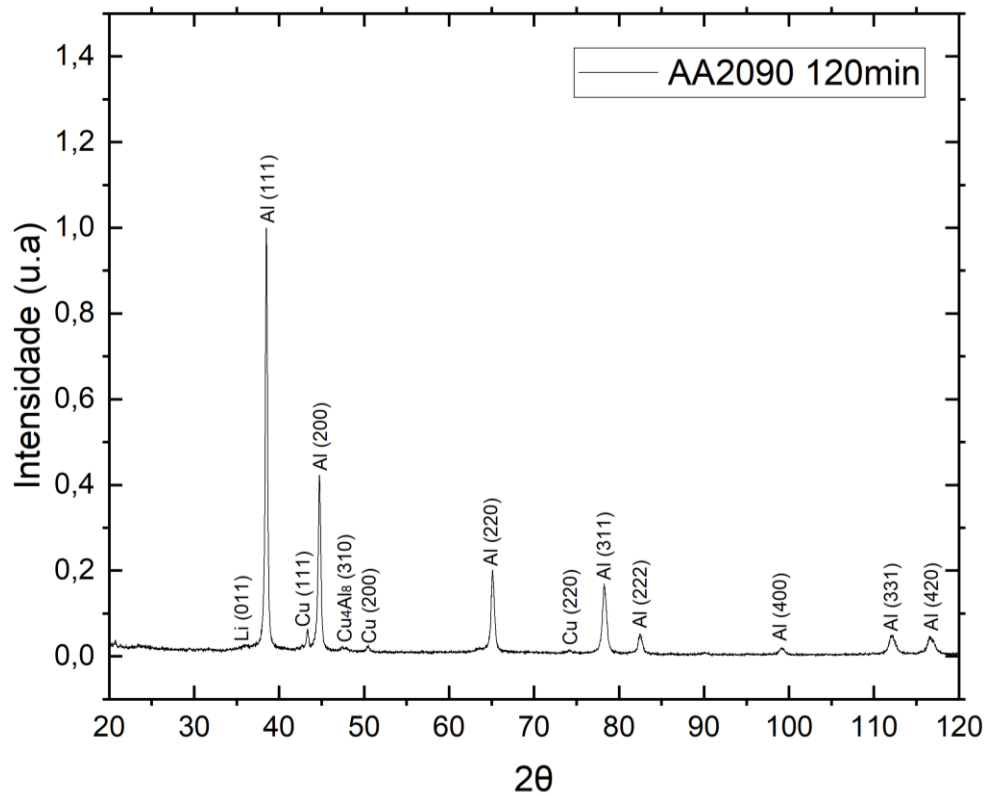
Por fim, nota-se que com o aumento do tempo de moagem os picos de difração diminuem e se alargam. Isso ocorre porque a MAE causa a fragmentação das partículas de material, resultando em um aumento do tamanho de cristalito. O tamanho de cristalito é uma medida da distância média entre dois átomos na estrutura cristalina de um material. (ANDRÉ et.al., 2013; EXNER, 1979).

Figura 33: Difratograma do pó da liga 2090 processado por 60min de MAE



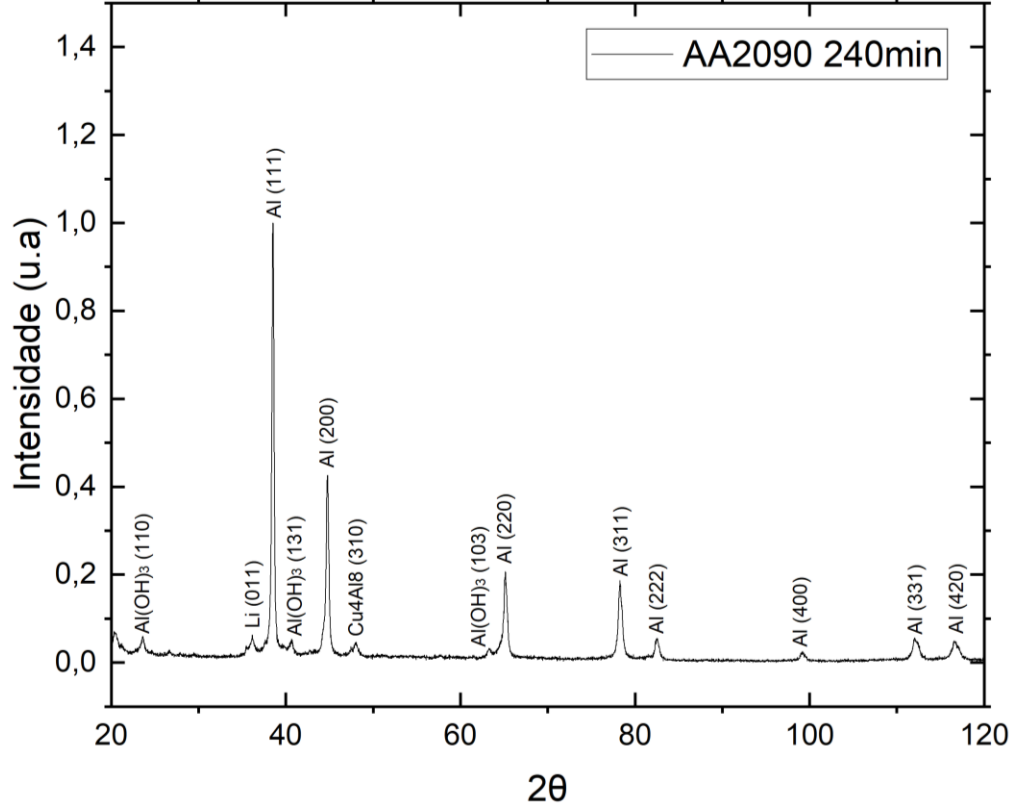
Fonte: O Autor(2023)

Figura 35: Difratograma do pó da liga 2090 processado por 120min de MAE



Fonte: O Autor(2023)

Figura 34: Difratograma do pó da liga 2090 processado por 240min de MAE



Fonte: O Autor(2023)

5.1.2.3. Análise Granulométrica da Liga AA2090

Os materiais particulados da liga de Al-Cu-Li AA2090 foram encaminhados à análise de difração de laser após o processamento por MAE, com o objetivo de serem analisados de acordo com sua distribuição granulométrica e tamanhos de partícula.

Como pode ser observado nas Figuras 36 a 38 abaixo, nota-se que para todos os tempos de moagem, os espectros apresentaram comportamento bimodal, denotando a existência de diferentes populações de tamanho de partículas. Esse fato corrobora com as análises de MEV obtidas para essa liga, onde percebeu-se uma irregularidade no tamanho e formato das partículas.

Na moagem de 60 minutos, Figura 36, se obteve um tamanho médio de partícula $d(0,5)=44,807\ \mu\text{m}$. Já na moagem de 120 minutos, Figura 37, o tamanho médio de partícula foi de $d(0,5)=33,134\ \mu\text{m}$. Apesar dessa característica bimodal, nota-se que com esse primeiro aumento do tempo de moagem, houve uma tendência no espectro em direção às regiões de partículas de menor tamanho, indicando que o processo de moagem foi eficaz. Comparando com o tamanho de partícula de alumínio puro, identifica-se uma proximidade entre os valores do pó de partida e a moagem de 120min.

Por fim, com 240min o tamanho médio desse pó da liga AA2090 foi de $d(0,5)=40,234\ \mu\text{m}$. Ao contrapor com os dois tempos iniciais, conclui-se que houve um aumento no tamanho de partícula. Isso sugere para a liga AA2090, que a moagem de 4h não foi eficaz, podendo atribuir esse aumento à soldagem a frio das partículas.

Figura 36: Espectro de difração a laser do pó da liga AA2090 após 60 min. de MAE

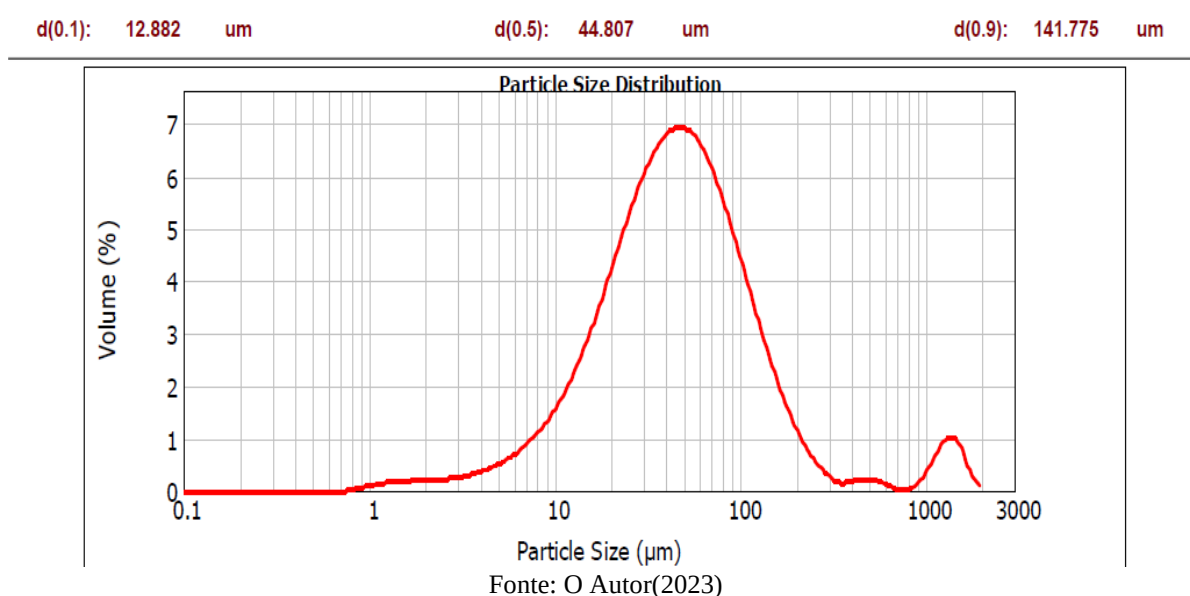


Figura 38: Espectro de difração a laser do pó da liga AA2090 após 120 min. de MAE

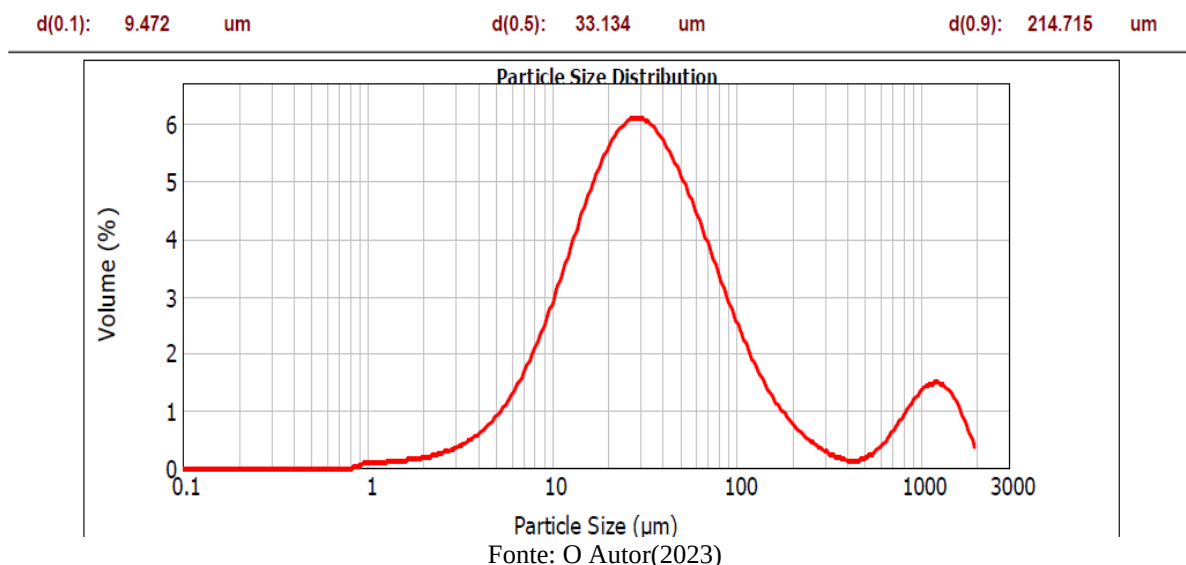
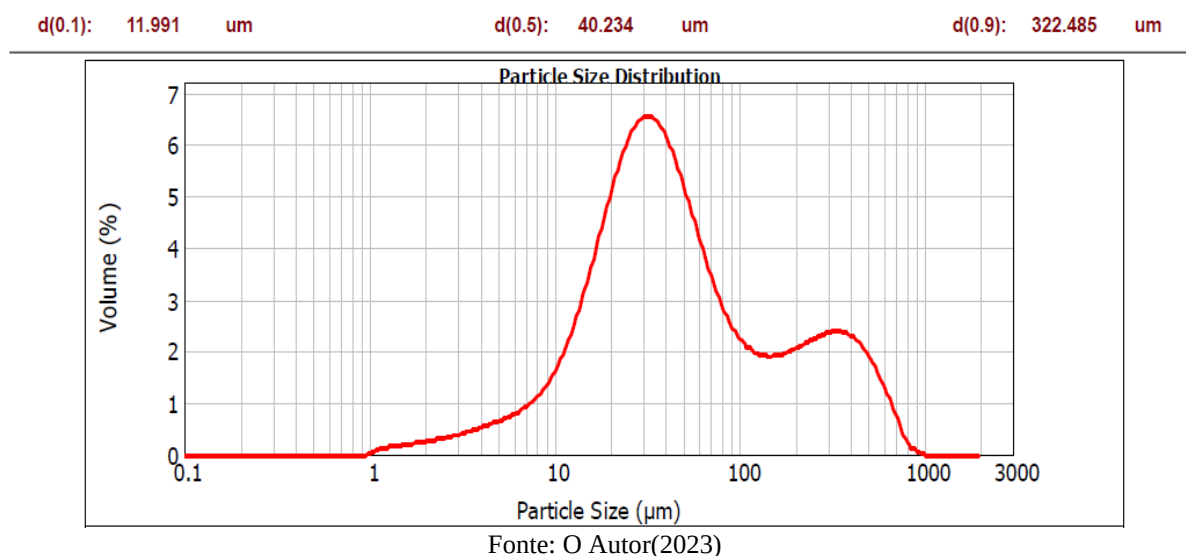


Figura 37: Espectro de difração a laser do pó da liga AA2090 após 240 min. de MAE



5.1.3. Liga 8090

Neste tópico serão apresentados e discutidos os resultados das caracterizações por MEV, EDS, ATP e DRX para o material particulado da liga AA8090.

