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

KAMILLA RAYSSA LUCAS DE LIMA

PROCESSAMENTO E CARACTERIZAÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO COM REFORÇO DE ALUMINA E WHISKERS DE CARBETO DE SILÍCIO ATRAVÉS DE TÉCNICAS DE METALURGIA DO PÓ

RECIFE
2024

KAMILLA RAYSSA LUCAS DE LIMA

PROCESSAMENTO E CARACTERIZAÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO COM REFORÇO DE ALUMINA E WHISKERS DE CARBETO DE SILÍCIO ATRAVÉS DE TÉCNICAS DE METALURGIA DO PÓ

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, como requisito para obtenção do título de Mestra em Engenharia Mecânica. Área de Concentração: Materiais e Fabricação.

Aprovada em: 19/02/2024.

BANCA EXAMINADORA

_____

Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho (Orientador)
Universidade Federal de Pernambuco

_____

Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco

_____

Prof. Dr. Franciné Alves da Costa (Examinador externo)
Universidade Federal do Rio Grande do Norte

.Catalogação de Publicação na Fonte. UFPE - Biblioteca Central

Lima, Kamilla Rayssa Lucas de.
Processamento e caracterização de ligas de alumínio com reforço de alumina e whiskers de carbeto de silício através de técnicas de metalurgia do pó / Kamilla Rayssa Lucas de Lima. - Recife, 2024.
126p.: il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
Orientação: Oscar Olímpio de Araújo Filho.
Inclui Referências.

1. Ligas de alumínio; 2. Metalurgia do Pó; 3. Caracterização; 4. Moagem de Alta Energia. I. Araújo Filho, Oscar Olímpio de - Orientador. II. Título.

UFPE-Biblioteca Central CDD 620.1

Ao meu avô e pai Raimundo Lucas Santiago (*in memoriam*), que durante toda a vida sempre esteve comigo, me ajudando e incentivando a continuar. Hoje nenhuma conquista será completa, pois não poderei compartilhar com o senhor.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, por todas as coisas a mim proporcionadas, por ter me guiado quando as coisas estiveram difíceis, e por me mostrar que mesmo diante das dificuldades quando se tem fé e gratidão à Deus tudo pode ser superado.

Agradeço aos meus pais Raimunda Cleide Lucas Santiago e Márcio Lucas de Lima, por tudo que fizeram por mim, por todo amor, cuidado e atenção. Agradeço ainda por sempre me fazer acreditar que coisas boas estavam por vir.

Agradeço a minha irmã Hellen Cristine Lucas por sempre estar comigo, principalmente nos meus piores dias, pela irmandade e pelo companheirismo de sempre.

Agradeço aos meus tios (as), Luzia Lucas, Luciana Lucas e Francisco de Assis Lucas, por todo incentivo e apoio até aqui.

Agradeço ao meu amigo Jonathan Torquato, pela amizade, paciência e por todas as dificuldades que enfrentamos ao longo do curso e mesmo assim nos mantemos firmes até o final.

Agradeço aos meus amigos do laboratório, Ionaldo, João Lucas e Moisés, que de muitas formas contribuíram para que essa etapa chegasse ao fim.

Agradeço ao meu orientador Profº. Oscar Olímpio de Araújo Filho, por ter aceitado me orientar e por toda ajuda até aqui.

Agradeço aos professores avaliadores por aceitarem compor essa banca. Obrigada.

Agradeço a CAPES, CNPq, FINEP e a FACEPE pelo apoio financeiro em forma de bolsa de estudos.

Agradeço à Universidade Federal de Pernambuco (UFPE), ao Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC), ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PPGEM) e ao Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM) e ao SOLDAMAT por me proporcionarem a realização de um sonho e que sempre farão parte da minha história.

RESUMO

O trabalho tem como objetivo a fabricação de ligas de alumínio pertencentes a série AA1XXX reforçadas com particulado cerâmico de Al_2O_3e Whiskers de SiC, empregando-se a Metalurgia do Pó (MP). As ligas compósitas de matriz metálica são utilizadas em diversos setores da indústria, como por exemplo, na indústria aeroespacial e na automotiva, isso devido as suas propriedades mecânicas, como baixo peso e dureza. Assim a liga comercialmente pura (AA1100) foi reforçada com duas porcentagens de cada reforço: 1% e 2% em massa e, para cada percentual foram fabricadas três amostras para um tempo de moagem de alta energia (MAE) específico. Os pós elementares foram pesados, e logo após submetidos a MAE em um moinho vibratório do tipo SPEX, nos tempos de 1, 2 e 4 horas. Em seguida, os pós foram compactados uniaxialmente a frio e sinterizados a 500°C. A caracterização dos pós ocorreu por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectroscopia de energia dispersiva (EDS), analise de tamanho de partícula (ATP) e difração de raio-X (DRX), enquanto a caracterização dos consolidados sinterizados foi realizada através de microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectroscopia de energia dispersiva (EDS) e microdureza Vickers (HV). A caracterização dos pós mostrou a morfologia, tamanho mediano de partícula e que a adição de reforço a matriz contribuiu para obtenção de um menor tamanho de partícula. Já a caracterização dos consolidados sinterizados apresentaram uma microdureza mais elevada que a da liga AA1100 sem reforço. O ensaio de microdureza vickers mostrou que em amostras porosas, o grau de porosidade interfere diretamente na dureza do material. Já a Microscopia ótica (MO) apresentou amostras com alto grau de porosidade. O ensaio EDS não identificou contaminações nas ligas processadas por MP, no entanto, pelo ensaio de MEV observou-se que a porosidade diminui em ligas reforçadas com SiC, e apresentaram uma boa distribuição da fase reforço na matriz. A caracterização final das ligas consolidou as propriedades mecânicas obtidas e mesmo com a presença da porosidade as ligas obtiveram melhorias aceitáveis nas propriedades quando comparada com a matriz da liga em questão.

Palavras-chave**:** Ligas de alumínio; Metalurgia do Pó; Moagem de Alta Energia; Caracterização.

ABSTRACT

The aim of this work is to manufacture aluminum alloys belonging to the AA1XXX series reinforced with Al_2O_3 and SiC Whiskers ceramic particles, using powder metallurgy (PM). Metal matrix composite alloys are used in various industrial sectors, such as the aerospace and automotive industries, due to their mechanical properties such as low weight and hardness. So the commercially pure alloy (AA1100) was reinforced with two percentages of each reinforcement: 1% and 2% by mass and, for each percentage, three samples were manufactured for a specific high-energy milling time (HEMT). The elementary powders were weighed, and then subjected to MAE in a SPEX-type vibrating mill for 1, 2 and 4 hours. The powders were then uniaxially cold compacted and sintered at 500°C. The powders were characterized using scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), particle size analysis (PSA) and X-ray diffraction (XRD), while the sintered consolidates were characterized using optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS) and Vickers microhardness (HV). The characterization of the powders showed the morphology, average particle size and that the addition of reinforcement to the matrix contributed to obtaining a smaller particle size. Characterization of the sintered reinforced consolidates showed a higher microhardness than the unreinforced AA1100 alloy. The Vickers microhardness test showed that in porous samples, the degree of porosity directly affects the hardness of the material. The MO revealed samples with a high degree of porosity. No contamination was identified in the alloys by EDS, however, by SEM it was observed that porosity decreases in SiC-reinforced alloys, and they showed a good distribution of the reinforcement phase in the matrix. The final characterization of the alloys consolidated the mechanical properties obtained and even with the presence of porosity, the alloys obtained acceptable improvements in properties when compared to the alloy matrix in question.

Keywords**:** Aluminum alloy; Powder Metallurgy; High Energy Ball Milling; Characterization.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fluxograma das etapas do processo Bayer 25
Figura 2 - Fluxograma das etapas do processo Hall-Héroult 25
Figura 3 - Consumo do alumínio no setor industrial brasileiro 26
Figura 4 - Etapas do processo Bayer 27
Figura 5 - Tipos de reforços para compósitos de matriz metálica 34
Figura 6 - Etapas de produção na fabricação de elementos via metalurgia do pó 39
Figura 7 - Tipos de distribuição de tamanho de partícula 42
Figura 8 - Estágios do processo de moagem 43
Figura 9 - Propriedades dos pós processados e suas caracterizações 45
Figura 10 - Etapas de sinterização em estado sólido 46
Figura 11 - Operações complementares 47
Figura 12 - Micrografia do pó AA1100 – a) 1000x e b) 2000x 50
Figura 13 - EDS do alumínio puro 50
Figura 14 - Micrografia do carbeto de silício (SiC) – a) 1000x e b) 2000x 51
Figura 15 - EDS do carbeto de silício (SiC) 51
Figura 16 - Micrografia da alumina (Al_2O_3) – a) 1000x e b) 2000x 52
Figura 17 - EDS da alumina (Al_2O_3) 52
Figura 18 - Ácido esteárico 53
Figura 19 - Álcool Isopropílico 54
Figura 20 - Etapas experimentais do processamento 54
Figura 21 - a) balança utilizada para a pesagem; b) mistura e separação dos pós 55
Figura 22 - Moinho SPEX de alta energia 56
Figura 23 - Jarra de moagem e anel O-ring 56
Figura 24 - a) Estufa; b) Pó após secagem 57
Figura 25 - Microscópio MIRA3 58
Figura 26 - Equipamento de DRX 59
Figura 27 - Prensa utilizada no processo de compactação 60
Figura 28 - Matriz de compactação – a) montada b) desmontada 61
Figura 29 - Pó antes da compactação 61
Figura 30 - Pós compactados 62
Figura 31 - Forno à vácuo 63
Figura 32 - Máquina de corte de precisão 64

Figura 33 - Embutimento em fase de cura 64
Figura 34 - Seções da amostra 64
Figura 35 - Lixadeira politriz 65
Figura 36 - Microscópio ótico 66
Figura 37 - Durômetro 66
Figura 38 - Microscópio MIRA3 67
Figura 39 - Micrografias do pó de alumínio puro com tempo de moagem de 1h - a) 2000x b)4000x 69
Figura 40 - Micrografias do pó de alumínio puro com tempo de moagem de 2h - a) 2000x b)4000x 69
Figura 41 - Micrografias do pó de alumínio puro com tempo de moagem de 4h - a) 2000x b)4000x 69
Figura 42 - EDS dos pós de alumínio puro 70
Figura 43 - Micrografias do pó reforçado com 1% Al_2O_3 MAE de 1h - a) 2000x b)4000x 71
Figura 44 - Micrografias do pó reforçado com 1% Al_2O_3 MAE de 2h - a) 2000x b)4000x 71
Figura 45 - Micrografias do pó reforçado com 1% Al_2O_3 MAE de 4h - a) 2000x b)4000x 72
Figura 46 - EDS dos pós reforçados com 1% de alumina 72
Figura 47 - Micrografias do pó reforçado com 2% Al_2O_3 MAE de 1h - a) 2000x b)4000x 73
Figura 48 - Micrografias do pó reforçado com 2% Al_2O_3 MAE de 2h - a) 2000x b)4000x 73
Figura 49 - Micrografias do pó reforçado com 2% Al_2O_3 MAE de 4h - a) 2000x b)4000x 74
Figura 50 - EDS dos pós reforçados com 2% de alumina 74
Figura 51 - Micrografias do pó reforçado com 1% SiC MAE de 1h - a) 2000x b) 4000x 75
Figura 52 - Micrografias do pó reforçado com 1% SiC MAE de 2h - a) 2000x b) 4000x 75
Figura 53 - Micrografias do pó reforçado com 1% SiC MAE de 4h - a) 2000x b) 4000x 76
Figura 54 - EDS dos pós reforçados com 1% de whiskers de SiC 76
Figura 55 - Micrografias do pó reforçado com 2% SiC MAE de 1h - a) 2000x b) 4000x 77
Figura 56 - Micrografias do pó reforçado com 2% SiC MAE de 2h - a) 2000x b)4000x 77
Figura 57 - Micrografias do pó reforçado com 2% SiC MAE de 2h - a) 2000x b)4000x 78
Figura 58 - EDS dos pós reforçados com 2% de whiskers de SiC 78
Figura 59 - Difratogramas dos pós reforçados com 1% e 2% de alumina 79
Figura 60 - Difratogramas da liga AA1100 reforçada com 1% e 2% de SiC 81
Figura 61 - Tamanho de partícula do alumínio puro 83
Figura 62 - Tamanho de partícula da alumina 83
Figura 63 - Tamanho de partícula do carbeto de silício 83

Figura 64 - Tamanho de partícula das ligas reforçadas 84
Figura 65 - Tamanho mediano de partícula (D50) dos pós elementares 85
Figura 66 - Tamanho mediano de partícula (D50) das ligas 86
Figura 67 - MO do consolidado sem reforço – 1 hora MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) seção longitudinal: 50x(c), 100x(d) 87
Figura 68 - MO do consolidado sem reforço – 2 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) seção longitudinal: 50x(c), 100x(d) 88
Figura 69 - MO do consolidado sem reforço – 4 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) seção longitudinal: 50x(c), 100x(d) 88
Figura 70 - MO do consolidado reforçado com 1% de alumina – 1 hora MAE – seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d) 89
Figura 71 - MO do consolidado reforçado com 1% de alumina – 2 horas MAE – seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d) 90
Figura 72 - MO do consolidado reforçado com 1% de alumina – 4 horas MAE – seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d) 90
Figura 73 - MO do consolidado reforçado com 2% de alumina – 1 hora MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinall: 50x(c), 100x(d) 91
Figura 74 - MO do consolidado reforçado com 2% de alumina – 2 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinall: 50x(c), 100x(d) 92
Figura 75 - MO do consolidado reforçado com 2% de alumina – 4 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinall: 50x(c), 100x(d) 92
Figura 76 - MO do consolidado reforçado com 1% de carbeto de silício – 1 hora MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d) 93
Figura 77 - MO do consolidado reforçado com 1% de carbeto de silício – 2 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d) 94
Figura 78 - MO do consolidado reforçado com 1% de carbeto de silício – 4 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d) 94
Figura 79 - MO do consolidado reforçado com 2% de carbeto de silício – 1 hora MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d) 95
Figura 80 - MO do consolidado reforçado com 2% de carbeto de silício – 2 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d) 95
Figura 81 - MO do consolidado reforçado com 2% de carbeto de silício – 4 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d) 96
Figura 82 - MEV do consolidado sem reforço 1 hora – a) seção transversal 4000x – b) seção

longitudinal 4000x 97
Figura 83 - EDS do consolidado sem reforço 97
Figura 84 - MEV do consolidado sem reforço 2 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x 98
Figura 85 - EDS do consolidado sem reforço 98
Figura 86 - MEV do consolidado sem reforço 4 horas –a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x 99
Figura 87 - EDS do consolidado sem reforço 99
Figura 88 - MEV do consolidado com reforço de 1% Al_2O_3 1 hora – a) seção transversal 4000x b) seção longitudinal 4000x 100
Figura 89 - EDS do consolidado reforçado com 1% Al_2O_3 100
Figura 90 - MEV do consolidado com reforço de 1% Al_2O_3 2 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x 101
Figura 91 - EDS do consolidado reforçado com 1% Al_2O_3 101
Figura 92 - MEV do consolidado com reforço de 1% Al_2O_3 4 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x 102
Figura 93 - EDS do consolidado reforçado com 1% Al_2O_3 102
Figura 94 - MEV do consolidado com reforço de 2% Al_2O_3 1 hora – a) seção transversal 4000x b) seção longitudinal 4000x 103
Figura 95 - EDS do consolidado reforçado com 2% Al_2O_3 103
Figura 96 - MEV do consolidado com reforço de 2% Al_2O_3 2 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x 104
Figura 97 - EDS do consolidado reforçado com 2% Al_2O_3 104
Figura 98 - MEV do consolidado com reforço de 2% Al_2O_3 4 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x 105
Figura 99 - EDS do consolidado reforçado com 2% Al_2O_3 105
Figura 100 - MEV do consolidado com reforço de 1% SiC 1 hora – a) seção transversal 4000x b) seção longitudinal 4000x 106
Figura 101 - EDS do consolidado reforçado com 1% SiC 106
Figura 102 - MEV do consolidado com reforço de 1% SiC 2 horas – a) seção transversal 4000x b) seção longitudinal 4000x 107
Figura 103 - EDS do consolidado reforçado com 1% SiC 107
Figura 104 - MEV do consolidado com reforço de 1% SiC 4 horas – a) seção transversal 4000x

b) seção longitudinal 4000x..... 108
Figura 105 - EDS do consolidado reforçado com 1% SiC..... 108
Figura 106 - MEV do consolidado com reforço de 2% SiC 1 hora – a) seção transversal 4000x
b) seção longitudinal 4000x..... 109
Figura 107 - EDS do consolidado reforçado com 2% SiC..... 109
Figura 108 - MEV do consolidado com reforço de 2% SiC 2 horas – a) seção transversal 4000x
b) seção longitudinal 4000x..... 110
Figura 109 - EDS do consolidado reforçado com 2% SiC..... 110
Figura 110 - MEV do consolidado com reforço de 2% SiC 4 horas – a) seção transversal 4000x
b) seção longitudinal 4000x..... 111
Figura 111 - EDS do consolidado reforçado com 2% SiC..... 111
Figura 112 - Microdureza Vickers da liga AA1100 sem reforço..... 113
Figura 113 - Microdureza Vickers da liga AA1100 reforçados com 1%Al_2O_3..... 114
Figura 114 - Microdureza Vickers da liga AA1100 reforçados com 2%Al_2O_3..... 115
Figura 115 - Microdureza Vickers da liga AA1100 reforçados com 1%SiC..... 116
Figura 116 - Microdureza Vickers da liga AA1100 reforçados com 2%SiC..... 117

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades mecânicas do alumínio puro 24
Tabela 2 - Propriedades da alumina 31
Tabela 3 - Carbeto de silício 32
Tabela 4 - Distribuição dos tempos de moagens 68
Tabela 5 - Distribuição dos tempos de moagens 70
Tabela 6 - Distribuição dos tempos de moagens 72
Tabela 7 - Distribuição dos tempos de moagens 74
Tabela 8 - Distribuição dos tempos de moagens 76
Tabela 9 - Microdureza média dos consolidados sem reforço 112
Tabela 10 - Microdureza média dos consolidados reforçados com 1%Al_2O_3 113
Tabela 11 - Microdureza média dos consolidados reforçados com 2%Al_2O_3 115
Tabela 12 - Microdureza média dos consolidados reforçados com 1%SiC 116
Tabela 13 - Microdureza média dos consolidados reforçados com 2%SiC 117

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Formas possíveis do pó e sua obtenção 41
Quadro 2 - Distribuição da composição das amostras 55
Quadro 3 - Tempos de moagens a distribuição das amostras 57
Quadro 4 - Picos do alumínio 80
Quadro 5 - Picos do alumínio 82

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABAL	Associação Brasileira de Alumínio
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
CAPES	Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior
CFC	Estrutura Cubica de Face Centrada
CMA	Compósito de Matriz de Alumínio
CMM	Compósito de Matriz Metálica
CNPq	Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico
DEMEC	Departamento de Engenharia Mecânica
DRX	Difração de Raio – X
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
et al.	E outro
FACEPE	Fundação de Amparo à Ciência e Tecnologia do Estado de Pernambuco
FINEP	Financiadora de Estudos e Projetos
HV	Dureza Vickers
ICSD	Inorganic Crystal Structure Database
INTM	Instituto Nacional de Tecnologia em união e revestimento de materiais
ISO	International Organization for Standardization
MAE	Moagem de Alta Energia
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótico
MP	Metalurgia do Pó
PCA	Process Control Agent
UFPE	Universidade Federal de Pernambuco

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO ---------- 20

1.1 JUSTIFICATIVA E RELEVÂNCIA ---------- 21

1.2 OBJETIVOS ---------- 22

1.2.1 Objetivo geral ---------- 22

1.2.2 Objetivos específicos ---------- 22

1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO ---------- 23

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA ---------- 24

2.1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA ---------- 24

2.1.1 Alumínio ---------- 24

2.1.1.1 Processo Bayer ---------- 26

2.1.1.2 Processo Hall-Heroult ---------- 28

2.1.2 Ligas de alumínio ---------- 28

2.1.2.1 Classificação das ligas de alumínio quanto a composição química ---------- 29

2.1.2.2 Classificação das ligas de alumínio quanto ao processo de fabricação ---------- 30

2.1.2.3 Ligas de alumínio reforçadas com alumina e whiskers de carbeto de silício -------- 30

2.1.3 Alumina (Al_2O_3) ---------- 31

2.1.4 Carbeto de silício (SiC) ---------- 32

2.1.5 Matriz metálica ---------- 32

2.1.6 Compósitos em geral ---------- 33

2.1.6.1 Compósitos de matriz metálica ---------- 34

2.1.6.2 Classificação dos compósitos de matriz metálica ---------- 36

2.1.6.3 Técnicas de processamento de compósito ---------- 37

2.1.7 Whiskers ---------- 38

2.1.7.1 Whiskers de carbeto de silício (SiC) ---------- 38

2.1.8 Metalurgia do pó ---------- 38

2.1.8.1 Produção dos pós ---------- 40

2.1.8.2 Característica dos pós ---------- 40
2.1.8.3 Homogeneização dos pós ---------- 42
2.1.8.4 Moagem ---------- 43
2.1.8.4.1 Moagem de alta energia ---------- *43*
2.1.8.4.2 Razão massa de bolas x massa de pó ---------- *43*
2.1.8.4.3 Tempo e temperatura de moagem ---------- *44*
2.1.8.4.4 Aditivos ---------- *44*
2.1.8.5 Caracterização dos pós processados ---------- 44
2.1.8.6 Compactação ---------- 45
2.1.8.7 Sinterização ---------- 45
2.1.8.8 Operações complementares ---------- 46
2.1.9 Técnicas de caracterização ---------- 47
2.1.9.1 Microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS) ---------- 47
2.1.9.2 Microscopia ótica (MO) ---------- 48
2.1.9.3 Microdureza ---------- 48
2.2 SÍNTESE DE ESTADO DA ARTE E POSICIONAMENTO DO TRABALHO -- 49
3 MATERIAIS E MÉTODOS ---------- 50
3.1 MATERIAIS ---------- 50
3.1.1 Alumínio ---------- 50
3.1.2 Carbeto de silício ---------- 51
3.1.3 Alumina ---------- 52
3.1.4 Ácido esteárico (puro) ---------- 53
3.1.5 Álcool isopropílico ---------- 53
3.2 MÉTODO ---------- 54
3.2.1 Pesagem e mistura dos pós ---------- 55
3.2.2 Moagem dos pós ---------- 55
3.2.3 Caracterização dos pós moídos ---------- 58

3.2.4 Compactação dos pós ---------- 60

3.2.5 Sinterização ---------- 62

3.2.6 Preparação metalográfica das amostras ---------- 63

3.2.7 Caracterização das amostras após compactação/sinterização ---------- 65

3.2.7.1 Microscopia ótica (MO) ---------- 65

3.2.7.2 Ensaio de microdureza vickers (HV) ---------- 66

3.2.7.3 Microscopia eletrônica de varredura (MEV) ---------- 67

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES ---------- 68

4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS ---------- 68

4.1.1 Microscopia eletrônica de varredura (MEV) ---------- 68

4.1.1.1 Liga de alumínio comercialmente puro após MAE ---------- 68

4.1.1.2 Liga de alumínio reforçada com 1% de Al_2O_3 após MAE ---------- 70

4.1.1.3 Liga de alumínio reforçada com 2% de Al_2O_3 após MAE ---------- 72

4.1.1.4 Liga de alumínio reforçada com 1% SiC após MAE ---------- 74

4.1.1.5 Liga de alumínio reforçada com 2% de SiC após MAE ---------- 76

4.1.2 Difração de Raio-X (DRX) ---------- 78

4.1.2.1 Pós da liga de alumínio reforçados com Al_2O_3 ---------- 78

4.1.2.2 Pós da liga de alumínio reforçados com SiC ---------- 80

4.1.3 Analise de tamanho de partícula (ATP) ---------- 82

4.1.3.1 Curva de distribuição de tamanho de partícula ---------- 82

4.1.3.1.1 Pós elementares ---------- 82

4.1.3.1.2 Ligas reforçadas com Al_2O_3 e whiskers de SiC ---------- 83

4.1.3.2 Tamanho médio de partícula ---------- 85

4.2 CARACTERIZAÇÃO DOS CONSOLIDADOS ---------- 86

4.2.1 Microscopia ótica (MO) ---------- 86

4.2.1.1 Consolidados da liga sem reforço ---------- 86

4.2.1.2 Consolidados da liga reforçado com Al_2O_3 ---------- 89

4.2.1.3 Consolidados da liga reforçado com SiC ---------- 93
4.2.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)---------- 96
4.2.2.1 Consolidados da liga sem reforço ---------- 96
4.2.2.2 Consolidados da liga AA1100 reforçados com alumina ---------- 99
4.2.2.3 Consolidados da liga AA1100 reforçados com carbeto de silício ---------- 105
4.2.3 Microdureza Vickers (HV) ---------- 111
4.2.3.1 Consolidados da liga sem reforço ---------- 111
4.2.3.2 Consolidados da liga reforçado com alumina ---------- 113
4.2.3.3 Consolidados da liga reforçado com carbeto de silício ---------- 115
5 CONCLUSÃO ---------- 118
6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS ---------- 119
REFERÊNCIAS ---------- 120

1. INTRODUÇÃO

O alumínio é um elemento metálico de número atômico 13, encontrado com abundância na crosta terrestre, porém quase sempre na forma de óxido e raramente como metal puro. Descoberto e isolado nas primeiras décadas do século XIX, mas somente com a criação do processo de refino, em 1886, foi possível produzir o alumínio em escala comercial, permitindo grande redução de custos de fabricação e consequente aumento na utilização deste metal não ferroso.

As ligas classificadas como não ferrosas obtiveram um crescimento considerável em sua produção e aplicação nas últimas décadas. Dentre essas ligas não ferrosas, as ligas de alumínio compósitas se destacam e vêm sendo cada vez mais aplicadas na indústria (BARBOSA, 2014). A busca por novos materiais com melhoria de desempenho tem provocado grandes desafios à indústria. Atualmente os metais, tidos como materiais tradicionais, vêm sendo substituídos por materiais compósitos de melhor performance e propriedades mecânicas.

Os avanços na ciência dos materiais vêm permitindo o desenvolvimento de materiais compósitos e avançados que desempenham um papel crucial em vários setores da indústria moderna, isso devido às propriedades únicas desses materiais e vantagens significativas quando comparados com materiais tradicionais. Alta resistência, dureza, leveza, resistência à corrosão e a altas temperaturas são algumas das vantagens que esses materiais podem oferecer. A ênfase no desenvolvimento deste material se dá pelo fato de que os materiais compósitos podem ser fabricados com propriedades específicas e não usuais. Embora seja um material já utilizado pelo homem há muitos anos, os compósitos foram reconhecidos como uma classe distinta de materiais na segunda metade do século XX (CALLISTER e RETHWISCH, 2016).

Devido os materiais compósitos apresentarem formulação composta, ou seja, mais de um tipo de material, sendo um desses uma componente em dispersão. Outro ponto, é que materiais compósitos podem ser fabricados por técnicas não convencionais de fabricação, como, por exemplo, a metalurgia do pó. Após a segunda guerra mundial a metalurgia do pó passou a ser mais utilizada para fabricar materiais que são quase inviáveis de se produzir pelas técnicas convencionais de conformação, fundição e usinagem (CALLISTER e RETHWISCH, 2016).

Nos materiais compósitos é necessário ter uma matriz e os reforços. Para compor a matriz metálica (CMM) um dos metais mais utilizados são as ligas de alumínio, ficando atrás apenas da utilização do ferro (KUMAR e KUMARASWAMIDHAS, 2018). Os CMM são quase sempre reforçados por materiais cerâmicos, afim de garantir ao compósito propriedades

como dureza, resistência a corrosão, resistência a abrasão, esses materiais cerâmicos de reforço podem ser dos mais variados, no entanto, os mais usados são a alumina (Al_2O_3), carbeto de silício (SiC), nitreto de alumínio (AlN), boreto de alumínio (AlB_2), carbeto de boro (B_4C) e zircônia (ZrO_2). Esses materiais são frequentemente incorporados nas formas de partículas, fibras ou pós na matriz de alumínio para criar compósitos com propriedades aprimoradas.

Segundo Silva *et al*. (2014), o SiC é atrativo e muito usual como reforço devido a sua alta dureza, condutividade térmica, estabilidade química. O carbeto de silício (SiC) em função de suas excelentes propriedades é um material estrutural promissor para várias aplicações mecânicas e termomecânicas (STRECKER, 2000). Já a alumina é devido a boa relação entre custo e benefício que o material oferece e as boas propriedades do mesmo. Como, por exemplo, a fina camada de passivação de óxido de alumínio, (aproximadamente 4nm de espessura) que se forma em qualquer superfície de alumínio exposta. Esta camada protege o metal de uma maior corrosão (FREITAS *et al.*, 2019).

A liga de alumínio AA1100 é comumente utilizada como matriz e a inserção de materiais cerâmicos como, Alumina e carbeto de silício em sua composição pode aumentar, melhorar ou adquirir algumas propriedades específicas. Foram fabricados compósitos de matriz metálica de alumínio AA1100 reforçados por materiais cerâmicos para aplicação na indústria aeroespacial, na fabricação de partes estruturais de aeronaves e em elementos estruturais de maior resistência, como aplicação em chassis de automóveis.

Dessa forma, esse estudo busca fabricar compósitos de matriz de alumínio da liga AA1100 reforçados com alumina (Al_2O_3) e carbeto de silício (SiC), visando analisar os efeitos do processamento via metalurgia do pó (MP), nas propriedades dos compósitos obtidos.

1.1 JUSTIFICATIVA E RELEVÂNCIA

A busca por novos materiais com melhor desempenho tem provocado um grande número de pesquisas acerca de materiais compósitos, bem como, tem trazido à indústria interesse em novos materiais com propriedades mecânicas melhoradas. Dentre estes materiais compósitos, aqueles reforçados por cerâmicos tem sido o foco de pesquisa, devido as suas propriedades mecânicas e físicas, como a resistência, alta dureza, resistência a corrosão, baixa densidade, resistência a altas temperaturas, baixa condutividade térmica e boa resistência química (REZENDE, 1997).

Dessa forma, ligas de alumínio reforçadas por alumina e carbeto de silício poderão apresentar melhoria nas propriedades mecânicas, tais como, resistência mecânica e dureza,

resultando na obtenção de boa resistência ao desgaste, com a finalidade de proporcionar a esse compósito novas aplicações na indústria.

1.2 OBJETIVOS

Nesse ponto está apresentado os objetivos da pesquisa

1.2.1 Objetivo geral

Estudar o efeito da adição de reforços de alumina (Al_2O_3) e carboneto de silício (SiC), nas propriedades dos compósitos de matriz metálica de alumínio AA1100, processados via técnicas de metalurgia do pó

1.2.2 Objetivos específicos

- Caracterizar pós elementares através das técnicas da análise do tamanho de partícula (ATP), microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectroscopia de energia dispersiva (EDS) e difração de raio-x (DRX);
- Caracterização microestrutural através das técnicas de microscopia ótica (MO) e Microscopia eletrônica de Varredura (MEV) e caracterização mecânica através do ensaio de microdureza Vickers das amostras sinterizadas;
- Estudar o efeito da técnica de preparação de pós nas características microestrutural e nas propriedades de microdureza dos compactados sinterizados;
- Verificar a influência do tempo de moagem nas características de tamanho, distribuição granulométrica, forma, composição química e estrutura cristalina das partículas dos pós das ligas;
- Avaliar o efeito do percentual de reforço, nas concentrações propostas de 1% e 2%, na microestrutura e na microdureza das amostras sinterizadas.

1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO

O trabalho está estruturado em 5 capítulos a seguir:

O Capítulo 1, a Introdução, apresenta as motivações e justificativas para o desenvolvimento do trabalho e os objetivos do estudo.

O Capítulo 2 apresenta uma fundamentação teórica dos temas de ligas de alumínio, alumina, carbeto de silício, matriz metálica, compósitos em geral, reforços, whiskers, metalurgia do pó e técnicas de caracterização. Um mapeamento do estado da arte sobre ligas de alumínio reforçadas com alumina e carbeto de silício e Técnicas de processamento de compósitos.

O Capítulo 3 discorre sobre os materiais e métodos, onde são apresentados os materiais usados e o método de pesquisa definido para o estudo.

O Capítulo 4 apresenta a construção dos resultados e discussões, apresentando os resultados obtidos e analisando o impacto desses resultados na proposta de pesquisa.

Por fim, o Capítulo 5 apresenta as principais conclusões sobre o estudo e sugestões para possíveis trabalhos futuros.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Neste capítulo, será apresentado uma fundamentação teórica a respeito dos compósitos de base metálica, reforços cerâmicos e melhoria de propriedades mecânicas, com base nas principais referências sobre os temas. Em seguida, será apresentado um mapeamento do estado da arte a respeito do processamento de ligas de alumínio reforçadas por partículas de alumina (Al_2O_3) e whiskers de carbeto de silício (SiC).

2.1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A base conceitual utilizada para o trabalho é apresentada a seguir.

2.1.1 Alumínio

O alumínio é um dos elementos mais abundantes na crosta terrestre, especificamente é o terceiro elemento mais abundante, ficando atrás apenas do oxigênio e do silício. Quando se fala de produção em grande escala o alumínio ainda é tido como o metal de utilização mais recente. Sendo descoberto e isolado nas primeiras décadas do século XIX, hoje sua utilização como metal só é menor que a do aço (BARBOSA, 2014). A Tabela 1 abaixo, apresenta as principais propriedades do alumínio puro.

Tabela 1 - Propriedades mecânicas do alumínio puro

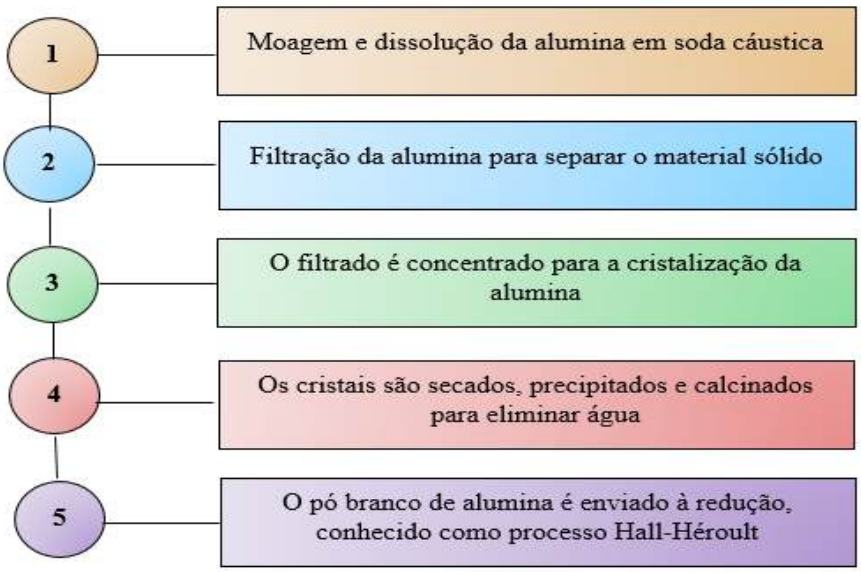
PROPRIEDADES	UNIDADE	VALOR
Ponto de fusão	(ºC)	660
Peso específico	(g/cm^3)	2,70
Módulo de elasticidade	(Mpa)	70000
Refletividade	(%)	80
Condutividade térmica a 25º	(Cal/cm/°C)	0,53
Condutividade elétrica	(%IACS)	61
Limite de resistência à tração	Mpa	48
Dureza	HB	20-30

Fonte: Adaptado de ABAL (2019)

O alumínio é obtido da bauxita através da realização de três etapas: mineração de bauxita, refino e redução. As reservas de bauxita do Brasil estão entre as maiores do mundo, além de serem de ótima qualidade. Após a mineração de bauxita, o minério segue para a fase de refino, onde o processo mais utilizado para a obtenção da alumina é o processo Bayer

(ABAL, 2019). Na Figura 1 é possível visualizar a sequência em que o fluxograma das etapas do processo Bayer.

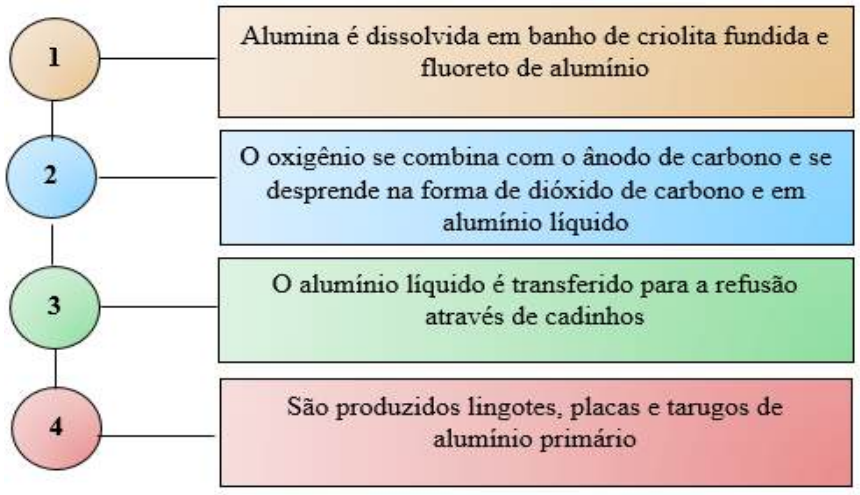
Figura 1 – Fluxograma das etapas do processo Bayer



Fonte: Adaptado da ABAL (2019)

Depois, segue para a redução, para então ser produzido o alumínio puro. O processo de redução é o processo Hall-Héroult. A Figura 2 mostra o fluxograma das etapas do processo Hall-Héroult.