5.1.3.1. Microscopia eletrônica de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva

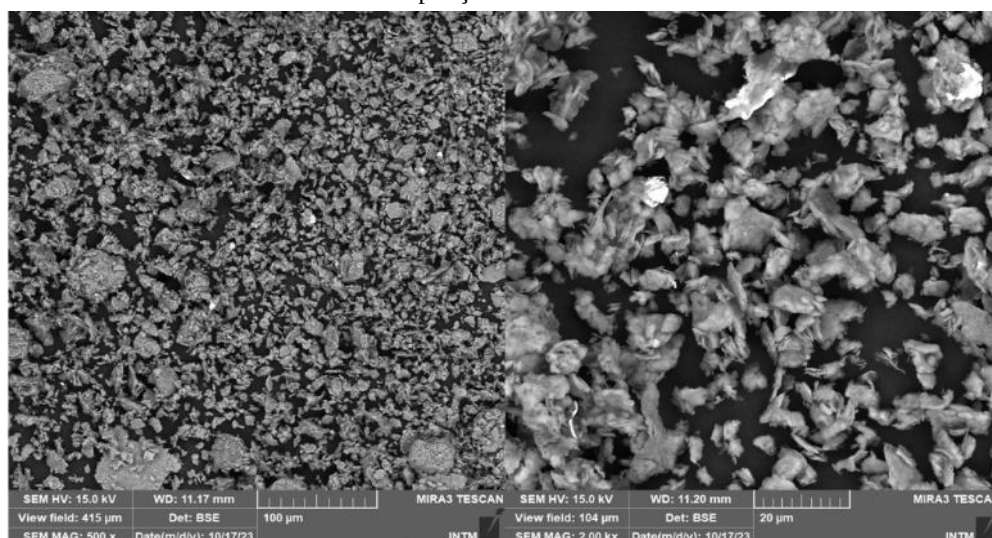
As figuras 39 a 41 exibem, respectivamente, o MEV dos pós da liga AA8090 processados por MAE durante 60, 120 e 240 minutos.

De acordo com as micrografias da liga AA8090, as amostras processadas por MAE resultaram, nos três tempos de moagem, uma morfologia de partícula irregular e com aspecto achatado. A morfologia dos pós processados por MAE é geralmente descrita como achatada, com bordas irregulares. O mecanismo de deformação e soldagem dá origem à formação de partículas achatadas contendo camadas dos componentes da liga. As forças de cisalhamento e compressão durante a moagem causam o achatamento das partículas, enquanto as forças de compressão causam a deformação das bordas (SALGADO et.al,2003; ARAÚJO FILHO et. al,2022). Segundo Nowosielski (2005), no início do processo de moagem, as partículas frágeis são fragmentadas e as partículas dúcteis tornam-se achatadas por um processo de micro forjamento.

Somente com a análise as micrografias, não foi possível averiguar se houve uma diminuição no tamanho de partícula em relação ao tempo de moagem. Apesar do tempo ser um fator de grande relevância durante o processo de moagem, afetando diretamente a redução do tamanho de partícula (ASKELAND & PHULÉ ,2016; OLIVEIRA et.al, 2018), percebe-se uma variedade de populações de tamanho de partículas, bem como uma aglomeração de particulados na moagem de 240 minutos.

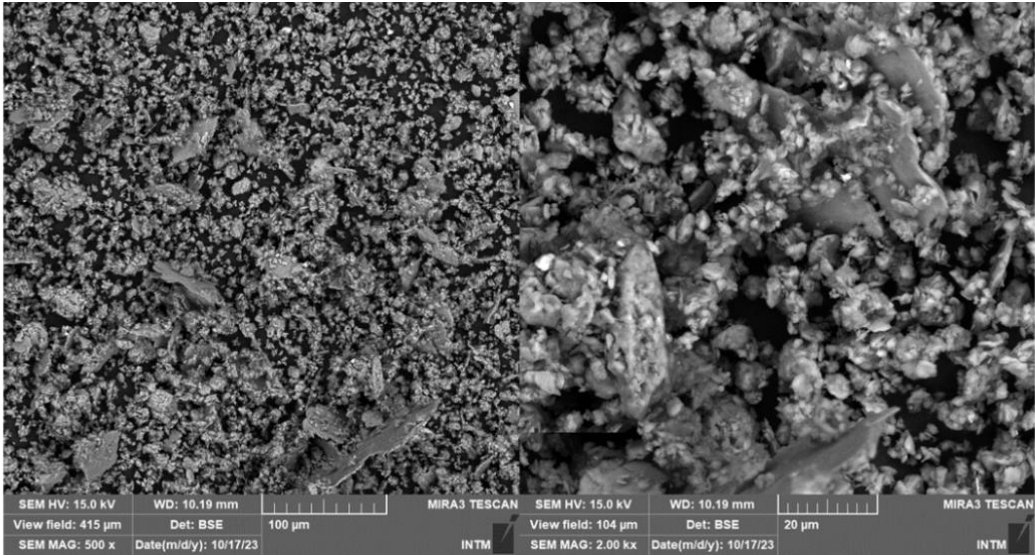
As Figuras 42 a 45, apresentam as apurações obtidas através da técnica de espectroscopia de energia dispersiva para a liga AA8090. Com base nos resultados, nota-se que a liga apresentou, nos três tempos de moagem, os elementos químicos constituintes para seu desenvolvimento, conforme é determinado pela ASM Handbook (2001). Semelhante ao que ocorreu no EDS dos pós da liga AA2090, o lítio não foi identificado pela técnica, devido sua baixa massa atômica, baixo número atômico baixo e baixa concentração.

Figura 39: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga AA8090 – 60 min. MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x



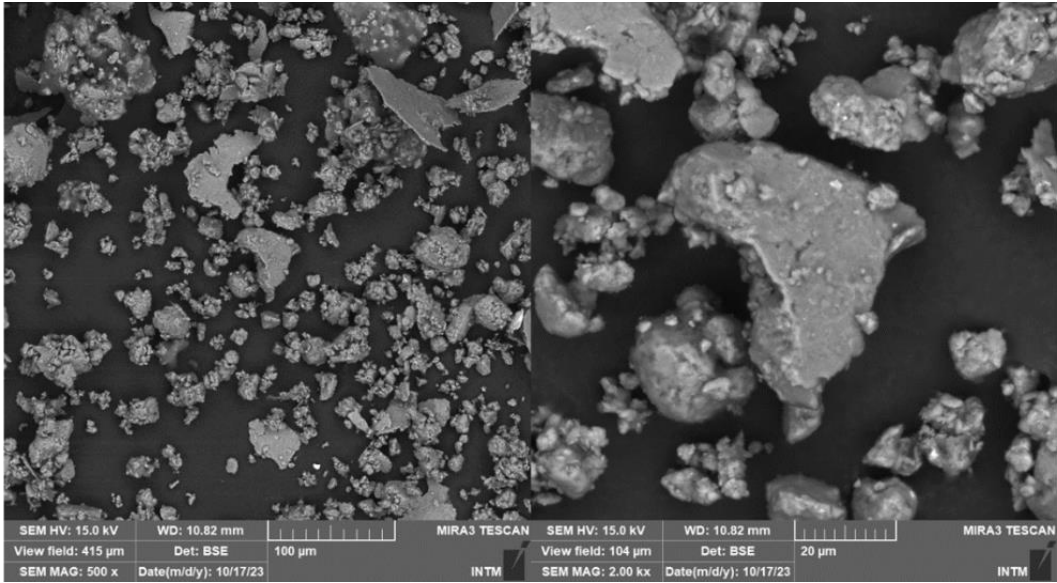
Fonte: O Autor(2023)

Figura 41: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga AA8090 – 120 min de MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x



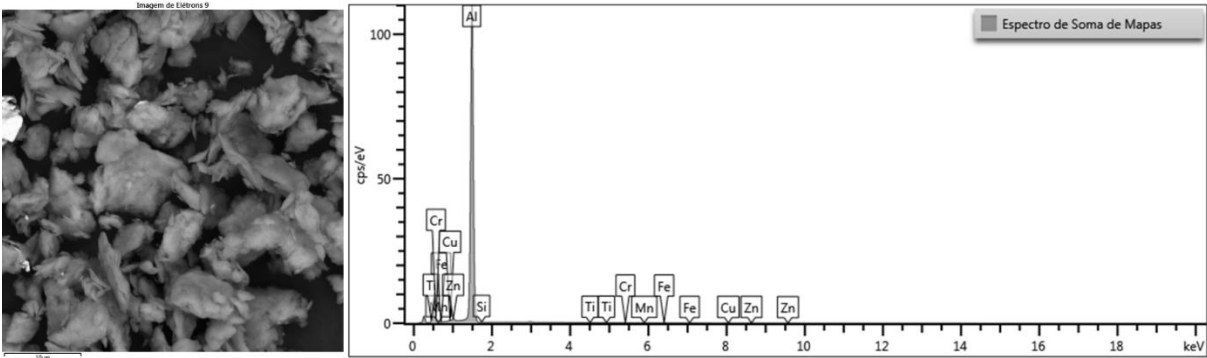
Fonte: O Autor(2023)

Figura 40: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga AA8090 – 240 min. MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x



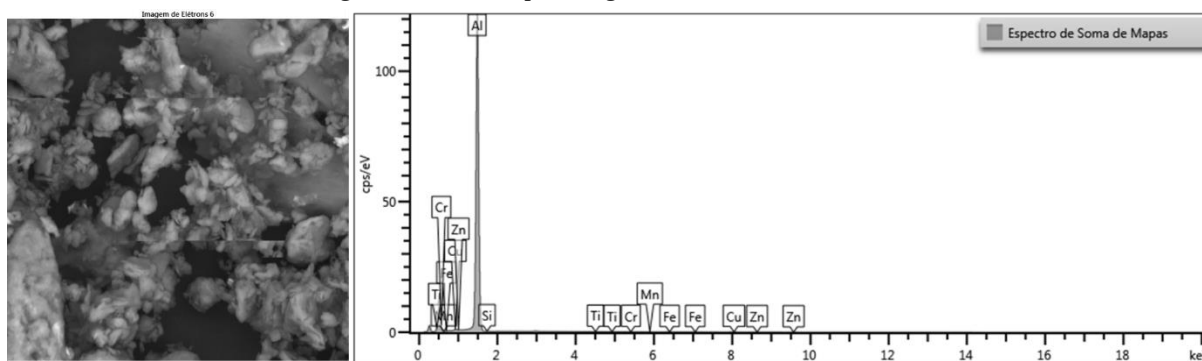
Fonte: O Autor(2023)

Figura 42: EDS do pó da liga AA8090 – MAE 60 min



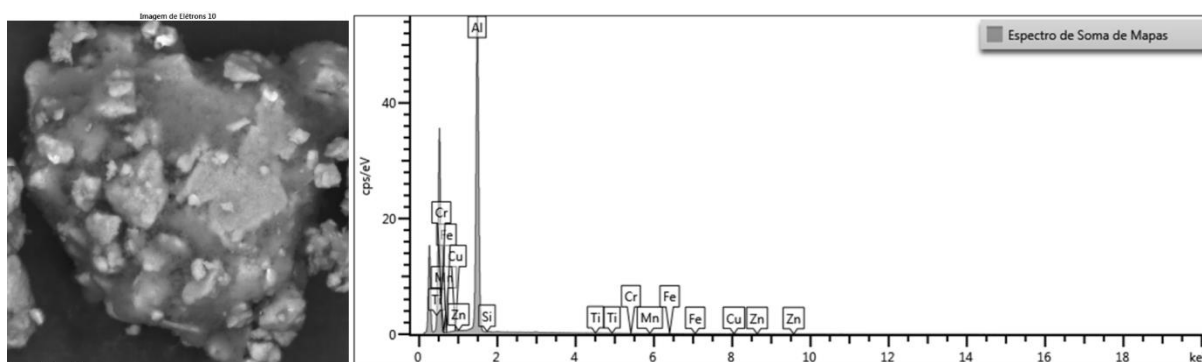
Fonte: O Autor(2023)

Figura 43: EDS do pó da liga AA8090 – MAE 120 min



Fonte: O Autor(2023)

Figura 44: EDS do pó da liga AA8090 – MAE 240



Fonte: O Autor(2023)

5.1.3.2. Difração de Raios-X do pó da Liga AA8090

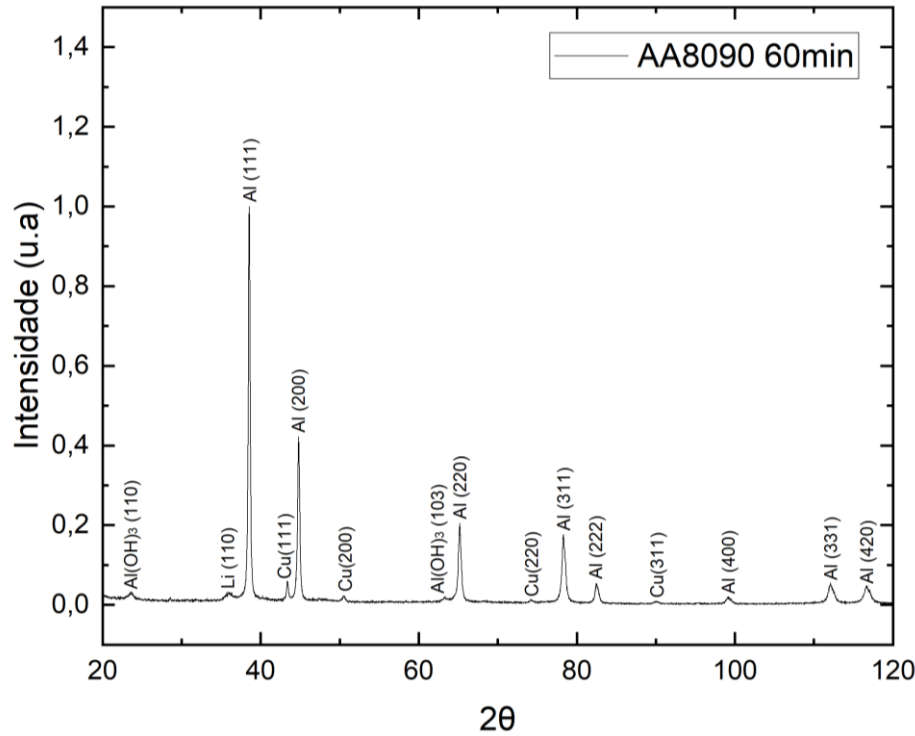
As figuras 45 a 47 apresentam os espectros de difração de raios-x dos pós da liga AA8090, submetidos à moagem de alta energia durante 60, 120 e 240 minutos. Inicialmente, observa-se a presença das fases de Alumínio, Cobre e Lítio em todos os tempos de moagem trabalhados.

Como dito anteriormente, a detecção de lítio em ligas metálicas pode ser desafiadora dependendo da técnica utilizada e o equipamento empregado. O lítio tem uma baixa massa atômica e um número atômico baixo, o que significa que os picos de difração de raios-X do lítio são de baixa intensidade. Dessa forma, foi possível identificar o aparecimento desse elemento na composição dessa liga. Porém, percebe-se a presença desse elemento em picos de difração de baixa intensidade, o que também está relacionada à baixa concentração dos elementos na amostra.

Percebe-se também que, na moagem de 60min e 240min, ocorreu a oxidação do alumínio, acarretando na formação do óxido presente no difratograma. De acordo com os estudos de André et. al(2013), esse fato se deve a alta reatividade do alumínio durante o

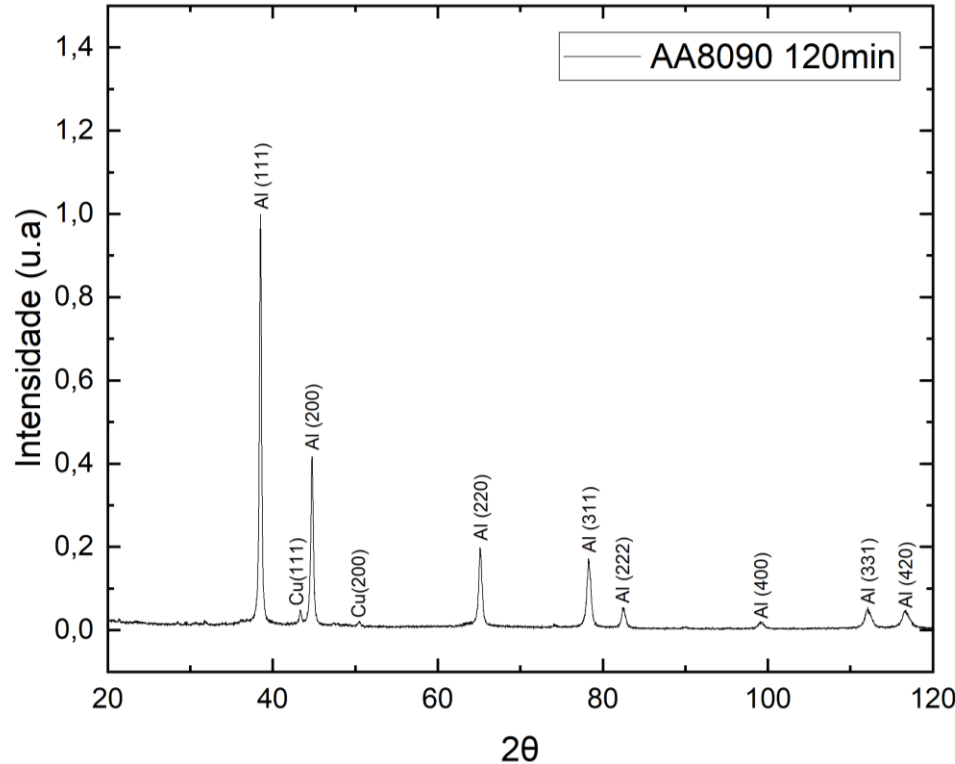
processo de moagem de alta energia. A presença desse óxido também é justificada pelo contato do pó, que se encontra reativo após MAE, e a umidade, reagindo com o oxigênio e a água para formar óxido de alumínio e hidróxido de alumínio.

Figura 45: Difratoograma do pó da liga 8090 processado por 60min de MAE



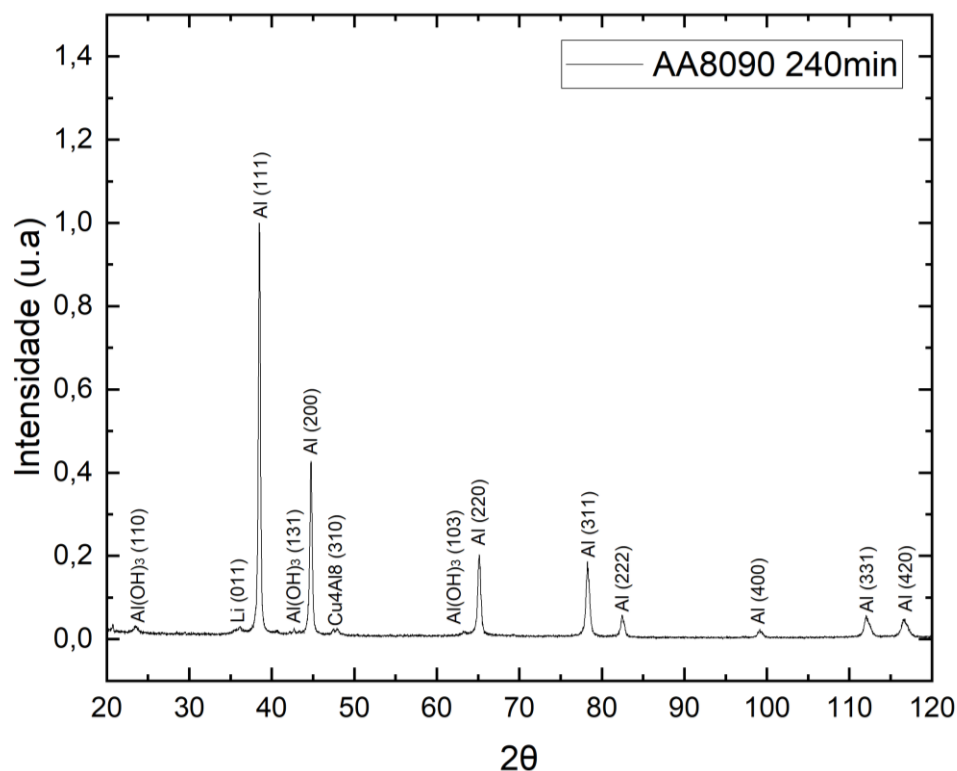
Fonte: O Autor(2023)

Figura 46: Difratoograma do pó da liga 8090 processado por 120min de MAE



Fonte: O Autor(2023)

Figura 47: Difratoograma do pó da liga 8090 processado por 240min de MAE



Fonte: O Autor(2023)

5.1.3.3. Análise Granulométrica da Liga AA8090

Os materiais particulados da liga AA8090 foram submetidos à análise de difração de laser após o processamento por MAE, com o objetivo de serem analisados de acordo com sua distribuição granulométrica e tamanhos de partícula.

Como pode ser observado nos espectros de difração, Figuras 48 a 50, observa-se que para todos os tempos de moagem, os espectros apresentaram comportamento bimodal, denotando a existência de diferentes tamanhos de partículas dispersos. Esse fato corrobora com as análises de MEV obtidas para essa liga, onde percebeu-se uma irregularidade no tamanho e formato das partículas.

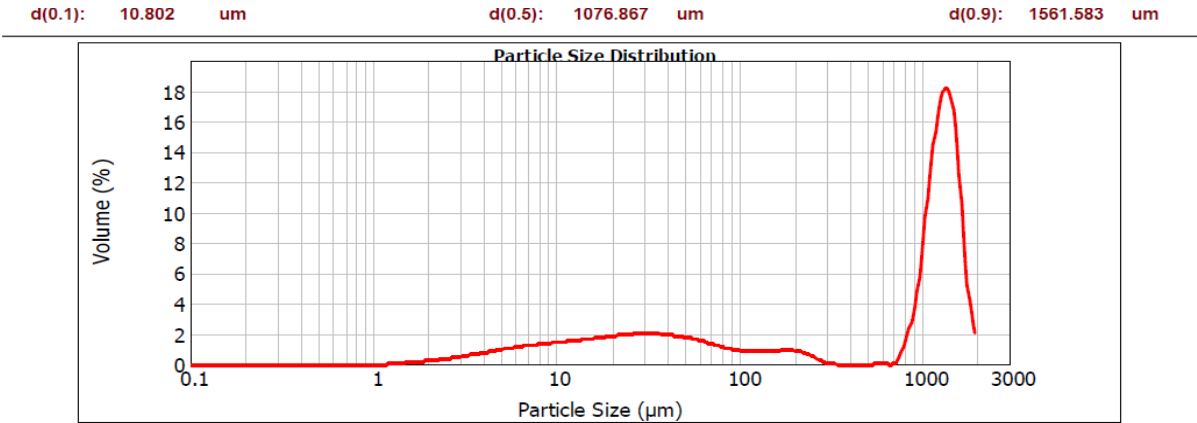
Na moagem de 60 minutos, Figura 48, nota-se uma distribuição granulométrica grosseira, exibindo um tamanho médio de partícula $d(0,5) = 1076,867 \mu\text{m}$. Com essa informação, pode-se concluir que a moagem nesse primeiro tempo não foi eficaz resultado em uma soldabilidade do material.

Na MAE de 120 minutos, Figura 49, o tamanho médio de partícula foi de $d(0,5) = 45,458 \mu\text{m}$. Apesar da característica bimodal, percebe-se a moagem foi mais efetiva, ocorrendo uma tendência no espectro em direção às regiões de partículas de menor tamanho. Comparando com

o tamanho de partícula de alumínio puro, identifica-se uma proximidade maior para esse tempo de moagem.

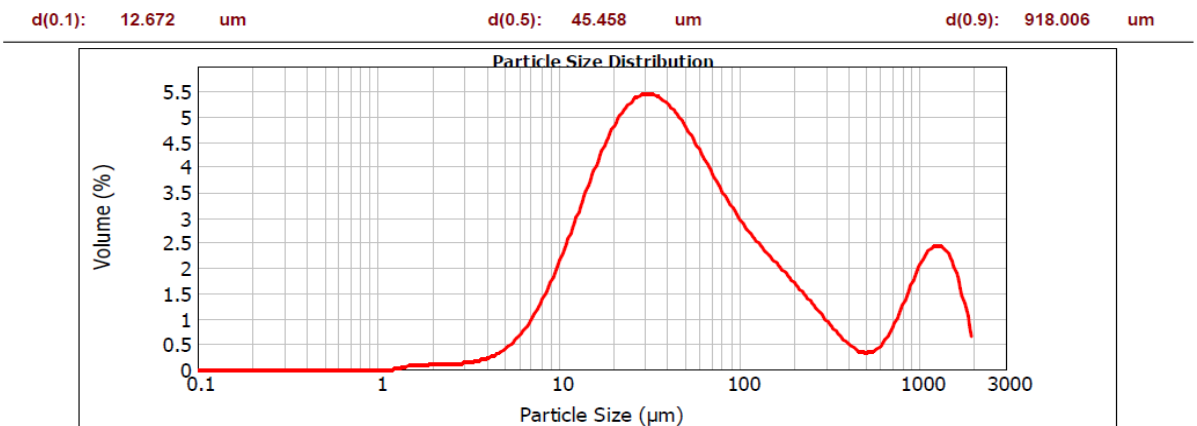
Por fim, com 240min o tamanho médio desse pó da liga AA8090 foi de $d(0,5)=67,926\ \mu\text{m}$. Contrapondo com o tempo de moagem anterior, verifica-se que houve um aumento no tamanho de partícula. Isso sugere para a liga AA8090, a moagem de 4h não foi eficaz, aumentando a soldagem a frio das partículas.

Figura 48: Espectro de difração a laser do pó da liga AA8090 após 60 min. de MAE



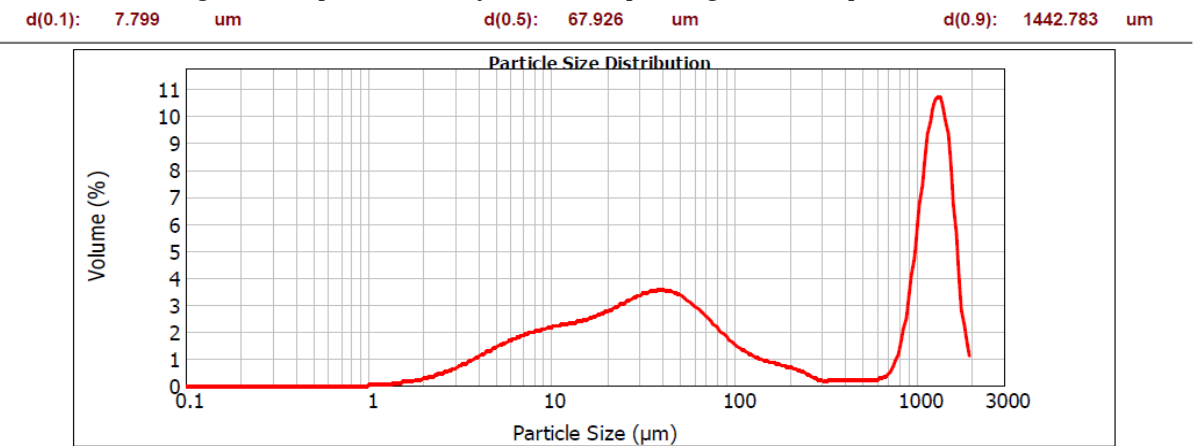
Fonte: O Autor(2023)

Figura 49: Espectro de difração a laser do pó da liga AA8090 após 120 min. de MAE



Fonte: O Autor(2023)

Figura 50: Espectro de difração a laser do pó da liga AA8090 após 240 min. de MAE



Fonte: O Autor(2023)

5.1.4. Liga Weldalite 049

Nesse tópico serão apresentados e discutidos os resultados obtidos nos ensaios de MEV, EDS, ATP e DRX para o pó da liga comercial Weldalite 049 processado por MAE.

5.1.4.1. Microscopia eletrônica de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva

As Figuras 51 a 53 apresentam, respectivamente, o MEV dos pós da liga comercial de alumínio-cobre-lítio, denominada de Weldalite 049, submetida a 60min, 120min e 240min de moagem de alta energia.

Ao observar as micrografias dessa liga metálica, as amostras processadas por MAE resultaram, no tempo de moagem de 60 minutos, uma morfologia do tipo irregular, com aspecto achatado e deformação nas bordas. Esse fenômeno é validado nas pesquisas de Salgado et.al(2003) e Araújo Filho et. al(2022), a morfologia dos pós processados por MAE é geralmente descrita como achatada, com bordas irregulares. Ambos os autores justificam esse fato devido o pó metálico ser submetido a forças de cisalhamento e compressão durante o processo de MAE, promovendo o achatamento das partículas.

Nos demais tempos de moagem há a formação de partículas equiaxiais orientadas aleatoriamente, devido a soldagem dessas partículas em camadas. Dessa forma, corroborando com os estudos de Courtney(1995), os tempos de 120min e 240min foram suficientes para ocorrer a diminuição da quantidade de partículas na forma de escamas, havendo então, um equilíbrio entre as frequências de fratura e soldagem durante a mecanossíntese.

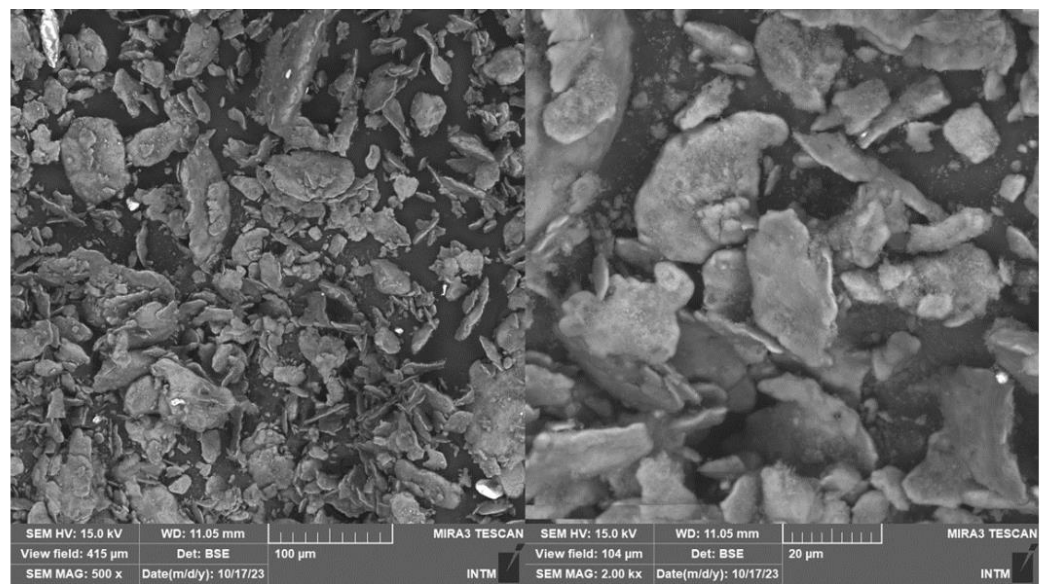
Com base no MEV, pode-se afirmar que ocorreu a redução no tamanho desses particulados em relação ao crescimento no tempo de moagem. Ratificando esse resultado e justificativa, Oliveira et al.(2018) afirma que o tempo é um fator relevante que afeta a taxa de redução do tamanho de partícula porque é o tempo que as partículas têm para serem submetidas às forças de cisalhamento e compressão que causam a sua fragmentação.

As Figuras 54 a 56, exibem as apurações obtidas através da técnica de espectroscopia de energia dispersiva para a liga supracitada. Com base nos resultados adquiridos, percebe-se que a liga apresentou, nos três tempos de moagem, os elementos químicos constituintes para seu desenvolvimento, conforme é apresentado na norma da ASM Handbook (2001).