Figura 2 – fluxograma das etapas do processo Hall-Héroult

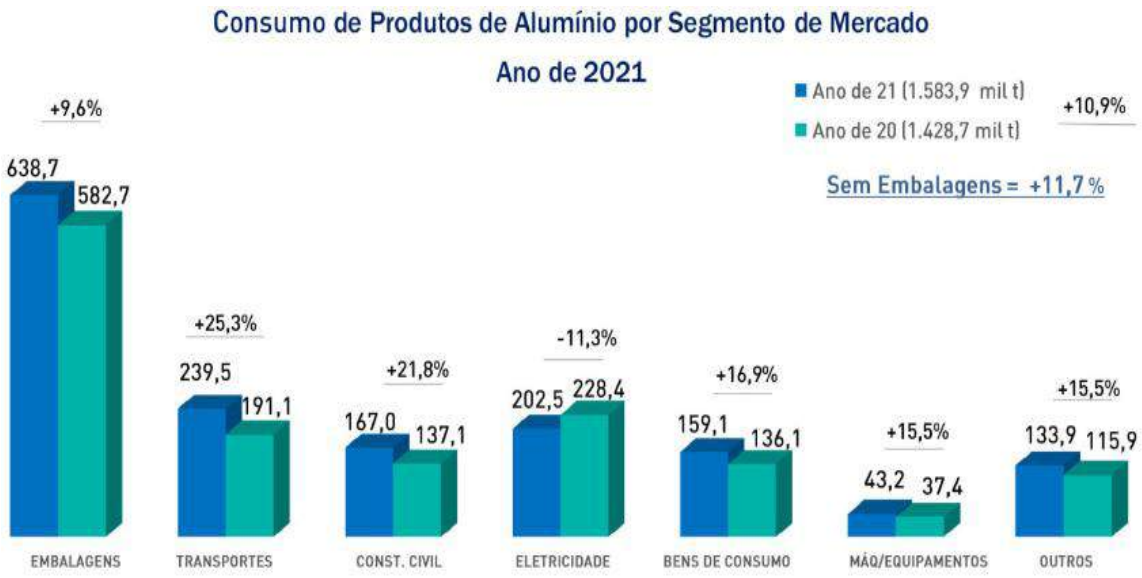


Fonte: Adaptado da ABAL (2019)

O alumínio é um metal leve e possui densidade de 2,7 g/cm^3, representando quase um terço da densidade do aço, que é de aproximadamente 7,8 g/cm^3. Além do baixo peso,

caraterísticas como a elevada resistência mecânica de ligas específicas torna o alumínio um material importante na engenharia para aplicações que necessitem de movimento e baixo consumo de energia. Dessa forma, o alumínio se apresenta como um dos metais mais usados para uso na indústria (DAVIS, 2001). Na Figura 3, é possível visualizar o consumo do alumínio no setor industrial brasileiro.

Figura 3 - Consumo do alumínio no setor industrial brasileiro



Fonte: ABAL (2022)

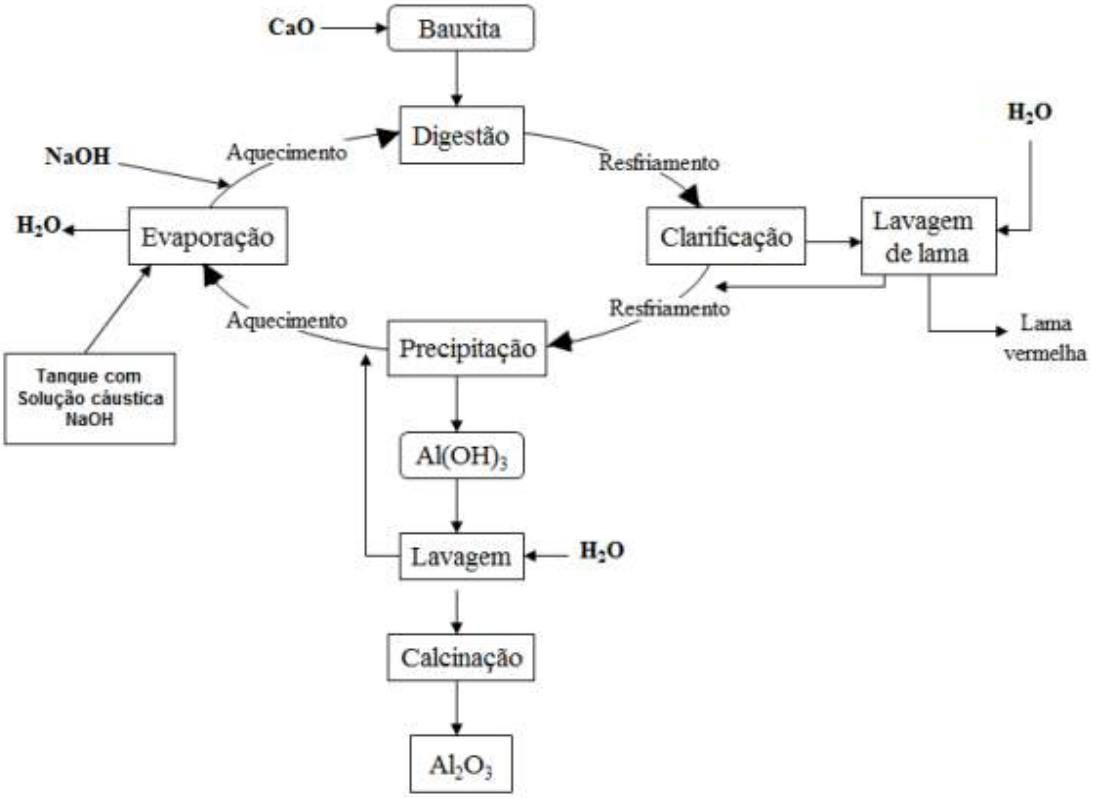
A produção comercial de alumínio metálico começou em 1889 com a eletrólise da criolita pelo processo Hall - Héroult e atualmente, o mesmo processo ainda é utilizado para a obtenção de alumínio, porém com alguns ajustes tecnológicos (PRASAD, 2000). O processo de obtenção do alumínio metálico se dá, basicamente, através da união de dois processos, que são: o processo Bayer e o processo de Hall - Heroult (BARBOSA, 2014).

2.1.1.1 Processo Bayer

O processo Bayer é responsável pela grande parte da produção mundial de alumina e objetiva a purificação da alumina existente na bauxita (RODRIGUES, 2018). A obtenção de alumina a partir da bauxita foi desenvolvida e patenteada por Karl Josef Bayer. E é um dos métodos para produção de alumina, esse processo consiste em três etapas: a digestão da bauxita, a precipitação da gibsita presente no licor rico e a calcinação da gibsita precipitada (ESCOBAR, 2004).

Nesse processo, é possível analisar uma propriedade química comum na gibsita, diásporo e os isômeros bohemita, que se dissolvem em solução de hidróxido de sódio, em condições moderadas de pressão e temperatura (KIMMERLE, 2004). A Figura 4 mostra as etapas do processo Bayer.

Figura 4 - Etapas do processo Bayer



Fonte: CONSTANTINO (2002)

O processo Bayer se inicia com a bauxita sendo misturada com uma porção de solução de soda cáustica e moída como uma polpa. Esta pasta base pode ser passada sobre telas ou por meio de ciclones, com as partículas finas seguindo no processo e as grossas que são devolvidos aos moinhos (CONSTANTINO et al., 2002).

Segundo KIMMERLE (2004), para se extrair a gibsita da Bauxita utiliza-se o processo Bayer. No final do século XIX, Karl Joseph Bayer, descobriu que uma carga de semente de tri-hidrato de alumina previamente precipitada reduz o tempo necessário para precipitação e permite controlar o tamanho de partícula do produto.

Nesse processo, é analisada uma importante propriedade nas formas hidratadas de alumina, gibsita, diásporo e os isômeros bohemita, que se dissolvem em solução de hidróxido de sódio (NaOH), sob condições moderadas de pressão e temperatura (KIMMERLE, 2004).

2.1.1.2 Processo Hall-Heroult

De acordo com Fogassa (2016), no ano de 1886, os cientistas Charles M. Hall e francês Paul Héroult, de modo separado desenvolveram o método chamado de processo de Hall-Héroult, em que se utilizava a eletrólise ígnea. Por meio da redução eletrolítica da alumina, obtém-se o alumínio primário. O método eletrolítico comercialmente utilizado é conhecido como processo Hall-Héroult (NAGEM, 2013).

Nesse processo Hall-Héroult, o pó de alumina, que é obtido da bauxita através do processo Bayer, e é dissolvida em um banho de criolita com sais fluoretos, com o objetivo de controlar a temperatura, densidade e solubilidade da alumina.

Segundo a Abal (2018), no caso da produção de alumínio primário, é utilizada criolita fundida, temperatura entre 950ºC à 1000ºC, como solução eletrolítica, na qual a alumina é dissolvida, destaca-se que a alumina não é fundida, pois, devido à sua elevada energia de ligação, o ponto de fusão da alumina é muito alto, em torno de 2000ºC. O passo seguinte é transportar o alumínio líquido para um cadinho, e depois é refundido para a produção de lingotes (DAVIS, 2001).

Para a produção de uma tonelada de alumínio primário são necessárias duas toneladas de alumina (Al_2O_3) (ABAL, 2019).

2.1.2 Ligas de alumínio

A necessidade de materiais leves e de alto desempenho na indústria levou ao desenvolvimento de materiais compósitos de matriz metálica (CMM). Esses materiais geralmente consistem em uma matriz leve reforçada por partículas ou fibras curtas de um material duro. Muitos desses materiais desenvolvidos são compostos de uma matriz de liga de Al ou Mg com reforço de material cerâmico frágil, como SiC e Alumina (GONZAGA *et al.*, 2020).

As ligas de alumínio possuem como principal característica a alta ductilidade, devido ao fato de as mesmas possuírem uma estrutura cúbica de face centrada (CFC). É possível melhorar a resistência mecânica do alumínio, por trabalho mecânico a frio ou por adição de elementos de liga, no entanto, a resistência à corrosão tende a reduzir em ambos os casos (CALLISTER; RETHWISCH, 2016).

O alumínio e suas ligas são classificados pela Aluminum Association segundo dois critérios, sendo eles: processo de fabricação e composição química (ABNT NBR ISO 209, 2010).

2.1.2.1 Classificação das ligas de alumínio quanto a composição química

Segundo Hatch (1984), as ligas das classes trabalháveis mecanicamente e as fundidas, podem ser subdivididas em séries, que são nomeadas por 4 dígitos XXXX (ligas trabalháveis mecanicamente) e XXX.X (ligas fundidas). As classes das ligas estão postas abaixo.

- 1XXX / 1XX.X (série 1000) – Alumínio comercialmente puro (Al), composição a partir de 99,00% de alumínio. As ligas que pertencem a esta série têm como principais pontos, elevada condutividade térmica e elétrica, no entanto, possuem uma baixa resistência mecânica. Não são tratáveis termicamente;
- 2XXX / 2XX.X (série 2000) – Ligas de Alumínio-Cobre (Al-Cu), são ligas que possuem como o principal elemento de liga o cobre (Cu), elas são tratáveis termicamente. Possuem uma resistência a corrosão tão boa quanto as demais e uma usinabilidade superior;
- 3XXX / 3XX.X (série 3000) – Ligas de Alumínio-Manganês (Al-Mn), o manganês é o principal elemento de liga das ligas desta série, e não são tratáveis termicamente, porem possuem aproximadamente 20% a mais de resistência que as liga da série 1XXX / 1XX.X;
- 4XXX / 4XX.X (série 4000) – Ligas de Alumínio-Silício (Al-Si), elas têm como elemento de liga principal o silício (Si) em quantidades até 12%, e são mais utilizadas para fundições em moldes. A maioria dessas ligas não são tratáveis termicamente;
- 5XXX / 5XX.X (série 5000) – Ligas de Alumínio-Magnésio (Al-Mg), o principal elemento de liga é o magnésio, elemento que proporciona um aumento considerável nas propriedades mecânicas do alumínio. As ligas desta série não são tratáveis termicamente;
- 6XXX / 6XX.X (série 6000) – Silício (Si) e magnésio (Mg) são os principais elementos de liga, assim é formado o siliceto de magnésio, que é o responsável pelo seu endurecimento. Essas ligas possuem boa conformabilidade, soldabilidade, usinabilidade e resistência a corrosão, já a sua resistência mecânica é moderada;
- 7XXX / 7XX.X (série 7000) – Ligas de Alumínio-Zinco (Al-Zn), o zinco (Zn) é o principal elemento de liga, essas ligas podem ser contidas de quantidades significativas de zircônio (Zr), Cobre (Cu), magnésio (Mg) e cromo (Cr), são tratáveis termicamente, possuem uma moderada resistência a corrosão e uma boa conformabilidade;

- 8XXX / 8XX.X (série 8000) – Ligas de Alumínio com a adição de elementos, tais como, silício, ferro e manganês, nas conformáveis ou o lítio nas fundidas. Podem ser ou não tratáveis termicamente (DAVIS, 2001).

2.1.2.2 Classificação das ligas de alumínio quanto ao processo de fabricação

Segundo Davis (2001), a divisão das ligas de alumínio em duas categorias primárias, que são: ligas trabalháveis mecanicamente e ligas fundidas.

As ligas trabalháveis mecanicamente obtêm suas propriedades mecânicas através da variação do processo de trabalho mecânico, e contêm elementos que são solúveis em solução sólida com o alumínio em elevadas temperaturas. Os elementos de liga mais utilizados com o alumínio são o cobre, magnésio, zinco, lítio. Já as ligas fundidas obtêm suas características através do processo de fundição.

2.1.2.3 Compósitos de ligas de alumínio reforçadas com alumina e whiskers de carbeto de silício

De acordo com Senthilkumar *et al.* (2015), nas últimas duas décadas, os materiais compósitos de matriz metálica à base de alumínio têm atraído atenção, principalmente, devido às suas propriedades melhoradas em aplicações estruturais. No entanto, relata que o comportamento à fadiga dos materiais compósitos precisa de ser estudado para aplicações estruturais mais específicas. Já Wielage *et al.* (2010) diz que a fabricação de pó compósito de carboneto de silício e alumínio é o primeiro passo da produção metalúrgica de pó de material de alumínio reforçado com partículas, sendo válido também para outros materiais de reforço, como, por exemplo, whiskers de carbeto de silício, silício e ferro.

Com o avanço dos estudos a acerca dos compósitos, melhorias foram surgindo para auxiliar no processamento dos mesmos. Destaca-se como sendo uma dessas melhorias o uso de diversas técnicas de processamento para obtenção de compósitos. Mas, quando se refere a compósitos de base metálica reforçados por partículas de pós cerâmicos em percentuais controlados, poucos são os estudos encontrados na literatura. Bhat e Kakandikar (2019) apresentam a fabricação de um novo compósito de base de alumínio com reforço de 5% de SiC pelo método de fundição por agitação. Porém, além de não ser um reforço nanoparticulado ou de fibras, também, não existe um comparativo sobre a influência de diferentes percentuais do pó cerâmico nas propriedades mecânicas finais do compósito.

Os autores Reddy et al. (2017) pontuam que os nanocompósitos de matriz metálica de alumínio são a nova geração de materiais capaz de satisfazer as exigências mais atuais de aplicações na engenharia. É um tipo de material bastante utilizado na indústria. Os mesmos autores ainda observam que a adição de partículas de SiC de formato de whiskers à matriz de liga de alumínio produz propriedades mecânicas e físicas superiores nesses compósitos.

No que diz respeito as ligas de alumínio reforçadas com alumina, Vogel *et al.* (2020) diz que os compósitos de base de alumínio fabricados por metalurgia do pó incluem frequentemente uma quantidade de alumina, onde o efeito é na maior parte das vezes insuficientemente discutido em comparação com um agente de reforço primário, e através do controle da atmosfera de processamento do compósito, é possível estimar o impacto do teor de alumina na microestrutura e nas propriedades mecânicas.

Os autores Beygi *et al.* (2014) afirmam que compósitos de matriz de alumínio utilizados nas indústrias são normalmente fabricados pelo método de fundição por agitação. Mas, quando são utilizadas nanopartículas como reforço, o processamento de materiais compósitos por este método conduz à formação de um grande número de defeitos estruturais. O reforço nanoparticulado é tido como uma técnica para melhorar a estrutura dos compósitos, uma vez, que o tamanho da partícula influi diretamente na dispersão do reforço na matriz.

2.1.3 Alumina (Al_2O_3)

A alumina é utilizada como um material estrutural devido ao seu custo/benefício, em ambientes agressivos devido a sua elevada dureza, resistência à abrasão e inércia química. Podendo ser aplicada na indústria de mineração, de vidros e armaduras balísticas (SILVA et al., 2014). Trata-se de um subproduto da produção do alumínio primário. Ela é o produto final do processo Bayer, no qual se obtém a alumina a partir da bauxita. A Tabela 2 mostra as propriedades da alumina.

Tabela 2 - Propriedades da alumina

PROPRIEDADE	VALOR
Densidade relativa (g/cm³)	3,4 – 4,0
Resistência à tração (MPa)	140 – 170
Resistência à flexão (MPa)	280 – 420
Módulo de elasticidade (GPa)	350 – 400
Microdureza ($kg.mm^{-2}$)	1400 – 1800
Módulo de cisalhamento (GPa)	140 – 160

Fonte: Adaptado de SILVA (2014)

2.1.4 Carbeto de silício (SiC)

O carbeto de silício é um material muito utilizado na indústria devido a sua alta dureza, condutividade térmica, estabilidade química e propriedades semicondutoras. Desde sua descoberta vem sendo usados em operações de usinagem, moagem, polimento, jateamento com areia, corte a jato d'água, blindagens e principalmente como material abrasivo (SILVA et al., 2014).

Foram desenvolvidos vários métodos de síntese para o SiC, entre eles os mais conhecidos são: deposição química a vapor, crescimento confinado de nano tubos a base de carbono, redução carbotérmica e moagem de alta energia (CHIEW e CHEONG, 2012). A Tabela 3, mostra as propriedades do carbeto de silício.

Tabela 3 - Carbeto de silício

PROPRIEDADE	VALOR
Densidade relativa (g/cm^3)	2,56 – 3,22
Resistência à flexão (MPa)	260 – 634
Módulo de elasticidade (GPa)	359 – 453
Microdureza ($kg.mm^{-2}$)	2300 – 2800

Fonte: Adaptado de SILVA (2014)

2.1.5 Matriz metálica

Os materiais metálicos utilizados como matriz são as ligas de Cu, Ti, Mg, Al, Fe. No entanto, ligas leves como Al e Mg, são mais utilizadas devido vantagens como custo e facilidade de processamento. Aplicações para até 450ºC o alumínio é a escolha mais precisa (DUARTE, 1988).

As ligas de alumínio mais utilizadas são de quatro tipos e está especificada abaixo:

I. Alumínio puro (série 1000): é mais usado em estudos de compósitos de matriz metálica. A elevada capacidade de deformação plástica o torna um ótimo material de fabricação de compósitos.
II. Ligas Al-Cu e Al-Cu-Mg (série 2000): essas ligas têm como principal característica o endurecimento por precipitação.
III. Ligas Al-Si (série 4000): devido à aptidão à fundição é a principal escolha nos processos de fabricação que utilizam técnicas próximas da fundição.
IV. Ligas Al-Mg-Si (série 6000): assim como as da série 2000, respondem ao endurecimento por precipitação (DUARTE, 1988).

2.1.6 Compósitos em geral

Designa-se por material compósito o resultado da combinação de dois ou mais materiais distintos em suas propriedades físicas. Trata-se, portanto, de uma classe de um meio heterogêneo cujo objetivo é a obtenção de um material com propriedades específicas que tenta combinar as melhores características de seus componentes (MAXWELL, 2006). As propriedades que se deseja melhorar pela adição de materiais de reforços, são:

- Resistência mecânica;
- Rigidez;
- Fadiga;
- Resistência ao desgaste;
- Resistência a corrosão;
- Comportamento à altas temperaturas;
- Isolamento térmico;
- Condutividade térmica.

Algumas propriedades podem ser melhoradas simultaneamente. Ainda conforme Maxwell (2006), a estrutura a ser obtida deverá constituir-se de um novo material com características homogêneas. Os materiais compósitos podem ser de matriz polimérica, cerâmica e metálica (LERICHE and CAMBIER, 1990).

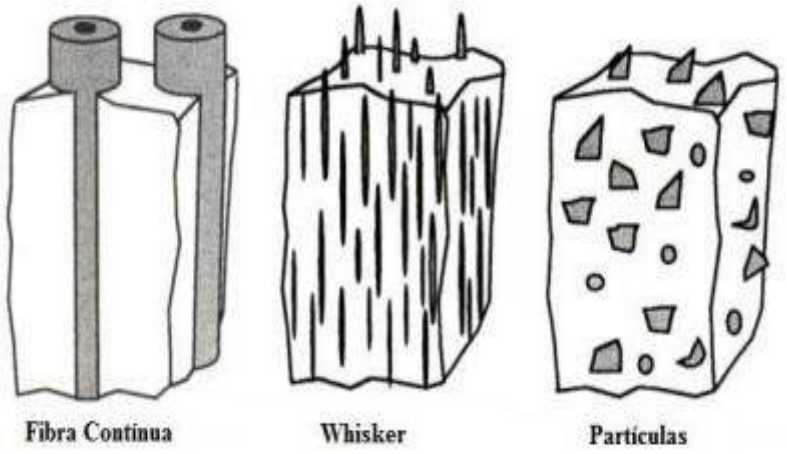
Essa classe de materiais é caracterizada como a combinação de propriedades que permite que esses materiais compósitos sejam ideais para aplicações em diversas áreas, principalmente na aeronáutica. O compósito pode ser visto como um material multifásico que exibe uma proporção significativa de propriedades das fases que o constituem (GIBSON, 2012).

Os materiais compósitos são fabricados afim de obter propriedades necessárias para seu desempenho em projetos específicos. Suas morfologias, seus graus de cristalinidade, suas texturas cristalográficas e a composição da interface são algumas das informações que podem ser obtidas. Os materiais compósitos podem ser pensados para satisfazer as necessidades da indústria, como por exemplo, a indústrias aeroespacial, automobilística, eletrônica, construção, energia e biomédica e constituem a maioria dos materiais comerciais de engenharia (CHUNG, 2010).

São classificados de acordo com a matriz que se pretende trabalhar. As principais classes de compósitos são as de matriz polimérica, matriz de cimento, matriz de carbono, matriz de cerâmica e matriz metálica (CHUNG, 2010). Os compósitos de matriz de metálica consistem

em uma matriz contínua e reforços que podem ser particulados, fibra curta ou whisker, ou fibra contínua. Na Figura 5 é possível ver os tipos de reforços para compósitos de matriz metálica.

Figura 5 - Tipos de reforços para compósitos de matriz metálica



Fonte: Clyne e Withers (1993)

Os compósitos de matriz metálica (CMMs) podem ser fabricados por Metalurgia do Pó, *Mechanical alloying* (Moagem de Alta Energia), *diffusion bonding* (soldagem por difusão) e técnicas de deposição de vapor. Os processos de acabamento, chamados processos secundários, mais comuns aplicados aos CMMs são:

- Trefilação;
- Laminação;
- Forjamento;
- Prensagem isostática a quente (CLYNE e WITHERS, 1993).

2.1.6.1 Compósitos de matriz metálica

Os compósitos de matriz metálica têm se desenvolvido desde seu surgimento na década de 60. As ligas de alumínio marcaram o início das pesquisas na área de materiais compósitos, e abriram as partas para o desenvolvimento de materiais cada vez mais avançados (VENTURA, 2009).

O tipo mais comum de compósito de matriz metálica é fabricado utilizando reforço cerâmico. As matrizes metálicas mais usadas em engenharia são as ligas de alumínio, ferro, níquel, cobre e os principais reforços são os óxidos, nitretos, boretos e compósitos intermetálicos (ARAMI et al., 2007)

Até o final da década de 80, existiam três sistemas de materiais compósitos com matriz metálica de alumínio para uso comercial, que eram utilizados nas seguintes aplicações:

I. Usado para fabricação de pistões de automóveis;
II. Usado em sistema de guia de mísseis;
III. Usado em componentes de foguetes.

As propriedades finais de um material compósito dependem dos percentuais de reforço que serão utilizados no processamento da liga que, por sua vez, dependem do processo de fabricação. Os reforços apresentam escala microscópica, pois nestas condições favorecem as propriedades mecânicas do material (GIBSON, 2012).

Segundo Duarte (1988), a escolha de um compósito baseada no sistema de matriz metálica – reforço, tem por finalidade alcançar características finais específicas. As matrizes nos compósitos metálicos são geralmente de ligas leves, tais como:

- Alumínio;
- Magnésio;
- Titânio.

Os reforços podem ser de:

- Partículas de alumina (Al_2O_3) e carboneto de silício (SiC);
- Fibras de grafite, alumina e carboneto de silício;
- Filamentos de carboneto de silício ou boro.

O objetivo é obter-se um material final com propriedades mecânicas superiores à de seus constituintes, para as solicitações, consideradas no projeto.

Dentre as matrizes mais usadas destaca-se as ligas de alumínio, que são bastante utilizadas no setor industrial devido à sua baixa densidade. Além disso, essas ligas são baratas se comparados com outras ligas de baixa densidade como as ligas magnésio ou as ligas de titânio. Possui boa resistência, ductilidade, resistência à corrosão capaz satisfazer diferentes aplicações. De todas as ligas de alumínio, são especialmente usadas para compósitos de matriz metálica as endurecíveis por precipitação pertencentes as séries 7xxx e 2xxx. (TORRALBA et al., 2003).

Os compósitos de base de alumínio surgiram como uma nova classe de materiais devido as suas novas características como peso, alta resistência e resistência ao desgaste. A combinação dessas propriedades mecânicas não é encontrada em um material único (SURAPPA e ROHATGI, 1981). Técnicas de processamento podem ser classificadas em processamento no estado líquido, processamento no estado sólido e processos de duas fases.

Dessa forma, a metalurgia do pó é uma das técnicas de produção de compósitos de base metálica. Uma das vantagens dessa técnica em relação às técnicas que envolvem fundição é ter um melhor controle sobre a microestrutura, permitindo um refino dessa microestrutura, onde é possível uma melhor distribuição do reforço na matriz.

2.1.6.2 Classificação dos compósitos de matriz metálica

Os materiais compósitos de matriz metálicas podem ser classificados em três classes, são elas:

I. Compósitos com reforços de partículas:

Segundo Duarte (1988), estes compósitos com reforços de partículas podem ser divididos de duas formas.

1. Reforço de micropartículas, em que a dimensão das partículas de reforço varia entre 0,01 μm e 0,1 μm. Essas partículas provocam o endurecimento da matriz de forma semelhante ao endurecimento por precipitação.
2. Reforço de partículas, onde as partículas dispersas na matriz têm dimensão superior a 1 μm.

II. Compósitos com reforços à base de whiskers:

Os elementos reforçadores são materiais de elevada resistência, cristalizados e livres de defeitos, com dimensões bastante reduzidas (DUARTE, 1988).

III. Compósitos com reforços à base de fibras:

Segundo Duarte (1988), estes compósitos com reforços de partículas podem ser divididos de duas formas.

1. Reforço de fibras longas, reforços contínuos que em geral têm grandes diâmetros, são elaborados por técnicas de fabricação de baixa produção, apresentando elevadas propriedades mecânicas.
2. Reforço de fibras curtas, apresenta maior desenvolvimento e utiliza fibras de pequenos diâmetros.

As ligas de alumínio são os materiais mais utilizados para matrizes e as fibras curtas de Al_2O_3 e os whiskers de SiC são os materiais tidos como promissores na utilização como reforços.

Em materiais compósitos é de extrema importância que exista coesão entre a matriz e o reforço, sendo um fator preponderante a escolha do reforço, que deve ser compatível com a matriz. Estima-se que não haja reações químicas entre eles. Por este motivo os óxidos são

escolhidos, na maioria das vezes, por serem duros e apresentarem estabilidade química e térmica a elevadas temperaturas, garantindo a integridade do material. Outro ponto importante é a distribuição deste reforço. A aglomeração de partículas interfere de forma negativa nas propriedades finais do material, portanto, é importante obter estes compósitos através de um método que distribua de forma homogênea estes reforços (RAMESH, 2005).

2.1.6.3 Técnicas de processamento de compósitos

De acordo com Ali (2020), os compósitos cerâmicos metálicos são materiais tidos como promissores quando comparados com os materiais convencionais devido às suas propriedades: baixo peso, baixo custo, resistência ao desgaste, resistência à corrosão e elevada resistência. O autor ainda afirma que a fundição por agitação é uma das formas mais simples e viáveis de processar compósitos de matriz de alumínio. Ali (2020) ainda pontua que as principais limitações da fundição por agitação são a má distribuição das partículas cerâmicas de reforço na matriz metálica, porosidades nos compósitos e a molhabilidade das partículas cerâmicas com o metal fundido.

Narayana *et al.* (2021) também destaca que a técnica de fundição por agitação é bastante utilizada por ter o diferencial econômico. No entanto, os autores pontuam que diferentes materiais cerâmicos como SiC, B_4C e Al_2O_3 podem ser adicionados como reforços em compósitos de matriz de alumínio para melhorar as propriedades mecânicas. Ravi, Naik e Prakash (2015), falam que os compósitos de matriz de alumínio são muito utilizados nos mais diversos setores da indústria. E quando essa matriz é reforçada com partículas cerâmicas duras, como SiC, Al_2O_3 e B_4C isso resulta numa maior resistência ao desgaste e melhor relação resistência/peso.

Outra técnica utilizada e bastante citada em trabalhos e pesquisas é a técnica moldagem por injeção. Segundo Liu *et al*. (2008), a técnica de moldagem por injeção de metal é muito utilizada para a produção de compósitos. Afirma ainda que a técnica permite a produção de pequenas formas complicadas e fornece um meio adicional para fabricar componentes de alumínio para uma grande variedade de aplicações.

Wielage *et al.* (2010) fala que a fabricação de ligas compósitas de base metálica de alumínio é possível também através da técnica de metalúrgica de pó, podendo ser usados diversos materiais como reforços.

2.1.7 Whiskers

O termo “whisker”, de origem inglesa e são reforços na forma de fibras, que por sua vez são monocristalinas, e apresentam seção transversal de aproximadamente 10μm e comprimento 10 vezes maior que o diâmetro. Esses monocristais apresentam poucos defeitos e possuem resistência e módulo muito próximos a valores teóricos para o material.

Segundo Duarte (1988), os reforços de whiskers possuem elevada pureza, ausência de defeitos cristalográficos e, consequentemente, resistência mecânica elevada, dificultando assim à propagação da trinca, quando utilizado como reforço em materiais compósitos.

O whisker é um tipo filamento estruturado como um cristal único e sem defeitos. Alguns materiais típicos para whiskers são grafite, alumina e carboneto de silício. Os whiskers são usados em alguns compósitos, mas a fabricação em larga escala sem defeitos se torna quase impossibilitado.

2.1.7.1 Whiskers de Carbeto de Sílicio (SiC)

Os whiskers de carboneto de silício (SiC) são materiais fibrosos manufaturados com uma estrutura de cristal único. Esse material tem uma ampla gama de aplicações industriais, devido à sua alta resistência à tração, vantagem de peso em relação aos metais (CHAN, 1993).

2.1.8 Metalurgia do pó

O processo de fabricação denominado metalurgia do pó, consiste na transformação de pós-metálicos e não metálicos em uma peça final, sem atingir a temperatura de fusão dos principais materiais envolvidos. Este processo possui três etapas básicas, sendo elas: obtenção do pó, compactação do pó e sinterização (MARCHEZAN *et al.*, 2020).

Segundo Chiaverini (2001), a metalurgia do pó é uma técnica de manufatura metalúrgica não convencional e diverge dos processos convencionais de fabricação, pelas seguintes características:

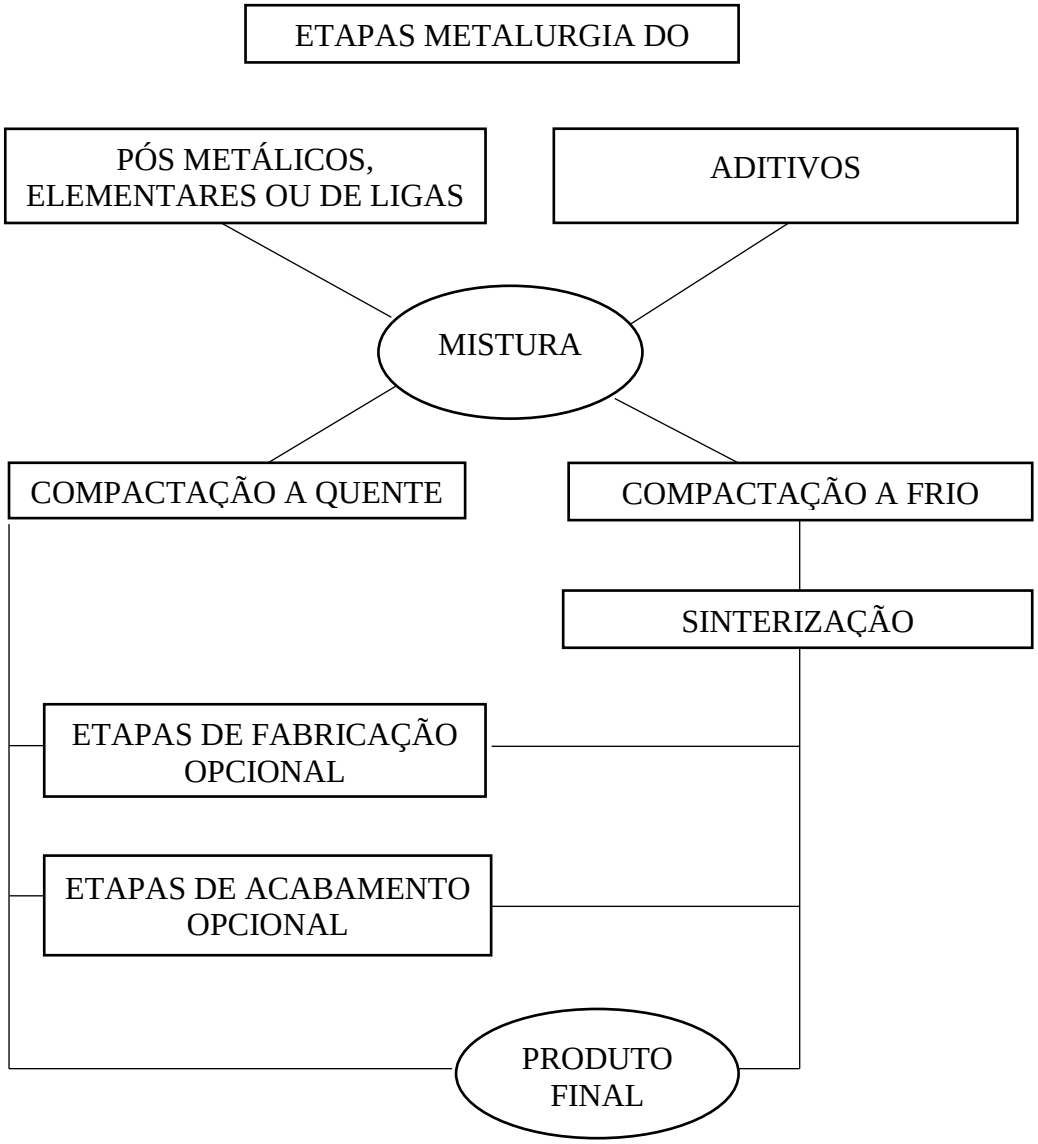
- Aplicação de pós metálicos e ou não metálicos como matéria prima;
- Fabricação de peças que apresentam forma final (Net-Shape) ou forma praticamente final (Near Net-Shape);
- Produz componentes, que através de outros processos metalúrgicos não seria possível a obtenção;

- Processo altamente produtivo quando se fala de fabricação de produtos em série.

Segundo Odani (1994), a metalurgia do pó é um processo onde há um aproveitamento maior que 95% da matéria prima, não é um processo poluente e necessita de baixa energia. Esses fatores tornam o produto fabricado por MP, mais vantajoso economicamente quando comparado com os produtos obtidos por outros processos de fabricação.

Uma das principais desvantagens do processo de MP, é o alto custo com o ferramental para iniciar o processo, este só se justifica se existir uma grande produção de peças em série, onde sejam diluídos os custos das matrizes (ODANI, 1994). A Figura 6, mostra as etapas de produção na fabricação de elementos via metalurgia do pó.

Figura 6 - Etapas de produção na fabricação de elementos via metalurgia do pó



Fonte: Adaptado de EPMA (2008)

Os pós componentes são misturados com o lubrificante, até obter uma mistura homogênea através da MAE. O pó moído é colocado em uma matriz e compactado sob pressão, após isso é sinterizado (EPMA, 2008). Uma exceção é o processo de fabricação de elementos filtrantes a partir de pó de bronze esférico onde nenhuma pressão é usada, o pó é colocado em um molde de formato adequado no qual é sinterizado. Este processo é conhecido como sinterização de pó solto (EPMA, 2008).

2.1.8.1 Produção dos pós

Segundo Moura (2013), o método utilizado para a obtenção do pó tem influência na estrutura da partícula e distribuição granulométrica do pó. Essas características influenciam de forma direta o comportamento do pó durante nas etapas de compactação e sinterização.

Pureza, tamanho de partícula, morfologia da partícula e textura superficial, são características que devem ser consideradas quando aos pós forem aplicados a técnica de metalurgia do pó, uma vez que, estas características influenciam diretamente na qualidade final do componente fabricado por MP (MOURA, 2013).

Segundo Upadhyaya (2002), os métodos de fabricação de pós metálicos podem ser classificados de três formas, sendo eles:

1. Métodos Químicos:
    - Reduções químicas;
    - Decomposições químicas.
2. Métodos Físicos:
    - Deposição eletrolítica;
    - Atomização de metais fundidos.
3. Métodos Mecânicos:
    - A fragmentação mecânica se torna possível através de impacto, atrito, cisalhamento e compressão.