Os raios-X emitidos por átomos de lítio têm energia relativamente baixa durante a análise de EDS. Logo, essa técnica não produz confiabilidade nos resultados para detecção de

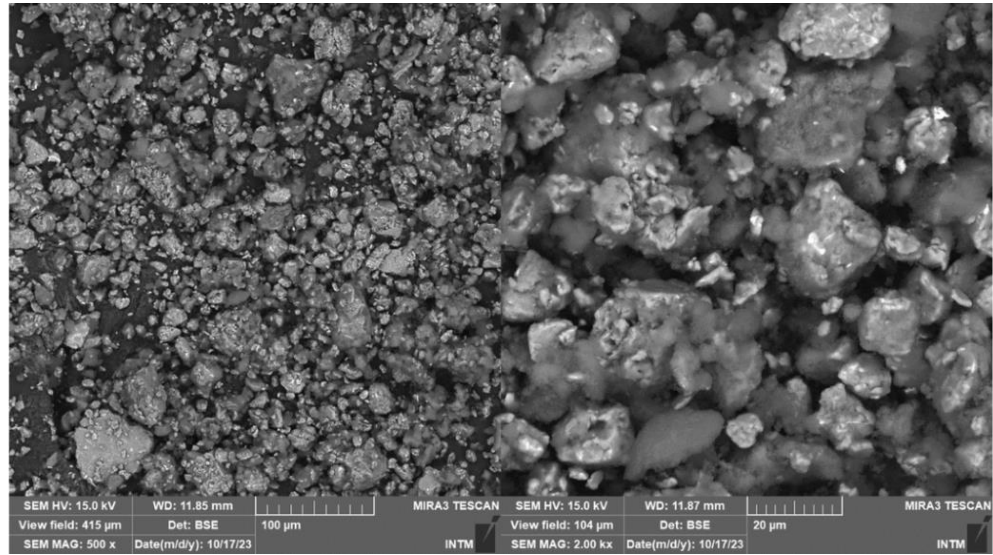
pequenas concentrações ou para detecção de elementos químicos com peso molecular inferior ao sódio, como é o caso do lítio (QUEIROZ et. al., 2012).

Figura 51: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga WELDALITE 049 – 60min de MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x



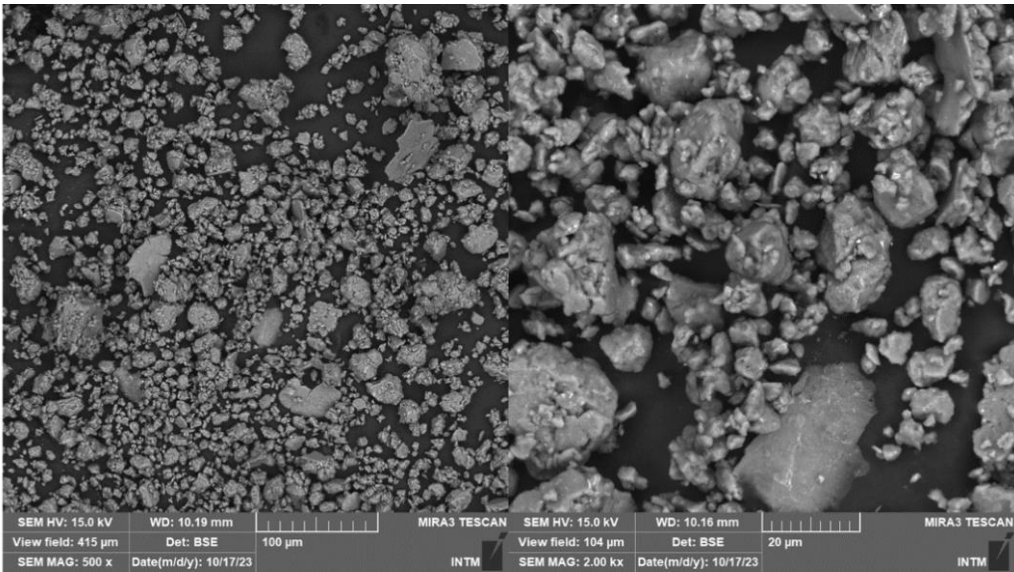
Fonte: O Autor(2023)

Figura 52: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga WELDALITE 049 – 120min de MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x



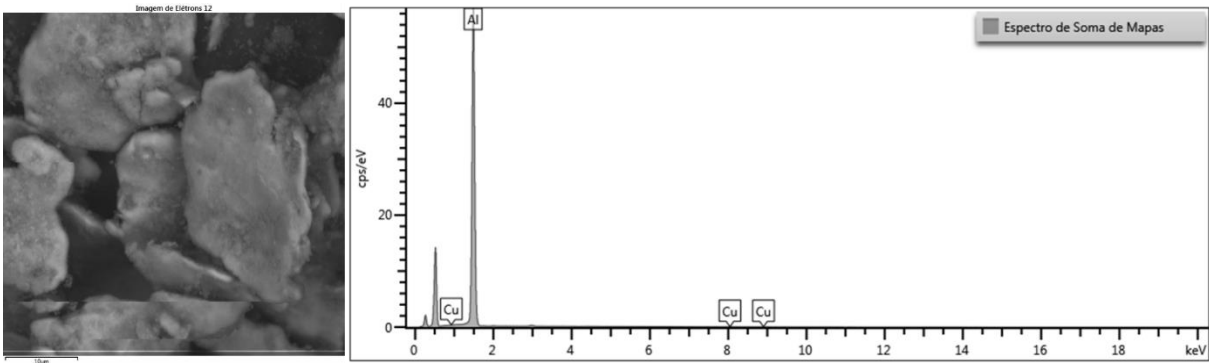
Fonte: O Autor(2023)

Figura 53: Fotomicrografias por MEV da amostra de liga WELDALITE 049 – 240min de MAE. (a) ampliação 500x; (b) ampliação 2000x



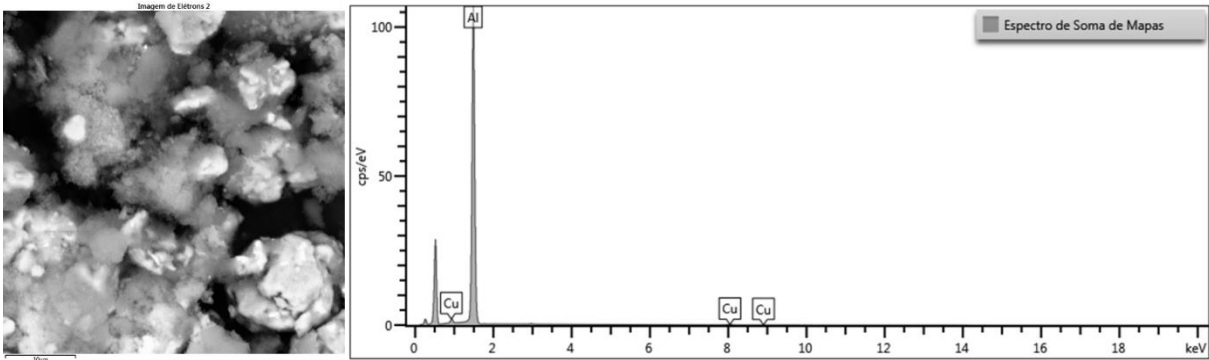
Fonte: O Autor(2023)

Figura 55: EDS do pó da liga Weldalite 049 processado por 60min de MAE



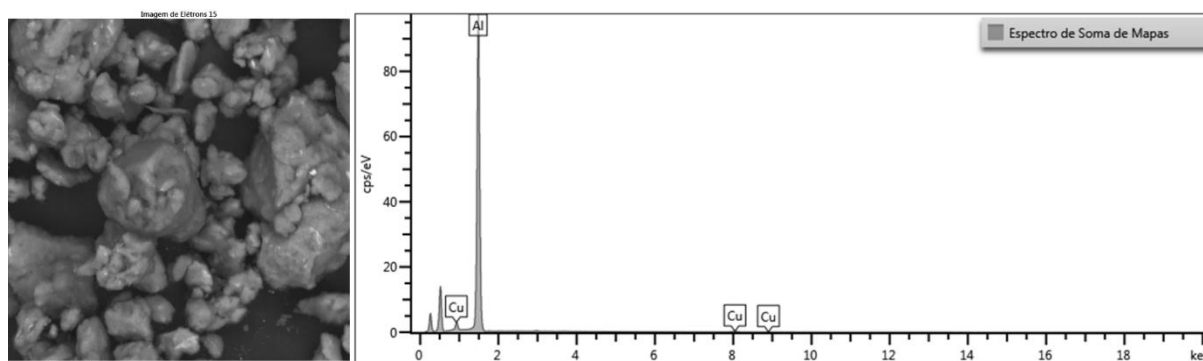
Fonte: O Autor(2023)

Figura 54: EDS do pó da liga Weldalite 049 processado por 120min de MAE



Fonte: O Autor(2023)

Figura 56: EDS do pó da liga Weldalite 049 processado por 240min de MAE



Fonte: O Autor(2023)

5.1.4.2. Difração de Raios-X do pó da Liga WELDALITE 049

As figuras 57 a 59 exibem os espectros de difração de raios-x dos pós da liga comercial Weldalite 049, submetidos à moagem de alta energia durante 60, 120 e 240 minutos. Inicialmente, observa-se a presença das fases de Alumínio, Cobre e Lítio em todos os tempos de moagem trabalhados.

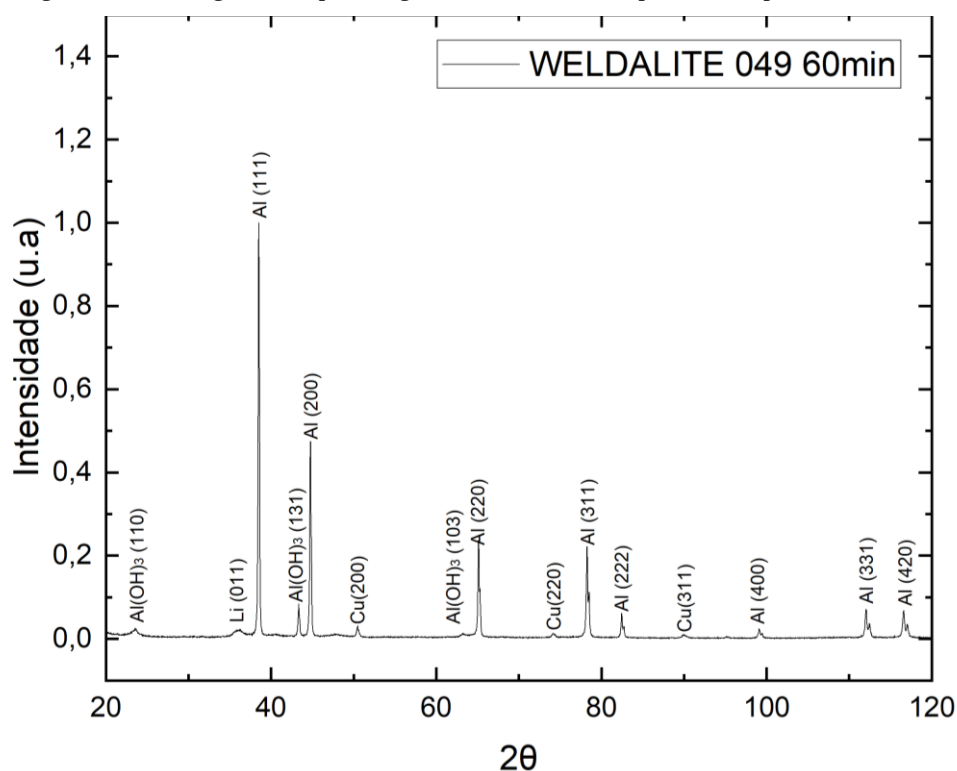
Como discorrido anteriormente, a apuração da presença de lítio em ligas metálicas pode ser dificultada dependendo da técnica empregada e o equipamento utilizado. Esse elemento metálico tem uma baixa massa atômica e um número atômico baixo, o que significa que os picos de difração de raios-X do lítio são de baixa intensidade.

Apesar dessa dificuldade, a análise de DRX foi eficaz em identificar a presença do lítio na composição dessa liga, como pode ser observado nos difratogramas abaixo. Percebe-se a presença desse elemento em picos de difração de baixa intensidade, o que também está relacionada à baixa concentração dos elementos na amostra.

Nota-se que para a liga WELDALITE 049, nos três tempos de moagem, ocorreram a oxidação do alumínio, acarretando na formação do óxido presente no difratograma. De acordo com os estudos de André et. al(2013), esse fato se deve a alta reatividade do alumínio durante o processo de moagem de alta energia. Além disso, após a finalização da MAE, o pó se encontra altamente reativo, favorecendo reações com a umidade do ar e formando óxido de alumínio e hidróxido de alumínio

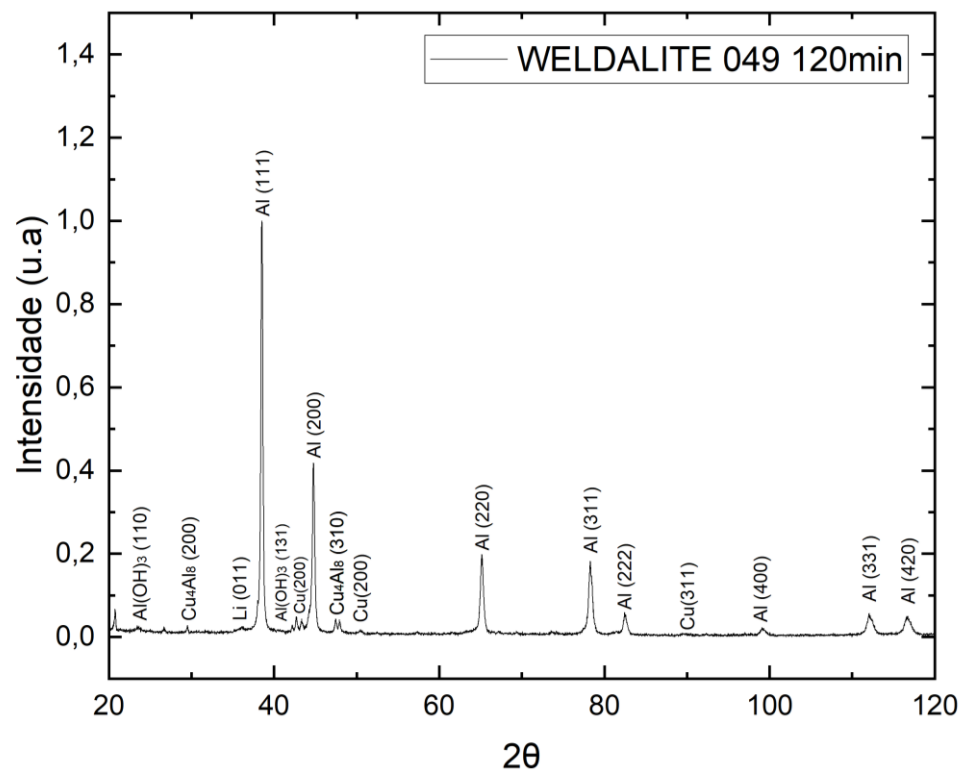
Por fim, nota-se que com o aumento do tempo de moagem os picos de difração diminuem e se alargam, se tornando mais discretos. Esse fenômeno é justificado devido a fragmentação das partículas de material promovidas pela mecanossíntese, resultando em um aumento do tamanho de cristalito. O tamanho de cristalito é uma medida da distância média entre dois átomos na estrutura cristalina de um material. (ANDRÉ et.al., 2013; EXNER, 1979).

Figura 57: Difrátograma do pó da liga WELDALITE 049 processado por 60min de MAE



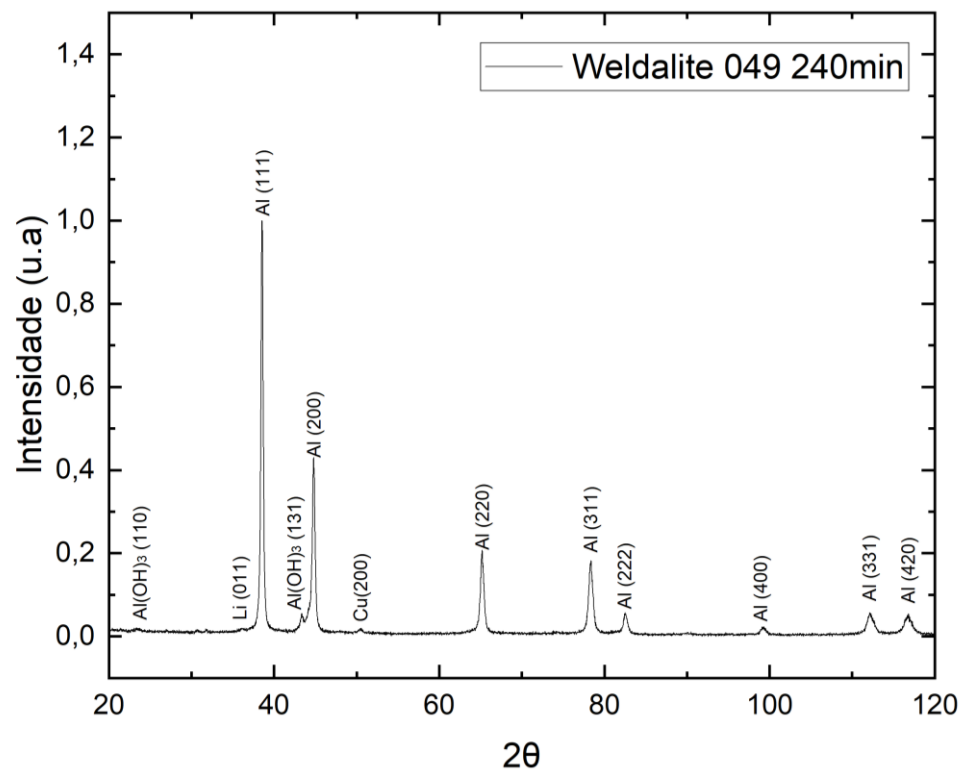
Fonte: O Autor(2023)

Figura 59: Difratoograma do pó da liga WELDALITE 049 processado por 120min de MAE



Fonte: O Autor(2023)

Figura 58: Difratoograma do pó da liga WELDALITE 049 processado por 240min de MAE



Fonte: O Autor(2023)

5.1.4.3. Análise Granulométrica da Liga WELDALITE 049

Os materiais particulados dessa liga comercial de Al-Cu-Li foram encaminhados à análise de difração de laser após o processamento por MAE, no intuito de serem analisados de acordo com sua distribuição granulométrica e tamanhos de partícula.

Como pode ser observado nas Figuras 60 a 62, nota-se que para todos os tempos de moagem, os espectros apresentaram comportamento bimodal, denotando a existência de diferentes populações de tamanho de partículas. Esse fato corrobora com as análises de MEV obtidas para essa liga, onde percebeu-se uma irregularidade no tamanho e formato das partículas.

Na moagem de 60 minutos, Figura 60, se obteve um tamanho médio de partícula $d(0,5)=50,149\ \mu\text{m}$. Na moagem de 120 minutos, Figura 61, o tamanho médio de partícula foi de $d(0,5)=37,048\ \mu\text{m}$. Por fim, com 240min o tamanho médio desse pó da liga WELDALITE 049 foi de $d(0,5)=29,956\ \mu\text{m}$. Apesar das características bimodais para todos os tempos de moagem, nota-se que houve uma tendência no espectro em direção às regiões de partículas de menor tamanho, indicando que o processo de moagem foi eficaz. Comparando com o tamanho de partícula de alumínio puro, identifica-se uma proximidade entre os valores do pó de partida e as moagens de 120min e 240min.

Segundo os espectros, em todas as moagens dessa composição de liga de alumínio-cobre-lítio ocorreu a diminuição da quantidade de partículas, ou seja, foi atingindo a etapa final no processo de MAE, onde houve um equilíbrio entre as frequências de fratura e soldagem. Dentre as três composições estudadas nesse trabalho, o pó da Weldalite 049 apresentou os melhores resultados referente ao refinamento de partículas.

Figura 60: Espectro de difração a laser do pó da liga WELDALITE após 60 min de MAE

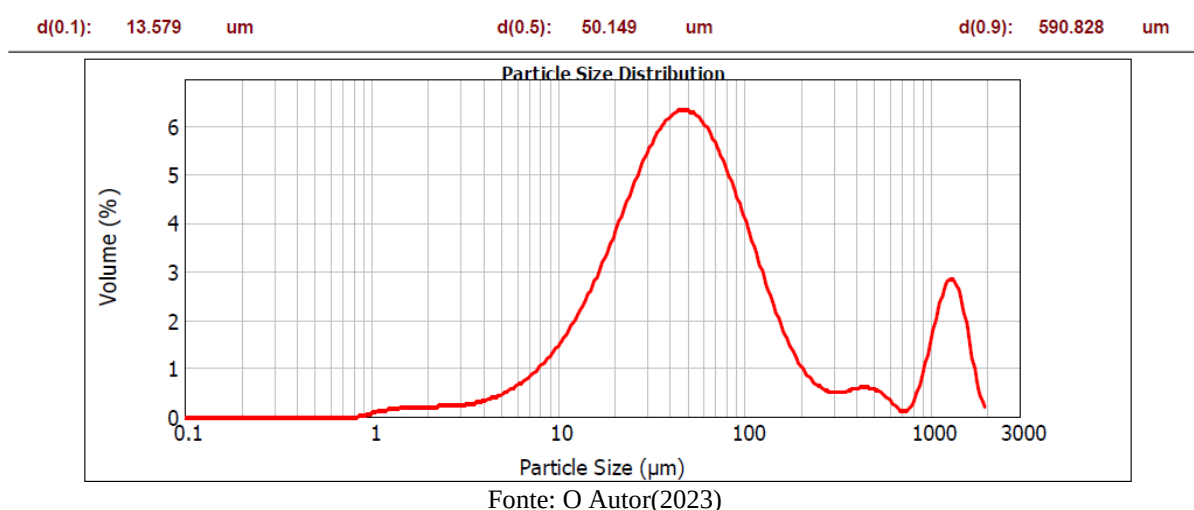


Figura 62: Espectro de difração a laser do pó da liga WELDALITE após 120 min de MAE

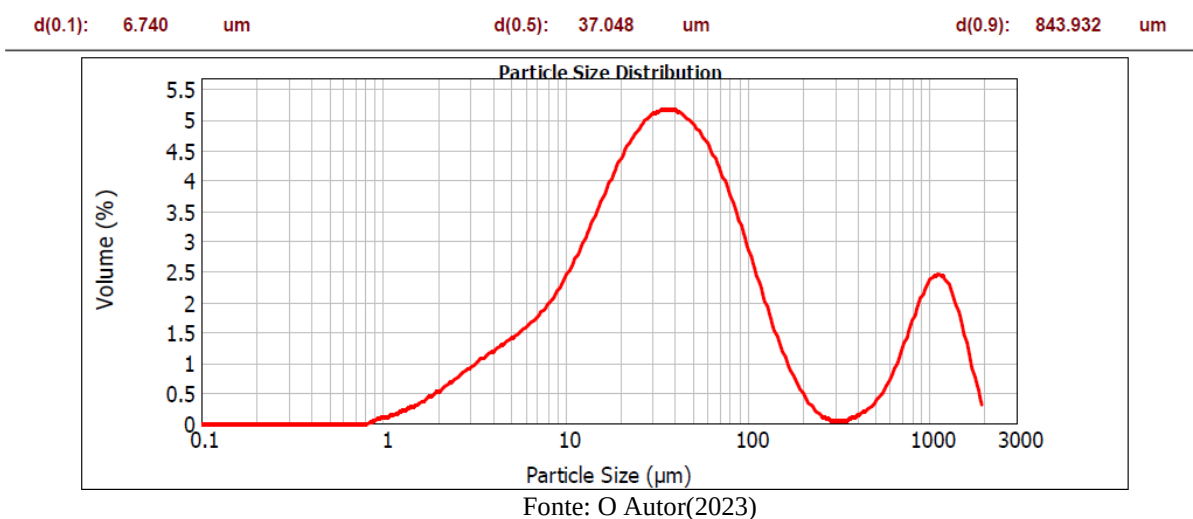
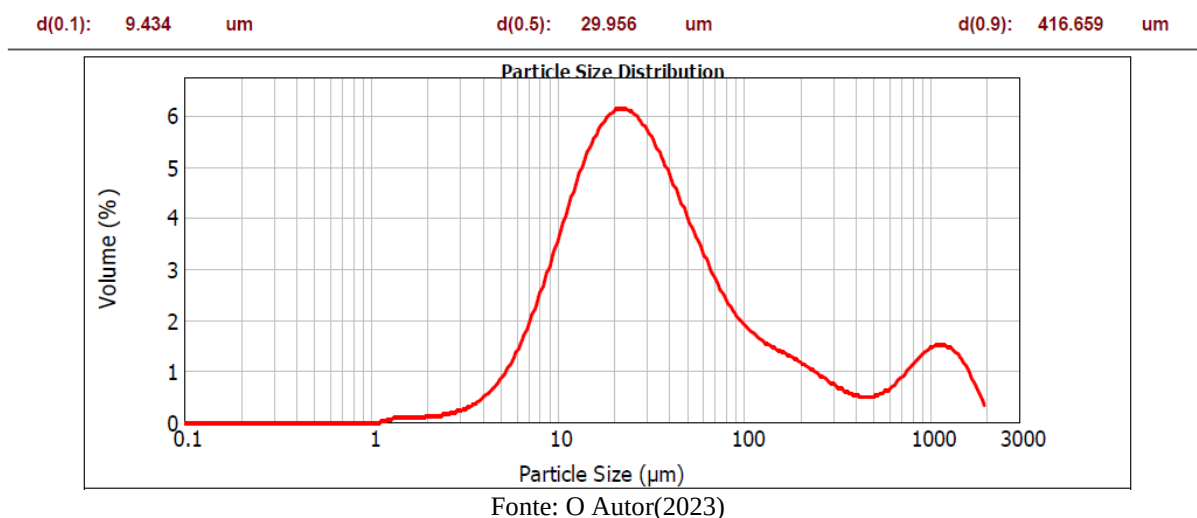


Figura 61: Espectro de difração a laser do pó da liga WELDALITE após 240 min de MAE



5.2. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL CONSOLIDADO

Concluído o processamento e caracterização do material particulado, deu-se continuidade a metodologia deste trabalho. Nesse capítulo, serão apresentados e dissertados os resultados adquiridos para o material consolidado.

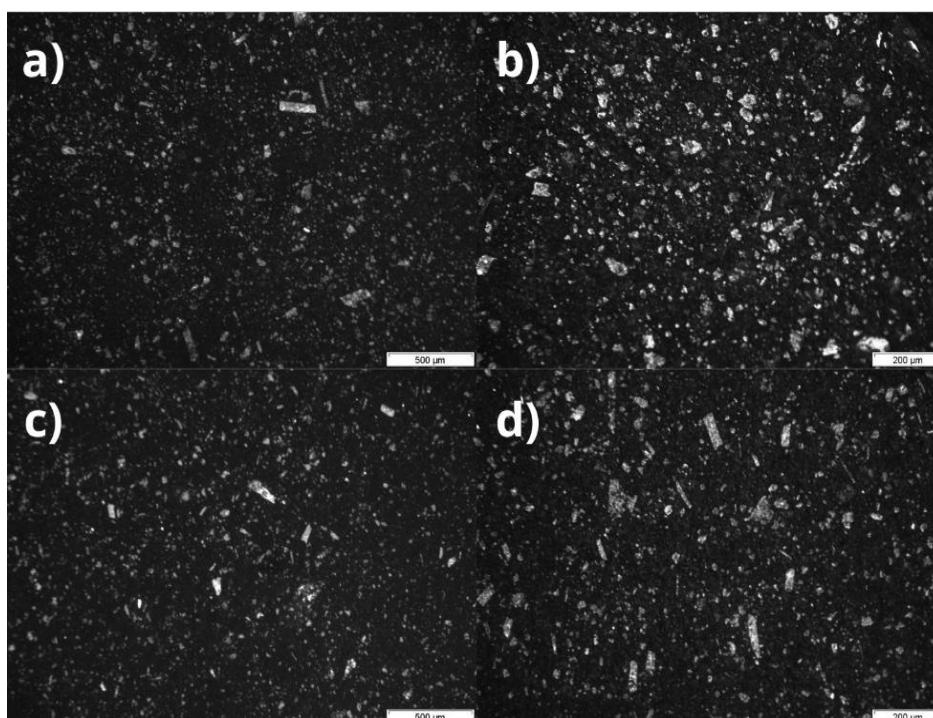
Levando em consideração os resultados obtidos na etapa de caracterização dos pós processados por moagem de alta energia, foram consolidados apenas os pós das amostras processadas por MAE durante 120min, por apresentarem um menor tamanho melhor distribuição de partícula. Dessa forma, as amostras foram compactadas e sinterizadas e, prontamente, caracterizadas por MO, MEV/EDS, DRX e microdureza Vickers.

5.2.1. Microscopia óptica das amostras consolidadas

A análise microestrutural foi realizada através da técnica de microscopia ótica, conforme apresentado no tópico 5.2.10, onde através das micrografias geradas, foi possível analisar o comportamento microestrutural das seções transversais e longitudinais das amostras consolidadas das ligas AA2090, AA8090 e WELDALITE 049.

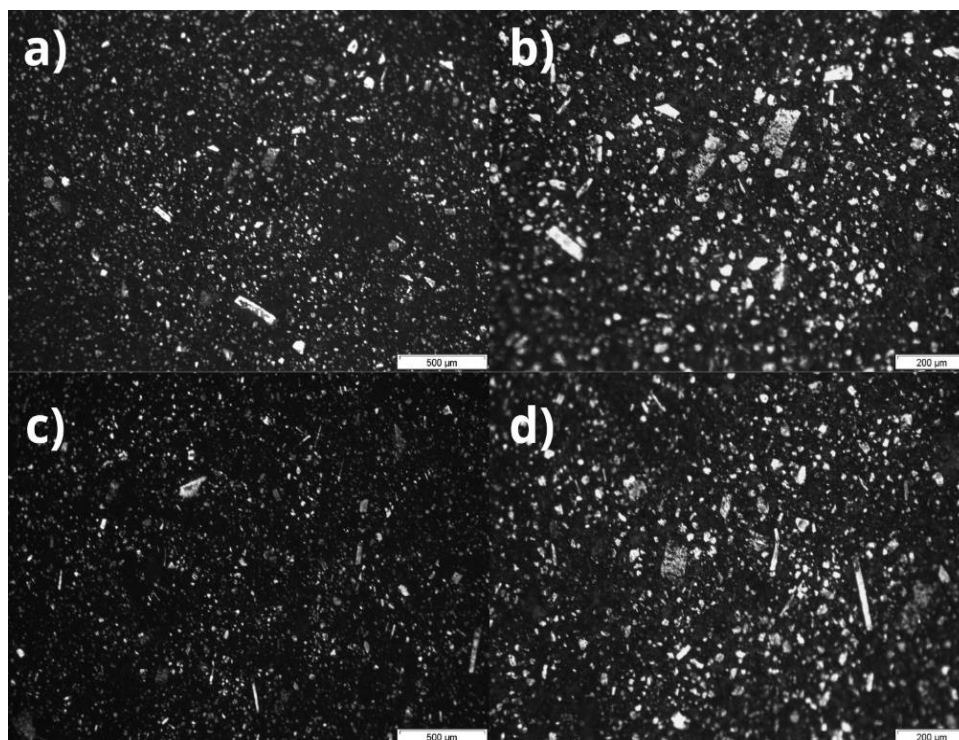
As Figuras 63(a, b, c, d) apresentam as micrografias referentes, respectivamente, as seções longitudinal e transversal da amostra sinterizada da liga AA2090, com as ampliações de 500x e 1000x. As Figuras 64(a, b, c, d) exibem as micrografias das seções longitudinal e transversal da amostra sinterizada da liga AA8090, com as ampliações de 500x e 1000x. Nas Figuras 65(a, b, c, d) é possível observar as micrografias correspondentes as seções longitudinal e transversal da amostra sinterizada da liga WELDALITE 049, com as ampliações de 500x e 1000x.