2.1.8.2 Característica dos pós

Os pós metálicos possuem características que influenciam diretamente nas propriedades dos componentes fabricados por metalurgia do pó (MP), assim, se faz importante o conhecimento sobre as particularidades dos pós metálicos. As características das partículas estão relacionadas, e são consideradas as mais importantes na seleção de pós metálicos (CHIAVERINI, 2001). O Quadro 1 mostra as formas possíveis do pó e sua obtenção. É possível

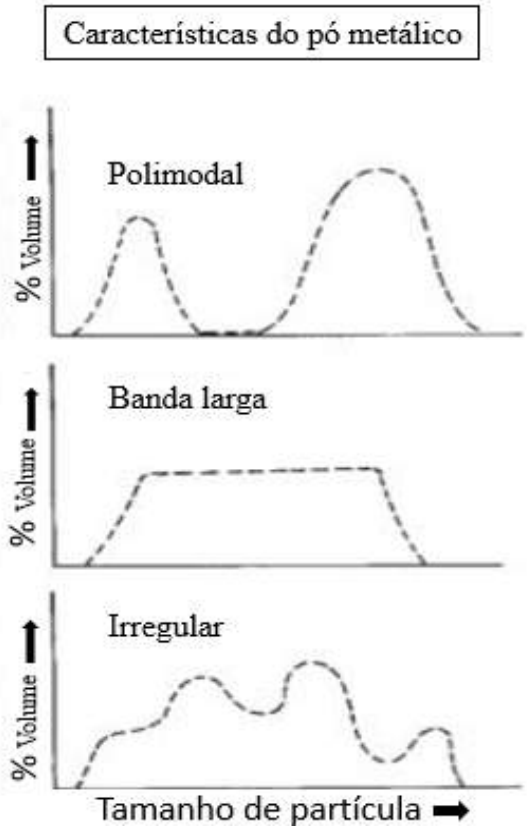
perceber que a maioria dos pós se apresenta em formatos irregulares. Outra característica importante dos pós trata-se da destruição real do tamanho de partícula, a Figura 7 mostra os tipos de distribuição de tamanho de partícula e suas nomeações.

Quadro 1 – Formas possíveis do pó e sua obtenção

TIPO DA FORMA	FORMA	OBTENÇÃO
Acicular		Deposição química
Dendrítico		Eletrólise
Floco		Moagem
Esférico		Atomização Processo carbonila (Fe)
Arredondado		Atomização Decomposição química
Irregular		Atomização Decomposição química
Poroso		Redução de óxidos
Angular		Desintegração mecânica Processo carbonila (Ni)

Fonte: Adaptado de Upadhyaya (2002)

Figura 7 – Tipos de distribuição de tamanho de partícula



Fonte: Adaptado de Upadhyaya (2002)

Ainda segundo Upadhyaya (2002) sobre as distribuições mostradas acima, a curva polimodal é constituída por dois ou mais intervalos estreitos de tamanhos de partículas. A curva de distribuição de banda larga, possui uma uniformidade nos tamanhos de partícula e quase não possui tamanhos de partículas fora desse intervalo. E por fim, a distribuição de partícula irregular possui uma variação contínua do tamanho de partícula por toda faixa de tamanho de partícula.

2.1.8.3 Homogeneização dos pós

A etapa de mistura e homogeneização dos pós consiste em fornecer aos pós, as condições que são necessárias para as etapas seguintes do processamento.

A homogeneização tem como objetivo a mistura dos pós, objetivando uma composição uniforme em toda massa de pó. Este processo almeja propiciar a uma determinada massa de pó certa uniformidade e assim, facilitar a etapa posterior que é a compactação (COSTA, 2004).

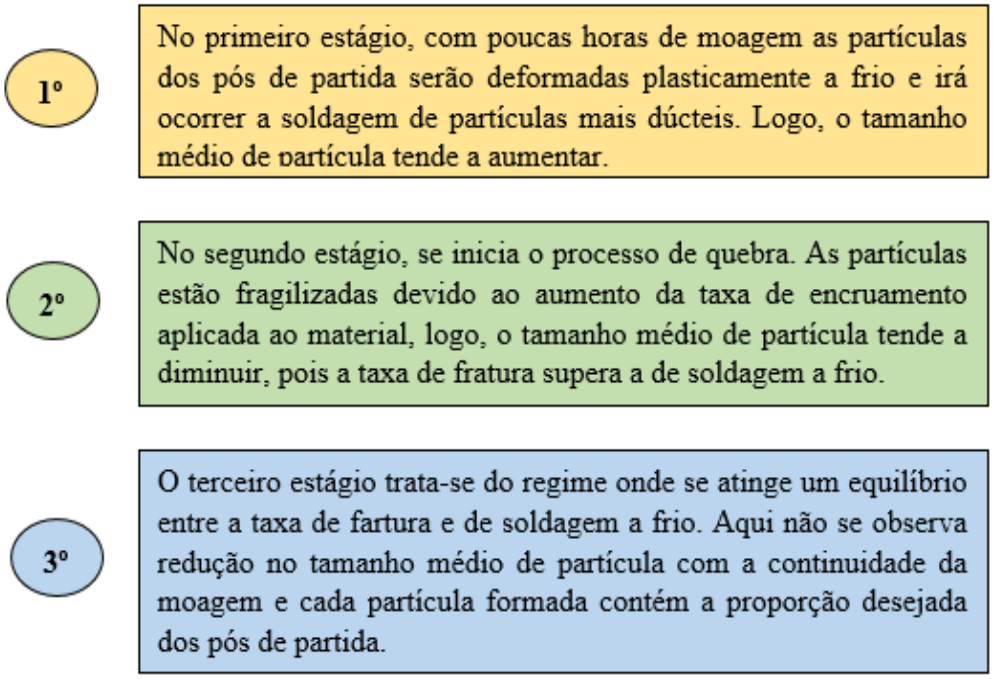
2.1.8.4 Moagem

A moagem pode ser de baixa e alta energia. Essa energia de moagem é averiguada conforme a velocidade das esferas no interior da jarra durante o processo de moagem. Nesse trabalho trataremos da moagem de alta energia.

2.1.8.4.1 Moagem de alta energia

O termo moagem de alta energia é empregado onde a energia de moagem é superior a 0,03 kW/l. Jia et al. (2018) dividiram o processo de moagem em 3 estágios, conforme a Figura 8.

Figura 8 - Estágios do processo de moagem



Fonte: Adaptado de JIA et al. (2018)

2.1.8.4.2 Razão massa de bolas x massa de pó

Quanto maior a quantidade de esferas de moagem presente no sistema massa - bolas, maior será a energia transmitida para as partículas do pó. Dessa forma, quanto maior a relação da massa de bola e pó, menor será o tempo de moagem necessário para se atingir o estado estacionário (JIA et al., 2018).

Quando o moinho utilizado é pequeno, como o moinho do tipo spex, a relação utilizada varia entre 10:1 e 20:1, ou seja, para cada 1g de pó haverá 10 a 20g de bolas, o que definirá esse percentual será a relação selecionada. Quando o moinho utilizado é maior é do tipo atritor, há um incremento grande que pode variar de 50:1 até 100:1. Quanto maior a razão, menor será o tempo de moagem, sendo assim, razão e tempo são inversamente proporcionais (SURYANARAYANA, 2001).

2.1.8.4.3 Tempo e temperatura de moagem

O tempo de moagem é um dos pontos mais importantes e sua importância está ligada a fatores como, temperatura de moagem, tipo de moinho, relação massa de bola massa de pó. Nesse trabalho os tempos de moagem foram três: uma, duas e quatro horas.

Já o aumento de temperatura na moagem ocorre devido a agitação do material no moinho e causa aumento do tamanho das partículas no primeiro momento. Logo, o aumento da velocidade de moagem atrelado com a correta relação da massa de bola e massa de pó, causam o aumento da produção de calor no interior da jarra. Ainda assim, podem causar o aumento do tamanho das partículas mesmo após atingido o estado estacionário (JIA et al., 2018).

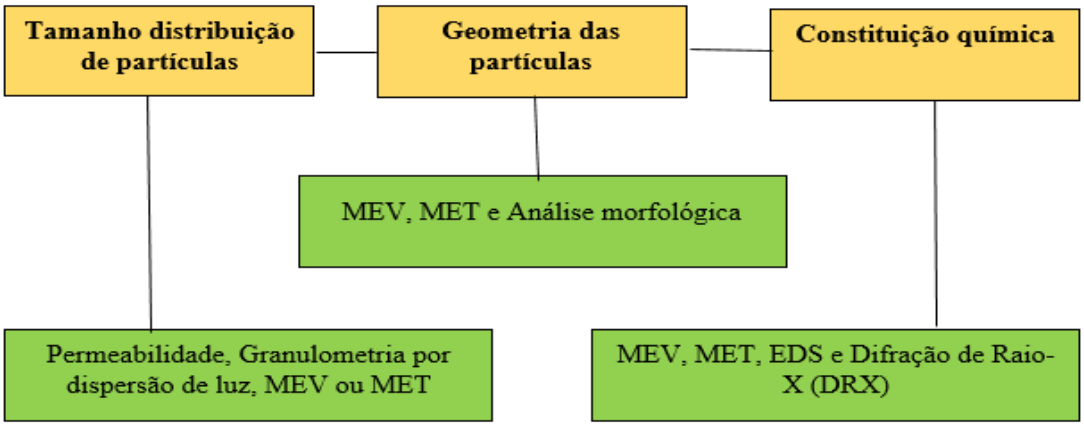
2.1.8.4.4 Aditivos

Os aditivos são importantes para controlar reações ao longo do processo de moagem, no trabalho foram usados o álcool isopropílico e o ácido esteárico. O álcool isopropílico foi utilizado para controlar o ambiente de moagem, ou seja, auxiliando impedindo a combustão espontânea do alumínio com o oxigênio. Já o ácido esteárico é usado como aditivo e agente controlador de processo (PCA). Devido o alumínio ser um metal dúctil, esses agentes surgem para minimizar a incidência de soldagem a frio das partículas (FERNÁNDEZ et al., 2019).

2.1.8.5 Caracterização dos pós processados

Os pós obtidos após moagem são caracterizados por seu tamanho de partícula, geometria das partículas, constituição química (SURYANARAYANA, 2001). A Figura 9 traz informações acerca dessas três propriedades.

Figura 9 - Propriedades dos pós processados e suas caracterizações



Fonte: Adaptado de SURYANARAYANA (2001)

O tamanho de partícula possui relação direta com as propriedades mecânicas dos materiais (THUMMLER e OBERACKER, 1993). E a geometria das partículas do pó influenciam nas propriedades do consolidado (FAGAGNOLO et al., 2003).

2.1.8.6 Compactação

Após as etapas de produção dos pós, homogeneização, moagem e caracterização dos pós, dar-se início a etapa de compactação dos pós. A compactação dos pós é a primeira etapa de consolidação na metalurgia do pó, e tem como objetivo principal conferir forma e dimensões especificadas em projeto, sendo essa forma e dimensões finais ou próximas das finais. Os métodos de compactação mais importantes são, compactação em matriz rígida (compactação uniaxial com ação simples ou ação dupla), compactação isostática a frio (Cold Isostatic Pressing – CIP), compactação isostática a quente (Hot Isostatic Pressing – HIP), compactação por laminação de pós e extrusão de pós metálicos (CHIAVERINI, 2001).

2.1.8.7 Sinterização

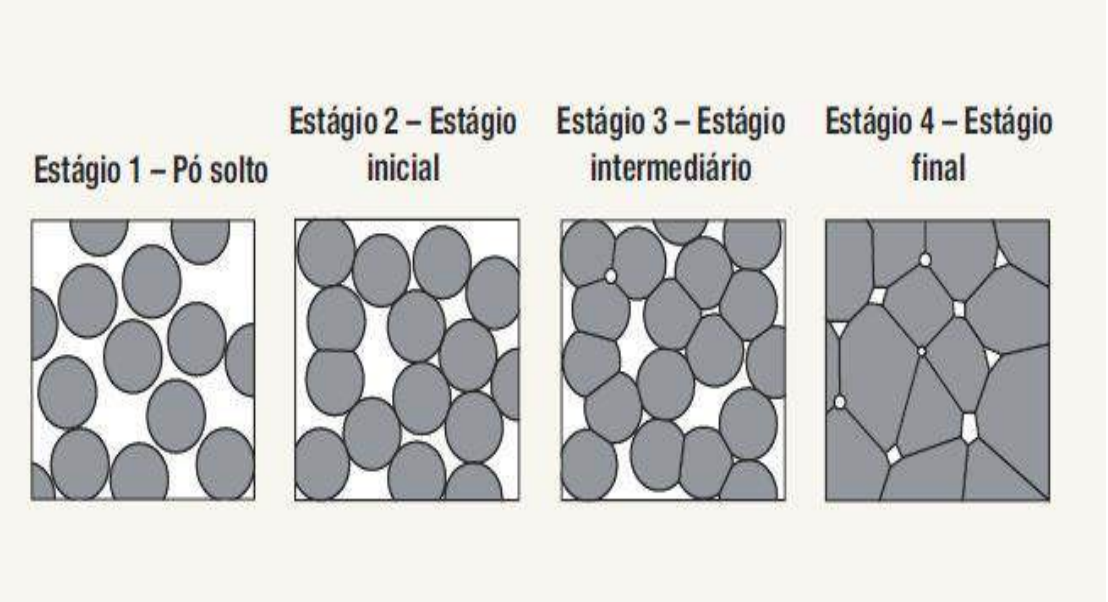
O processo de sinterização pode ser melhor descrito como a fabricação de produtos sólidos sintéticos usando aquecimento controlado de matérias-primas em pó (PROCESSO, 2018). Na sinterização o compactado verde é sujeito a altas temperaturas, normalmente da ordem de 2/3 a 3/4 da temperatura absoluta de fusão do material. O processo de sinterização é

controlado pelo processo de difusão atômica (MORAIS, 2012). O processo de sinterização pode ser dividido em três etapas, sendo elas:

I. Estágio Inicial: Há o aparecimento das ligações nas regiões de contato entre as partículas e vão aumentando até que entre elas forme o pescoço;
II. Estágio Intermediário: Ocorre uma suavização na estrutura de poros gerando uma estrutura cilíndrica interconectada. As propriedades dos sinterizados são desenvolvidas durante esta etapa;
III. Estágio Final: Os poros são isolados e fechados, e contraem-se lentamente por intermédio da difusão das lacunas para o contorno de grão.

A Figura 10, mostra as três etapas da sinterização em estado sólido.

Figura 10 - Etapas de sinterização em estado sólido

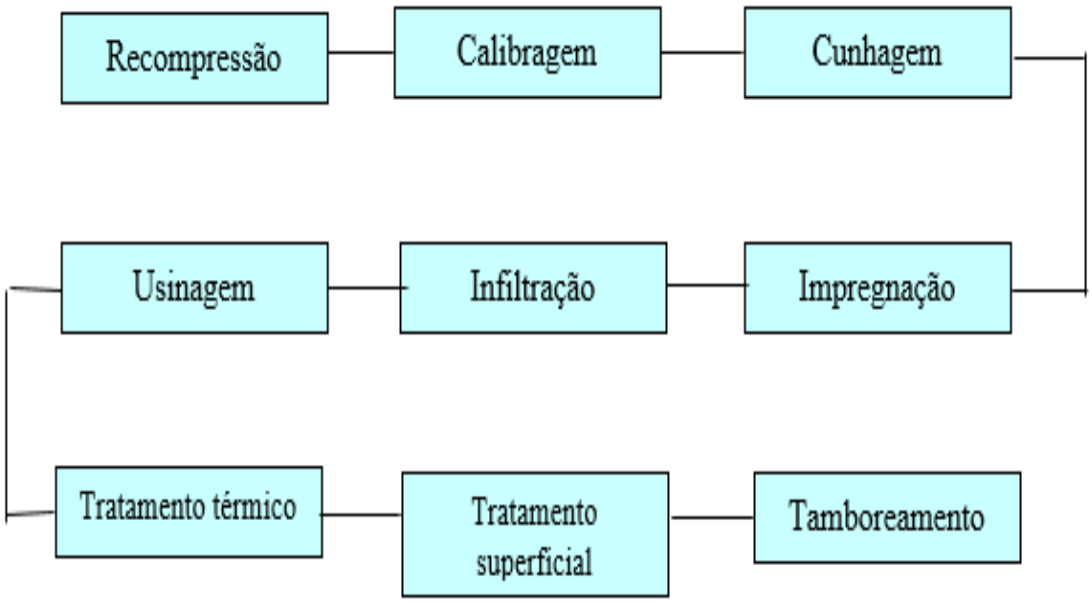


Fonte: HEATING (2022)

2.1.8.8 Operações complementares

As peças fabricadas pela técnica de metalurgia do pó, depois de passarem pelo processo de sinterização são submetidos a operações complementares, que possibilitam uma melhora significativa nas propriedades mecânicas e tolerâncias dimensionais (CHIAVERINI, 2001). Essas operações complementares estão classificadas na Figura 11.

Figura 11 - Operações complementares



Fonte: Adaptado de Chiaverini (2022)

No fluxograma é possível ver as operações comumente utilizadas como complementares após processamento de uma peça via metalurgia do pó, o tipo de operação é definido de acordo com a necessidade da peça, qualquer uma das operações mostradas no fluxograma pode ser utilizada.

2.1.9 Técnicas de caracterização

São diversas as técnicas usadas para caracterização de materiais em metalurgia do pó, nesse trabalho abordaremos as técnicas microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS), microscopia ótica (MO) e Ensaio de microdureza vickers.

2.1.9.1 Microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS)

A técnica de microscopia eletrônica de varredura, é uma das técnicas utilizada na observação e análise microestrutural de materiais sólidos. Esta técnica baseia-se nos diversos fenômenos que acontecem durante a interação entre os elétrons e o material que está em análise (DEDAVID; GOMES; MACHADO, 2007).

A grande vantagem do MEV em comparação ao microscópio óptico é sua alta resolução. A microscopia eletrônica de varredura utiliza elétrons no lugar de fótons o que permite corrigir

o problema de resolução relacionado com a fonte de luz branca (SANTOS, 2017). Este equipamento permite ampliações maiores que 300.000 vezes e resolução da ordem de 2 a 5nm (DEDAVID; GOMES; MACHADO, 2007). O MEV/EDS registra três limitações:

1) Apenas permite uma aproximação da composição de partículas em componentes elementares;
2) Não é possível determinar a presença de elementos mais leves que o flúor;
3) Os resultados são afetados pela presença do filtro de quartzo (SiO2).

2.1.9.2 Microscopia ótica (MO)

A microscopia ótica é uma técnica aplicada no estudo de microestruturas dos materiais, que se baseia na interação entre a luz e o material a ser analisado. Segundo Colpaert (2008), é possível obter uma resolução ente 0,22 e 0,25μm, e esta resolução é correspondente à máxima magnificação da ordem de 1400 vezes.

É de suma importância que essas amostras estejam bastante planas além de se evitar um possível abaulamento nas bordas da amostra durante o polimento, é importante que a amostra esteja disposta de forma perpendicular ao eixo ótico do microscópio, para possibilitar a obtenção de uma imagem com qualidade (COLPAERT, 2008).

2.1.9.3 Microdureza

Segundo Callister e Rethwisch (2016), os ensaios de microdureza são bastante utilizados dentre os ensaios mecânicos pelos seguintes motivos:

- Simplicidade e baixo custo de execução;
- Ensaio não-destrutivo;
- Possibilitam que sejam obtidas outras importantes propriedades mecânicas a partir do resultado de microdureza.

A microdureza de um material é uma propriedade muito importante, e pode ser definida como a medida de resistência de um material à deformação plástica localizada, que pode ser uma pequena impressão ou um risco (CALLISTER E RETHWISCH, 2016).

O ensaio de microdureza vickers é realizado para medir valores precisos de microdureza em um material específico.

2.2 SÍNTESE DO ESTADO DA ARTE E POSICIONAMENTO DESTE TRABALHO

O processamento de ligas de alumínio reforçadas por materiais cerâmicos e as técnicas possíveis para esse processamento são áreas amplamente difundidas na literatura, desse modo, com o objetivo de justificar a relevância da proposição elucidada, realizou-se uma busca em bases de dados indexadas, como: Web of Science, Scopus e Science Direct, para identificar estudos científicos que abordassem a fabricação de compósitos de base metálica reforçados por alumina (Al_2O_3) e whiskers de carbeto de silício (SiC) em percentuais controlados e as técnicas mais difundidas para a sua obtenção.

Diante disso, ao analisar o cenário por meio do levantamento do estado da arte, evidenciou-se que poucos são os estudos sobre ligas de alumínio reforçadas com várias concentrações de pós cerâmicos de partículas com tamanhos pouco convencionais, via técnica de metalurgia do pó. Em sua maioria são descritos resultados de combinação única de um reforço específico na base metálica de alumínio através de outras técnicas de processamento citadas anteriormente, dessa forma, destaca-se a necessidade de produzir pesquisa comparando as propriedades mecânicas resultantes das ligas fabricadas com as concentrações estimadas de cada pó cerâmico de reforço para verificar se as mesmas trazem contribuição real a pesquisa e a indústria, bem como, definir em que setor industrial essas ligas seriam inseridas de acordo com as aplicações.

Tendo em vista o exposto, destaca-se a contribuição deste estudo para literatura da referida área com a proposição do processo de fabricação de ligas de alumínio reforçadas por alumina e whiskers de carbeto de silício através da técnica de metalurgia do pó, visando a melhoria de suas propriedades mecânicas e uma microestrutura mais refinada, permitindo expandir a utilização comercial dessas ligas em diversos setores, como por exemplo, automobilístico e da aeronáutica, uma vez que são os que mais fazem uso de ligas de alumínio reforçadas devido a necessidade de características mecânicas específicas em suas aplicações.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

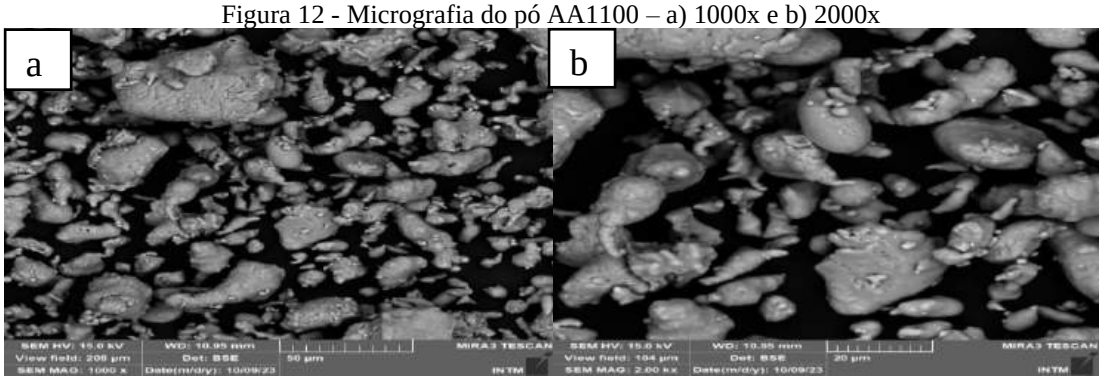
Neste capítulo, será apresentado os materiais e métodos utilizados nessa pesquisa, onde será apresentado o mapeamento até o passo final, que é o processamento das ligas de alumínio reforçadas por partículas de alumina (Al_2O_3) e whiskers carbeto de silício (SiC).

3.1 MATERIAIS

3.1.1 Alumínio

Na Figura 12 (a e b), podem ser observadas as micrografias do pó AA1100. Este pó tem morfologia irregular, identificada pelo MEV, característico de um pó fabricado por atomização ou decomposição química. É possível perceber que além da forma irregular do pó, o mesmo possui alguns indícios porosos em suas partículas.

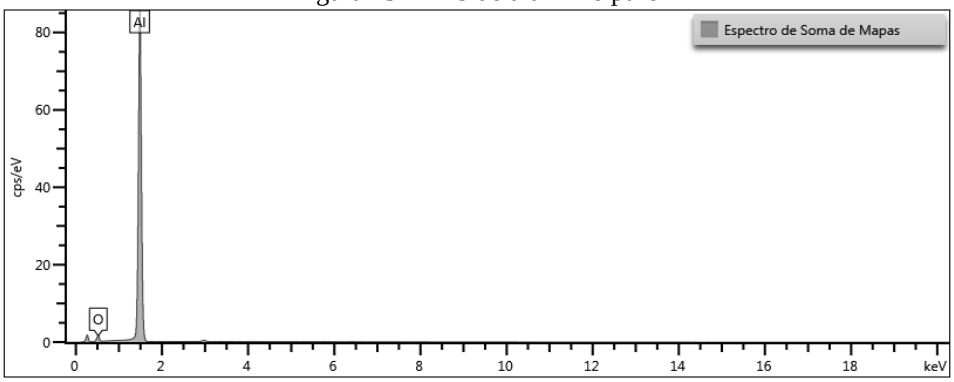
Figura 12 - Micrografia do pó AA1100 – a) 1000x e b) 2000x



Fonte: Fotos da autora (2024)

Já na análise EDS, foi possível confirmar a ocorrência de um pequeno pico de oxigênio devido à camada de óxido de alumínio que se forma na superfície de cada partícula do pó. Na Figura 13 é possível visualizar o EDS.

Figura 13 - EDS do alumínio puro

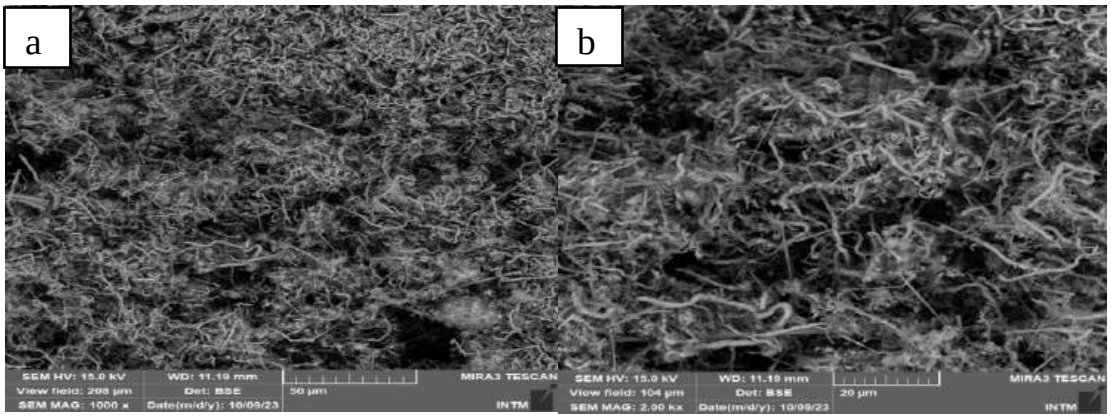


Fonte: Fotos da autora (2024)

3.1.2 Carbeto de silício

Pelo MEV o carbeto de silício apresentou partículas de em formato de fibras, morfologia especificamente semelhante a fios finos e alongados. Esta morfologia é característica de um pó do tipo whiskers, comumente fabricado por carbotermia ou por deposição química a vapor, na Figura 14 é possível observar as micrografias do whiskers de carbeto de silício.

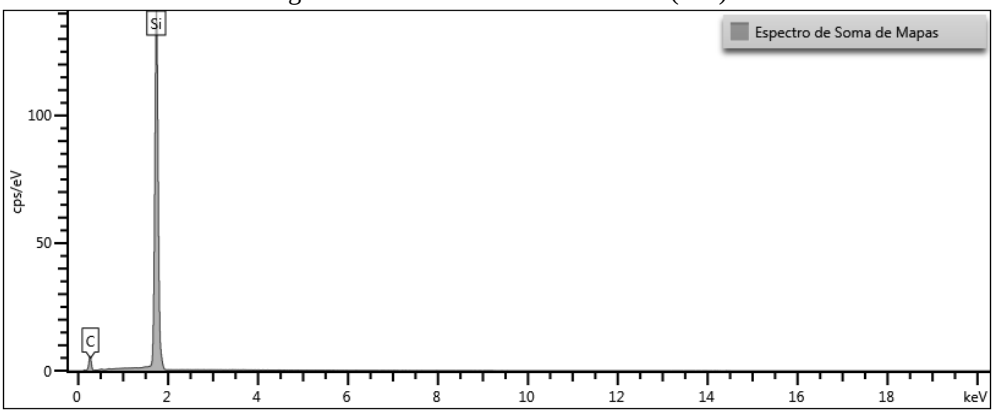
Figura 14 - Micrografia do carbeto de silício (SiC) – a) 1000x e b) 2000x



Fonte: Fotos da autora (2024)

Na Figura 15 é possível ver o espectro resultante do EDS do carbeto de silício.

Figura 15 - EDS do carbeto de silício (SiC)



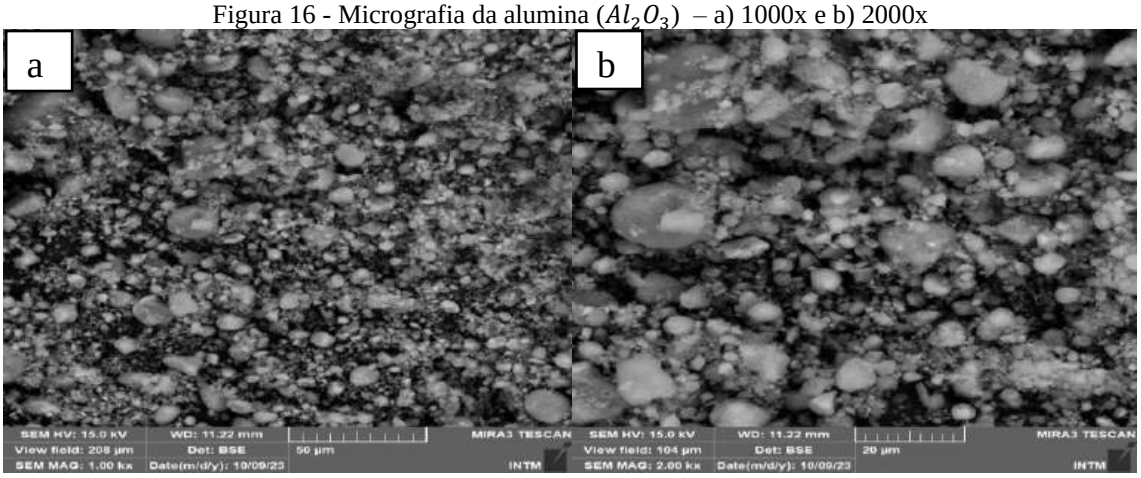
Fonte: Fotos da autora (2024)

Nesse trabalho o whiskers de carbeto de silício foi utilizado como material de reforço no processamento de ligas de matriz de alumínio. Os percentuais utilizados do pó de reforço na base para o processamento das ligas foram de 1% e 2%.

3.1.3 Alumina (Al_2O_3)

Na Figura 16 (a e b), podem ser observadas as micrografias da alumina (Al_2O_3). Este pó apresentou uma morfologia mais esférica, característico de um pó fabricado pelos processos de atomização ou carbonilla.

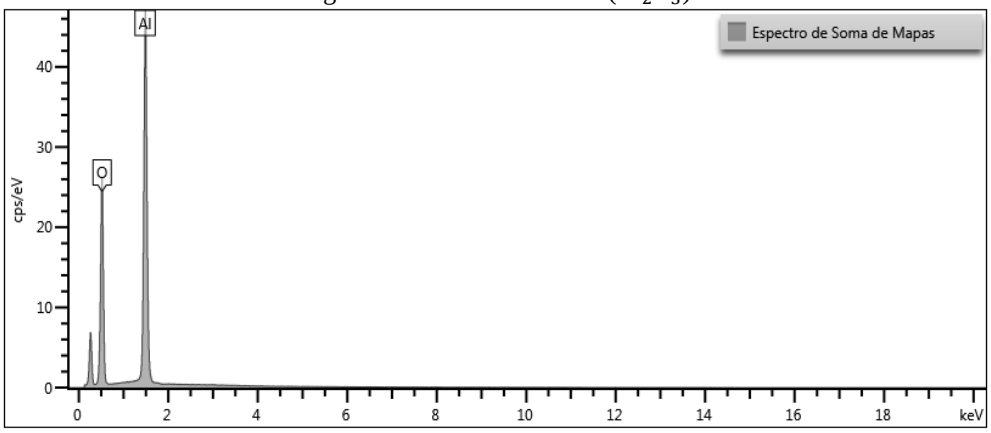
Figura 16 - Micrografia da alumina (Al_2O_3) – a) 1000x e b) 2000x



Fonte: Fotos da autora (2024)

Já na análise EDS, ficou evidenciado a ocorrência de um pico de oxigênio e de alumínio, caracterizando assim o óxido de alumínio, além disso, aparece um pico inicial acentuado, esse pico aparece em todas as análises EDS, e trata-se de um pico de ruído, que é um aumento súbito nos sinais de ruído durante a aquisição de dados espectroscópicos. Na Figura 17 é possível visualizar o EDS.

Figura 17 - EDS da alumina (Al_2O_3)



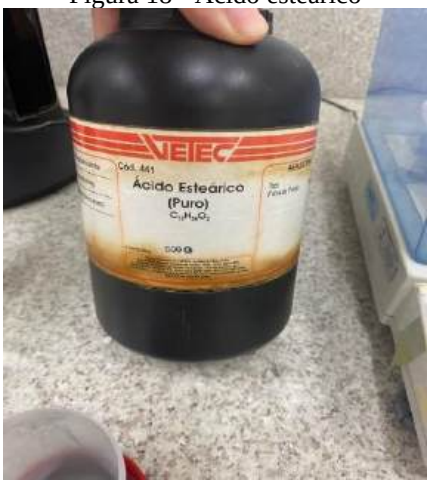
Fonte: Fotos da autora (2024)

3.1.4. Ácido Esteárico (puro)

O ácido esteárico foi utilizado na moagem de alta energia de materiais em pó, como parte do processo de metalurgia do pó, para desempenhar várias funções importantes.

As propriedades lubrificantes e de controle de fricção do ácido esteárico (agente controlador de processo – PCA) desempenham um papel fundamental na obtenção de partículas de tamanho desejado e na melhoria das propriedades dos materiais moídos. Na Figura 18, é possível ver a referência do ácido esteárico utilizado.

Figura 18 - Ácido esteárico



Fonte: Fotos da autora (2024)

3.1.5. Álcool Isopropílico

O álcool isopropílico é um solvente frequentemente utilizado em processos de moagem a seco, especialmente em laboratórios e indústrias, foi utilizado para redução de calor no processo de moagem dos pós. A adição de álcool isopropílico ajudou a dissipar o calor, evitando que o pó aquecesse em excesso, ou seja, antes de iniciar a moagem foi adicionado junto ao pó o álcool isopropílico para controle de temperatura do pó. A Figura 19 mostra o álcool isopropílico.

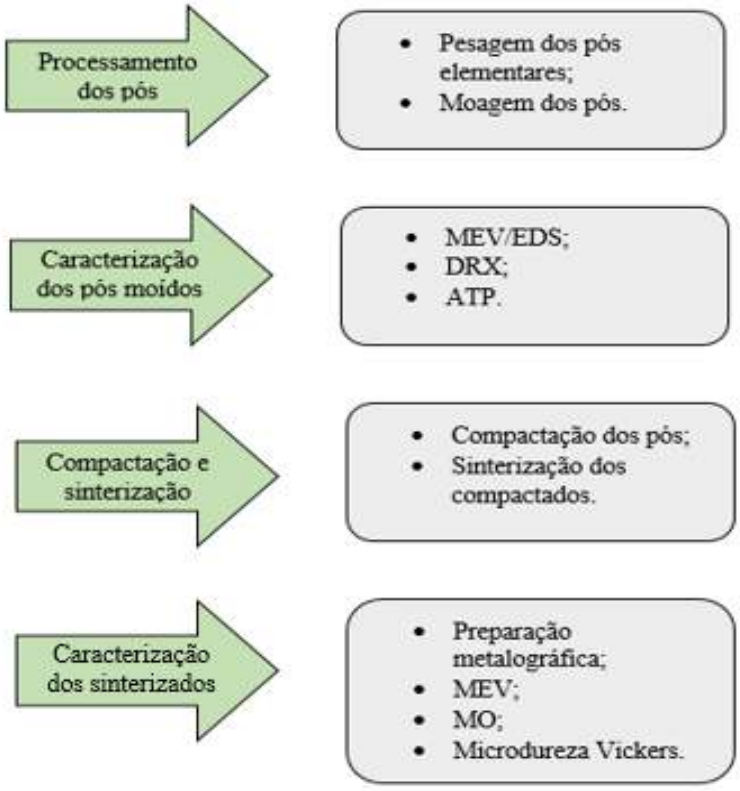
Figura 19 - Álcool Isopropílico

Fonte: Fotos da autora (2024)

3.2 MÉTODO

Foram produzidas as amostras, dentre as quais existem ligas reforçadas por alumina e ligas reforçadas com whiskers de SiC, com tempos diferentes de moagem, variando em 1, 2 e 4 horas. O processamento das ligas se deu através de quatro etapas experimentais, contido na Figura 20.

Figura 20 - Etapas experimentais do processamento

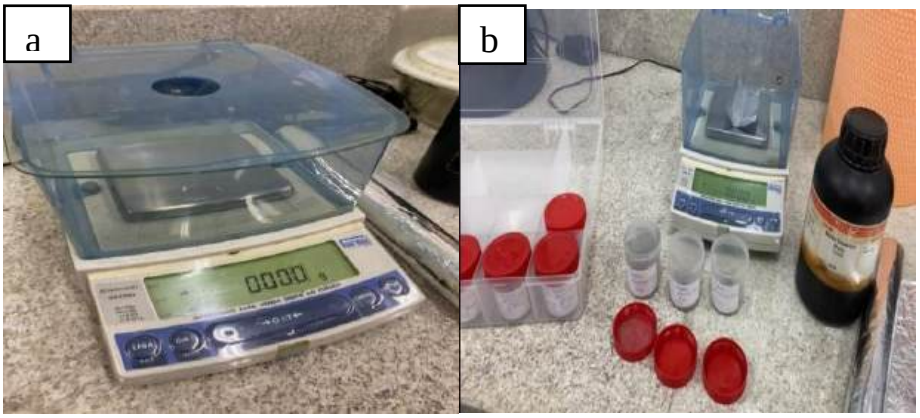


Fonte: Fotos da autora (2024)

3.2.1 Pesagem e mistura dos pós

O primeiro passo foi a pesagem dos pós, são eles alumínio comercialmente puro, alumina e whiskers de carbeto de silício, a mesma ocorreu em uma balança de precisão. Ao início de todas as pesagens o instrumental necessário era higienizado para evitar contaminação do material, uma vez que as amostras foram separadas como alumínio puro, alumínio+alumina e alumínio+carbeto de silício, cada amostra possui um peso total de 20g. As Figuras 21 a) e 21 b), mostram a balança utilizada para a pesagem, bem como, a mistura e separação dos pós para a moagem.

Figura 21 - a) balança utilizada para a pesagem; b) mistura e separação dos pós



Fonte: Fotos da autora (2024)

No Quadro 2, é possível ver a distribuição da composição das amostras.

Quadro 2 - Distribuição da composição das amostras

REFORÇO (%)	**COMPOSIÇÃO (G)**		**REFORÇO (%)**	**COMPOSIÇÃO (G)**	
	Alumínio 1100	Alumina Al_2O_3		Alumínio 1100	Carbeto SiC
Puro	20g	-	Puro	20g	-
1%	19,8g	0,2g	1%	19,8g	0,2g
2%	19,6g	0,4g	2%	19,6g	0,4g

Fonte: Dados da autora (2024)

3.2.2 Moagem dos pós

Após a etapa de pesagem, mistura e separação, a segunda etapa foi a moagem de alta energia (MAE), que foi realizada no moinho do tipo SPEX, com velocidade de 720 rpm, que pertence ao laboratório de metalurgia do pó, localizado nas instalações do instituto nacional de

tecnologia em união e revestimento de materiais (INTM). Na Figura 22 é possível ver o moinho SPEX de alta energia.

Figura 22 - Moinho SPEX de alta energia

Fonte: Fotos da autora (2024)

Após os pós estarem pesados, misturados e separados, foram colocados, um por vez, na jarra de moagem (fabricada com inox 304). Uma observação importante é que junto ao pó foi também adicionado 0,400g do ácido esteárico puro, esse valor corresponde a 2% a mais do peso total da mistura dos pós. A Figura 23 mostra a jarra de moagem e o anel O-ring.

Figura 23 - Jarra de moagem e anel O-ring

Fonte: Fotos da autora (2024)

O peso total da mistura dos pós é de 20g, tanto para o alumínio puro, quanto para o alumínio reforçado, diferenciando-se nos percentuais de reforços que cada amostra recebeu. Outra informação importante são os tempos de moagens, cada material/mistura possui um total três amostras, e cada amostra passa por um tempo de moagem diferente, esses tempos de moagens são 1, 2 e 4 horas. O Quadro 3 mostra os tempos de moagens e a distribuição das amostras.

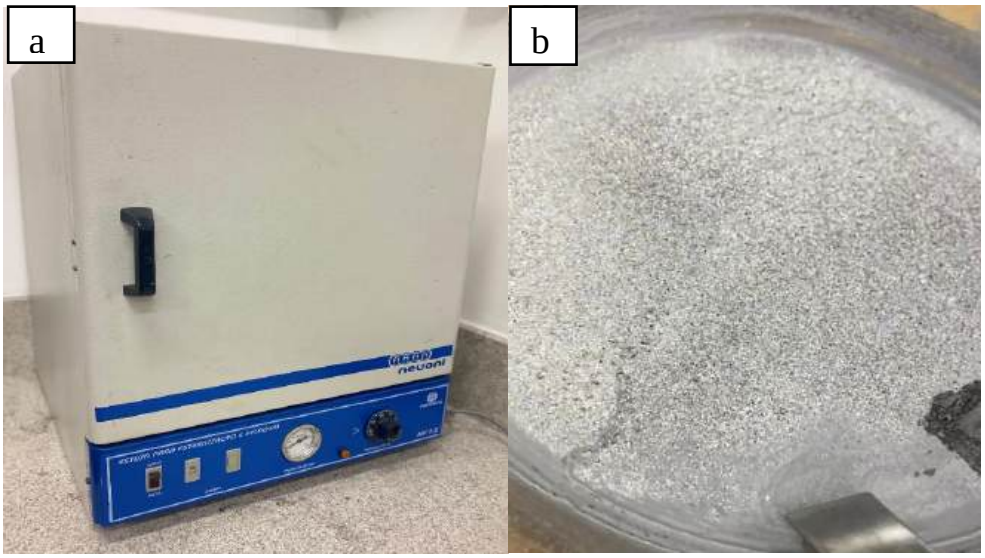
Quadro 3 - Tempos de moagens e a distribuição das amostras

MATERIAL (mistura)	**COMPOSIÇÃO (g)**	**TEMPOS DE MOAGEM**		
		1 HORA	**2 HORAS**	**4 HORAS**
Alumínio puro 1100	20g alumínio	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
Alumínio 1100 + 1% de Al_2O_3	19,8g alumínio 0,200g Al_2O_3	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
Alumínio 1100 + 2% de Al_2O_3	19,6g alumínio 0,400g Al_2O_3	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
Alumínio 1100 + 1% de SiC	19,8g alumínio 0,200g SiC	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
Alumínio 1100 + 2% de SiC	19,6g alumínio 0,400g SiC	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3

Fonte: Dados da autora (2024)

Após a moagem de alta energia, os pós foram colocados em um recipiente com álcool isopropílico e levados a estufa por 2 horas. Depois da secagem os pós foram armazenados e logo após passaram pela caracterização. Nas Figuras 24 a) e 24 b) é possível visualizar a estufa e o pó após a secagem.

Figura 24 - a) Estufa; b) Pó após secagem



Fonte: Fotos da autora (2024)

3.2.3 Caracterização dos pós moídos

A etapa seguinte a realização das moagens de todas as ligas foi a caracterização dos pós moídos. Tanto o alumínio puro, quanto do alumínio reforçado com alumina e carbeto de silício foram caracterizados pelas seguintes técnicas:

- Microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS)

Os ensaios de microscopia eletrônica de varredura foram realizados em dois dias, utilizando o microscópio MIRA3 da TESCAN. A captura das imagens foi realizada com uma tensão de 15 kV, utilizado o sinal dos elétrons retorespalhados (BSE) e para análise de composição química foi utilizado a espectroscopia de energia dispersiva. A análise por MEV foi realizada para verificar a morfologia, o tamanho de partícula e composição dos pós moídos. Na análise dos pós foram feitas imagens com magnificação de 1000x, 2000x e 4000x. A Figura 25 mostra o microscópio MIRA3.

Figura 25 - Microscópio MIRA3

Fonte: Fotos da autora (2024)

- Difração de Raio-x (DRX)

O DRX foi realizado para verificar a incorporação da fase de reforço (Cerâmico) à matriz (alumínio) e identificar as fases presentes nos pós e seus picos característicos. A análise foi realizada na central multiusuário do Departamento de Física da UFPE. O equipamento usado

foi o modelo SMARTLAB da marca RIGAKU. O ensaio de difração raio - X foi feito considerando os seguintes parâmetros:

a) Ângulo de difração: θ-2θ;

b) Intervalo de escaneamento: 20° - 120°;

c) Modo de escaneamento: escaneamento contínuo;

d) Velocidade de escaneamento: 1°/min;

e) Passo: 0,01°;

f) Tensão: 40 kV;

g) Corrente: 30 mA.

A Figura 26 mostra o equipamento de DRX utilizado para a análise.

Figura 26 - Equipamento de DRX

Fonte: Fotos da autora (2024)

A identificação das fases foi feita com o auxílio dos softwares Origin, HighScore e Vesta (todos na versão estudantil) e as microfichas de difração disponibilizadas pelo Inorganic Crystal Structure Database (ICSD), através do acesso estudantil pela UFPE.

- Análise de tamanho de partícula (ATP)

O ensaio de ATP foi realizado para avaliação e análise do efeito dos tempos de moagens e adição do reforço no tamanho de partícula. Para determinar o tamanho de partícula foi utilizado um granulômetro a laser Malvern, modelo Mastersizer 2000, cujo limite inferior de detecção é 10nm e o superior é 2000μm. A análise foi realizada via úmido, utilizando o

acessório Hydro 2000MU. A análise foi realizada no laboratório de Engenharia de Minas (LTM), os resultados obtidos serão baseados em uma distribuição normal, na qual os tamanhos de partícula em µm, serão agrupados por volume em porcentagem ou fração volumétrica.

3.2.4 Compactação dos pós

A compactação a frio dos pós ocorreu após a caracterização das amostras dos materiais moídos, onde esses pós foram direcionados ao processo de compactação uniaxial. A compactação foi realizada utilizando uma prensa hidráulica de ação simples, com autonomia de carga de 15 toneladas.

Foram compactadas um total de 15 amostras, com carga de aproximadamente 7 ton/mm^2, com um tempo de 10 minutos de compactação para cada amostra. A Figura 27, mostra a prensa utilizada no processo de compactação.

Figura 27 - Prensa utilizada no processo de compactação

Fonte: Fotos da autora (2024)

A Figura 28 mostra a matriz de compactação utilizada nessa etapa e a Figura 29, mostra o pó na matriz antes da compactação. Constituída de três partes elementares.

Figura 28 - Matriz de compactação – a) montada b) desmontada

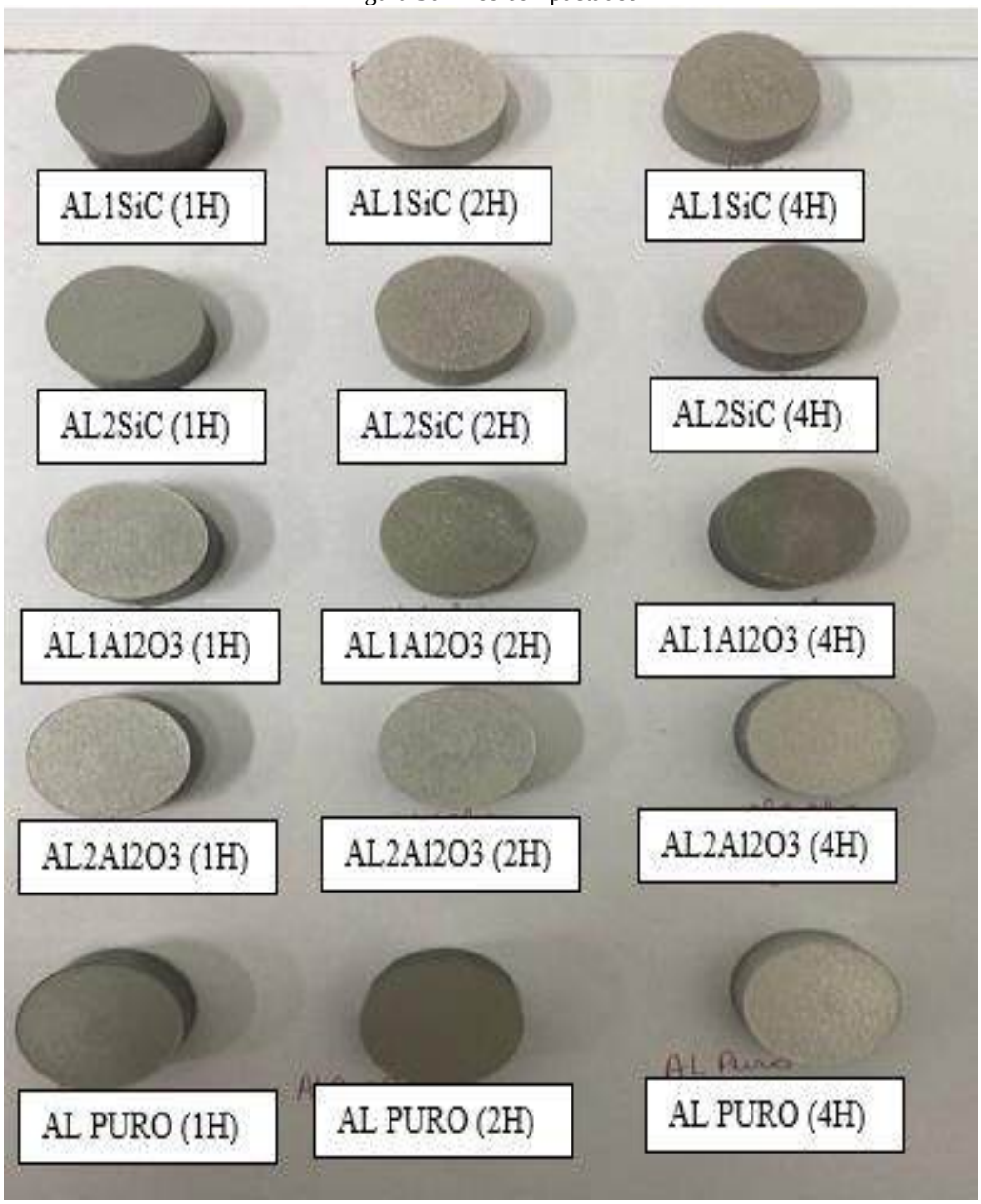
Fonte: Fotos da autora (2024)

Figura 29 - Pó antes da compactação

Fonte: Fotos da autora (2024)

Ao final da etapa de compactação, foram obtidas 15 amostras, para cinco ligas de alumínio 1100 moídas em tempos de moagem de 1, 2 e 4 horas, cada uma com aproximadamente 26 mm de diâmetro. A Figura 30 mostra os pós compactados.

Figura 30 - Pós compactados

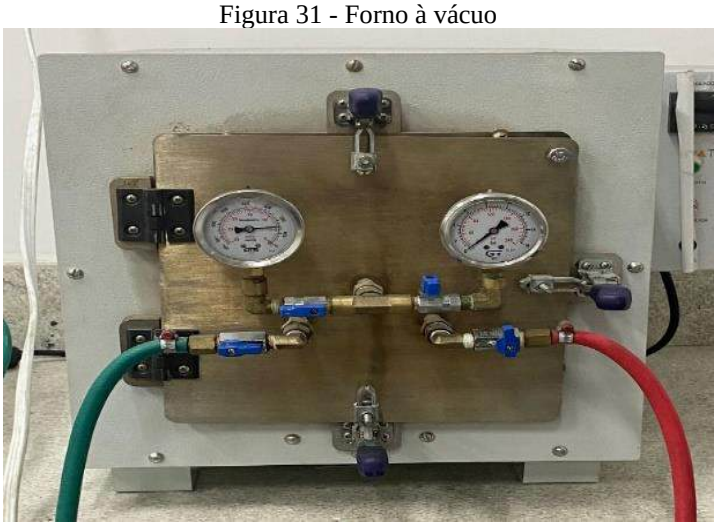


Fonte: Fotos da autora (2024)

3.2.5 Sinterização

Após a compactação dos pós, foi realizado a sinterização das amostras. Nesse processo de sinterização das amostras utilizou-se o forno a vácuo, o mesmo possui capacidade de aquecimento entre 1000ºC e 1200ºC. Na Figura 31, é possível ver o forno a vácuo da fabricante Innovatec, modelo IN R7 P7 que pertence ao laboratório de metalurgia do pó, localizado nas instalações do instituto nacional de tecnologia em união e revestimento de materiais (INTM).

Figura 31 - Forno à vácuo



Fonte: Fotos da autora (2024)

O processo consistiu na sinterização das quinze amostras das ligas. As amostras foram colocadas no forno e após isso foi feito o fechamento do mesmo. O tempo de sinterização só passou a ser cronometrado após o forno atingir uma temperatura de 500°C, a taxa de aquecimento de 20º C/min. Após isso, foi iniciado o cronometro com contagem para 5 horas de sinterização, sob um vácuo de -700mmHg à 500°C. Após a fase de sinterização das amostras, as mesmas permaneceram no forno até que esfriassem até a temperatura ambiente.

As amostras foram retiradas do forno de sinterização após um dia, e foram separadas para a fase de preparação metalográfica das amostras para posteriores análises.

3.2.6 Preparação metalográfica das amostras

A preparação das amostras se deu em três etapas: policorte de precisão, embutimento, lixamento/polimentos das amostras.

As amostras passaram por corte de precisão, para seguir para etapas posteriores, a máquina de corte de precisão usada é da marca STRUERS, modelo ACCUTOM – 100, os parâmetros de corte usados foram:

a) Velocidade de avanço: 0,2 mm/s;
b) Rotação: 3000 rpm;
c) Comprimento de corte médio: 28 mm.

A Figura 32 mostra a máquina de corte de precisão.

Figura 32 - Máquina de corte de precisão

Fonte: Fotos da autora (2024)

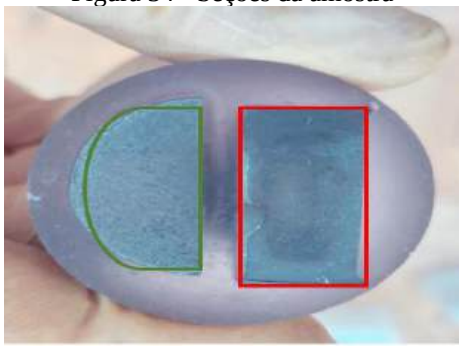
Após o corte, as amostras foram embutidas para facilitar as próximas etapas de lixamento, polimento e analises. Os embutimentos foram feitos em moldes adequados, utilizando resina acrílica auto polimerizante, o tempo de cura do embutimento recomendado pelo fabricante da resina é de 24 horas, logo, essa instrução foi seguida. Na Figura 33 e 34 é possível ver o embutimento em fase de cura e as seções do material a serem analisadas, respectivamente.

Figura 33 - Embutimento em fase de cura

Fonte: Fotos da autora (2024)

Após a cura da resina acrílica, a amostra foi identificada em duas seções, a seção transversal (marcada em verde) e a seção longitudinal (marcada em vermelho), como pode ser visualizado na figura abaixo.

Figura 34 - Seções da amostra



Fonte: Fotos da autora (2024)

Após o embutimento teve início o lixamento das amostras. Foram utilizadas um total de sete lixas d'água com granulometrias progressivas: 180, 220, 320, 400, 600, 800 e 1000. O agente umectante do processo foi a água.

Em seguida as amostras foram polidas num pano de feltro contendo pasta de alumina de granulometria 1 µm. O lixamento e o polimento, foram realizados na lixadeira politriz ENTEX. A Figura 35 mostra a lixadeira politriz.

Figura 35 - Lixadeira politriz

Fonte: Fotos da autora (2024)

3.2.7 Caracterização das amostras após compactação/sinterização

As amostras consolidadas foram submetidas a uma nova etapa de caracterização, através das técnicas de microscopia ótica (MO), microdureza vickers (HV) e microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS).

3.2.7.1. Microscopia ótica

Para realizar a caracterização das amostras sinterizadas pela microscopia ótica, foi utilizado um microscópio óptico OLYMPUS modelo BX51M. Observou-se a microestrutura dos consolidados para verificar a distribuição do reforço na matriz. As imagens obtidas possuem magnificação de 50x e 100x. Na Figura 36 é possível visualizar o microscópio ótico.

Figura 36 - Microscópio ótico

Fonte: Fotos da autora (2024)

3.2.7.2. Ensaio de microdureza vickers (HV)

Foi utilizada uma carga de 0,3 kgf (300 g) aplicada durante 12 segundos. O ensaio foi realizado no durômetro DURASCAN da marca EMCOTEST. Foram realizadas 10 identações em cada seção, totalizando 20 identações em cada composição. A distância entre as identações foi 0,5mm. Após realização das identações foi determinada a dureza média em cada seção. Na Figura 37 é possível ver o durômetro utilizado.

Figura 37 - Durômetro

Fonte: Fotos da autora (2024)

3.2.7.3. Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

O MEV foi realizado laboratório de microscopia do departamento de Ciência de materiais, na UFPE, o microscópio utilizado é da marca TESCAN modelo MIRA3. A captura das imagens foi realizada com uma tensão de 20 kV, com o sinal dos elétrons retorespalhados (BSE) e para análise de composição química foi utilizado EDS. A análise por MEV foi realizada para verificar a microestrutura e morfologia e composição das amostras. Na análise foram feitas imagens com magnificação de 2000x e 4000x. A Figura 38 mostra o microscópio MIRA3.

Figura 38 - Microscópio MIRA3

Fonte: Fotos da autora (2024)

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados acerca da caracterização dos pós antes e após processamento por moagem de alta energia (MAE), assim como os resultados da caracterização das amostras após sinterização.

4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS

Para a caracterização dos pós foram realizados ensaios de microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS), difração de raio-X (DRX) e análise de tamanho de partícula (ATP).

4.1.1 Microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS)

4.1.1.1 Liga de alumínio comercialmente puro após MAE

Foram pesadas e separadas três amostras de 20g cada de alumínio AA1100 para passar pelo processo de MAE, cada amostra possui seu tempo de moagem específico. A Tabela 4 mostra a distribuição.

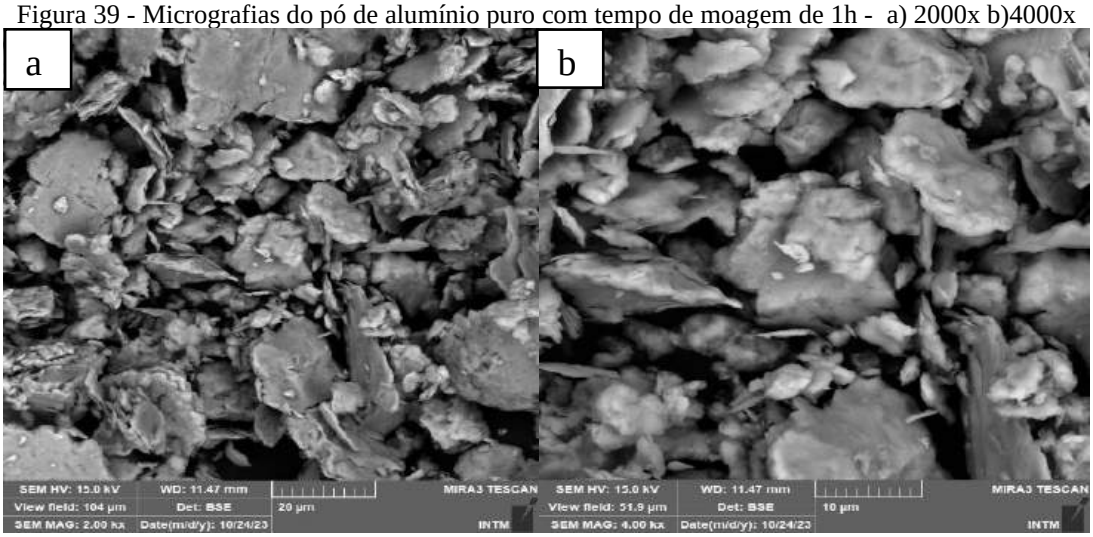
Tabela 4 – Distribuição dos tempos de moagens

AMOSTRAS DE AA1100	TEMPO DE MOAGEM
Amostra 1	1 hora
Amostra 2	2 horas
Amostra 3	4 horas

Fonte: Dados da autora (2024)

As micrografias obtidas apresentaram morfologia irregular. Contudo, considerando a morfologia verificada do alumínio antes da moagem, é possível ver que esse formato mesmo ainda irregular, aparece mais refinado. Para tempos de moagem de 1, 2 e 4 horas é possível ver que houve aumento no tamanho de partícula conforme o tempo de moagem foi aumentando. Isso ocorre devido aos aglomerados formados quando a frequência de soldagem supera a de fratura. Figuras 39 a 41.

Figura 39 - Micrografias do pó de alumínio puro com tempo de moagem de 1h - a) 2000x b)4000x

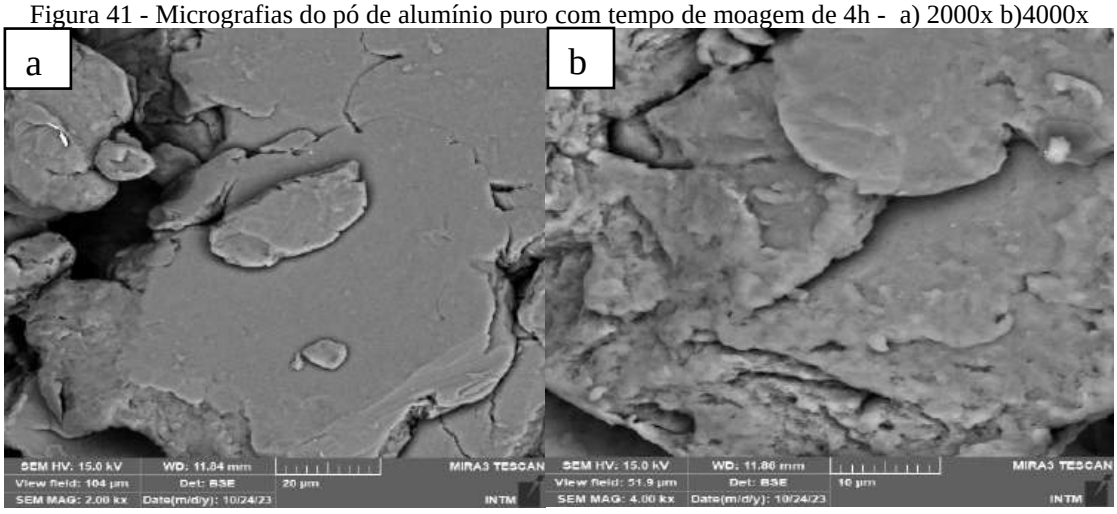


Fonte: Fotos da autora (2024)

Figura 40 - Micrografias do pó de alumínio puro com tempo de moagem de 2h - a) 2000x b)4000x

Fonte: Fotos da autora (2024)

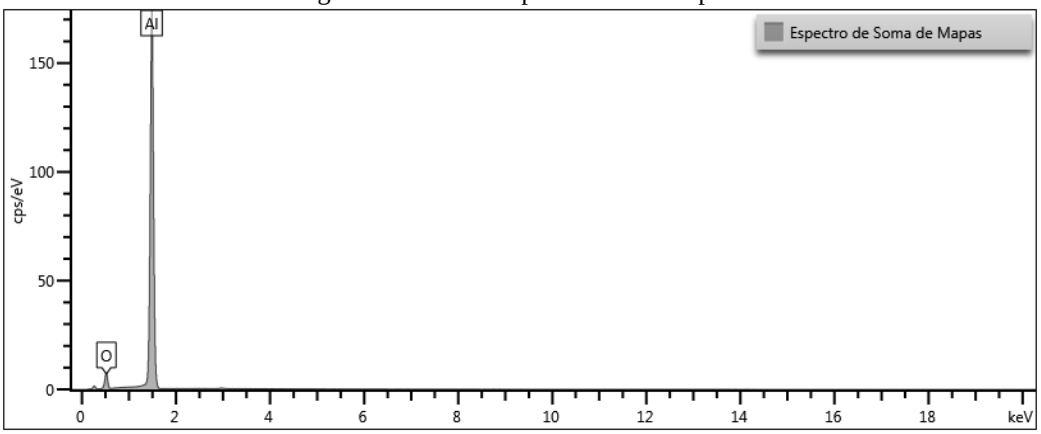
Figura 41 - Micrografias do pó de alumínio puro com tempo de moagem de 4h - a) 2000x b)4000x



Fonte: Fotos da autora (2024)

Foram feitos EDS das amostras, na Figura 42, está apresentado o resultado obtido do EDS dos pós de alumínio puro. No resultado é possível observar assim como no alumínio elementar, a presença do oxigênio. O oxigênio aparece devido à camada de óxido que se forma na superfície das partículas do pó. O EDS não apontou contaminação do material durante o processo de moagem.

Figura 42 - EDS dos pós de alumínio puro



Fonte: Fotos da autora (2024)

4.1.1.2 Ligas de alumínio reforçadas com 1% Al_2O_3 após MAE

Primeiro foram pesadas três amostras de 20g cada, onde 19,8g é a massa de alumínio puro e 0,2g é a massa do reforço Al_2O_3 na liga. A Tabela 5 mostra a distribuição dos tempos de moagens.

Tabela 5 - Distribuição dos tempos de moagens

AMOSTRAS DE $1Al_2O_3$	**TEMPO DE MOAGEM**
Amostra 1	1 hora
Amostra 2	2 horas
Amostra 3	4 horas

Fonte: Dados da autora (2024)

As micrografias apresentaram morfologia irregular. Contudo, devido a liga ter recebido o reforço de alumina, ocorreu um refino nos pós de 1 e 2 horas de moagem. A alumina teve com propósito melhorar as propriedades mecânicas da liga. É um reforço mecânico avançado, e possuem uma boa dispersão.

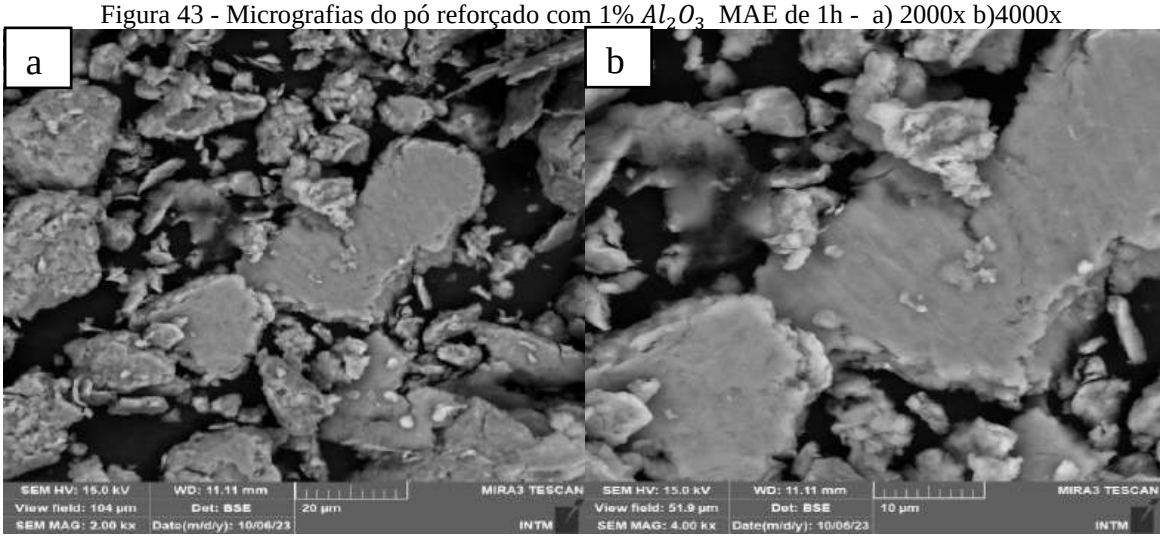
O aumento da quantidade de alumina na matriz de alumínio promove uma diminuição no tamanho de partícula do pó (ALIZADEH, 2011). Este fenômeno se deve ao fato de que a

alumina diminui a resistência à fratura do alumínio, ou seja, as partículas tornam-se mais frágeis e são mais facilmente quebradas.

Segundo Alizadeh (2011), é necessário que a moagem de alta energia seja realizada em tempos superiores a 3 horas para se obter uma redução no tamanho de partículas considerável. As micrografias dos pós reforçados com alumina podem ser visualizadas nas Figuras 43 a 45.

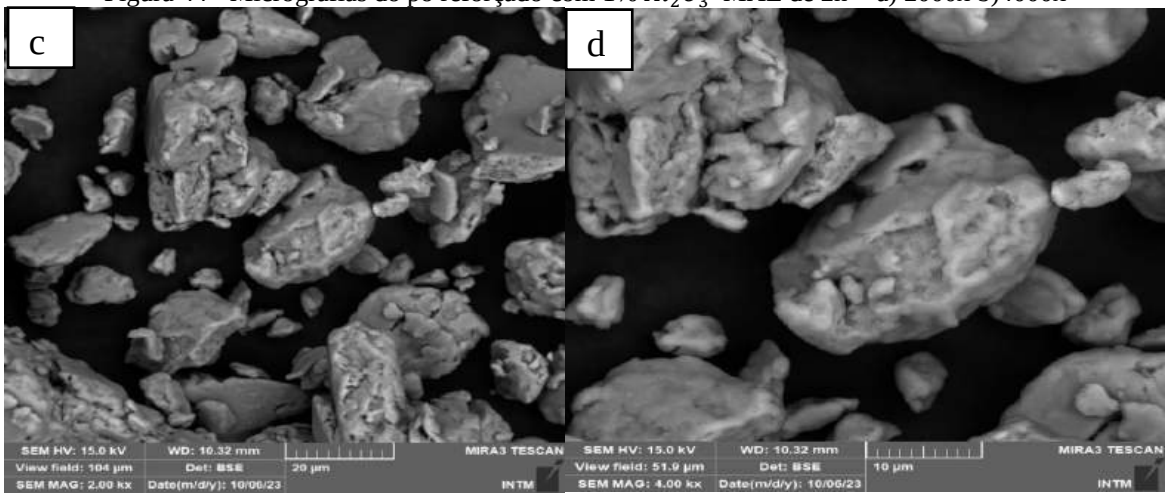
No entanto, alguns fatores como por exemplo, composição da liga e as condições de moagem, pode ocasionar no bom refino em 1 ou 2 horas de MAE, isso é possível se a frequência de fratura no processo superar a de soldagem.

Figura 43 - Micrografias do pó reforçado com 1% Al_2O_3 MAE de 1h - a) 2000x b)4000x



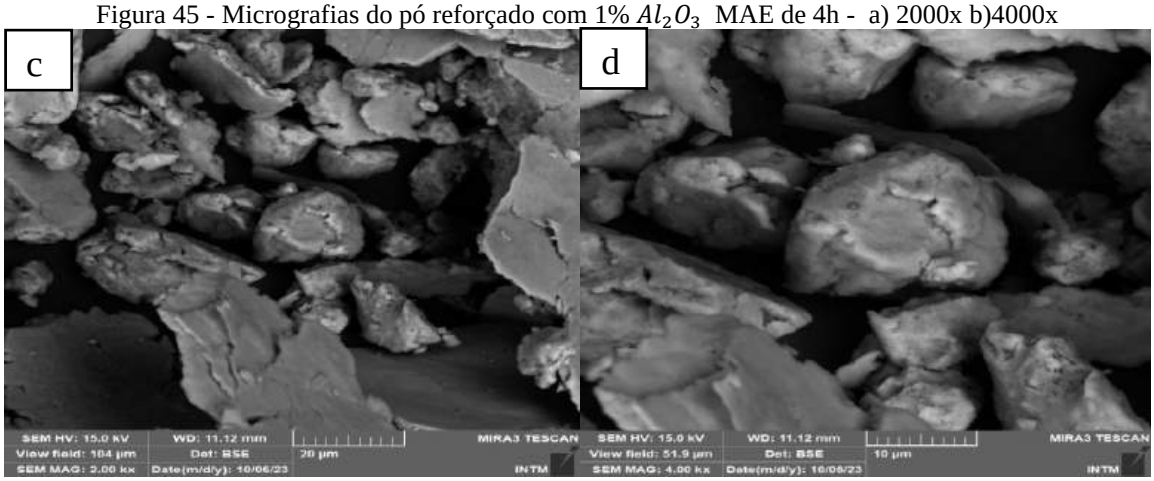
Fonte: Fotos da autora (2024)

Figura 44 - Micrografias do pó reforçado com 1% Al_2O_3 MAE de 2h - a) 2000x b)4000x



Fonte: Fotos da autora (2024)

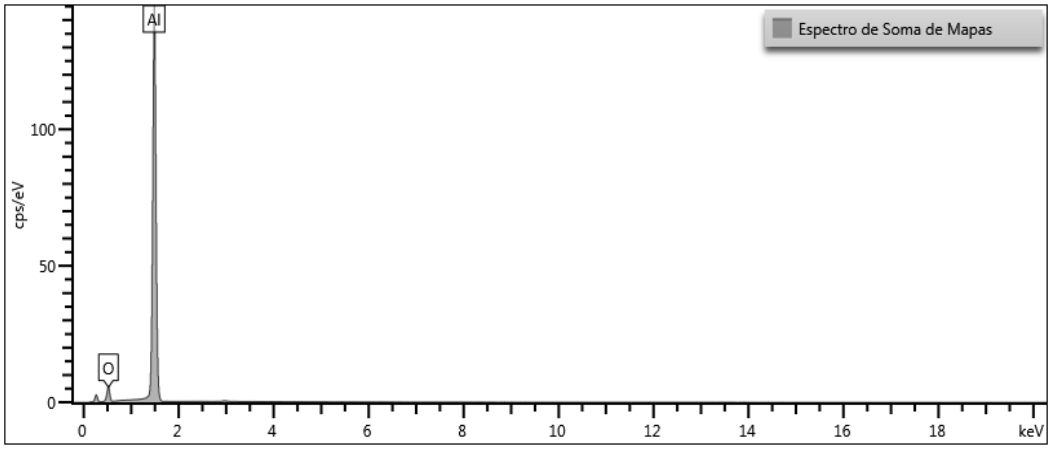
Figura 45 - Micrografias do pó reforçado com 1% Al_2O_3 MAE de 4h - a) 2000x b)4000x



Fonte: Fotos da autora (2024)

Também foram realizados EDS das amostras, na Figura 46, está apresentado os resultados obtidos do EDS dos pós reforçados com 1% de alumina.

Figura 46 - EDS dos pós reforçados com 1% de alumina



Fonte: Fotos da autora (2024)

4.1.1.3 Ligas de alumínio reforçadas com 2% Al_2O_3 após MAE

Foram pesadas três amostras de 20g cada, onde 19,6g é a massa de alumínio puro e 0,4g é a massa do reforço Al_2O_3 na liga. A Tabela 6 mostra a distribuição dos tempos de moagens.