Figura 63: Imagens de MO do sinterizado da liga AA2090 – 120 min de MAE - seção longitudinal: 500x (a)1000x(b) - seção transversal: 500x(c), 1000x(d)



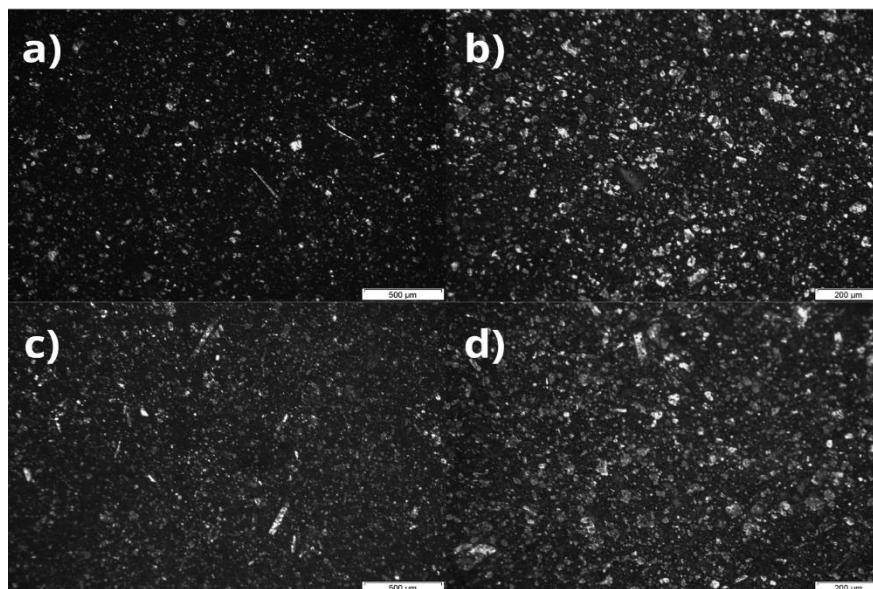
Fonte: O Autor(2023)

Figura 65: Imagens de MO do sinterizado da liga AA8090 – 120 min de MAE - seção longitudinal: 500x (a)1000x(b) - seção transversal: 500x(c), 1000x(d)



Fonte: O Autor(2023)

Figura 64: Imagens de MO do sinterizado da liga WELDALITE 049 – 120 min de MAE - seção longitudinal: 500x (a)1000x(b) - seção transversal: 500x(c), 1000x(d)



Fonte: O Autor(2023)

Ao observar as micrografias das seções transversais e longitudinais das ligas trabalhadas nesse estudo, percebe-se a presença de uma microestrutura com morfologia não homogênea, com característica irregular. Isso acontece porque durante a moagem de alta energia, o material metálico é submetido a uma combinação de forças mecânicas que promovem a deformação

plástica do material. Essa deformação plástica resulta na formação de novos grãos de alumínio, que são muito pequenos e não apresentam contornos definidos (ZHANG et. al., 2022).

Os pontos de coloração mais clara sob o fundo escuro nas micrografias demonstram a presença de cobre em sua maioria, reforçando a hipótese de que esses pontos são a fase endurecedora formada.

Pode-se ressaltar também que dentre as três composições desenvolvidas, a liga WELDALITE 049 apresentou a presença mais uniforme da fase endurecedora pelo material, corroborando com os resultados dissertados no tópico 6.1.4.

5.2.2. Microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de energia dispersiva das amostras consolidadas

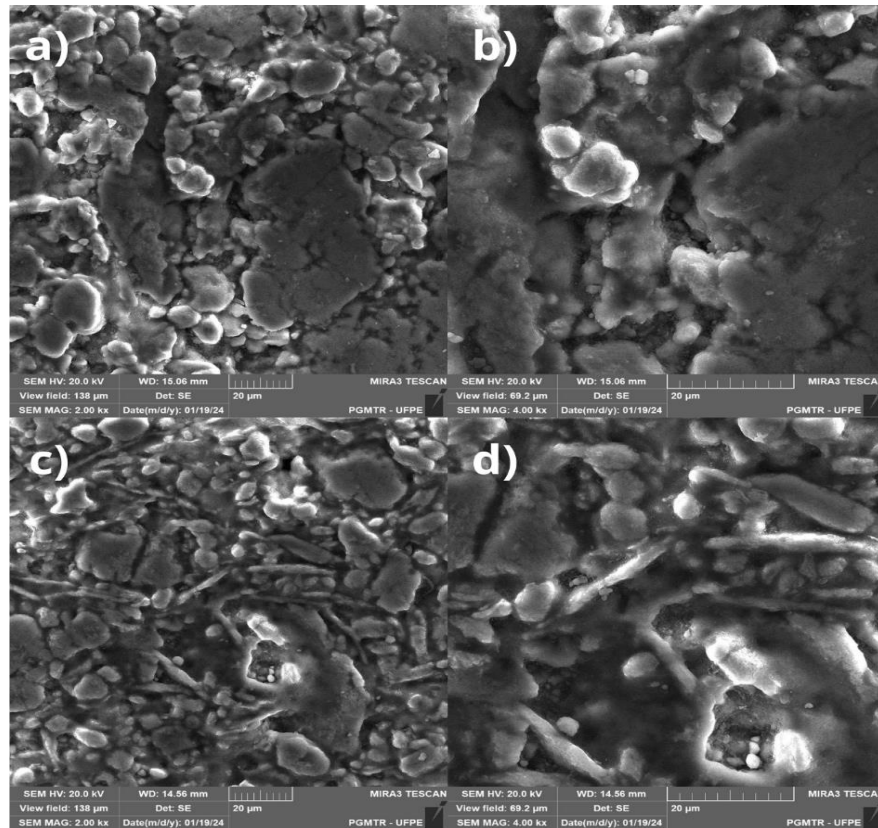
As Figuras 66 a 68, apresentam micrografias de MEV correspondente as seções longitudinal e transversal das amostras sinterizadas das ligas de alumínio-cobre-lítio AA2090, AA8090 e Weldalite 049, com as ampliações de 2000x e 4000x.

Os resultados obtidos pela microscopia eletrônica de varredura das amostras demonstram que o material consolidado apresenta uma morfologia heterogênea, sem contornos de grão definidos. Apesar de não ter sido perceptível na técnica de microscopia óptica, observa-se pelas análises de MEV que há uma presença considerável de porosidade para todas as composições de liga Al-Cu-Li produzidas.

Duas justificativas podem ser apontadas para explicar a presença dessa porosidade. Um ponto a ser levantado é a distribuição granulométrica de pós, a existência de pós com granulometria mais grosseira prejudica a compactação e favorece a porosidade na metalurgia do pó. Isso ocorre porque os pós de granulometria grosseira têm uma área superficial menor do que os pós de granulometria fina. Isso significa que há menos contato entre os pós, o que dificulta a formação de uma estrutura compacta (LI et. al., 2021).

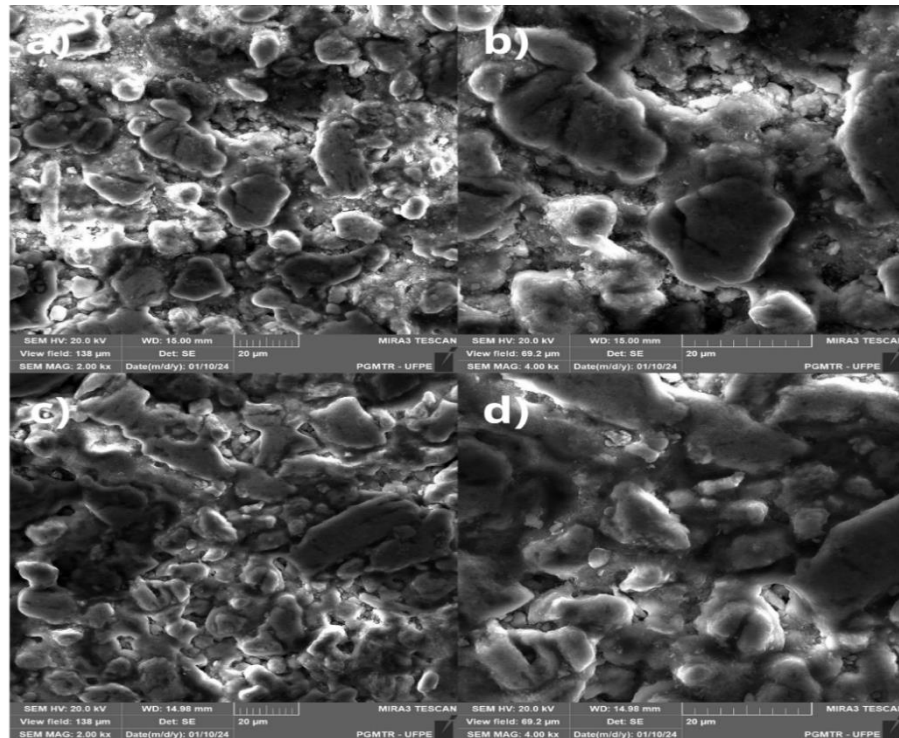
A segunda justificativa plausível para a presença dessa porosidade é a pressão de compactação empregada na consolidação das amostras ter sido insuficiente. Uma pressão de compactação baixa irá reduzir a ligação das partículas e aumentar a fração de poros (vazios), diminuindo a densidade do material (NEVES, 2005; JESUS et.al., 2020).

Figura 67: Fotomicrografias por MEV da amostra consolidada da liga AA2090 - seção longitudinal: 2000x (a), 4000x(b) - seção transversal: 2000x(c), 4000x(d)



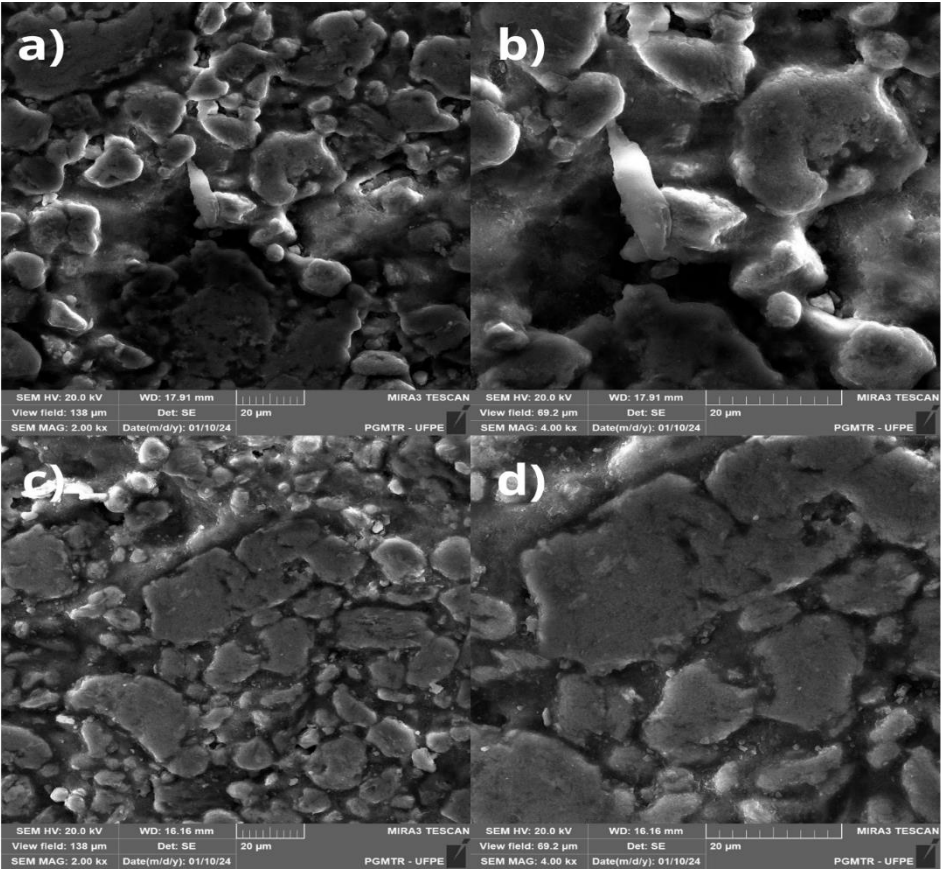
Fonte: O Autor(2023)

Figura 66: Fotomicrografias por MEV da amostra consolidada da liga AA2090 - seção longitudinal: 2000x (a), 4000x(b) - seção transversal: 2000x(c), 4000x(d)



Fonte: O Autor(2023)

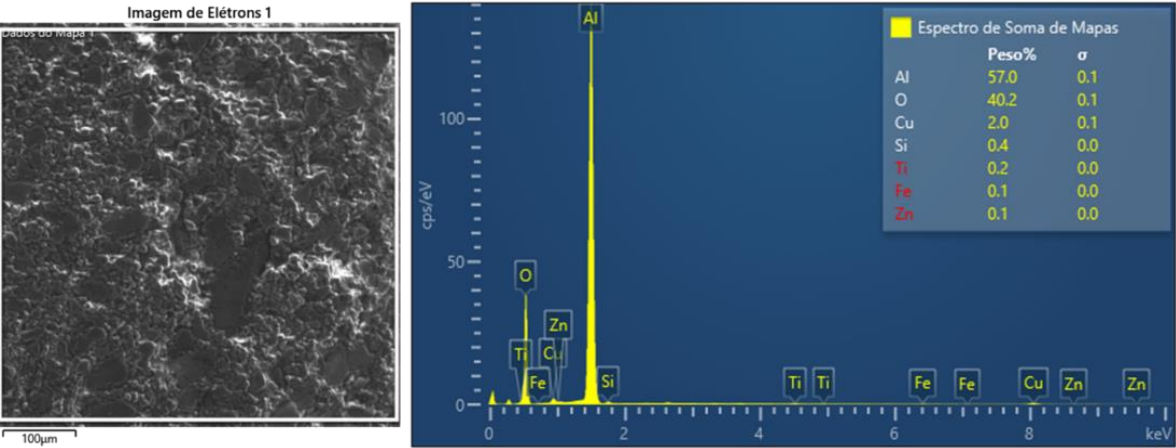
Figura 68: Fotomicrografias por MEV da amostra consolidada da liga AA2090 - seção longitudinal: 2000x (a), 4000x(b) - seção transversal: 2000x(c), 4000x(d)



Fonte: O Autor(2023)