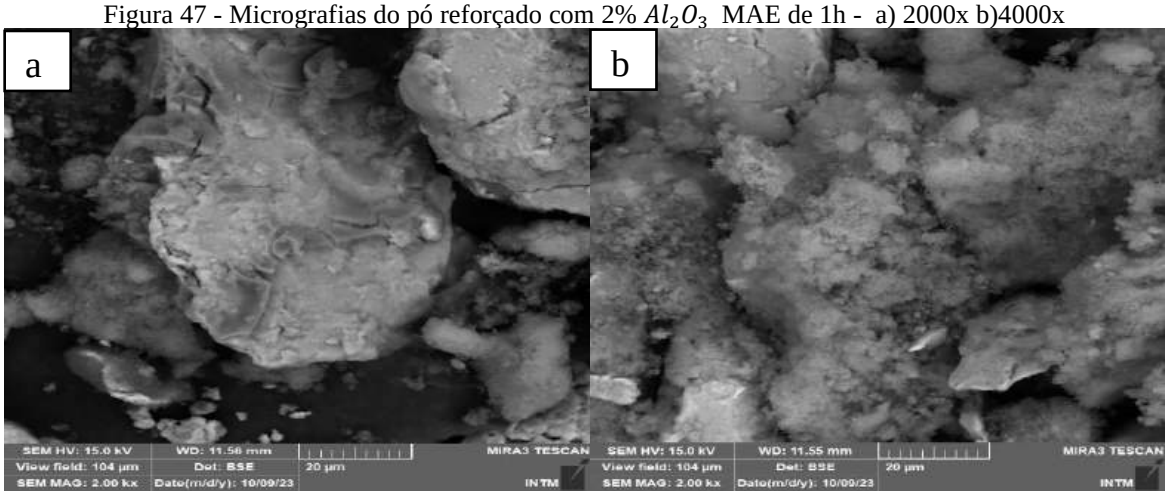
Tabela 6 - Distribuição dos tempos de moagens

AMOSTRAS DE $2Al_2O_3$	**TEMPO DE MOAGEM**
Amostra 1	1 hora
Amostra 2	2 horas
Amostra 3	4 horas

Fonte: Dados da autora (2024)

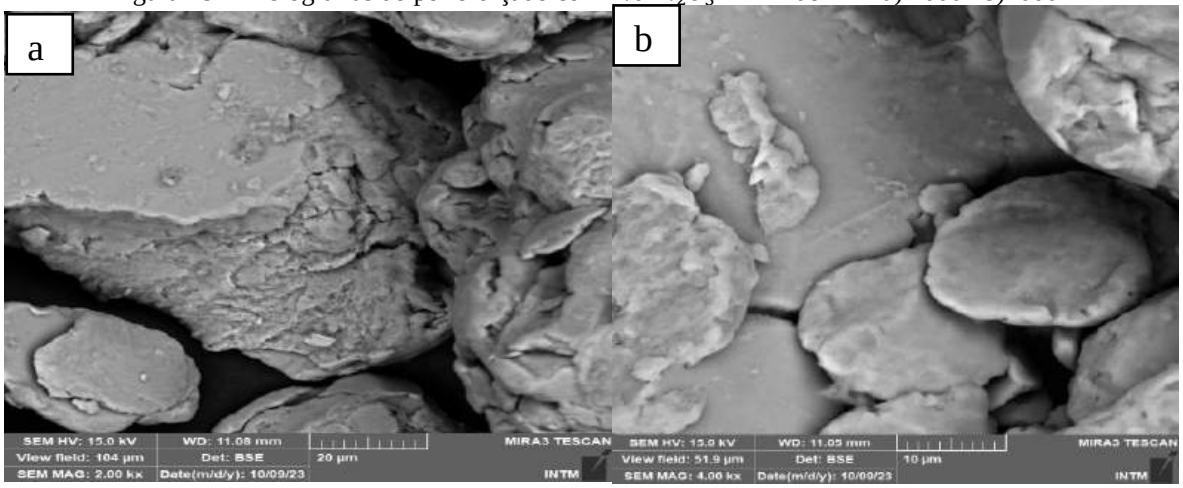
As micrografias apresentaram morfologia irregular com partes dos pós aglomerados, nesse caso é possível ver detalhadamente essa aglomeração e partículas irregulares. Contudo, houve redução e refino de partícula conforme o tempo de moagem aumentou, permanecendo essa característica aproximada entre as amostras nos pós processados por MAE de 2 e 4 horas, os tamanhos de partícula foram 112,7µm, 77,3µm e 77,4µm, respectivamente. As micrografias apresentadas nas Figuras 47 a 49 são do pó reforçado com 2% de alumina para os tempos de moagem de 1, 2 e 4 horas.

Figura 47 - Micrografias do pó reforçado com 2% Al_2O_3 MAE de 1h - a) 2000x b)4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 48 - Micrografias do pó reforçado com 2% Al_2O_3 MAE de 2h - a) 2000x b)4000x



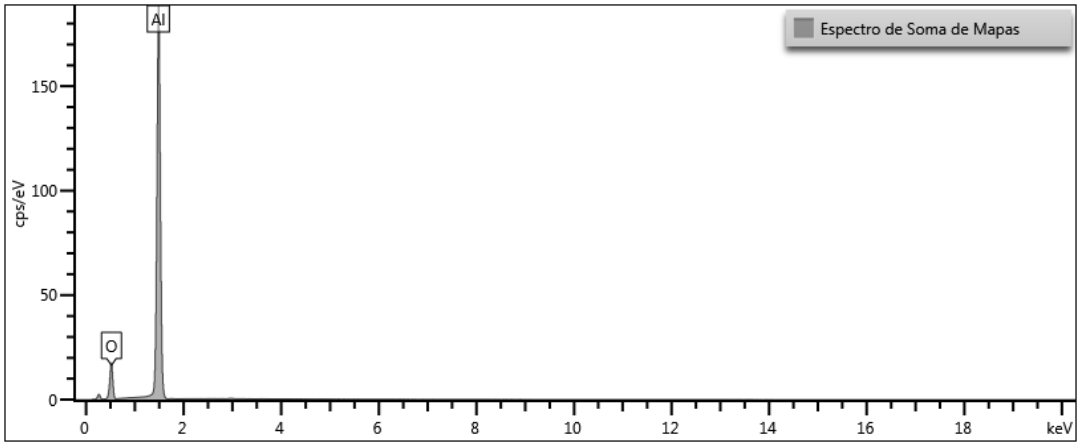
Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 49 - Micrografias do pó reforçado com 2% Al_2O_3 MAE de 4h - a) 2000x b)4000x

Fonte: Dados da autora (2024)

Foram realizados EDS das amostras, na Figura 50, está apresentado o resultado obtido no EDS dos pós. No resultado é possível observar que o EDS não identificou elementos contaminantes.

Figura 50 - EDS dos pós reforçados com 2% de alumina



Fonte: Dados da autora (2024)

4.1.1.4 Ligas de alumínio reforçadas com 1% de SiC após MAE

A Tabela mostra a distribuição dos tempos de moagens das amostras de composição total de 20g. Onde 19,8g é de alumínio e 0,2g de SiC.

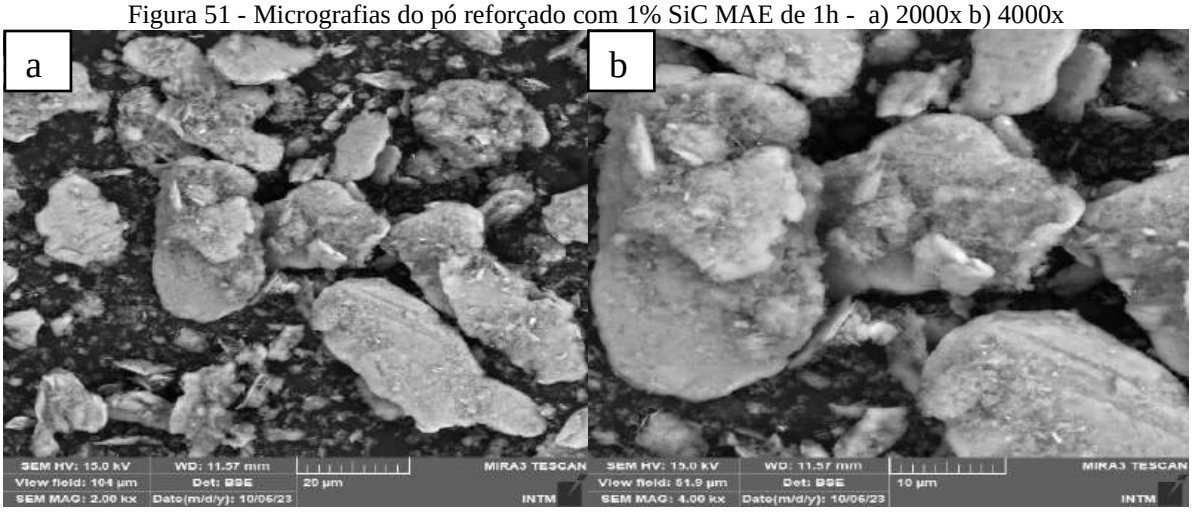
Tabela 7 - Distribuição dos tempos de moagens

AMOSTRAS DE 1SIC	TEMPO DE MOAGEM
Amostra 1	1 hora
Amostra 2	2 horas
Amostra 3	4 horas

Fonte: Dados da autora (2024)

Com a adição do reforço de SiC o pó apresentou partículas de morfologia irregular. Com o aumento da porcentagem de reforço de SiC obtém-se uma redução no tamanho médio de partículas do pó compósito (HASSANI, 2014). As morfologias dos pós reforçados com 1% de whiskers de SiC para tempos de moagem de 1, 2 e 4 horas podem ser visualizados nas Figuras 51 a 53. Os pós processados por 2 horas de moagem sofreram um crescimento dos grãos, que pode ser justificado pelo coalescimento dos grãos da liga durante esse período de moagem. Ou seja, a soldagem ocorria em uma frequência maior que a fratura.

Figura 51 - Micrografias do pó reforçado com 1% SiC MAE de 1h - a) 2000x b) 4000x

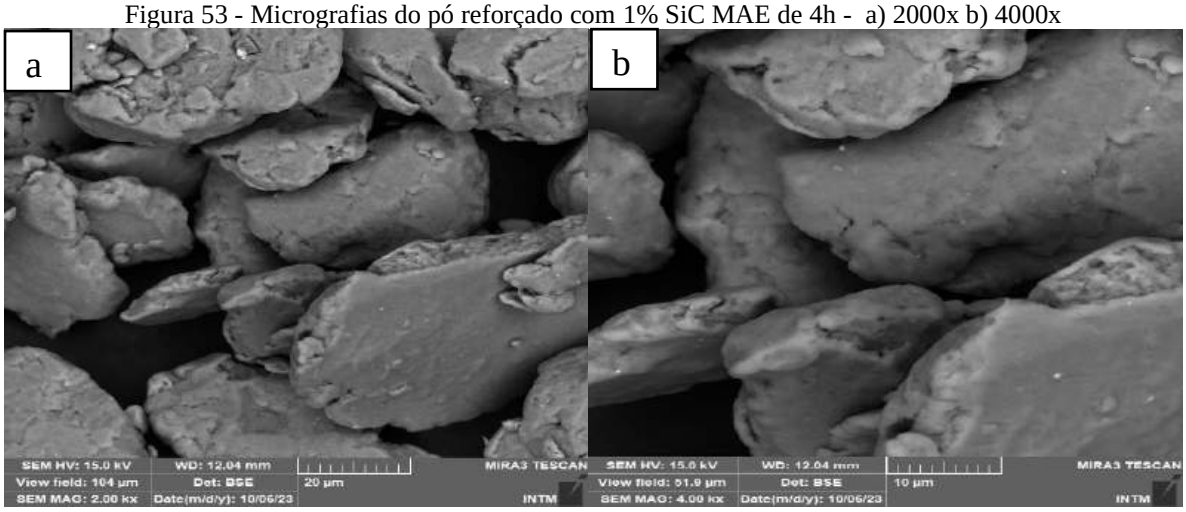


Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 52 - Micrografias do pó reforçado com 1% SiC MAE de 2h - a) 2000x b) 4000x

Fonte: Dados da autora (2024)

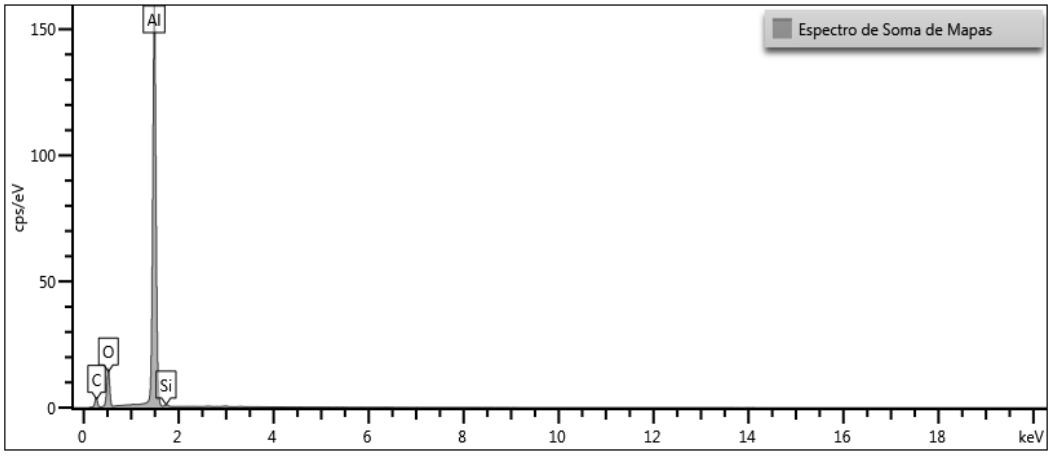
Figura 53 - Micrografias do pó reforçado com 1% SiC MAE de 4h - a) 2000x b) 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

No resultado obtido pelo EDS, é possível ver a composição do reforço, surgem picos referentes ao alumínio, silício e oxigênio. O Carbono aparece tanto por parte da composição do reforço, como pelo fato de ser utilizado fita de carbono para fixação do pó na análise MEV. A Figura 54 mostra o resultado.

Figura 54 - EDS dos pós reforçados com 1% de whiskers de SiC



Fonte: Dados da autora (2024)

4.1.1.5 Ligas de alumínio reforçadas com 2% de SiC após MAE

A Tabela 8 mostra a distribuição dos tempos de moagens das amostras de composição total de 20g. Onde 19,6g é de alumínio e 0,4g de SiC.

Tabela 8 - Distribuição dos tempos de moagens

AMOSTRAS DE 2SIC	TEMPO DE MOAGEM
Amostra 1	1 hora
Amostra 2	2 horas
Amostra 3	4 horas

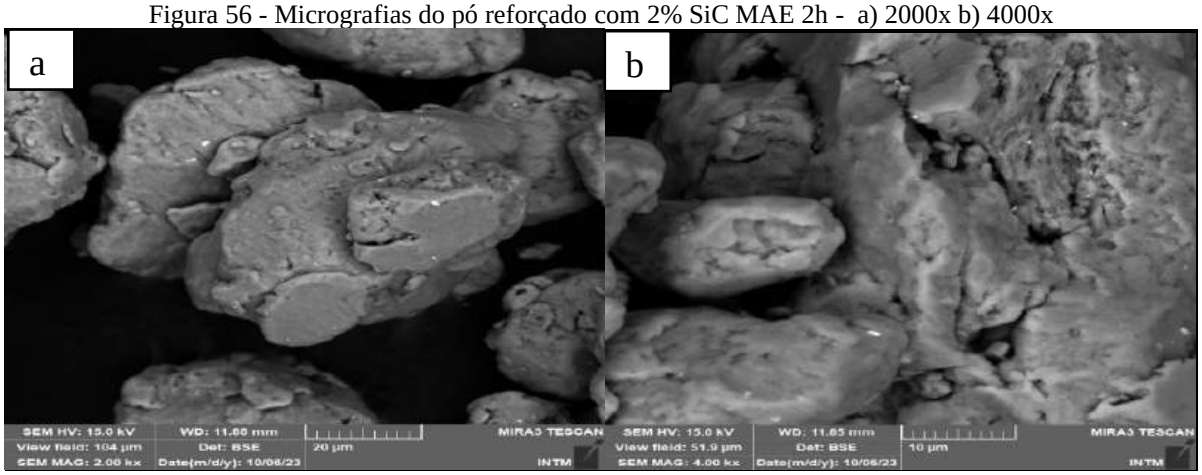
Fonte: Dados da autora (2024)

O pó reforçado com whiskers de SiC apresentou partículas de morfologia em flocos, comum no processo de moagem e podem ser visualizados nas Figuras 55 a 57. Outro ponto a ser observado é que o tamanho de partícula reduziu gradativamente ao longo dos tempos de moagem, apresentando tamanhos de partícula de 85,3µm, 78,7µm e 51,5µm, respectivamente, indicando que para essa composição o tempo de moagem teve influência direta no tamanho de partícula, isso devido a frequência de fratura permanecer superior a frequência de soldagem durante o processamento, esses valores podem ser confirmados pelo resultado de ATP exposto no tópico 4.1.3.

Figura 55 - Micrografias do pó reforçado com 2% SiC MAE de 1h - a) 2000x b) 4000x

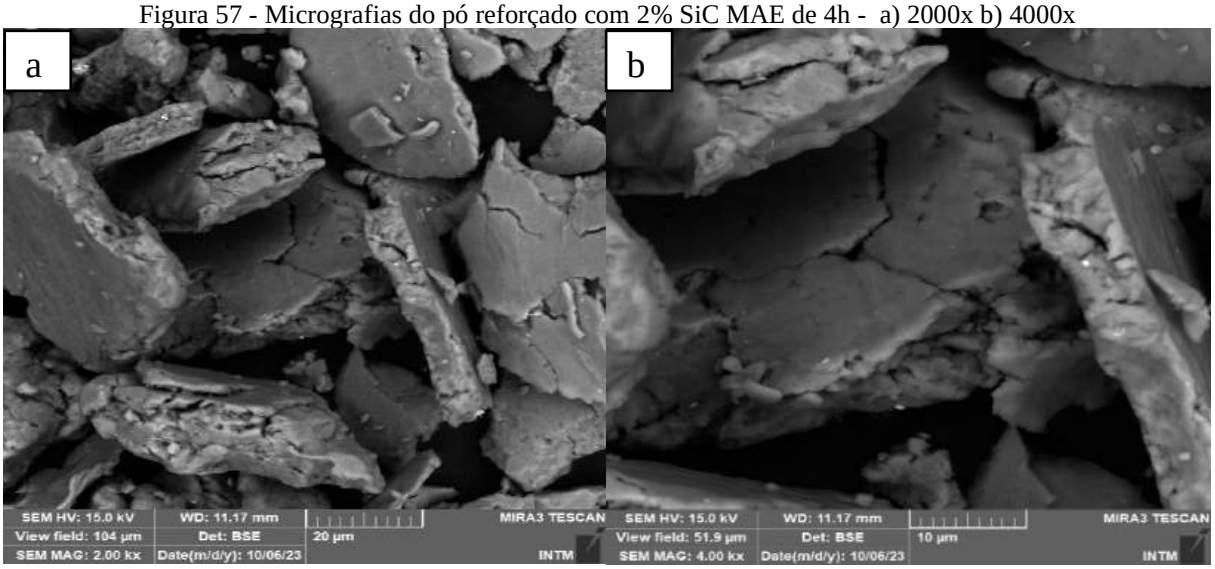
Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 56 - Micrografias do pó reforçado com 2% SiC MAE 2h - a) 2000x b) 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

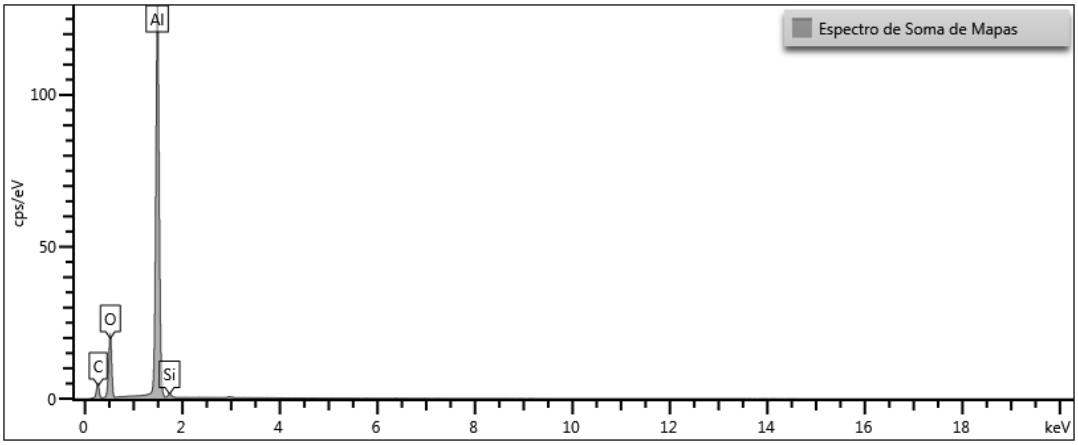
Figura 57 - Micrografias do pó reforçado com 2% SiC MAE de 4h - a) 2000x b) 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

A Figura 58 mostra o resultado dos EDS, elementos como alumínio, silício, carbono e oxigênio são identificados.

Figura 58 - EDS dos pós reforçados com 2% de whiskers de SiC



Fonte: Dados da autora (2024)

4.1.2 Difração de Raio-X (DRX)

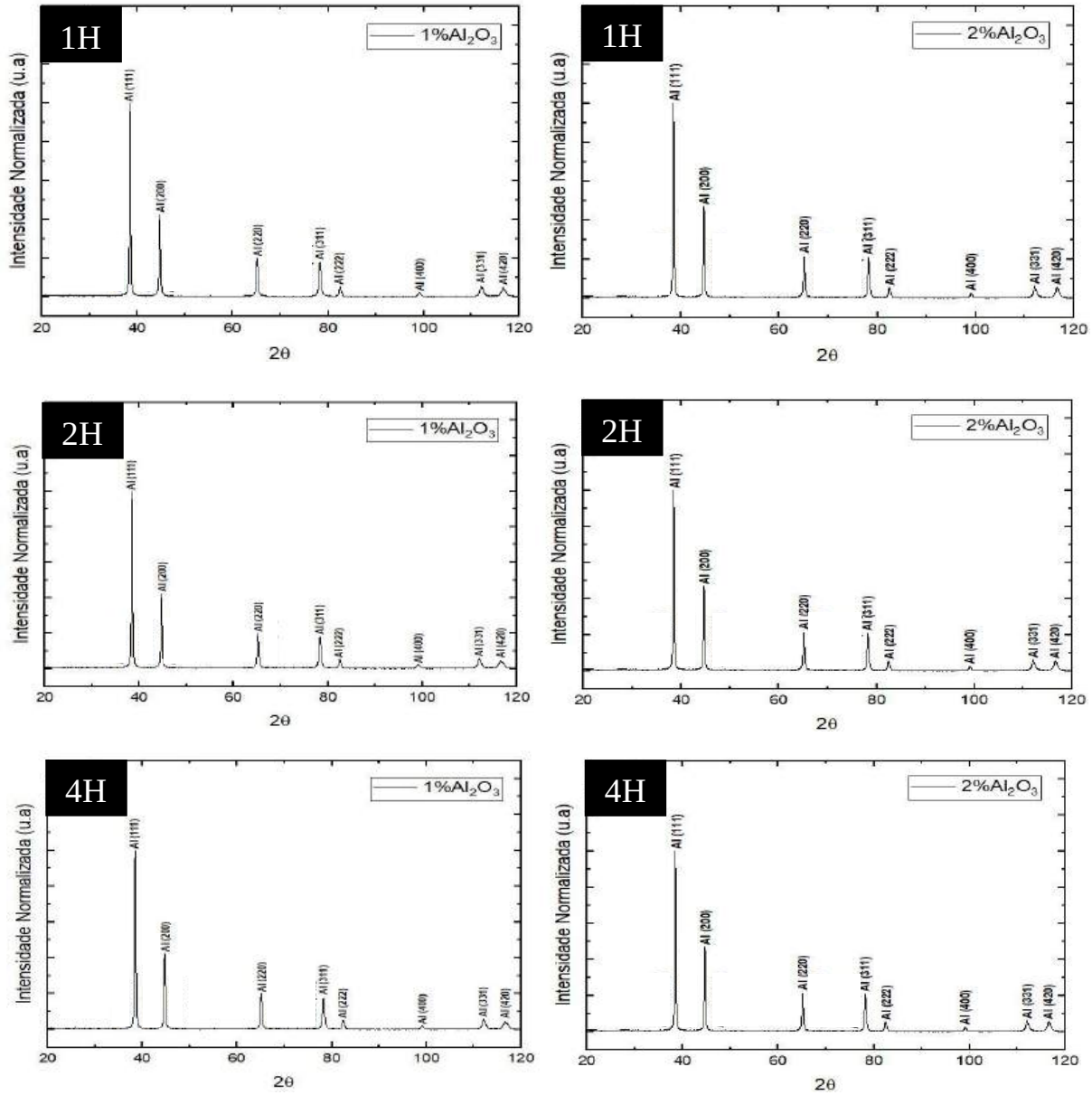
Neste tópico serão apresentados os resultados da difração de raio-X (DRX) dos pós das ligas reforçadas com alumina e carbeto de silício após processamento por moagem de alta energia.

4.1.2.1 Pós compósitos AA1100 reforçados com Al_2O_3

Os difratogramas dos pós reforçados com alumina em percentuais de 1% e 2% estão mostrados na Figura 59. É possível observar os picos característicos do alumínio, no entanto,

composições inferiores a 5% de reforço, não tem seus picos identificados sem um detector de baixo ângulo, como posto por Cullity (1956) que fala que a capacidade de detecção de fases de reforço está relacionada com a sensibilidade do método, o percentual existente das fases e a qualidade dos dados experimentais. Logo, não foi identificado pelo DRX nenhum pico da fase reforço, pois as composições adicionadas as ligas foram de 1 e 2% de reforço.

Figura 59 - difratogramas dos pós reforçados com 1% e 2% de alumina



Fonte: Dados da autora (2024)

O Alumínio possui picos significativos, esses picos foram identificados através das fichas de difração disponíveis na base de dados ICSD (Inorganic Crystal Structure Database).

Para as composições de alumínio+1%Al_2O_3 e alumínio+2%Al_2O_3 em todos os tempos de moagem, foram identificados 8 picos referentes ao alumínio. No Quadro 4, é possível ver os picos do alumínio e os ângulos 2Ɵ em que estão dispostos.

Quadro 4 - Picos do alumínio

PICOS 1% Al_2O_3	**ÂNGULOS 2Ɵ**	**PICOS 2% Al_2O_3**	**ÂNGULOS 2Ɵ**
1°	38,46°	1°	38,46°
2°	44,71°	2°	44,71°
3°	65,08°	3°	65,08°
4°	78,21°	4°	78,21°
5º	82,42º	5º	82,42º
6º	99,06º	6º	99,06º
7º	112,0º	7º	112,0º
8º	116,5º	8º	116,5º

Fonte: Dados da autora (2024)

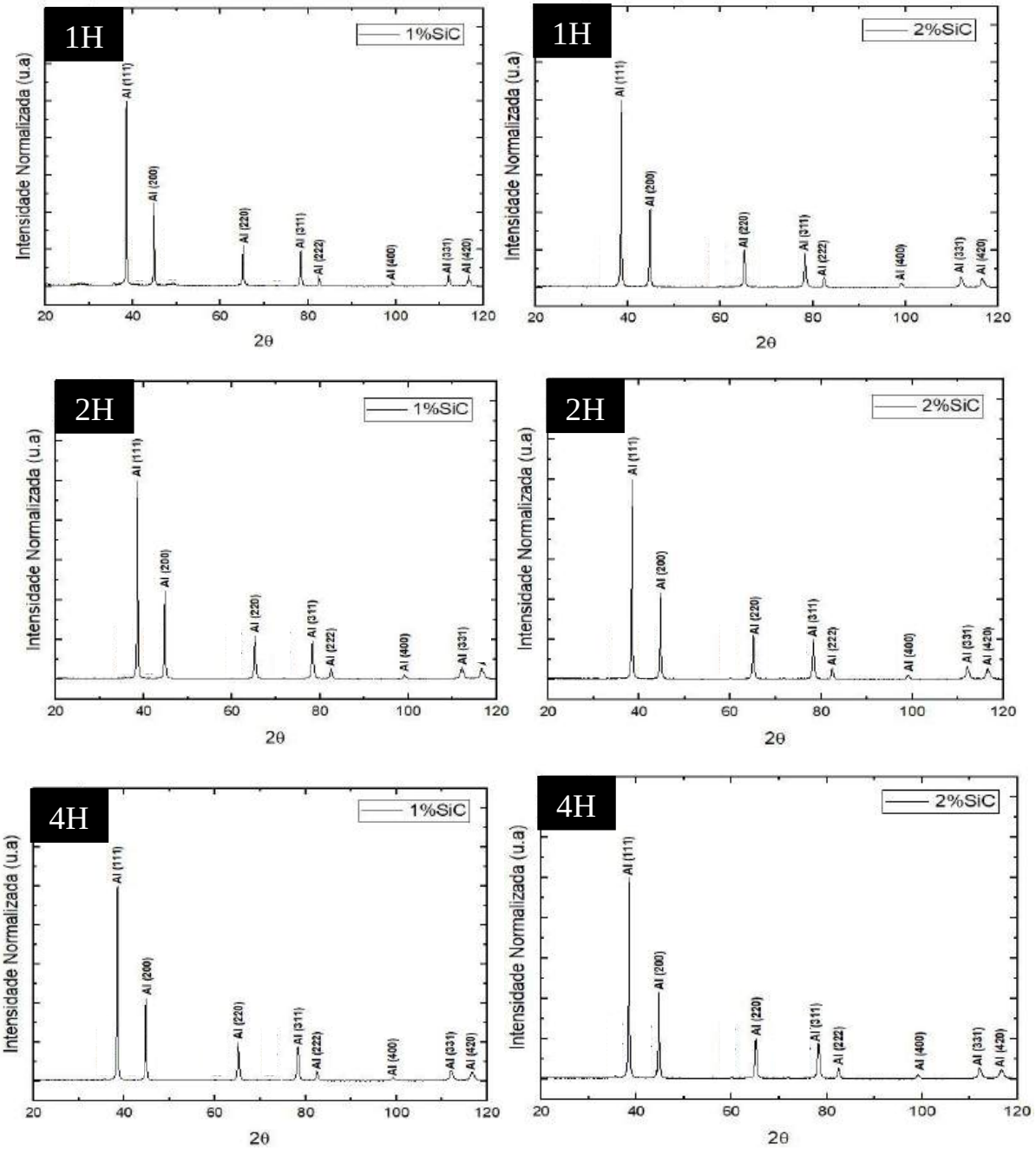
Com base nos difratogramas ficou evidenciado que não houveram mudanças significativas entre os resultados de DRX dos pós, uma vez que somente as fases do alumínio puderam ser identificadas, e pela composição esses picos se repetem nos difratogramas das duas ligas. A adição dos agentes controladores de processo (PCA), poderiam induzir a formação de carbonetos (EL-ESKANDARANY, 2001). No entanto, não foram identificados a formação de carbonetos, logo concluir-se que o ácido esteárico – usado como agente controlador de processo - não interferiu na composição dos pós.

Os pós reforçados com 1% e 2% de Al_2O_3foram analisados por DRX para identificação das fases presentes, e a fase identificada foi a de alumínio (Al), tendo como ficha de referência a número 00-004-0787.

4.1.2.2 Pós compósitos AA1100 reforçados com SiC

Os difratogramas dos pós reforçados com carbeto de silício em percentuais de 1% e 2% são mostrados na Figura 60. É possível observar os picos característicos do alumínio, identificados através das fichas de difração ICSD (Inorganic Crystal Structure Database).

Figura 60 - Difratogramas da liga AA1100 reforçada com 1% e 2% de SiC



Fonte: Dados da autora (2024)

Analisando os difratogramas referente as ligas reforçadas com SiC, foi possível observar que os percentuais de reforço utilizados na composição das ligas não foram suficientes para que o ensaio de DRX identificasse os efeitos da adição da fase reforço na matriz de alumínio. Pelo DRX foi possível identificar os 8 picos de maiores intensidades do alumínio. O Quadro 5 mostra os picos referentes ao alumínio.

Quadro 5 - Picos do alumínio

PICOS 1% SiC	ÂNGULOS 2Ɵ	PICOS 2% SiC	ÂNGULOS 2Ɵ
1°	38,46°	1°	38,46°
2°	44,71°	2°	44,71°
3°	65,08°	3°	65,08°
4°	78,21°	4°	78,21°
5º	82,42º	5º	82,42º
6º	99,06º	6º	99,06º
7º	112,0º	7º	112,0º
8º	116,5º	8º	116,5º

Fonte: Dados da autora (2024)

A fase identificada foi a de alumínio (Al), tendo como ficha de referência a número 00-004-0787.

4.1.3 Análise de tamanho de partícula (ATP)

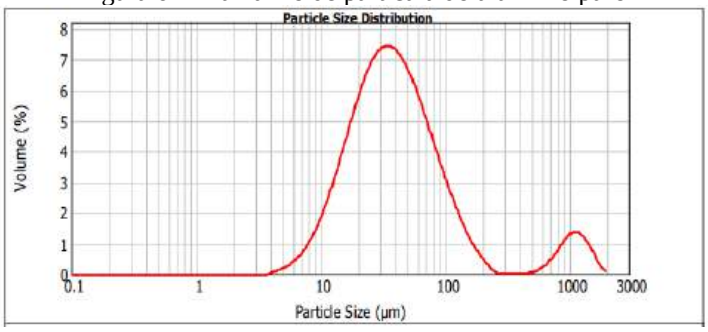
Para determinar o tamanho de partícula foi utilizado um granulômetro a laser Malvern, modelo Mastersizer 2000, cujo limite inferior de detecção é 10nm e o superior é 2000µm. A análise foi realizada via úmido, utilizando o acessório Hydro 2000MU. Foi aferido como parâmetro para avaliar o processo de moagem de alta energia: o diâmetro médio de partículas (D50).

4.1.3.1 Curva de distribuição de tamanho de partículas

4.1.3.1.1 Pós Elementares

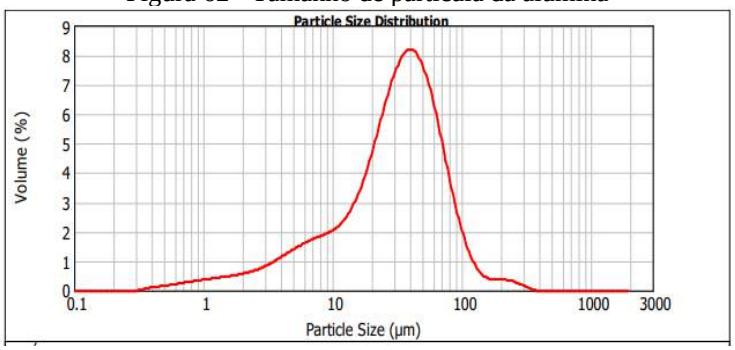
Nas Figuras 61 a 63 são apresentadas as curvas de distribuição de partículas dos pós elementares utilizados nesse trabalho, sendo alumínio puro, alumina e carbeto de silício. As curvas do alumínio e do carbeto de silício apresentam-se no formato multimodal, se uma distribuição tiver exatamente dois picos, então é considerada uma distribuição bimodal, que é um tipo específico de distribuição multimodal, contudo a amostra que apresentou uma tendência mais forte para a região de maior tamanho de partículas foi a amostra do pó elementar do carbeto de silício. Já a alumina apresenta o formato unimodal e possui uma distribuição assimétrica com uma leve tendência para a região de maior tamanho de partícula, isso pode ser explicado por um início de uma fase de soldagem a frio das partículas do pó durante a moagem (FAGAGNOLO et al., 2003).

Figura 61 - Tamanho de partícula do alumínio puro



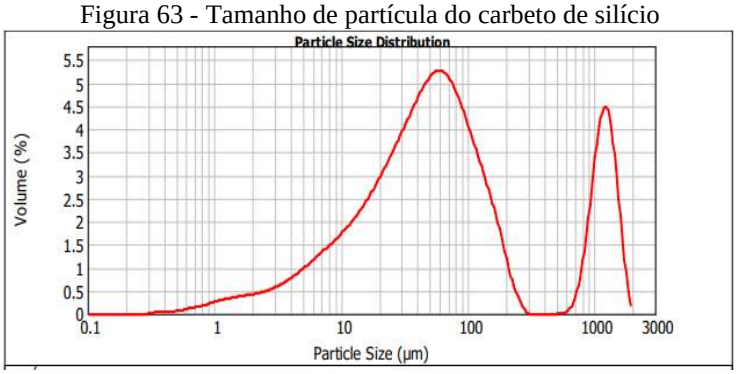
Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 62 - Tamanho de partícula da alumina



Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 63 - Tamanho de partícula do carbeto de silício



Fonte: Dados da autora (2024)

4.1.3.1.2 pós reforçados por alumina (Al_2O_3) e whiskers de carbeto de silício (SiC)

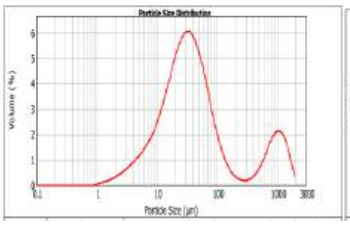
As curvas dos pós reforçados apresentaram uma distribuição assimétrica, onde existe uma tendência para a região de maior tamanho de partícula, e segundo Fagagnolo et al. (2003), este fato ocorre quando se inicia mais fortemente a fase de soldagem a frio das partículas do pó durante a moagem. Fazendo um comparativo entre as amostras é possível ver que o carbeto de silício (SiC) apresenta uma curva mais acentuada para a região de maior tamanho de partículas.

Na Figura 64 é possível ver a distribuição do tamanho de partícula das ligas reforçadas por Al_2O_3 e SiC.

Figura 64 - Tamanho de partícula das ligas reforçadas

ALUMÍNIO PURO - MOAGEM DE ALTA ENERGIA

1 HORA

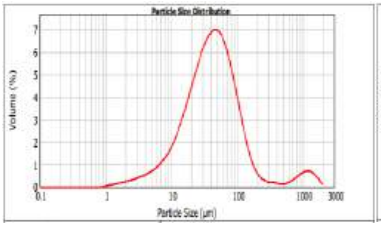


2 HORAS

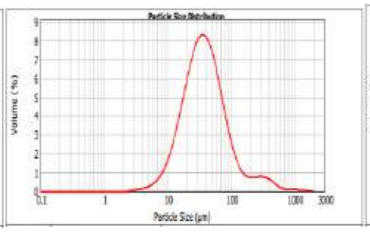
4 HORAS

ALUMÍNIO + 1% Al_2O_3 - MOAGEM DE ALTA ENERGIA

1 HORA



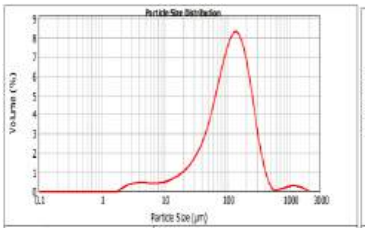
2 HORAS



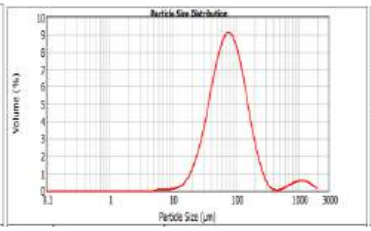
4 HORAS

ALUMÍNIO + 2% Al_2O_3 - MOAGEM DE ALTA ENERGIA

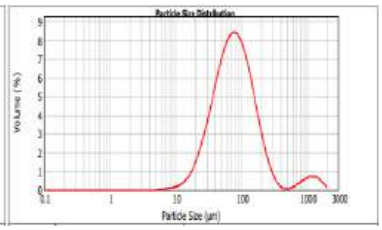
1 HORA



2 HORAS

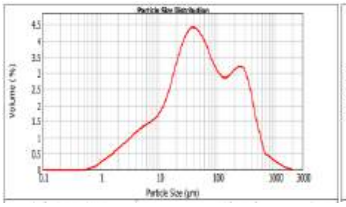


4 HORAS



ALUMÍNIO + 1% SiC - MOAGEM DE ALTA ENERGIA

1 HORA

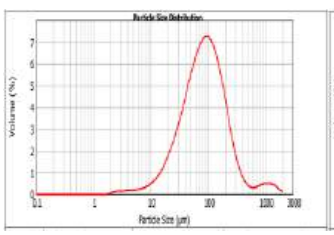


2 HORAS

4 HORAS

ALUMÍNIO + 2% SiC - MOAGEM DE ALTA ENERGIA

1 HORA



2 HORAS

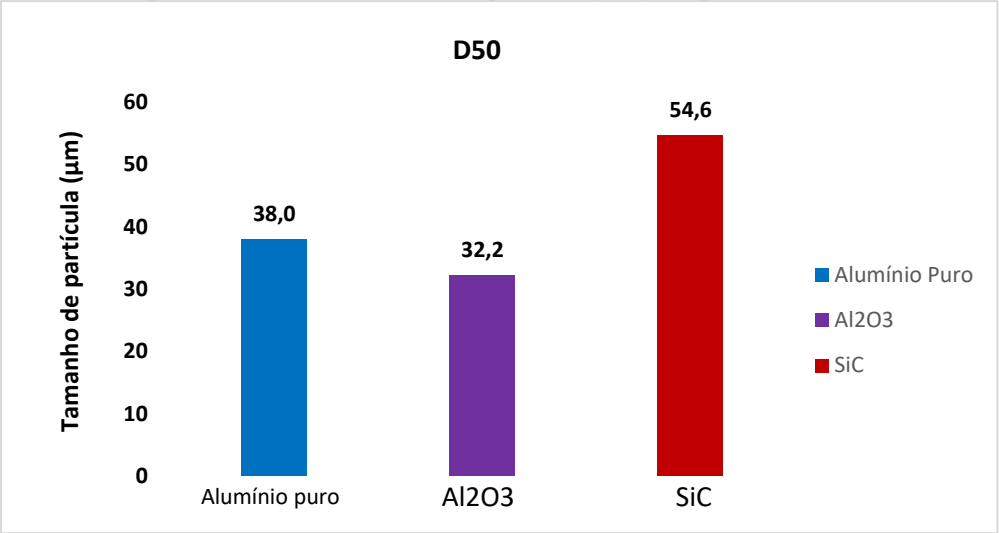
4 HORAS

Fonte: Dados da autora (2024)

4.1.3.2 Tamanho mediano de partícula

Primeiro foi analisado o tamanho mediano das partículas dos pós elementares sem moagem. Inicialmente observa-se que a alumina (Al_2O_3), de fato, possui tamanho de partícula menor quando comparado ao alumínio puro e ao whiskers de carbeto de silício (SiC). A Figura 65 mostra o resultado de ATP para pós elementares sem moagem.

Figura 65 - Tamanho mediano de partícula (D50) dos pós elementares

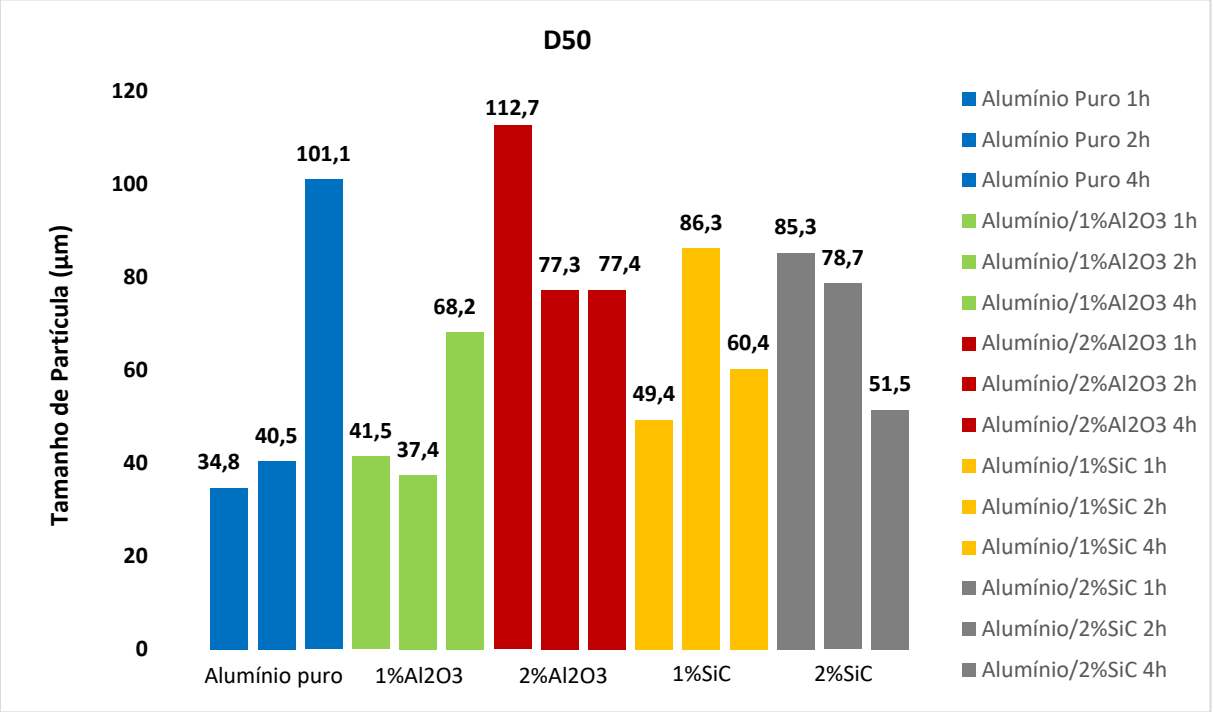


Fonte: Dados da autora (2024)

Depois da análise dos pós elementares sem moagem, foi feita a análise do pó das ligas reforçados. Na Figura 66 ver-se que quando se compara o tamanho da partícula do alumínio puro sem moagem com o alumínio puro moído por períodos de 1, 2 e 4 horas, percebe-se que na moagem do alumínio puro de 1 hora, apresentou uma redução no tamanho da partícula de 8,42%. Já a moagem de 2 horas e 4 horas desse mesmo material apresentou um tamanho de partícula maior que o do alumínio puro sem moagem, isto evidencia que ocorreu o processo de soldagem a frio, fazendo com que o tamanho da partícula mudasse devido aos aglomerados.

Nas ligas de alumínio reforçadas com alumina é possível notar o aumento do tamanho de partícula. A liga reforçada com 1% de alumina moída no período de 4h apresentou uma partícula maior, quanto a liga reforçada por 2% de alumina, foi na moagem de 1h que a partícula se mostrou maior. O mesmo aconteceu com as ligas de alumínio reforçadas por whiskers de carbeto de silício, confirmando a observação de Fagagnolo *et al.* (2003), que afirmou que a adição de um reforço em uma matriz promove um aumento nas taxas de soldagem a frio na moagem.

Figura 66 - Tamanho mediano de partícula (D50) das ligas



Fonte: Dados da autora (2024)

4.2 CARACTERIZAÇÃO DOS CONSOLIDADOS

Nesta seção serão apresentados os resultados da caracterização dos consolidados após sinterização. A caracterização foi realizada por: MO, ensaio de microdureza Vickers e MEV/EDS.

4.2.1 Microscopia ótica (MO)

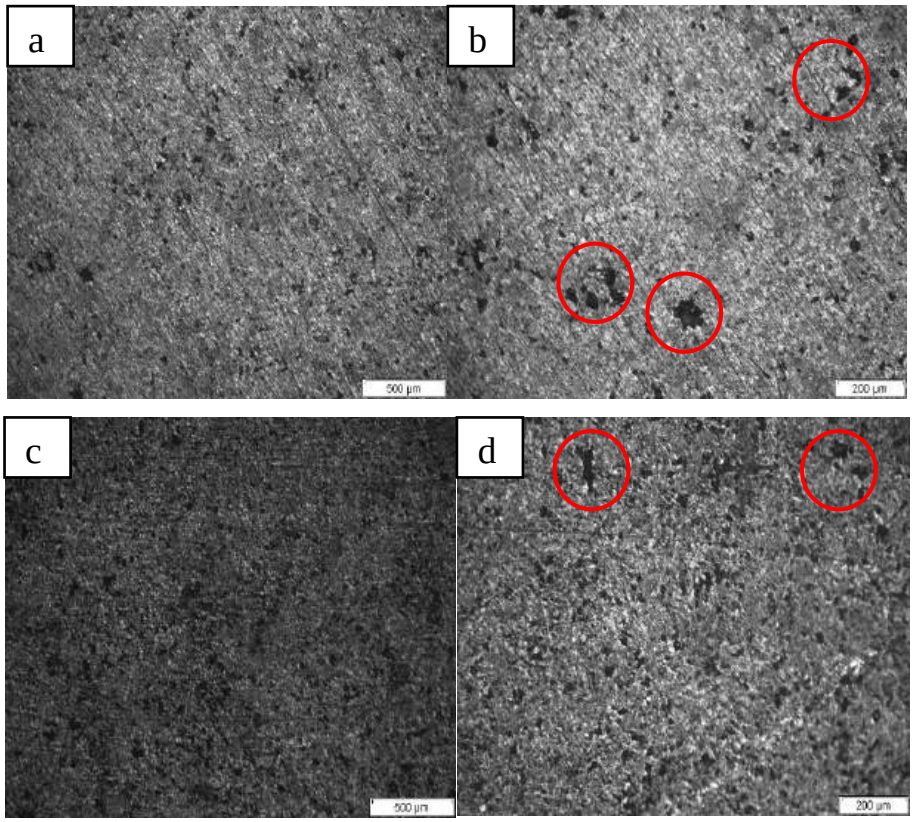
4.2.1.1 Consolidados da liga AA1100 sem reforço

As micrografias obtidas por microscopia ótica (MO) das amostras da liga AA1100 para os tempos de moagem de 1, 2 e 4 horas com ampliações de 50x e 100x podem ser visualizadas nas Figuras 67 a 69. Nelas estão apresentadas imagens da seção transversal (perpendicular a direção de compactação), Figuras 67 (a e b), 68 (a e b) a), 69 (a e b) e longitudinal (paralela à direção de compactação), Figuras 67 (c e d), 68 (c e d), 69 (c e d). As Figuras apresentam resultados da amostra sem reforço para cada um dos três tempos de moagem. É possível perceber uma morfologia não homogênea e irregular e praticamente sem contornos de grãos,

segundo Souza (2012), isso se justifica devido as sucessivas fraturas e soldagens provenientes da moagem de alta energia.

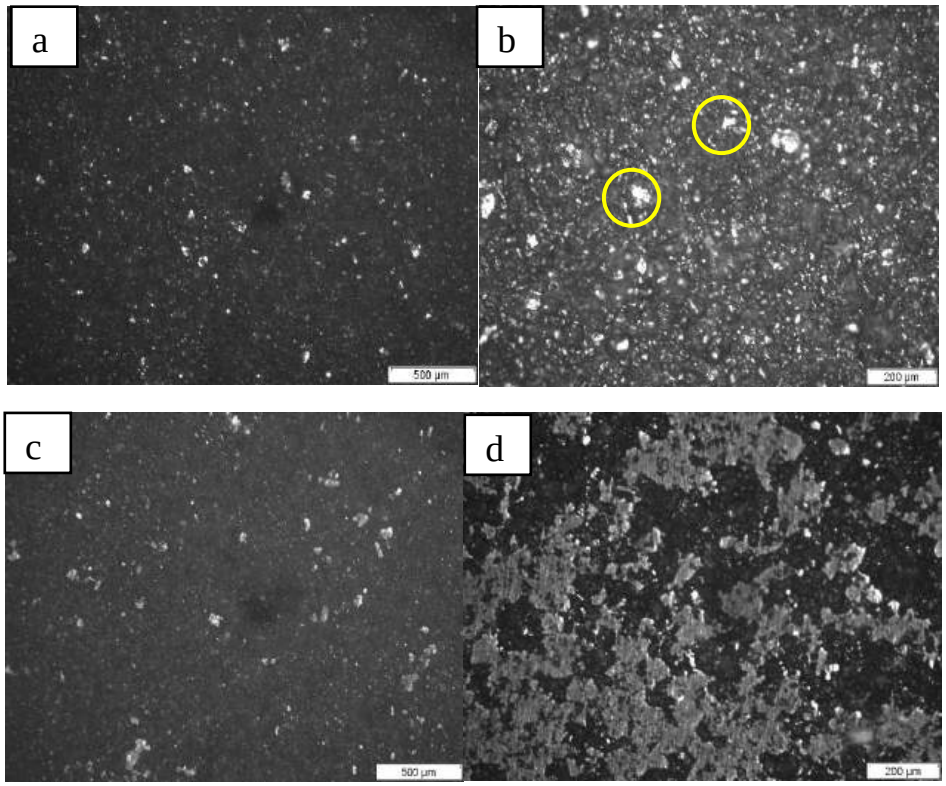
Observa-se que em todas as amostras houveram a ocorrência de porosidade (alguns circulados em vermelho). A presença de porosidade (pontos pretos nas imagens) nas amostras pode estar associada a fatores como: a geometria das partículas dos pós elementares, como visto no tópico 4.1. Segundo Fagagnolo *et al*. (2003) a geometria e as característica das partículas dos pós influenciam nas propriedades do consolidado, e pode está associado também a compactação dos pós. Segundo Callister (2016), a aplicação inadequada ou insuficiente de pressão durante o processo de compactação pode levar à formação de poros. E Dieter (1986), diz que quando a pressão não for suficiente para garantir uma compactação adequada, podem ocorrer falhas na integridade estrutural da amostra. Na análise de MO é possível ver uma maior concentração de óxido em algumas regiões da amostra (algumas circulados em amarelo), como mostra o resultado do EDS no tópico 4.2.2.1.

Figura 67 - MO do consolidado sem reforço – 1 hora MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d)



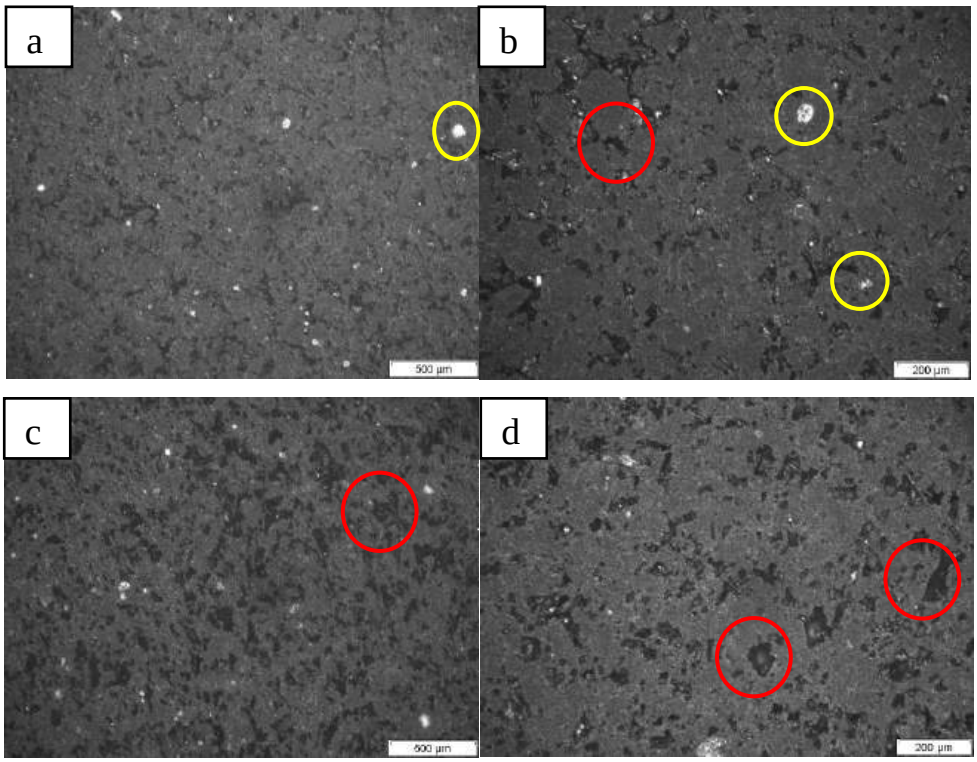
Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 68 - MO do consolidado sem reforço – 2 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d)



Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 69 - MO do consolidado sem reforço – 4 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d)



Fonte: Dados da autora (2024)

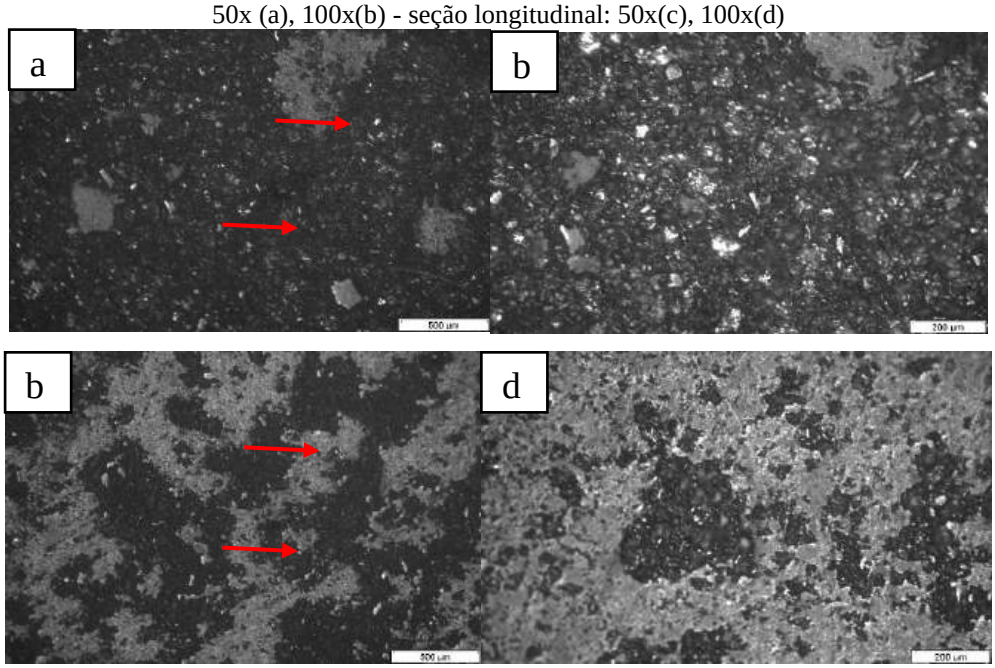
4.2.1.2 Consolidados da liga AA1100 reforçado com Al_2O_3

As micrografias obtidas por MO dos consolidados reforçados com 1% e 2% de alumina, estão apresentadas nas Figuras 70 a 75. Foi possível observar nas micrografias a presença da porosidade nas amostras, assim como no consolidado sem reforço, podendo estar relacionada tanto com à presença da camada de óxido de alumínio na superfície das partículas do pó. A película formada de alumina na superfície das partículas do pó influencia na aparição da porosidade em amostras (ADAMIAK *et al*., 2004), quanto com a compactação, que também pode influenciar na formação de poros, uma vez que, a carga de compactação não seja suficiente para unir todas as partículas, como posto por Dieter (1986).

Nas Figuras 70 (a e b) estão as micrografias da seção transversal da amostra, nessas imagens é possível ver que nessa região se concentrou um alto grau de porosidade, é possível também visualizar partículas do reforço de alumina que estão indicadas pelas setas vermelhas que podem ser confirmadas com EDS da amostra.

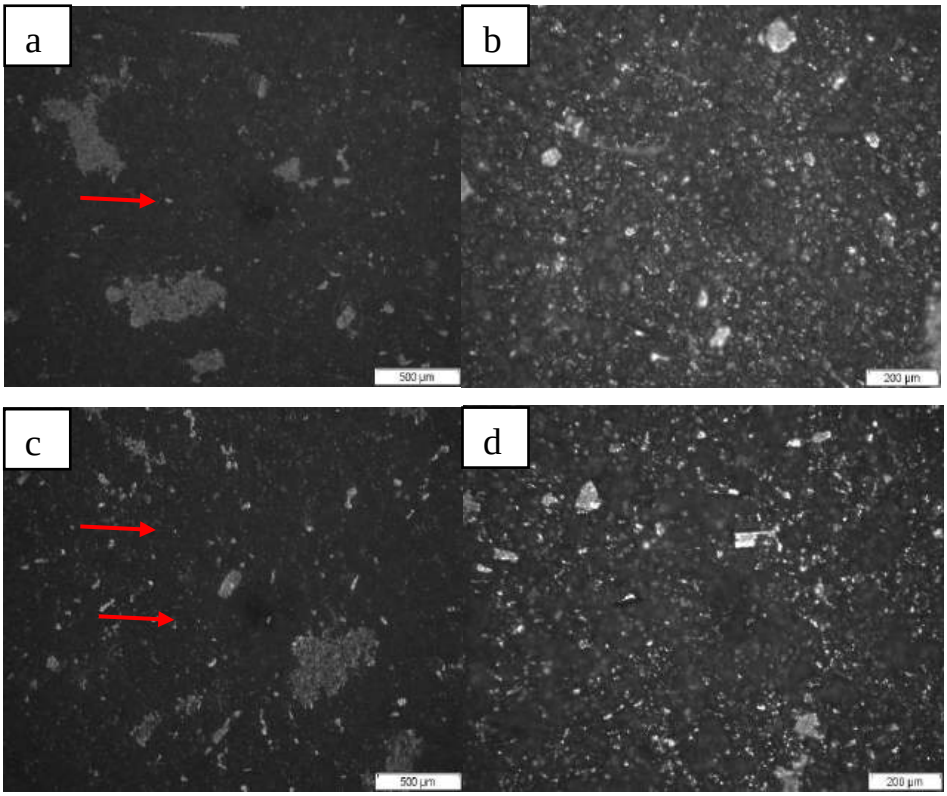
No entanto, apesar do alto grau de porosidade essas ligas apresentaram uma boa distribuição do reforço na matriz, essa informação pode ser comprovada com a dispersão apresentada no EDS. Na moagem de 4 horas o reforço aparece em partículas um pouco maiores que as demais, formando alguns pequenos aglomerados de reforço (indicados pelos círculos verdes nas amostras), como visto no ATP e EDS das amostras nos tópicos 4.1.3.2 e 4.2.2.2, respectivamente.

Figura 70 - Imagens de MO do consolidado reforçado com 1% de alumina – 1 hora MAE – seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d)



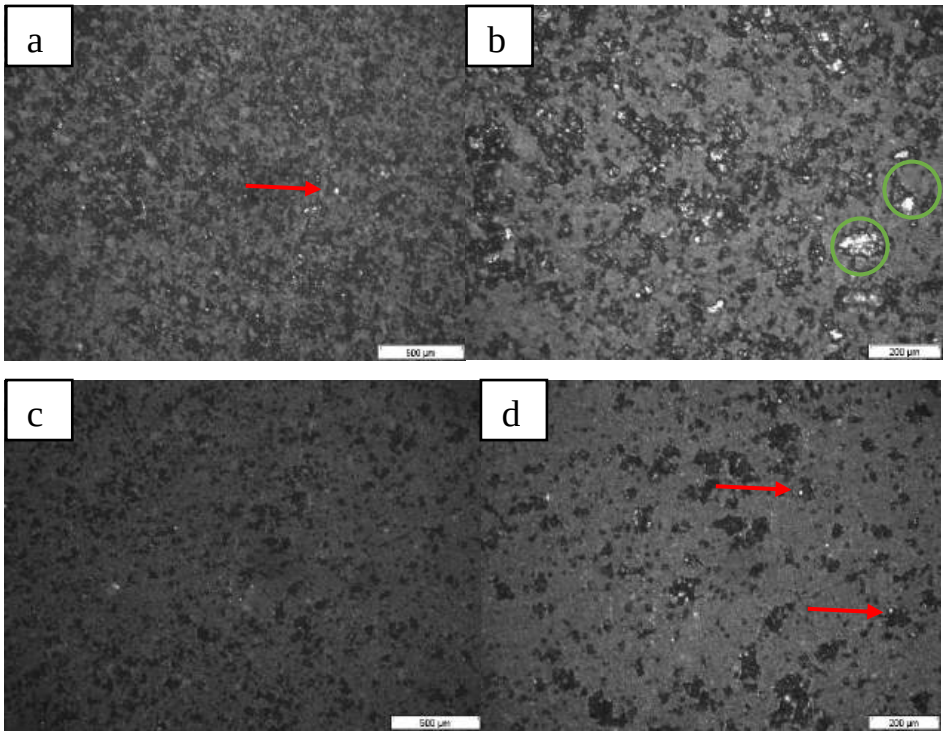
Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 71 - MO do consolidado reforçado com 1% de alumina – 2 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d)



Fonte: Dados da autora (2024)

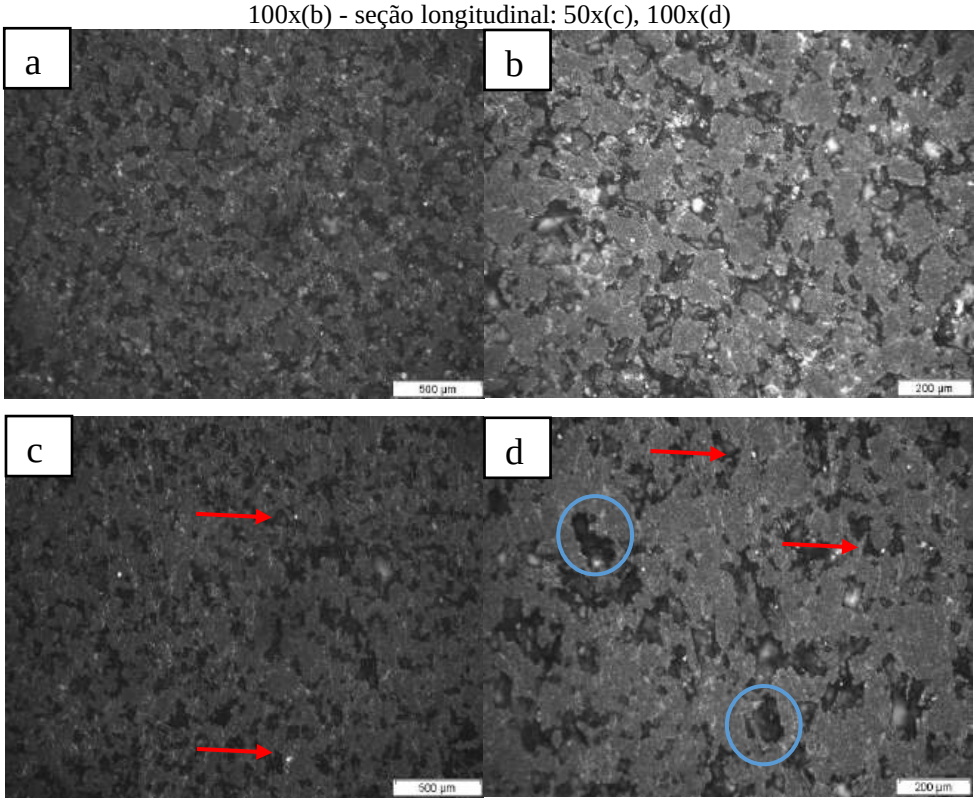
Figura 72 - MO do consolidado reforçado com 1% de alumina – 4 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d)



Fonte: Dados da autora (2024)

As micrografias da liga reforçada com 2% de alumina mostram uma distribuição mais uniforme da fase reforço na matriz, como pode ser visto o EDS da amostra no tópico 4.2.2.2, as setas vermelhas mostram as partículas de reforço. Pelo MO Fica evidenciado também a alta porosidade da amostra, como pode ser visto nas regiões circuladas em azul.

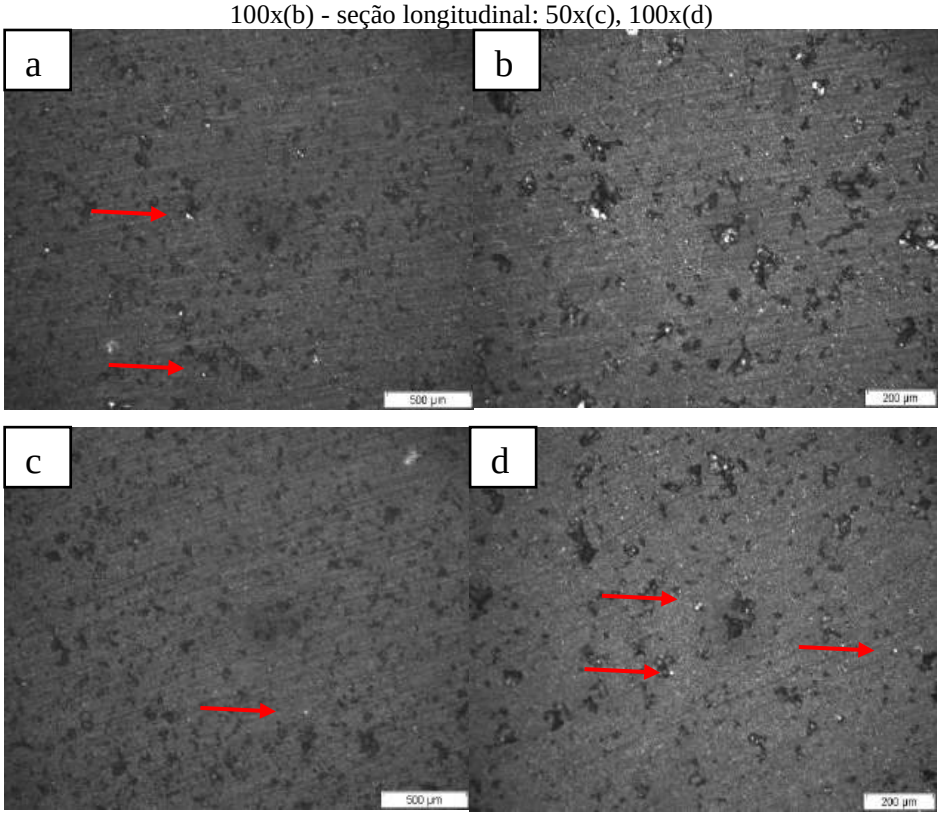
Figura 73 - MO do consolidado reforçado com 2% de alumina – 1 hora MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d)



Fonte: Dados da autora (2024)

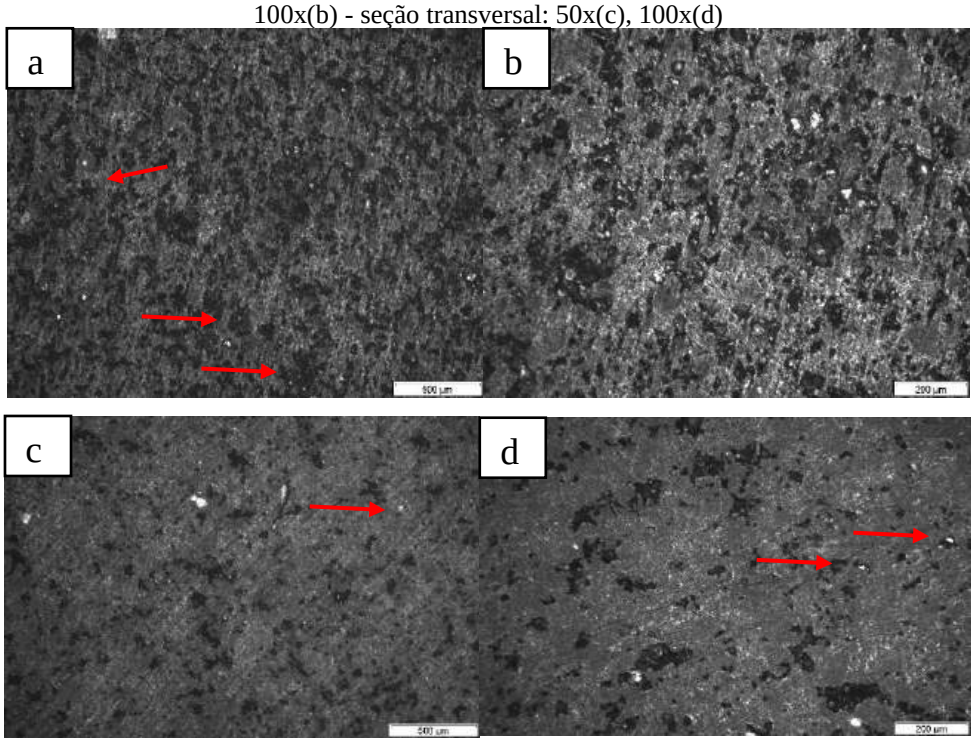
O consolidado de 2 horas apresentou-se como a amostra com um pouco menos de poros em relação as amostras de 1 e 4 horas de moagem e com uma distribuição do reforço mais uniforme (setas vermelhas), o tamanho e regularidade de partícula influenciam diretamente no modo de distribuição e formação de poros. Gibson (2012) identificou que um compósito de liga metálica reforçado com alumina não apresentou uma distribuição uniforme da fase reforço, pois houve formação de alguns aglomerados dessa fase e incidência de porosidade devido aos tamanhos de partículas dos elementos da liga. A Figura 74 e 75 mostram as micrografias dos consolidados de 2 e 4 horas de moagem.

Figura 74 - MO do consolidado reforçado com 2% de alumina – 2 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d)



Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 75 - MO do consolidado reforçado com 2% de alumina – 4 horas MAE - seção longitudinal: 50x (a), 100x(b) - seção transversal: 50x(c), 100x(d)



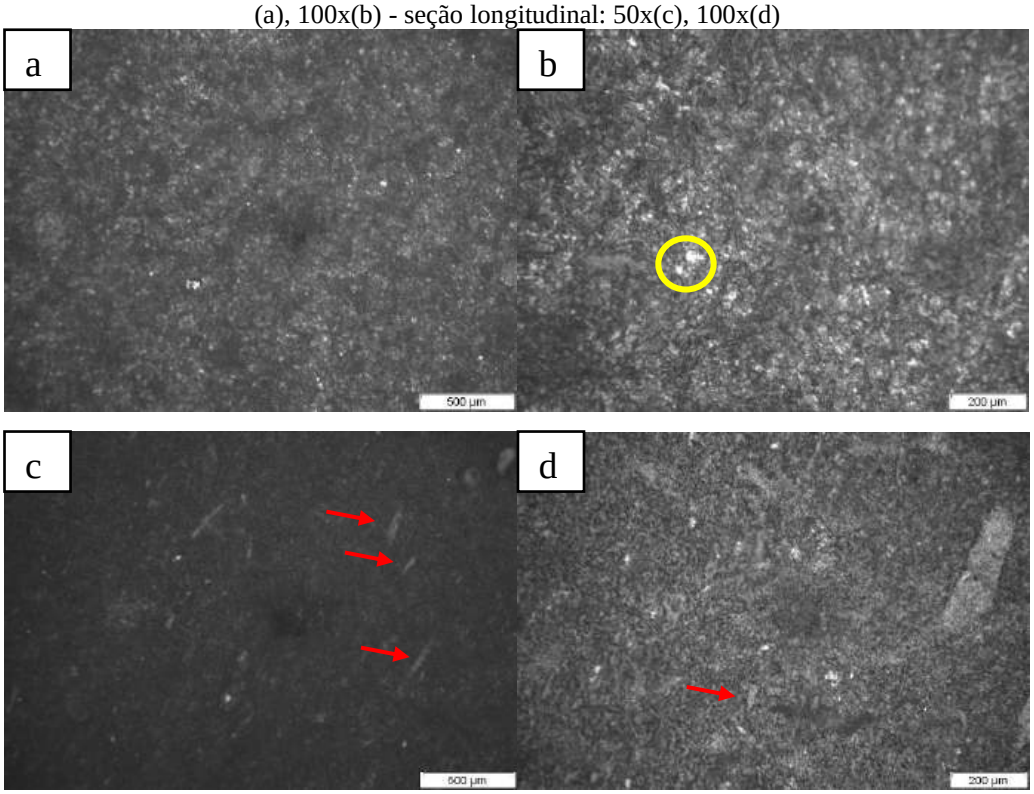
Fonte: Dados da autora (2024)

4.2.1.3 Consolidados da liga reforçados com SiC

As micrografias obtidas por MO dos consolidados reforçados com 1% e 2% de carbeto de silício, estão apresentadas nas Figuras 76 a 81. Inicialmente observa-se que a liga apresenta porosidade, no entanto, comparado com as demais ligas, as reforçadas com SiC apresentou uma porosidade menor. Além de insuficiência de carga de compactação, a ausência do processo de extrusão pode ter contribuído com a formação de poros, uma vez que o processo de extrusão confere altas pressões ao material, conforme é forçado através da matriz. Segundo Callister (2016), o processo de extrusão ajuda a compactar a estrutura do material, eliminando ou reduzindo a presença de porosidades.