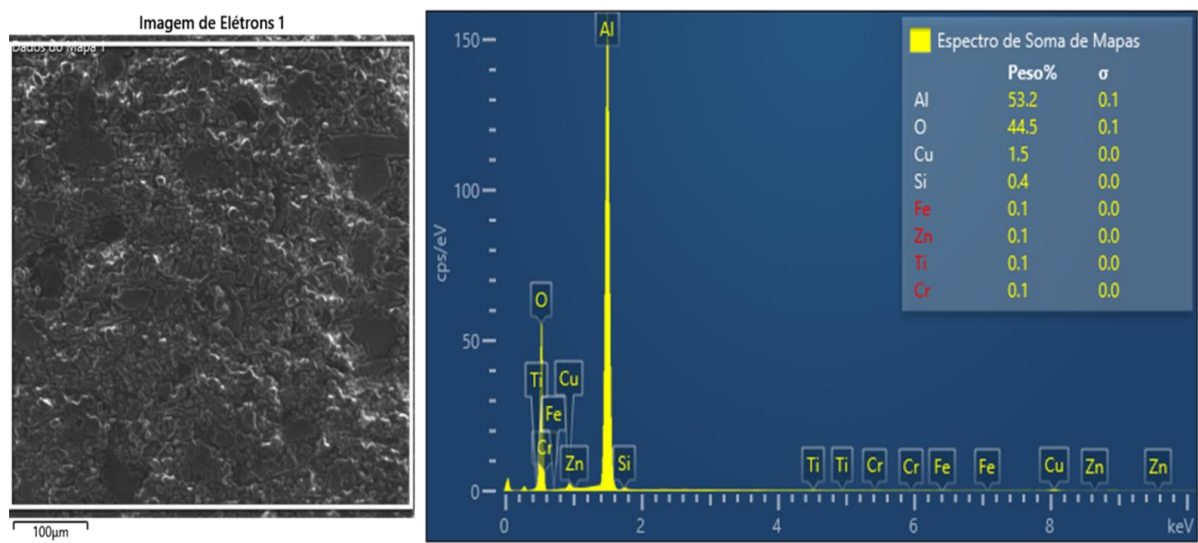
A Figura 69 e 70 ilustram o mapeamento realizado por EDS da amostra sinterizada da liga de alumínio-cobre-lítio AA2090 em sua seção longitudinal e transversal. Em ambas as seções não foi detectada a presença de nenhum composto químico que não pertença a composição química da liga trabalhada, comprovando assim que não houve contaminação do material.Fonte: O Autor(2023)

Figura 69: EDS mapa do sinterizado da seção longitudinal da liga 2090 - 120 min de MAE



Fonte: O Autor(2023)

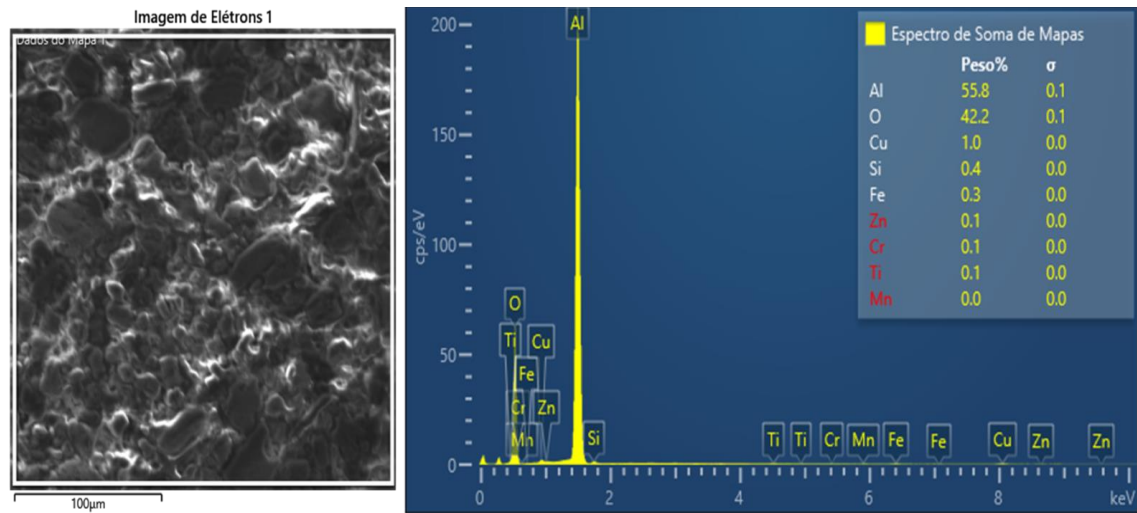
Figura 70: EDS mapa do sinterizado da seção transversal da liga 2090 - 120 min de MAE



Fonte: O Autor(2023)

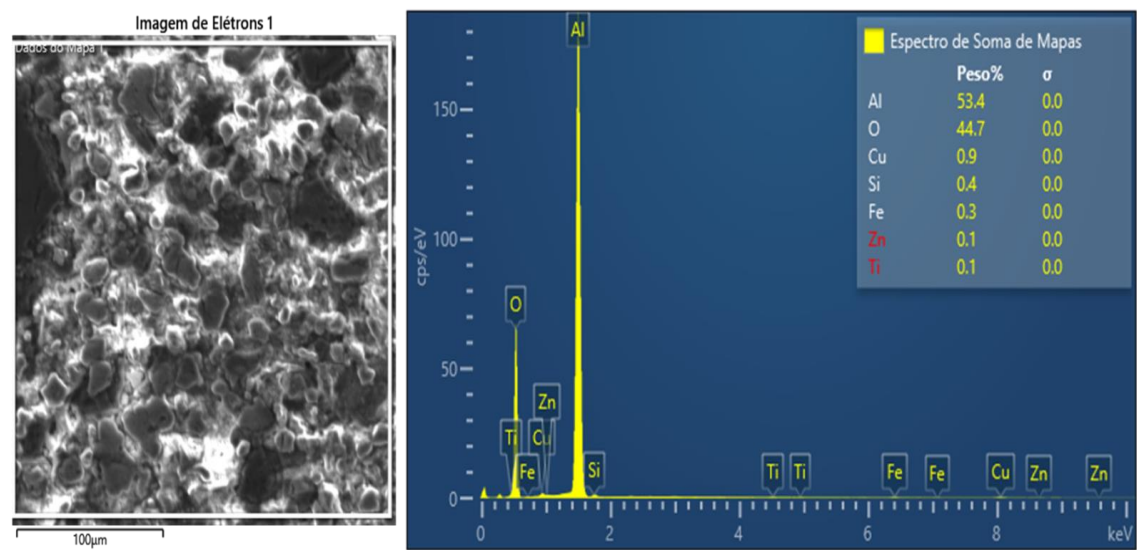
Nas Figuras 71 e 72 observa-se o EDS das seções longitudinais e transversais do corpo de prova consolidado da liga AA8090. De acordo com essa caracterização conclui-se que não foi detectada a presença de nenhum elemento químico que não pertença a composição química da liga em estudo de acordo com ASM Handbook (1992), comprovando assim que não houve contaminação durante a fabricação do material e aferindo a metodologia utilizada.

Figura 71: EDS mapa do sinterizado da seção transversal da liga 8090 - 120 min de MAE



Fonte: O Autor(2023)

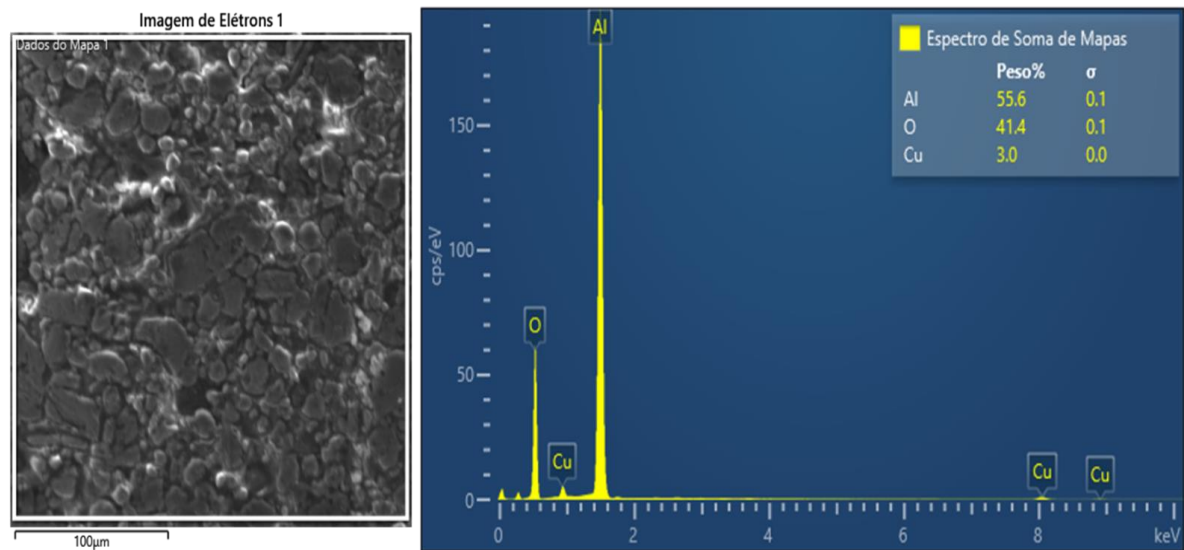
Figura 72: EDS mapa do sinterizado da seção longitudinal da liga 8090 - 120 min de MAE



Fonte: O Autor(2023)

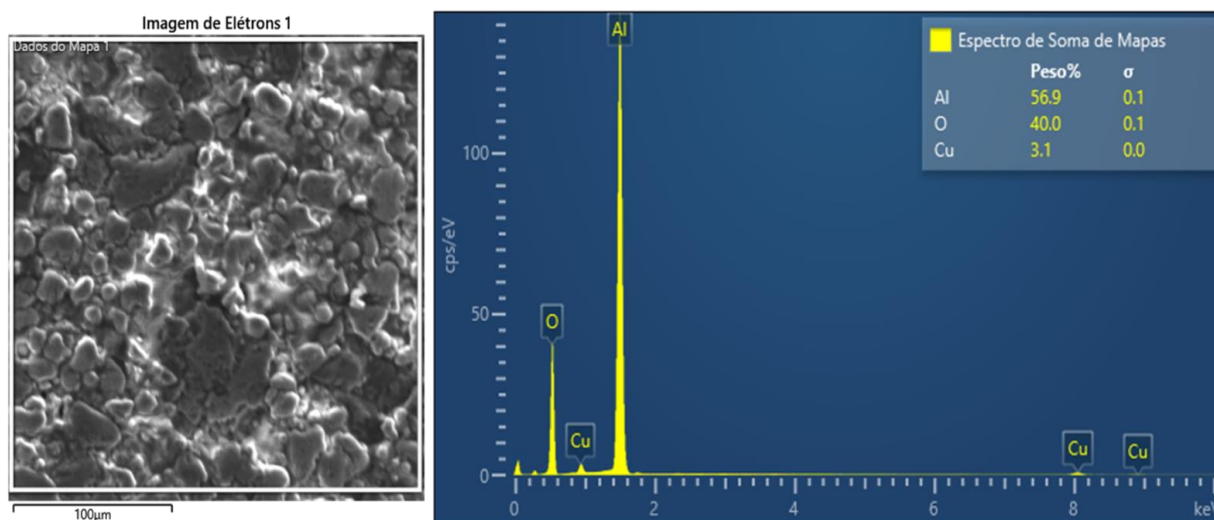
As Figura 73 e 74 apresentam os resultados do mapa de EDS da seção longitudinal e transversal da amostra da liga WELDALITE 049. Nota-se que não foi detectada a presença de nenhum elemento químico que não pertença a composição química da referida liga, comprovando que não houve contaminação durante a produção do material.

Figura 73: EDS mapa do sinterizado da seção longitudinal da liga WELDALITE 049 - 120 min de MAE



Fonte: O Autor(2023)

Figura 74: : EDS mapa do sinterizado da seção transversal da liga WELDALITE 049 - 120 min de MAE



Fonte: O Autor(2023)

5.2.3. Microdureza vickers das amostras consolidadas

Para avaliar as propriedades mecânicas, as amostras das ligas de alumínio-cobre-lítio produzidas foram caracterizadas pelo ensaio de Microdureza Vickers. Como descrito no tópico 4.2.12, fabricaram-se três corpos de prova consolidados, totalizando assim 9 amostras. Os ensaios foram executados com carga de 0,3 Kgf, com um tempo de aplicação da carga de 15 segundos e cerca de 15 indentações por amostra.

A Tabela 7 exhibe os resultados de Microdureza Vickers obtidos para as amostras. A tabela apresenta os valores de dureza média, desvio padrão e o coeficiente de variação para cada liga.

Tabela 7: Microdureza Vickers média

LIGA	AA2090		AA8090		WELDALITE 049	
	Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Transversal
Dureza Média	91,41	77,51	84,01	75,27	164,40	109,37
Desvio Padrão Médio	5,39	4,24	2,48	3,52	8,68	7,44
Coeficiente de Variação	5,89%	5,47%	2,95%	4,68%	5,28%	8,31%

Fonte: O Autor(2023)

Os valores de dureza adquiridos através dos ensaios de microdureza revelaram um desvio padrão relativamente baixo e associado ao coeficiente de variação, podemos concluir que há uma homogeneidade nos dados trabalhados.

Analisando os resultados é possível perceber que para as composições de ligas as secções longitudinais apresentaram valores de microdureza superiores do que os valores obtidos nas sessões transversais das amostras.

Apesar da porosidade presente no material, nota-se bons valores de microdureza adquiridos no presente estudo. As ligas Al-Cu-Li geralmente apresentam boas propriedades mecânicas, incluindo dureza e resistência, podem ser influenciadas por fatores como formação de fases intermetálicas (Guterres et al., 2019).

De acordo com os estudos de GIUMMARRA(2007), PRASAD(2003), a liga de composição AA8090 possui uma microdureza Vickers que varia de 102 a 137HV. Analisando os dados presentes na Tabela 7, percebe-se que a liga de mesma composição não atendeu aos valores mínimos de microdureza. Esse fato pode ser justificado pela presença considerável de porosidade na amostra.

Prasad(2003) e Rao(2022) revelam que para a liga Al-Cu-Li denominada de AA2090, encontra-se uma microdureza de aproximadamente 97HV. Os valores obtidos na caracterização mecânica para amostras dessa mesma composição são bem próximos ao informado na literatura. Isto certamente deve-se ao local de indentação que pode estar próximo a um poro, influenciando no resulta final do ensaio.

Segundo Prasad(2013), a liga comercial Weldalite 049 possui uma microdureza Vickers que varia de 140 a 162 HV. Na seção longitudinal, percebe-se que o material produzido cumpriu suficientemente os valores requisitados pela literatura. Dessa forma, pode-se concluir êxito na produção dessa determinada liga.