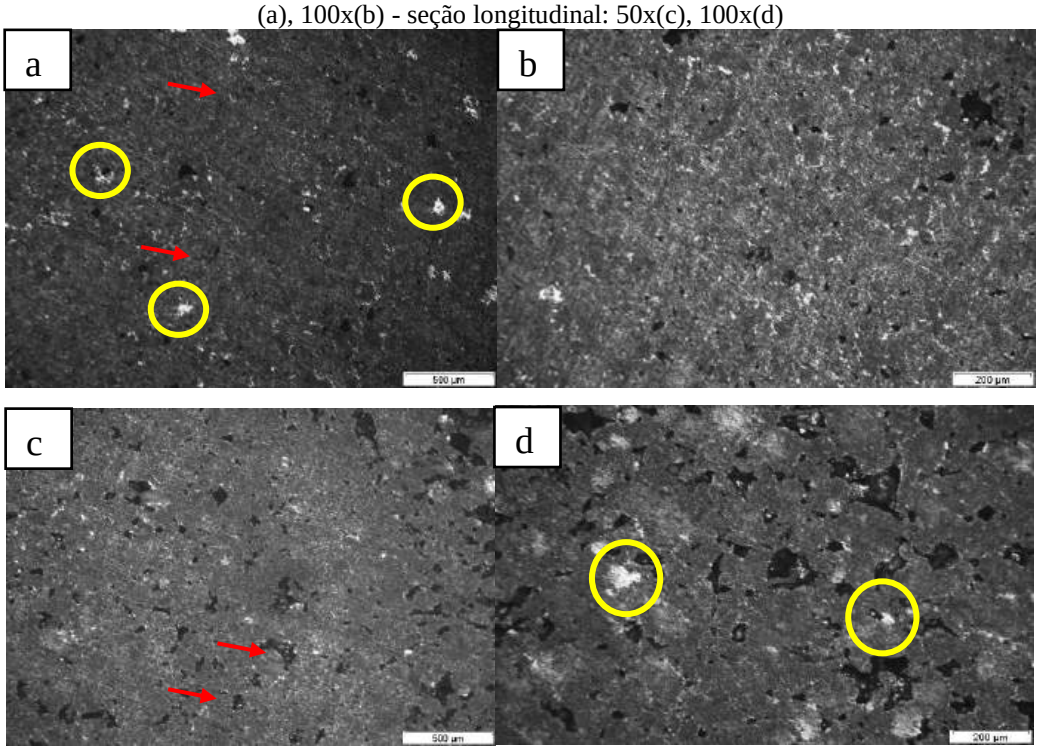
É possível identificar nas micrografias a presença da fase reforço (setas vermelhas) distribuída na matriz, bem como algumas regiões com uma maior presença de óxido (indicado pelos círculos amarelos), a presença do óxido foi constatada pelo EDS.

Figura 76 - MO do consolidado reforçado com 1% de carbeto de silício – 1 hora MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d)



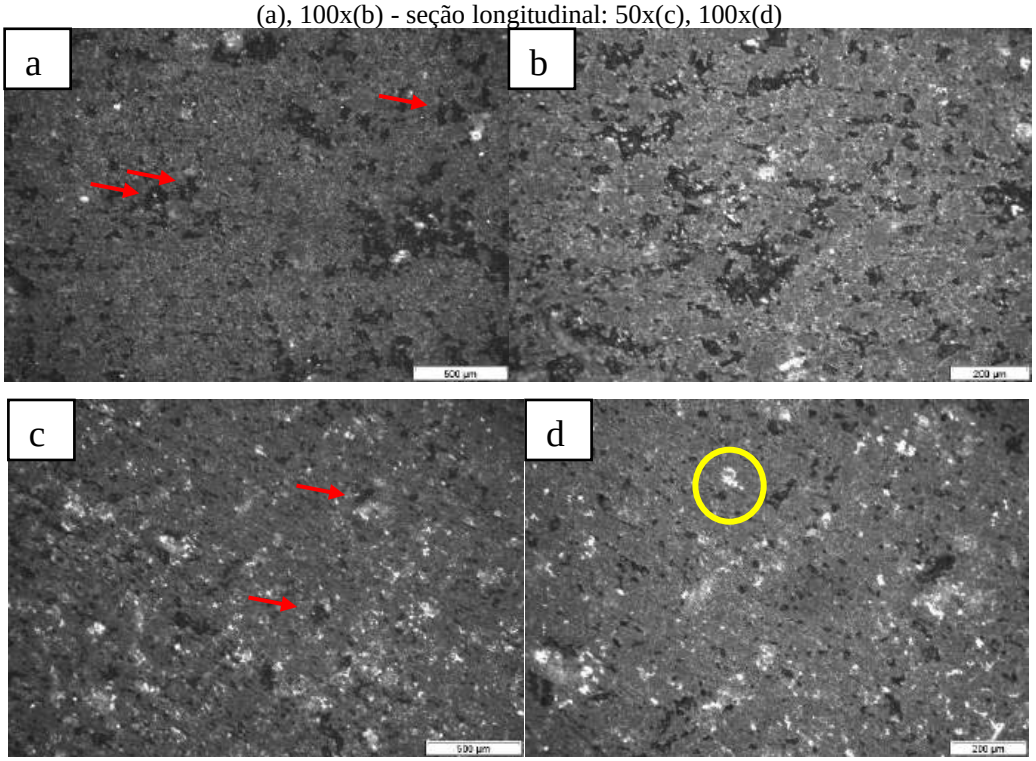
Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 77 - MO do consolidado reforçado com 1% de carbeto de silício – 2 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d)



Fonte: Dados da autora (2024)

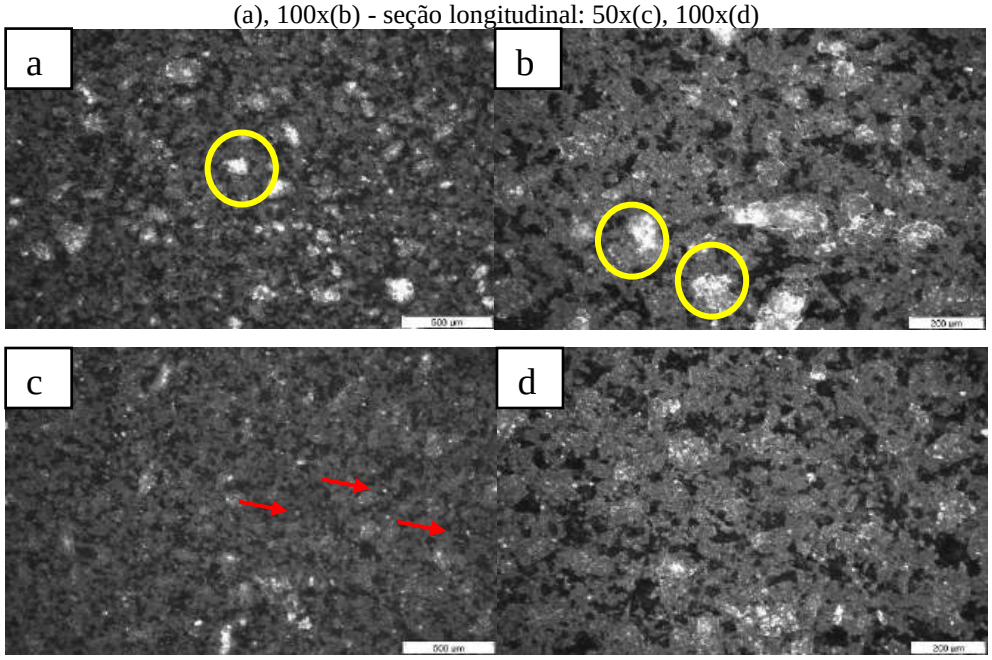
Figura 78 - MO do consolidado reforçado com 1% de carbeto de silício – 4 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d)



Fonte: Dados da autora (2024)

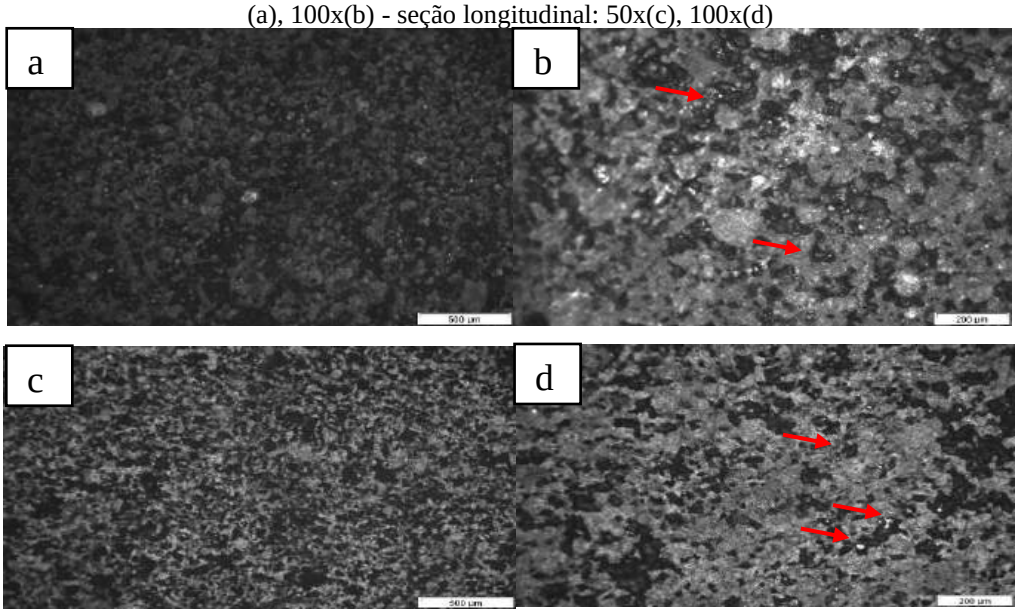
Em relação à dispersão da fase reforço na matriz, as amostras reforçadas com SiC obtiveram uma dispersão semelhante. Sun et al. (2011) também verificaram que o tamanho de partícula também influencia na distribuição do reforço na matriz. Dessa forma, conforme o tamanho de partícula da fase reforço aumenta a distribuição de partícula fica mais uniforme. Setas vermelhas indicam presença de reforço e círculos amarelos presença de óxido.

Figura 79 - MO do consolidado reforçado com 2% de carbeto de silício – 1 hora MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d)



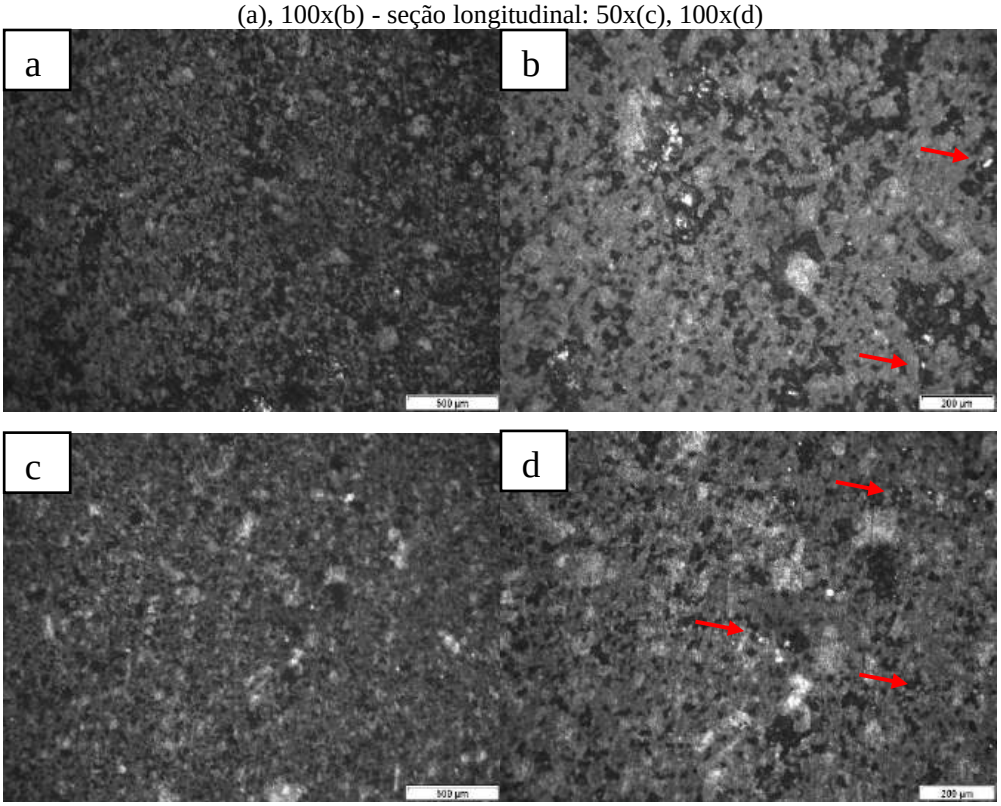
Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 80 - MO do consolidado reforçado com 2% de carbeto de silício – 2 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d)



Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 81 - MO do consolidado reforçado com 2% de carbeto de silício – 4 horas MAE - seção transversal: 50x (a), 100x(b) - seção longitudinal: 50x(c), 100x(d)



Fonte: Dados da autora (2024)

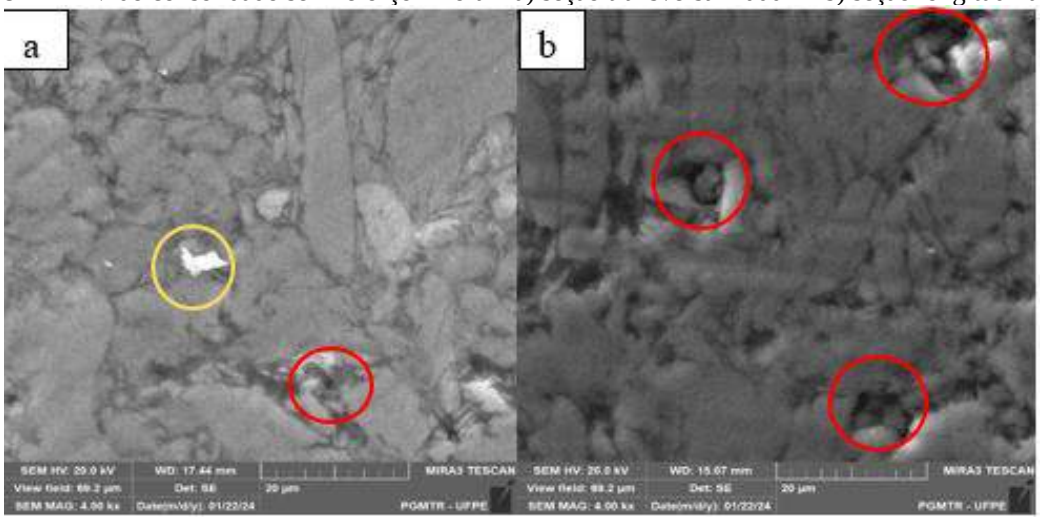
4.2.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

O objetivo de realizar o MEV nas amostras sinterizadas foi confirmar as observações feitas com as análises do MO e realizar o EDS para confirmar as composições das amostras.

4.2.2.1 Consolidados da liga AA1100 sem reforço

Nas Figuras 82 a 83 estão apresentadas as imagens obtidas por MEV e EDS da amostra AA1100 sem reforço de 1 hora de MAE. Através do MEV foi possível confirmar que mesmo após a sinterização as amostras ficaram com alto grau de porosidade, dentre essas, a amostra que apresentou maior grau de porosidade foi a (AA1100 2h) (poros destacados com o círculo vermelho). Na amostra (AA1100 1h) é possível visualizar uma concentração de óxido em uma região da seção transversal da amostra, circulado em amarelo, que foi confirmada pelo EDS.

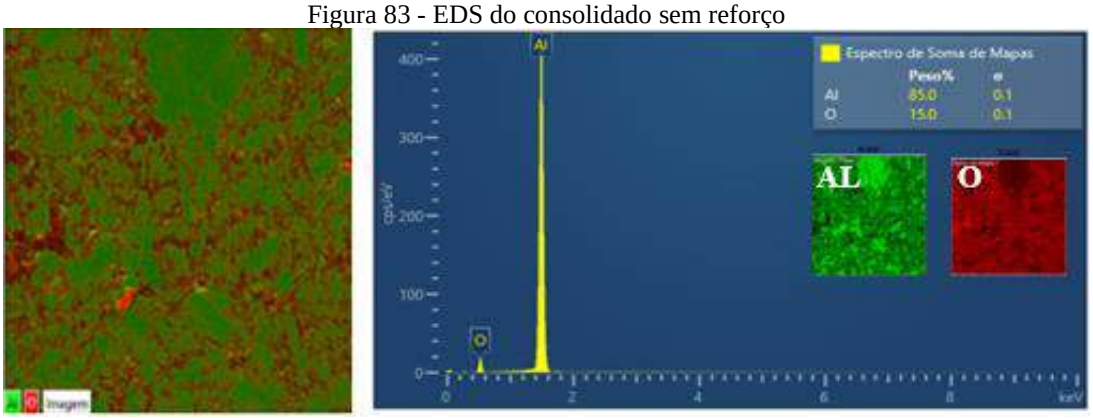
Figura 82 - MEV do consolidado sem reforço 1 hora – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

É possível visualizar uma concentração de óxido em uma região da seção transversal, circulado em amarelo, que foi confirmada pelo EDS mostrado abaixo.

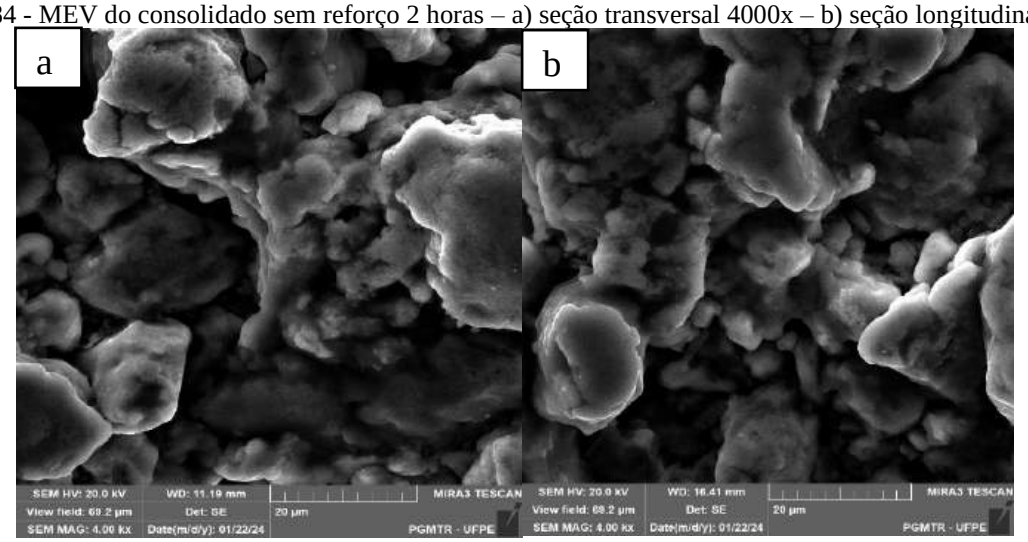
Figura 83 - EDS do consolidado sem reforço



Fonte: Dados da autora (2024)

A amostra sem reforço (MAE 2 horas), foi a que mostrou maior grau de porosidade e pode ser visto na Figura 87, essa porosidade já havia sido percebida no de MO da amostra no tópico 4.2.1.1. O tamanho de partícula influência na formação de poros, uma vez que é preferível pós de tamanhos diferentes para um melhor resultado na sinterização. Sjafrizal *et al.* (2020) falam sobre a porosidade de suas amostras de trabalho e pontuam que o espaço entre as partículas de pó e o comportamento dos elementos de liga durante a sinterização contribuem para a formação de poros.

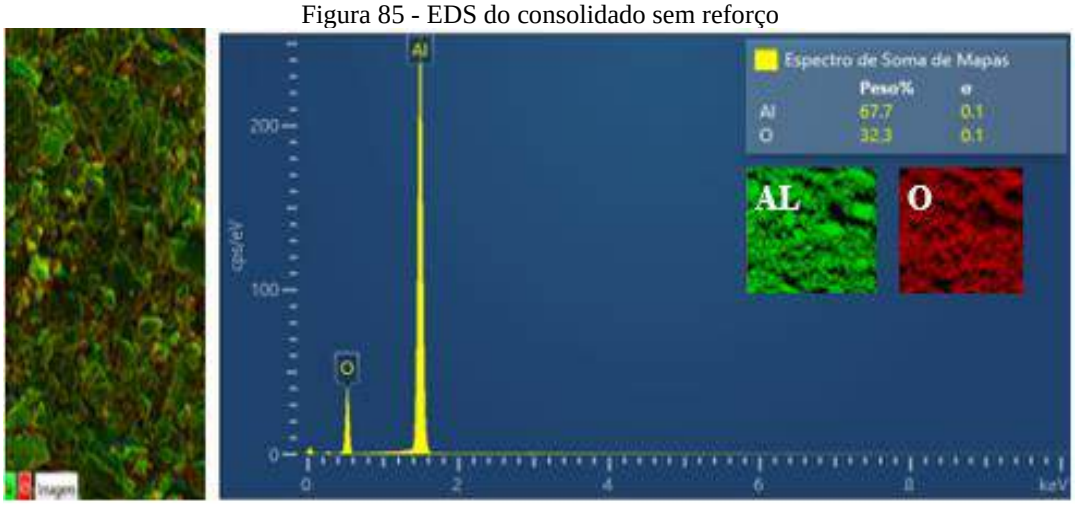
Figura 84 - MEV do consolidado sem reforço 2 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

O resultado de EDS não apontou nenhum elemento contaminante na composição da amostra e nem concentração de óxido. Como pode ser visto no mapa de EDS na Figura 85.

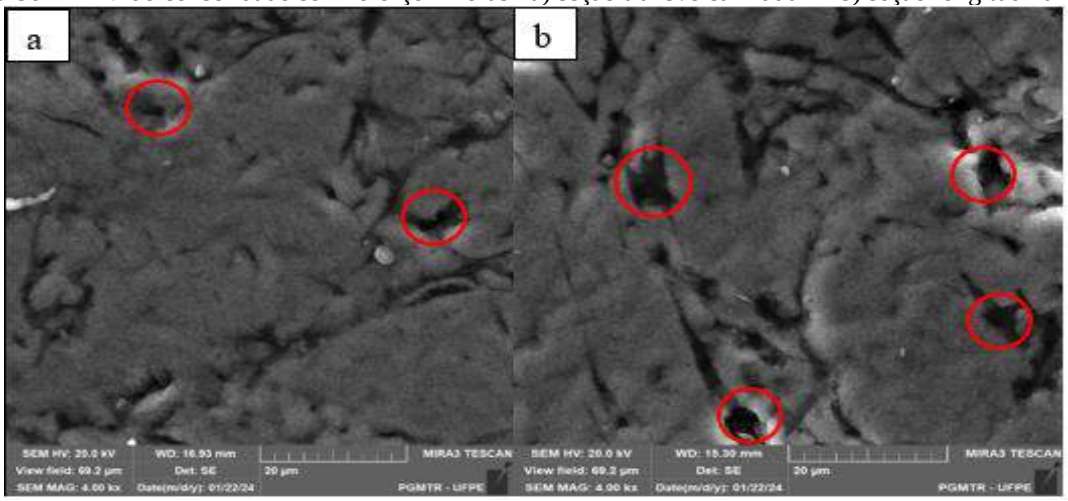
Figura 85 - EDS do consolidado sem reforço



Fonte: Dados da autora (2024)

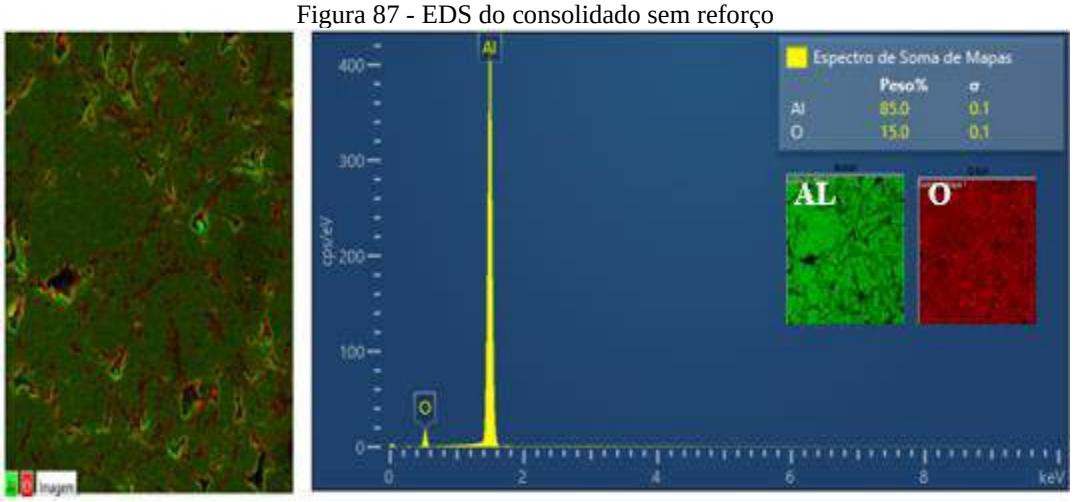
As Figuras 86 e 87 mostram o MEV e os EDS da amostra (AA1100 4 horas), é possível ver que a amostra apresenta poros (circulados em vermelho), assim como as de 1 e 2 horas, no entanto, quando comparada com a amostra (AA1100 2 horas) ver-se que houve uma redução na porosidade. Sjafrizal *et al.* (2020) falam que a granulometria das partículas se faz importante, uma vez que partículas finas conseguem ocupar espaços entre partículas maiores e isso melhora o resultado da sinterização. No tópico 4.1.3.2 desse trabalho é possível ver o tamanho de partícula média identificada pelo ATP dos pós da amostra, possuindo um tamanho médio maior que as partículas das amostras anteriores.

Figura 86 - MEV do consolidado sem reforço 4 horas –a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 87 - EDS do consolidado sem reforço

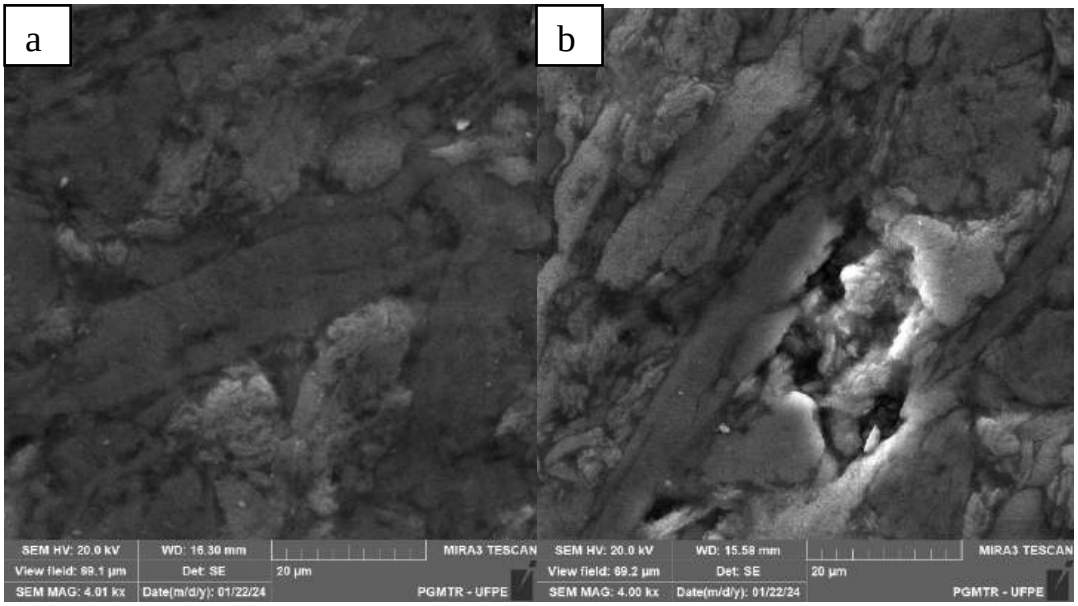


Fonte: Dados da autora (2024)

4.2.2.2 Consolidados da liga AA1100 reforçados com alumina

Nas Figuras 88, 90 e 92 estão representadas as micrografias obtidas por MEV das amostras reforçadas com 1% de alumina. É possível observar que em todas as amostras a fase reforço se concentra mais na região interna dos poros, sendo confirmado pelo resultado do EDS da amostra, isso acorre porque o tamanho e a forma das partículas de reforço influenciam a capacidade da fase reforço de se acomodar nos poros. Shih *et al.* (2005) disseram que partículas de pós de tamanhos e formas específicas podem ter maior afinidade para se alojar em espaços porosos, como pode ser visto no EDS.

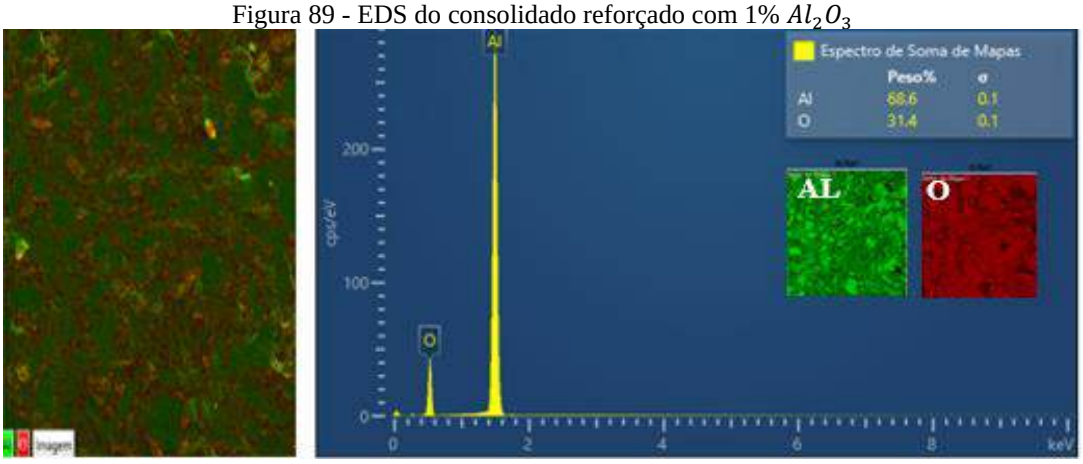
Figura 88 - MEV do consolidado com reforço de 1% Al_2O_3 1 hora – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

O mapa de EDS confirma a distribuição da fase reforço na superfície e em maior concentração nas cavidades dos poros, conforme Figura 89.

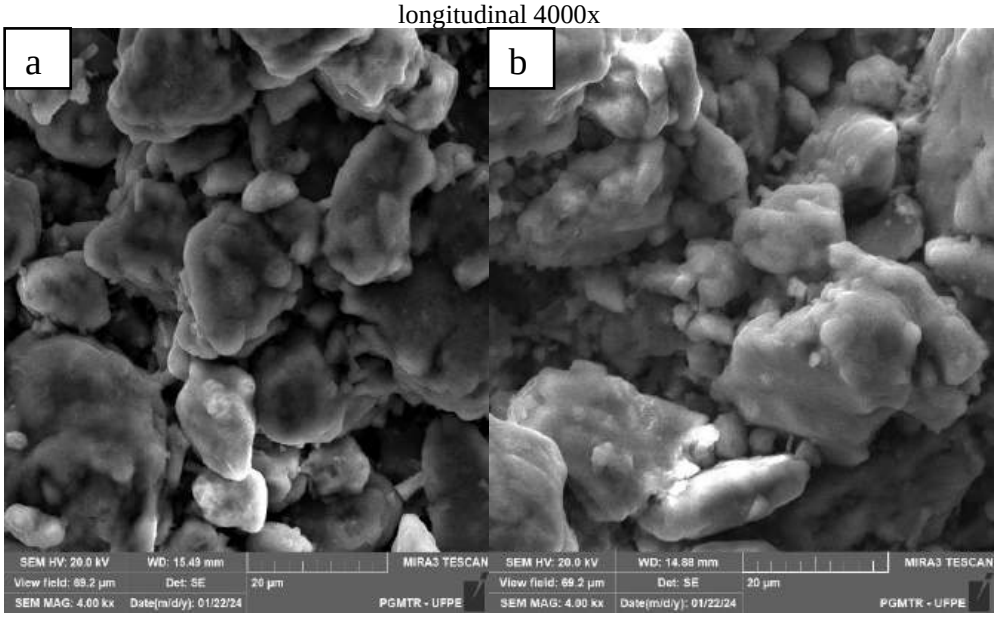
Figura 89 - EDS do consolidado reforçado com 1% Al_2O_3



Fonte: Dados da autora (2024)

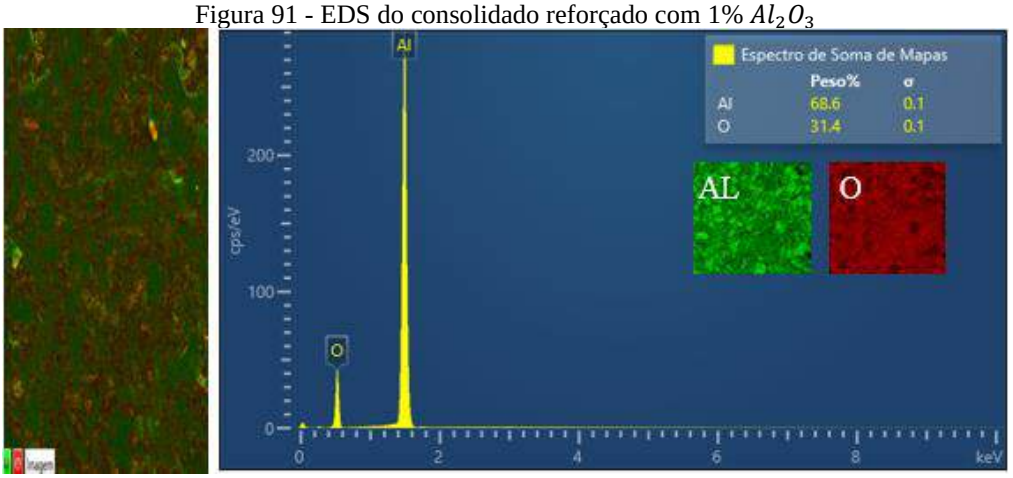
Na amostra que passou por moagem por 2 horas, diferente das demais, verificou-se que essa apresentou um alto grau de porosidade nas superfícies e, com o auxílio do EDS, é possível ver que o reforço tende a se posicionar na região interna da porosidade, como pode ser visto no MEV e confirmado nos mapas de EDS na Figura 91.

Figura 90 - MEV do consolidado com reforço de 1% Al_2O_3 2 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

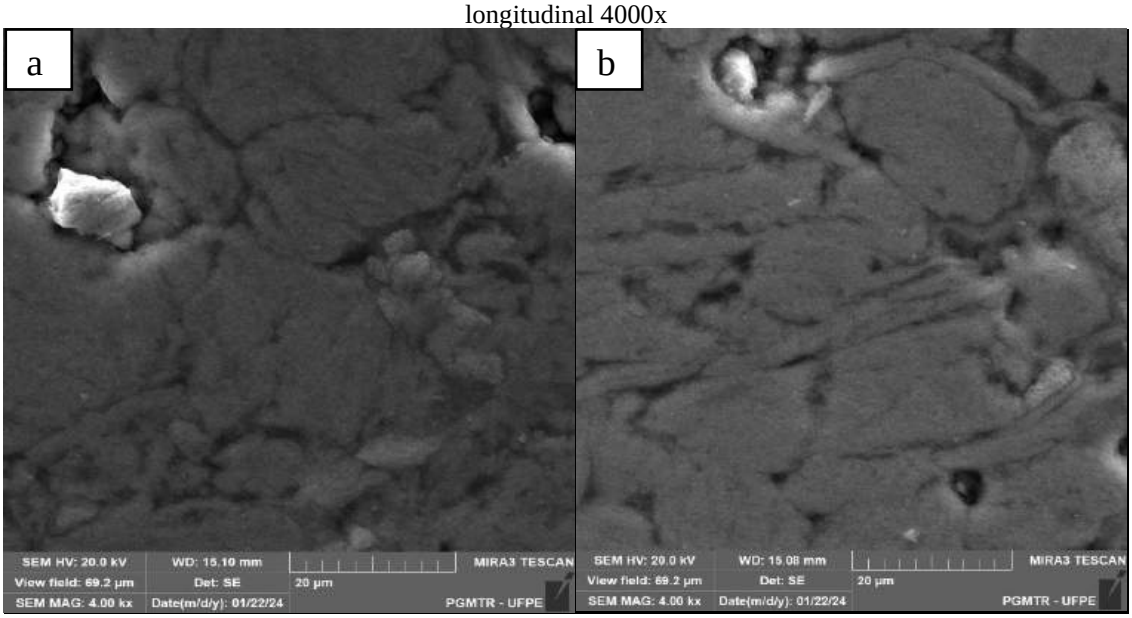
Figura 91 - EDS do consolidado reforçado com 1% Al_2O_3



Fonte: Dados da autora (2024)

Na amostra que passou por moagem de 4 horas, não foi identificado uma diferença acentuada quanto a distribuição do reforço, logo, pelos resultados do EDS a fase de reforço se distribui, mas se concentram um pouco mais na região interna dos poros, como posto anteriormente. Comparados aos consolidados da liga sem reforço que passaram pelos mesmos tempos de moagem, essa se apresenta com menos poros.

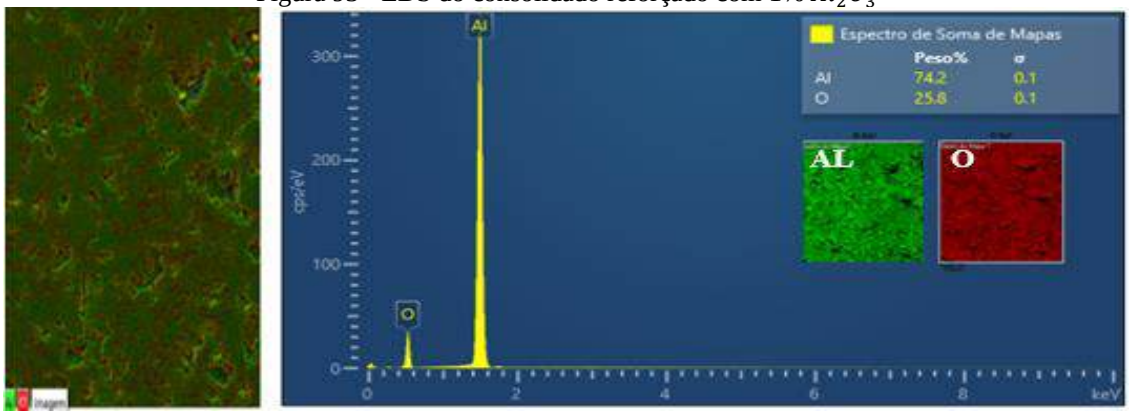
Figura 92 - MEV do consolidado com reforço de 1% Al_2O_3 4 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

O mapa de composição química da amostra está mostrado na Figura 93, bem como a intensidade que cada elemento possui.