CONCLUSÃO

1. Por meio da Metalurgia do pó, utilizando moagem de alta energia, foi possível desenvolver ligas comerciais de Alumínio-Cobre-Lítio, denominadas de AA2090, AA8090 e WELDALITE 049, que usualmente seriam produzidas por fundição.
2. Os resultados da técnica de Análise por Difração de Partícula(ATP) evidenciaram a influência do tempo de moagem na diminuição do tamanho de partícula.
3. Os pós processados pelos tempos de moagem de alta energia de 60 e 240 minutos não apresentaram bons resultados nas caracterizações utilizadas, não sendo empregado para a produção dos consolidados;
4. Para todas as composições estudadas, as moagens de 120 minutos foram consideradas efetivas, pois produziram tamanhos medianos de partículas muito próximos dos encontrados nos pós de partida.
5. Os resultados de MEV das amostras consolidadas por sinterização apresentaram uma morfologia muito irregular e com elevada porosidade.
6. Para todas as ligas estudadas, os resultados de EDS, indicaram apenas a presença dos elementos químicos que as compõem, constatando que não houve contaminação durante o processo de fabricação.
7. Os resultados de microdureza Vickers das amostras da liga AA8090 não atenderam aos valores mínimos encontrados na literatura atual, podendo relacionar esse fato à presença de porosidade nas amostras.
8. Os resultados de microdureza Vickers das amostras da liga Weldalite 049, evidenciam valores próximos aos encontrados na literatura atual, associados a um coeficiente de variação baixo.

REFERENCIAS

ABAL – Associação Brasileira do Alumínio. **Guia técnico do alumínio:** tratamento térmico do alumínio e suas ligas. vol. 6. 2ª Ed. São Paulo, 2011.

ABAL, Associação Brasileira do Alumínio. **Características Químicas e Físicas.** Disponível em: <<http://abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas/>>. Acesso em: 10 de janeiro 2023.

ALI ABD EL-ATY, et al. **Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: A review.** Journal of Advanced Research. Volume 10, páginas 49-67, 2018.

ANDRÉ, D.; KÉKÉSI, T.; KERMOEC'H, E.; et al. **Reactive ball milling to produce nanocrystalline ZnO.** Journal of Alloys and Compounds, v. 615, p. S403-S406, 2013.

ARAUJO FILHO, O. O., Muniz, M. B. B., Silva, C. V., Silva, I. A., Torquato, J. V. M., Freire, M. R., Santana, R. S., & Silva Junior, M. E. (2022). **Manufacturing and Characterization of AA1100 Aluminum Alloy Metal Matrix Composites.** Materials Science Forum, 802, 102-107.

ASKELAND, Donald R.; PHULÉ, Pradeep Prabhakar. **Ciência e engenharia dos materiais.** São Paulo: Cengage Learning, 2008.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 209:** Alumínio e suas ligas - Composição química. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2010.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 2107:** Alumínio e suas ligas - Produtos trabalháveis - Designação das têmperas. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2008.

AZEVÊDO, H. V. S. B. de. **METALURGIA DO PÓ APLICADA NA FABRICAÇÃO DE FERRAMENTAS DE CORTE:** Efeito da adição de WC e Co na sinterização e propriedades mecânicas da alumina. Natal/RN: EDUFRN – Editora da UFRN, 2018.

BRITO, F. I., MEDEIROS, K. F., & LOURENÇO, J. M. **Um estudo teórico sobre a sinterização na metalurgia do pó.** Holos , p. 3, 204 a 211. 2007.

CASAGRANDE, J. **Estudo das Propriedades Mecânicas da Liga Ti-Nb Sinterizada para Aplicação na Área Biomédica.** Porto Alegre: UFRGS. 2011.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica.** 2ª Edição, Vol. 3, McGraw-Hill do Brasil, 1986.
CHIAVERINI, Vicente. **Metalurgia do pó,** São Paulo: ABM, 4a ed., 2001.

CONSTANTINO, V. R. L; ARAKI, K; SILVA, D. O; OLIVEIRA, W. - **Preparação de compostos de alumínio a partir da bauxita:** considerações sobre alguns aspectos envolvidos em um experimento didático. Química Nova. v. 25, n. 3, p. 490-498, 2002.

COURTNEY, T. H. Process modelling of mechanical alloying (Overview). Mater. Trans., JIM. v.36, n.2, p.110-22, 1995.

CREMONEZI, A.; KLEIN, A.N.; RODRIGUES, D.; FILGUEIRA FILHO, D. T. A. **A metalurgia do pó: alternativa econômica com menor impacto ambiental**. Primeira edição. Editora Metallun eventos técnicos e científicos. 2009.

CRINER, C. **Aluminum base alloy**. U.S. Patent No. 2,784,126, Issued March 5, 1957

DAVIS, J. R. **Properties of wrought aluminum and aluminum alloys**. In: METALS HANDBOOK. Properties and selection. 10th ed. Ohio, ASM International. 1990. v. 2, p. 62-66.

DAVIS, Jr. **Alloying: Understanding the Basics**. Ohio: Asm International, 2001.

de Queiroz JRC, Marocho SS, Benetti P, Tango RN, Nogueira Junior L. Métodos de caracterização de materiais para pesquisa em odontologia. Rev da Fac Odontol. 2012

DINIZ, L. M.. **Influência do tratamento térmico na vida em fadiga de fios de alumínio**. 2018. 157 f., il. Dissertação (Mestrado em Ciências Mecânicas) Universidade de Brasília, Brasília, 2018.

DURSUN T; SOUTIS, C. **Review: recent developments in advanced aircraft aluminium alloys**. Mater Des 2014.

EMPRESAS da indústria do alumínio analisam o desempenho em 2022 e as perspectivas para 2023. **REVISTA ALUMÍNIO**, 9 jan. 2023. Disponível em: <https://revistaaluminio.com.br/empresas-da-industria-do-aluminio-analisam-o-desempenho-em-2022-e-as-perspectivas-para-2023/>. Acesso em: 11 jan. 2023.

EUROPEAN POWDER METALLURGY ASSOCIATION. **Introduction to the powder metallurgy: the process and its products**. Shrewsbury: EPMA, 2ª edição, 2008

EXNER, E. **Principles of Single Phase Sintering, Reviews on Powder Metallurgy and Physical Ceramics**, 1 ed, 1-4. 1979.

FILHO, K. N. **Influência da Matéria Prima e Condições de Compactação na Obtenção de Filtros Sinterizados**. 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.

FRIDLYANDER, I.N. **Structural aluminum-lithium alloys**. Met. Sci. Heat Treat. 1990, 32, 235–245.

GERMAN, R.M Sintering Theory and Practice, Wiley, New York, 1996, p 1–22

GIUMMARRA C, THOMAS B, RIOJA R. **New aluminum-lithium alloys for Aerospace applications**. Proc. Light Met. Technol. Conf.; 2007.

GOMES, U.U. **Tecnologia dos pós**. Primeira edição. Natal. UFRN editora universitária, 1993.

GRJOTHEIM, K.; WELCH, B. J. **Aluminium smelter technology: a pure and applied approach**. Düsseldorf, Germany: Aluminium-Verlag Publishers, 1980. 146p.

GUPTA R, NAYAN N, NAGASIREESHA G, SHARMA S. **Development and characterization of Al-Li alloys**. Mater Sci Eng, 2006.

HATCH, J. E. **Aluminum Properties and Physical Metallurgy**. Ohio: Asm International, 1984.

ÍNDICE de reciclagem de latas de alumínio chega a 99% e Brasil se destaca como recordista mundial. **MINISTÉRIO DO MEIO AMBIENTE**, [S. l.], p. 1, 27 abr. 2022. Disponível em: [JESUS, L. C. C., BRANDÃO, S. M., GROSSI, L. J., MUTERLLE, P. V., DA LUZ, S. M., SARAIVA, I., SILVA, W., & Rodrigues, E. \(2020\). **Influência dos parâmetros de pressão de compactação e tempo de moagem na obtenção da liga Al4Cu pelo processo de metalurgia do pó**. *Revista Interdisciplinar De Pesquisa Em Engenharia*, 5\(2\), 100–112.](https://www.gov.br/pt-br/noticias/meio-ambiente-e-clima/2022/04/indice-de-reciclagem-de-latas-de-aluminio-chega-a-99-e-brasil-se-destaca-como-recordista-mundial#:~:text=LOG%C3%8DSTICA%20REVERSA-,%C3%8Dndice%20de%20reciclagem%20de%20latas%20de%20alum%C3%ADnio%20chega%20a%2099,se%20destaca%20como%20recordista%20mundial&text=O%20Brasil%20%C3%A9%20recordista%20mundial,o%20maior%20volume%20da%20hist%C3%B3ria. Acesso em: 14 jan. 2023.</p>
</div>
<div data-bbox=)

KARASOGLU M, KARAOGLU S, ARSLAN G. **Mechanical properties of Mg-based materials fabricated by mechanical milling and spark plasma sintering**. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications, 1972-1984, 2019.

KIMMERLE F. M. **Introduction to Bayer Process**: In Course Bayer Process – Barcarena - Alunorte, 2004.

KONOPKA, K. (2014). *Laser diffraction in particle sizing*. New York: Springer.

KULKARNI, A. A., PHANASE, V. S., & PHANASE, Y. R. (2020). *Laser diffraction technique for particle size analysis: A review*. SN Applied Sciences, 2(6), 1-15.

LAVERNIA E, SRIVATSAN T, MOHAMED F. **Strength, deformation, fracture behaviour and ductility of aluminium-lithium alloys**. J Mater Science, 1990.

LI, J., LI, Y., WANG, Y., & ZHANG, Y. (2021). Effect of powder particle size on the mechanical properties of Al6061 produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 793, 139464

LINS, F.A.F.; LUZ, A.B. **Rochas e minerais industriais**: usos e especificações. CETEM, 2008.

MAGNUSEN P, MOOY D, YOCUM L, RIOJA R. **Development of high toughness sheet and extruded products for airplane fuselage structures**. In: 13th Int. Conf. Alum. Alloy (ICAA13); 2012.

METALS HANDBOOK. **Volume 7**: Powder Metal Technologies and Applications. USA: ASM (American Society for Metals), 1998.

MEYERS, Marc Andre. **Mechanical behavior of materials**. New Jersey: Prentice Hall, 1999. 680 p.

MISRA, C. **Solubility of aluminium trihydroxide in sodium hydroxide solution**. **Chemistry and Industry**, 9 de maio de 1970.

MORAIS, G. A. **Desenvolvimento da Metalurgia do Pó**. Natal: Edufrn, 2012.

MORO, N.; AURAS, A. P. **Metalurgia do Pó e o Futuro da Indústria**. Florianópolis: Nobertocefets, 2007.

NEVES, M. D. M. **Sinterização de misturas de pós de ligas de Ferro para aplicações automotivas**. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares Autarquia Associada à Universidade de São Paulo. Tese de doutorado. São Paulo. 2005.

NUNES, Raul Almeida. **Metalurgia do Pó**. In: NUNES, Raul Almeida. **Conformação de Materiais**. 1ª edição Rio de Janeiro-RJ: Det, 2003. Cap. 3, p. 60-70.

OLIVEIRA, F. A. M. DE, SOUSA, A. P. P. DE, OLIVEIRA, F. A. S. DE, & OLIVEIRA, L. A. M. (2018). The influence of grinding parameters on the particle size distribution of alumina powders. *Materials Research*, 21(3), 1003-1010.

OPPORTUNITIES for aluminium in a post-Covid economy. **International Aluminium Institute (IAI)**. Londres - UK, março de 2022. Disponível em: <https://international-aluminium.org/resource/opportunities-for-aluminium-in-a-post-covid-economy/>. Acesso em: 10 de janeiro de 2023.

PALLINI, M. A. T; CARVALHO, M. A. T. **A redução de custos na indústria automotiva através do sinterizado**. São Paulo: Metaldyne, Höganäs Brasil, 2006.

PALMEIRA, M. A. A. et al. **Uma proposição metodológica para a avaliação da compactação de pós**. Rem: Revista Escola de Minas, v. 60, n. 1, p. 71-74, 2007. ISSN 0370-446.

PATNAIK, P. **Handbook of inorganic chemicals**. [S.I.]: Mac Graw-Hill, 2002.

PATROCINIO, P. R. G. **Caracterização da textura e do orelhamento (“earing”) da liga AA3104 após a redução a frio**. 2011. 117 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

PRASAD N, GOKHALE A, RAO P. **Mechanical behaviour of aluminium-lithium alloys**. Sadhana 2003.

PRASAD, N. E., et al. **Aluminum-Lithium Alloys: Processing, Properties, an Applications**. 1ª ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2013. 608 p.

RAMALHÃO, Luciana. **Indústria do alumínio: o mineral que figura no mercado de forma competitiva, inovadora, sustentável e integrada**. MINERAÇÃO BRASIL, 25 out. 2021. Disponível em: <https://mineracaobrasil.com/industria-do-aluminio-o-mineral-que-figura-no-mercado-de-forma-competitiva-inovadora-sustentavel-e-integrada/>. Acesso em: 10 jan. 2023

RAO K, RITCHIE R. **Fatigue of aluminium-lithium alloys**. Int Mater Rev 1992.

RECICLAGEM do alumínio no Brasil vai muito além das latinhas. **REVISTA ALUMÍNIO**, [S. l.], p. 1, 28 out. 2020. Disponível em: <https://revistaaluminio.com.br/reciclagem-do-aluminio-no-brasil-vai-muito-alem-das-latinhas/>. Acesso em: 14 jan. 2023.

RIOJA R, LIU J. **The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications**. Metall Mater Trans, A Phys Metall Mater Sci, 2012, vol. 43, 3325-3337.

RIOJA, R.J. **Fabrication methods to manufacture isotropic Al-Li alloys and products for space and aerospace applications**. Mater. Sci. Eng. A 1998, 257, 100–107.

ROOY, E.L., **Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys**, IN.:American Society for Metals: ASM HandBook, vol 2 - Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, 10ª edition, pp. 17-39, 1990.

SALGADO, L.; AMBROZIO FILHO, F. **Processamento de ligas à base ferro por moagem de alta energia**. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 59., 2003, São Paulo, SP, Brasil. Anais [...]. São Paulo: ABM, 2003.

SANDERS, R.E., Jr. **Aluminum and Aluminum Alloys**. In Kirk-Othmer Encyclopedia of Chemical Technology, (Ed.), 2002.

SILVA FILHO EB, ALVES MCM, DA MOTTA M. **Lama vermelha da indústria de beneficiamento de alumina**: produção, características, disposição e aplicações alternativas. Revista Matéria. 2007.

SILVA, A. G., & JÚNIOR, C. A. **Rapid sintering**: its application, analysis and relation with the innovative sintering techniques. Cerâmica, p. 17. 1998.

SOUZA, A. M. F. de. **Uso de técnicas de aprendizado de máquina para extração de conhecimento e modelagem do processo de produção de alumínio primário**. 2020. Dissertação (Doutorado em Engenharia Elétrica) - UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ, Belém - PA, 2020. Disponível em: https://ppgee.propesp.ufpa.br/ARQUIVOS/teses/2020/TD%2002_2020%20Alan%20Marcel%20Fernandes%20de%20Souza.pdf. Acesso em: 12 jan. 2023.

SURYANARAYANA, C., **Mechanical alloying and milling**. Progress in Materials Science, v. 46, pp. 01-184, 2001.

TIAN, Q.; DENG, K.; XU, Z.; HAN, K.; ZHENG, H. **Microstructural Characterization and Mechanical Property of Al-Li Plate Produced by Centrifugal Casting Method**. Metals 2021, 11, 966.

TORRES, C. DOS S.; SCHAEFFER, L.. **Effect of high energy milling on the microstruture and properties of wc-ni composite**. Materials Research, v. 13, n. Mat. Res., 2010 13(3), jul. 2010.

ZANGRANDI, A. **Um estudo sobre o endurecimento, o processamento e Propriedades mecânicas de uma liga de alumínio da Série 3xxx tipo AA 3104 com adições de zinco**. 2006.

160f. Tese (Doutorado) - Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá – SP.

ZHANG, S.; LIU, X.; LIU, H. **Effect of milling time on the microstructure and mechanical properties of Al6061 mechanosynthesized powders**. Journal of Alloys and Compounds, v. 857, p. 158024, 2022.