Figura 93 - EDS do consolidado reforçado com 1% Al_2O_3

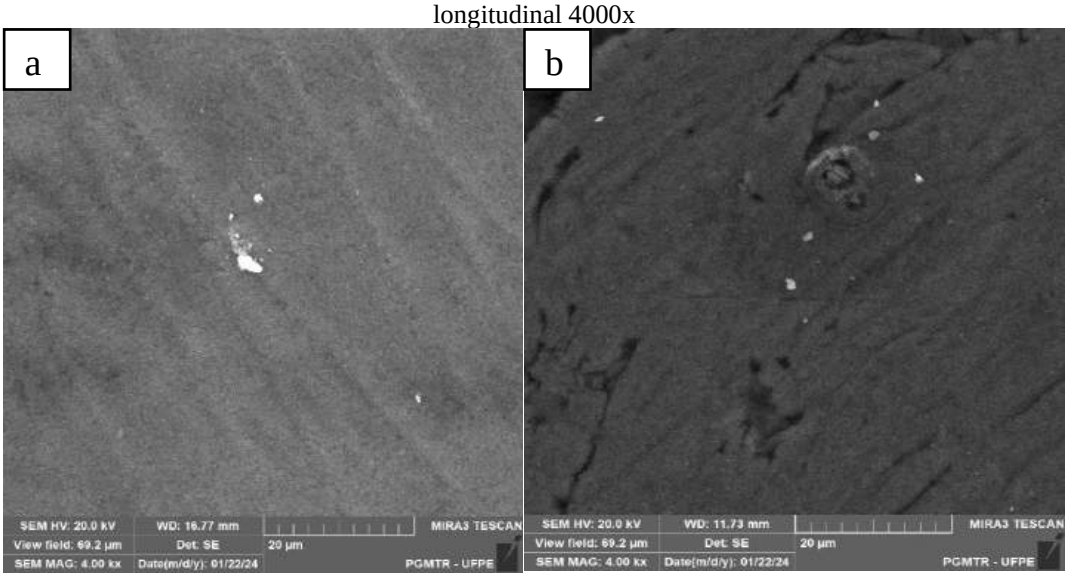


Fonte: Dados da autora (2024)

Nas Figuras 94, 96 e 98 estão representadas as micrografias obtidas por MEV das amostras reforçadas com 2% de alumina. É possível observar que em todas as amostras a fase reforço se concentra com maior intensidade na região interna dos poros - assim como ocorreu nos consolidados reforçados com 1% de alumina - sendo confirmado pelo resultado do EDS das amostras. Ainda pelas micrografias foram identificados que com o aumento do teor de reforço, a alumina assumiu uma tendência a se aglomerar e a sua dispersão na matriz se mostra

mais concentrada, realizado o EDS, obtém-se o mapa das amostras que comprovaram está observação.

Figura 94 - MEV do consolidado com reforço de 2% Al_2O_3 1 hora – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

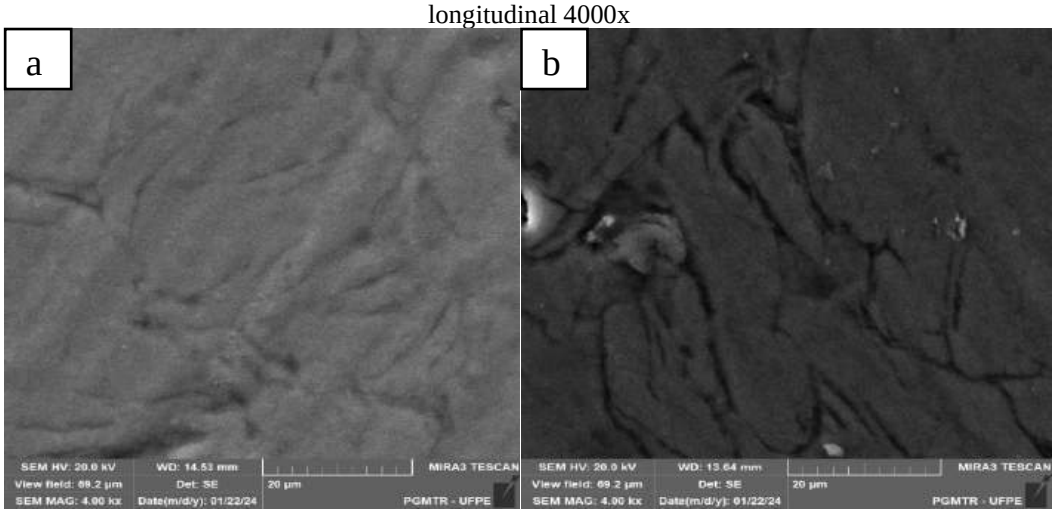
O mapa de composição química de EDS pode ser visualizado na Figura 95.

Figura 95 - EDS do consolidado reforçado com 2% Al_2O_3

Fonte: Dados da autora (2024)

Os consolidados que passaram por moagem de 2 e 4 horas, como dito anteriormente, também apresentaram uma concentração aglomerada da fase de reforço nas regiões internas dos poros, No EDS é possível ver o posicionamento do reforço na matriz como pode ser visto nas Figuras 97 e 99.

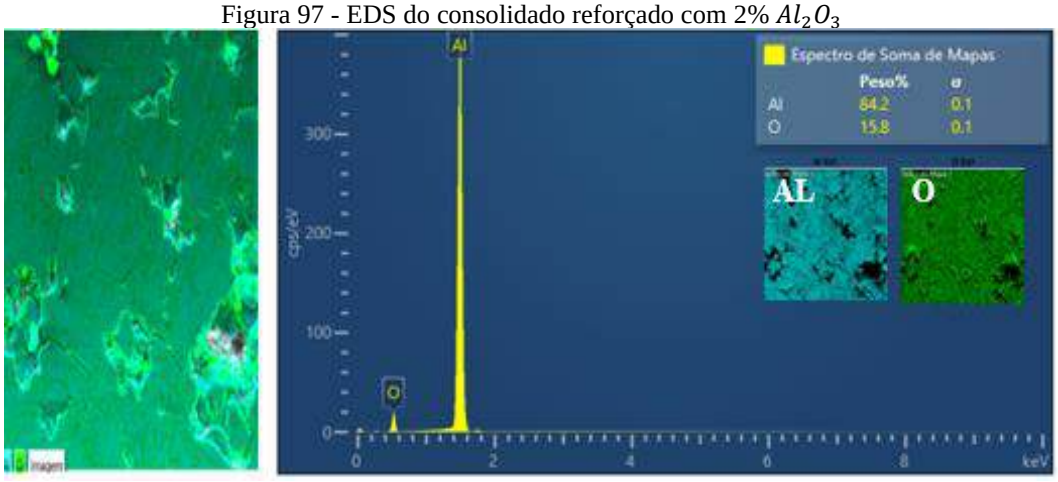
Figura 96 - MEV do consolidado com reforço de 2% Al_2O_3 2 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

A Figura 97 mostram o mapa de EDS referente a liga reforçada e moída por 2 horas.

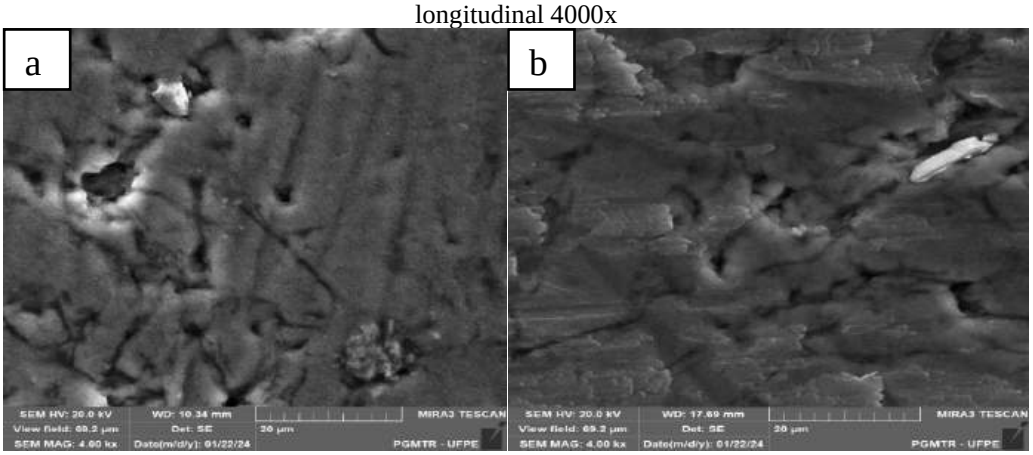
Figura 97 - EDS do consolidado reforçado com 2% Al_2O_3



Fonte: Dados da autora (2024)

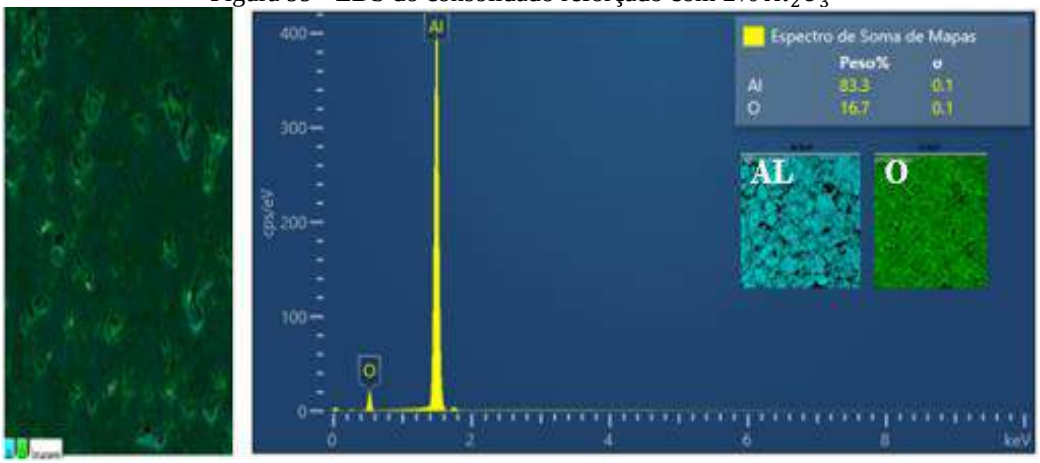
No consolidado que sofreu moagem de 4 horas, as mesmas considerações anteriores são feitas. Apresentam porosidade e fase de reforço mais concentrada dentro dos poros, comprovadas pelo EDS na Figura 99.

Figura 98 - MEV do consolidado com reforço de 2% Al_2O_3 4 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 99 - EDS do consolidado reforçado com 2% Al_2O_3

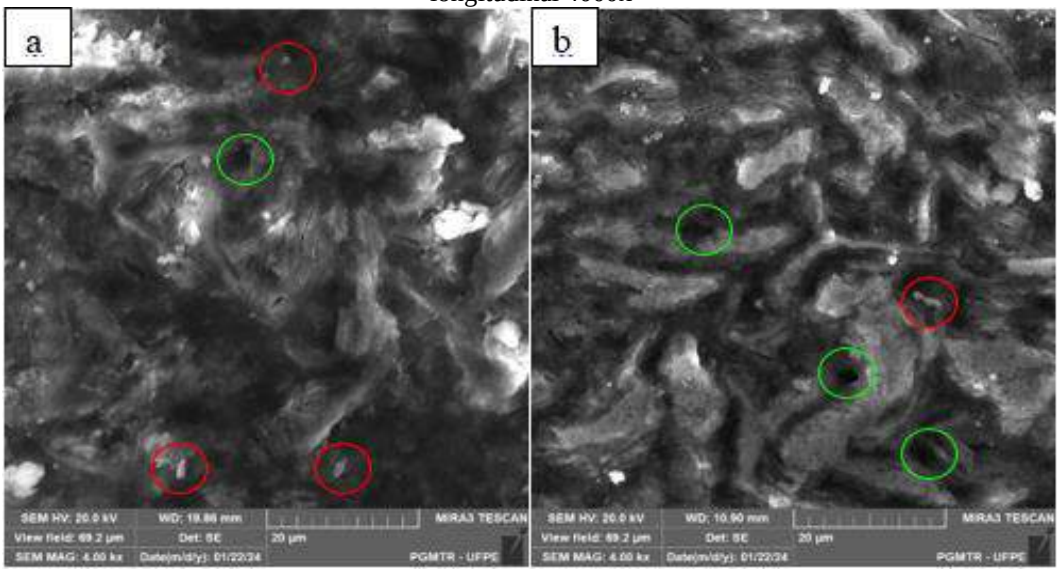


Fonte: Dados da autora (2024)

4.2.2.3 Consolidados da liga AA1100 reforçados com carbeto de silício

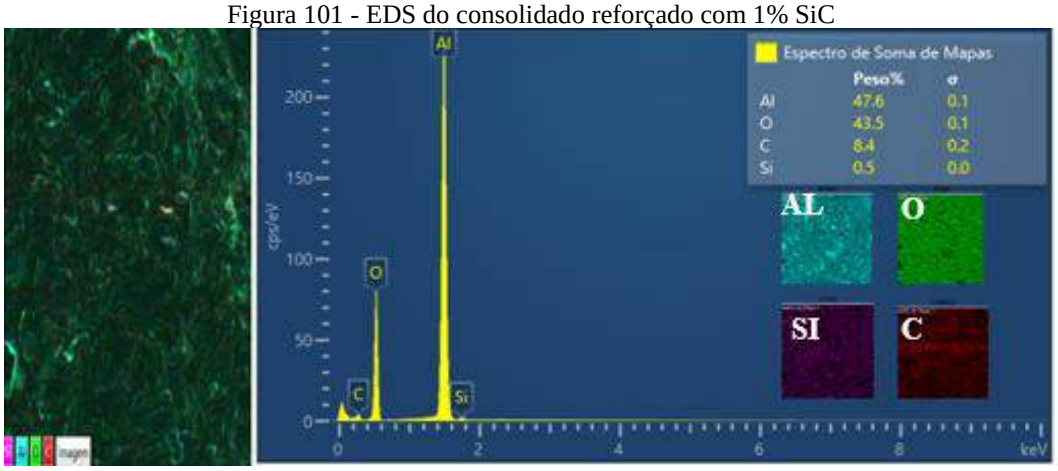
As Figuras 100, 102 e 104 apresentam as micrografias das amostras reforçadas com 1% de carboneto de silício, onde aparecem com uma leve redução da porosidade quando comparada as demais ligas, como foi visto nos MO das amostras, Sun *et al*. (2011), disse que quando a relação entre os tamanhos de partículas do pó da base com da fase reforço se aproximas da unidade acontece uma melhor dispersão da fase reforço na matriz e o número de poros, consequentemente, diminui. Contudo, ainda existem poros remanescentes na estrutura. Como pode ser visto nas micrografias, os poros (circulados em verde) ficam mais evidenciados na região de ligação entre a matriz e o reforço. A fase reforço identificada pelo EDS está circulada em vermelho. A Figura 101 mostra o EDS da amostra.

Figura 100 - MEV do consolidado com reforço de 1% SiC 1 hora – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

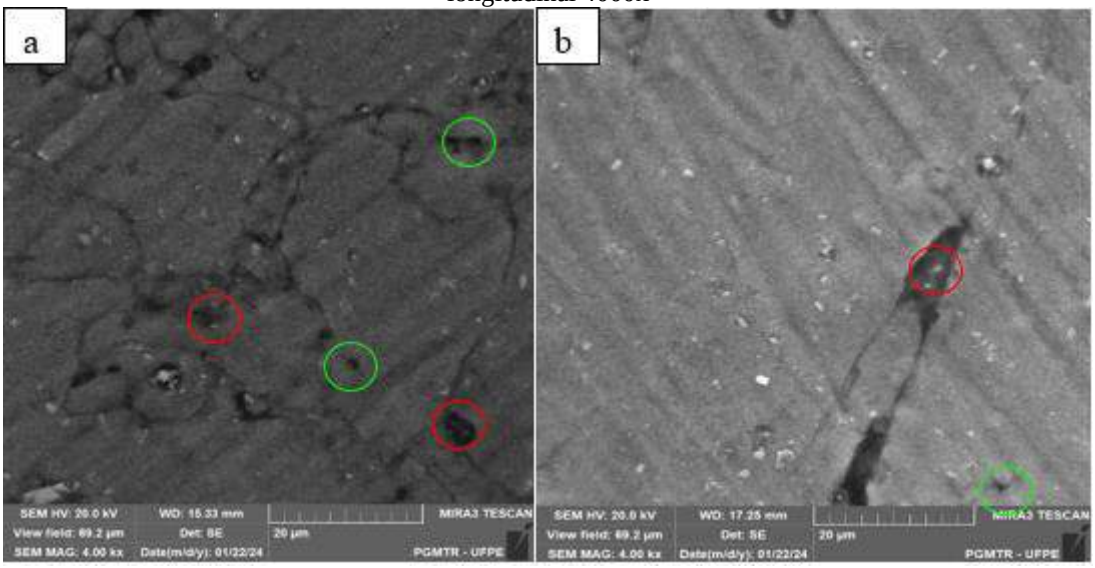
Figura 101 - EDS do consolidado reforçado com 1% SiC



Fonte: Dados da autora (2024)

Nas amostras consolidadas de 2 e 4 horas de moagem, algumas fases de reforço foram identificadas pelo EDS (circuladas em vermelho) e os poros estão apontados na imagem (círculos verdes).

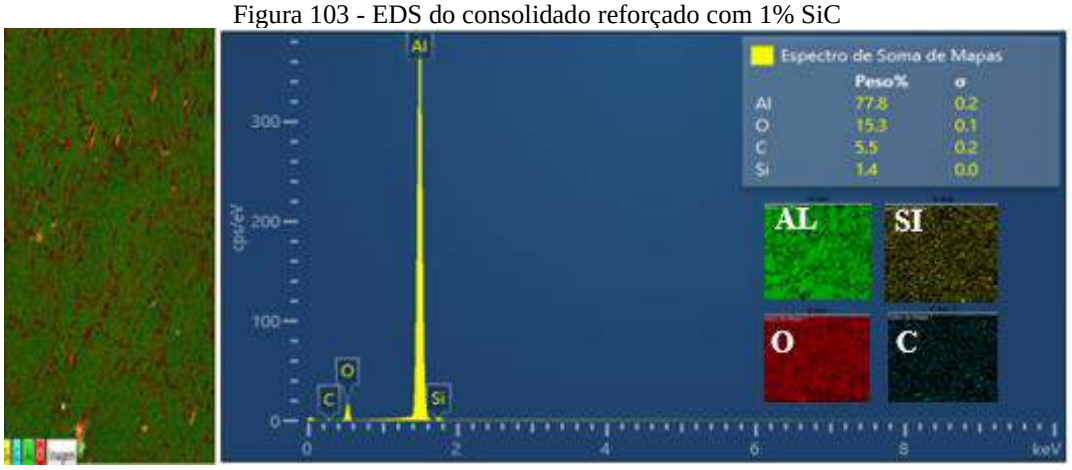
Figura 102 - MEV do consolidado com reforço de 1% SiC 2 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

A Figura 103 mostra o espectro da análise EDS da amostra, identificando a composição química da amostra, bem como a distribuição da fase reforço na matriz da liga.

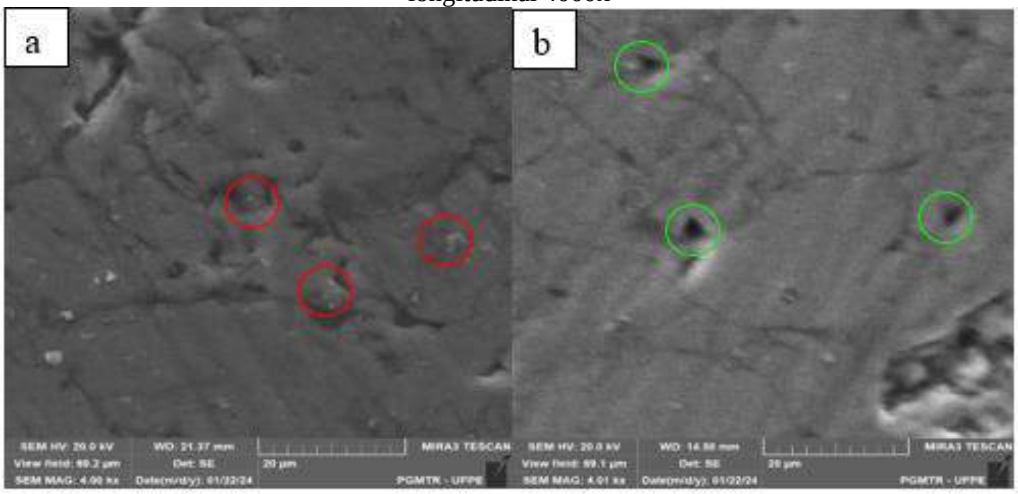
Figura 103 - EDS do consolidado reforçado com 1% SiC



Fonte: Dados da autora (2024)

Na amostra de 4 horas de moagem de alta energia, é possível ver a presença reduzida de poros (círculos verdes) e fases do reforço (círculos vermelhos).

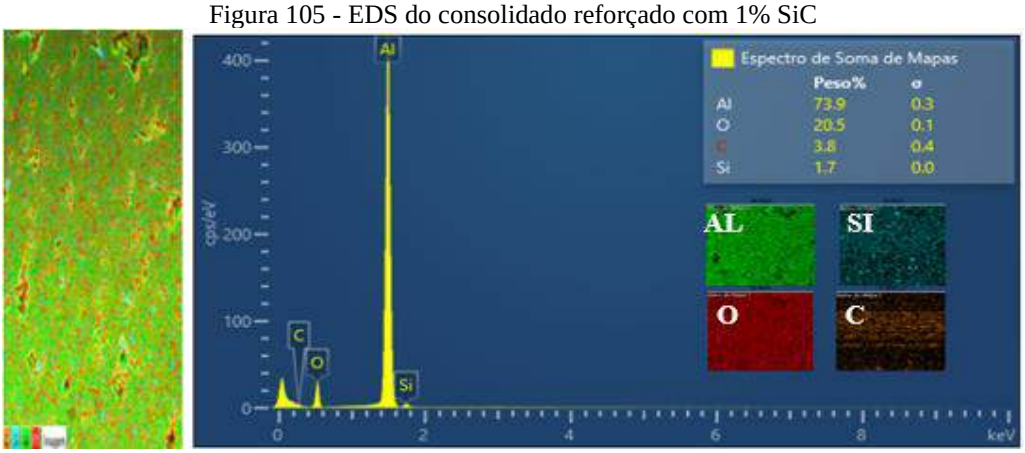
Figura 104 - MEV do consolidado com reforço de 1% SiC 4 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

Na Figura 105 é possível ver o EDS e nele a distribuição do reforço na matriz, concordando com o que foi posto dessa liga.

Figura 105 - EDS do consolidado reforçado com 1% SiC

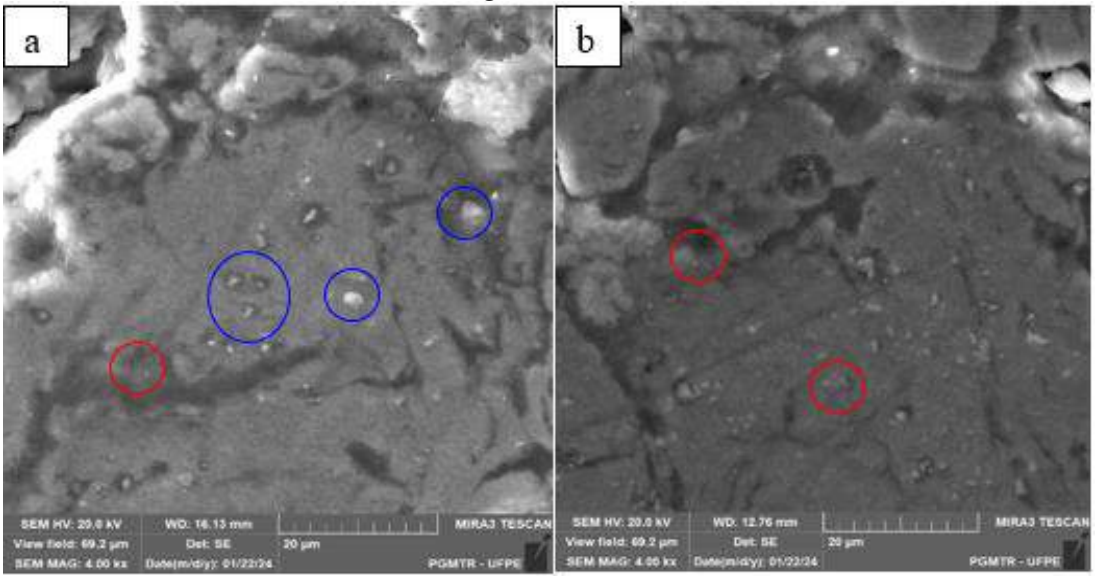


Fonte: Dados da autora (2024)

As Figuras 106, 108 e 110 mostram os consolidados da AA1100 reforçadas com 2% de carbeto de silício, apresentam um menor número de poros e a presença da formação de óxido em algumas regiões. A amostra que passou por moagem de 1 hora é a que apresenta maior formação de óxido entre as amostras, essas observações podem ser confirmadas com os EDS da amostra disponível na Figura 107. Bhat (2019), disse que dependendo das condições de moagem, é possível que a liga de alumínio seja mais suscetível à oxidação do que o reforço de SiC. A oxidação do alumínio pode ocorrer mais facilmente em ambientes que envolvem altas energias de moagem, aumento de temperatura e exposição ao ar, como foi o ambiente e condições do trabalho.

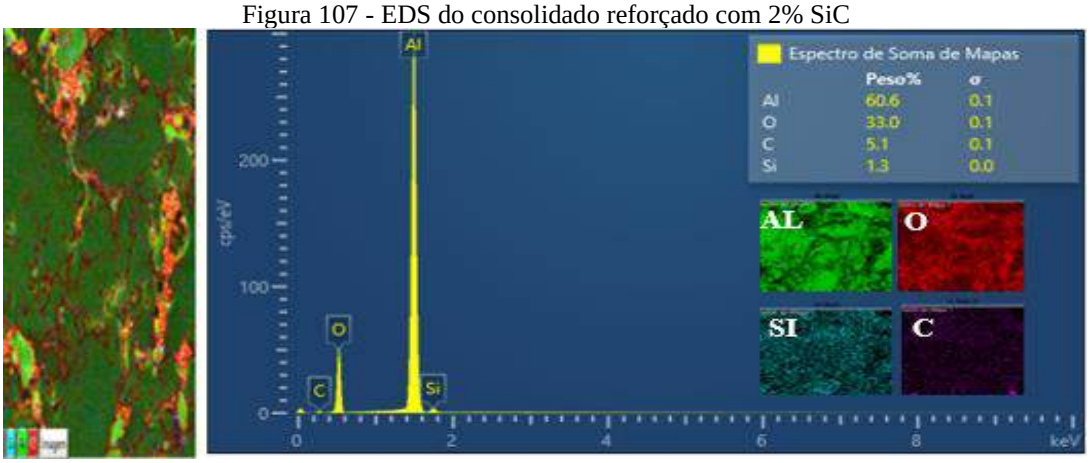
A oxidação na amostra está marcada com círculo azul, enquanto a fase reforço está marcado com círculos vermelhos, e podem ser confirmadas com o mapa de EDS mostrados nas Figuras 107.

Figura 106 - MEV do consolidado com reforço de 2% SiC 1 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

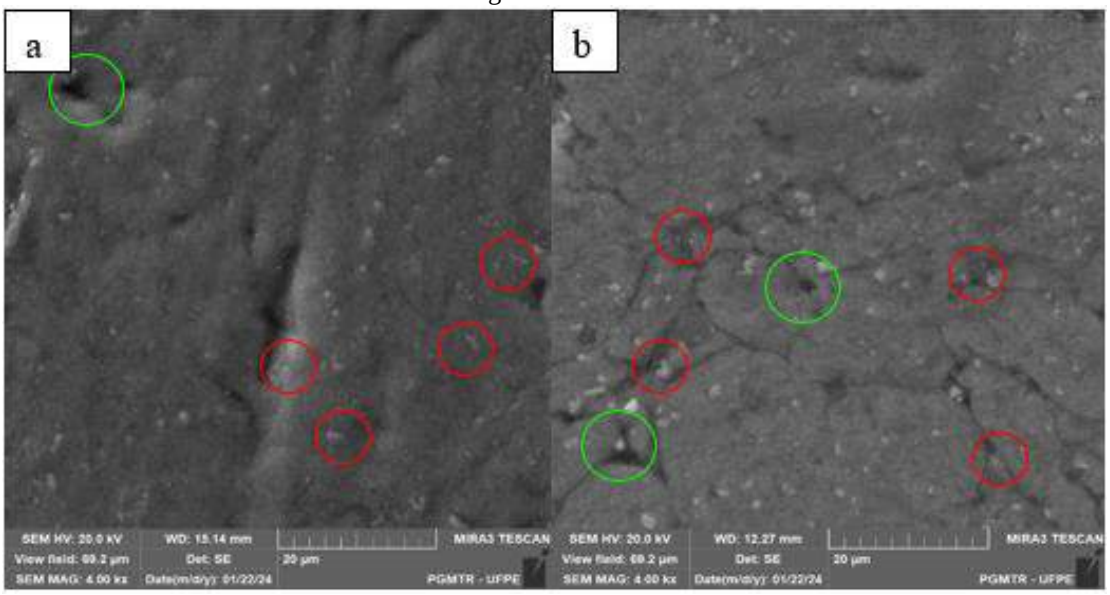
Figura 107 - EDS do consolidado reforçado com 2% SiC



Fonte: Dados da autora (2024)

As amostras que passaram por MAE de 2 e 4 horas, apresentaram uma melhor dispersão do óxido presente na amostra, como pode ser confirmado no EDS dessas amostras. Na amostra de 2 horas pode-se destacar a distribuição do reforço na matriz (círculos vermelhos), e a presença de porosidade na superfície de análise da amostra (círculos verdes).

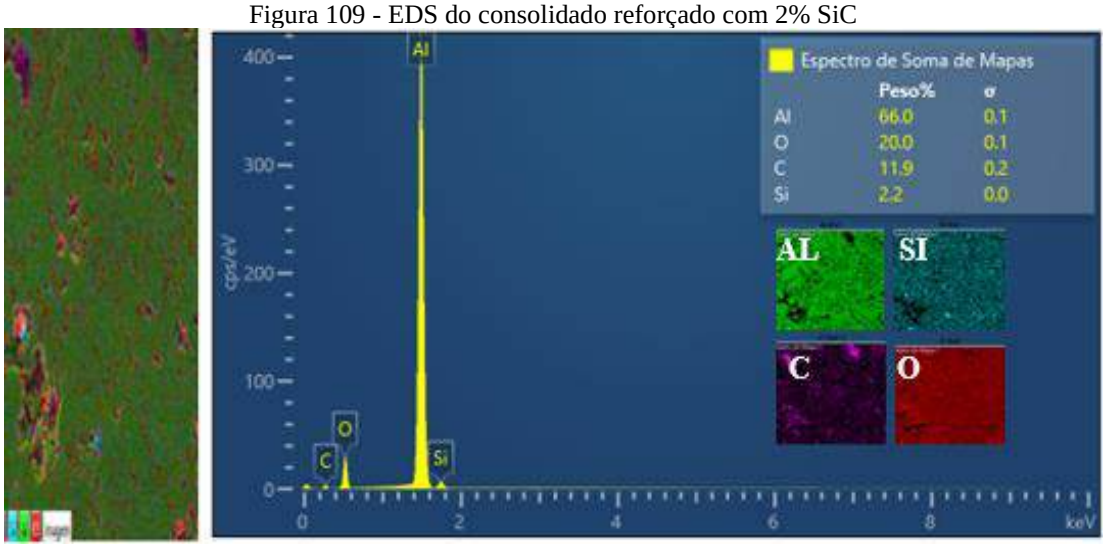
Figura 108 - MEV do consolidado com reforço de 2% SiC 2 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

A Figura 109 mostra o EDS, e a distribuição da fase de reforço e porosidade.

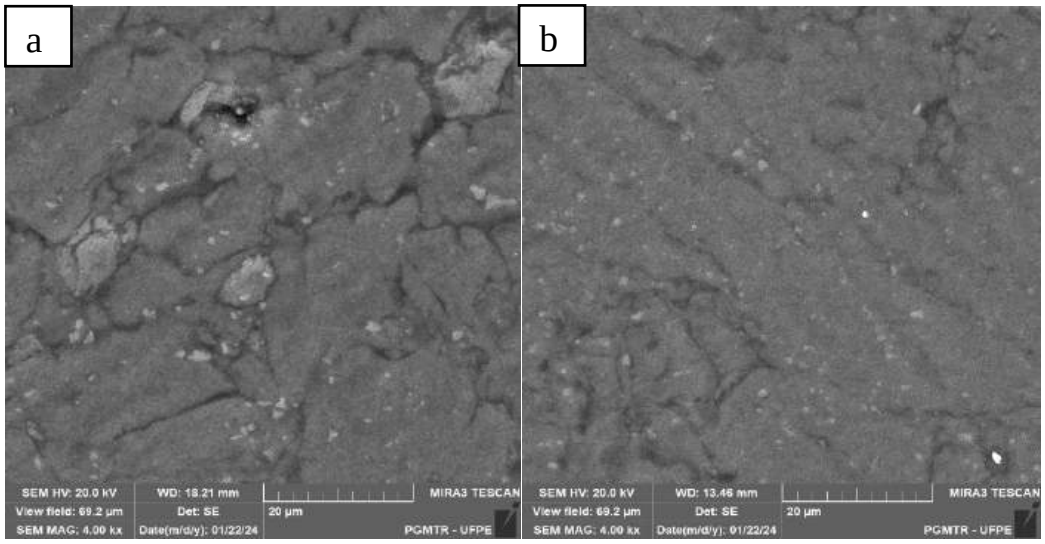
Figura 109 - EDS do consolidado reforçado com 2% SiC



Fonte: Dados da autora (2024)

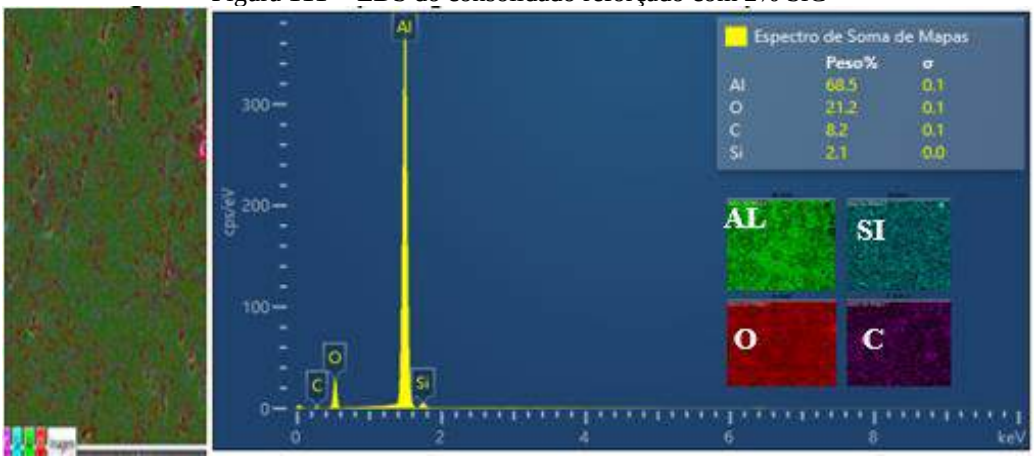
O MEV da amostra de 4 horas, mostra que houve uma redução da porosidade, em relação as amostras explanadas até aqui. Apresenta leve presença de partículas de óxido, como pode ser visualizado na Figura 110 e uma fase de reforço bem distribuída na matriz, como é possível visualizar pelos pontos roxos e cianos no EDS dessa amostra. A Figura 110 mostra o resultado do MEV da amostra.

Figura 110 - MEV do consolidado com reforço de 2% SiC 4 horas – a) seção transversal 4000x – b) seção longitudinal 4000x



Fonte: Dados da autora (2024)

Figura 111 - EDS do consolidado reforçado com 2% SiC



Fonte: Dados da autora (2024)

4.2.3 Microdureza Vickers (HV)

Nessa seção são apresentados os resultados da análise de microdureza vickers, bem como as discussões acerca dos resultados obtidos.

4.2.3.1 Consolidados da liga AA1100 sem reforço

As três amostras da liga sem reforço foram submetidas ao ensaio de microdureza Vickers, utilizou-se uma carga de 0,3 kgf ($HV_{0,3}$). A Tabela 9, apresenta os resultados das microdurezas médias obtidas nas amostras da liga sem reforço sinterizadas.

Na Tabela 9, observa-se que a microdureza da região transversal e longitudinal se mantém próximas, no entanto, a amostra que passou por moagem de 2 horas apresentou uma menor microdureza, isso devido à alta porosidade apresentada na amostra, como visto no MO e no MEV.

Tabela 9 - Microdureza média dos consolidados sem reforço

CONSOLIDADOS SINTERIZADOS						
AMOSTRAS	AA1100 1 H		AA1100 2 Hs		AA1100 4 Hs	
	Transv.	Longit.	Transv.	Longit.	Transv.	Longit.
Dureza média	56,8	59,56	53.1	58,89	56,89	66,89
Desvio padrão	5,17	4,62	6,29	6,71	5,47	6,32

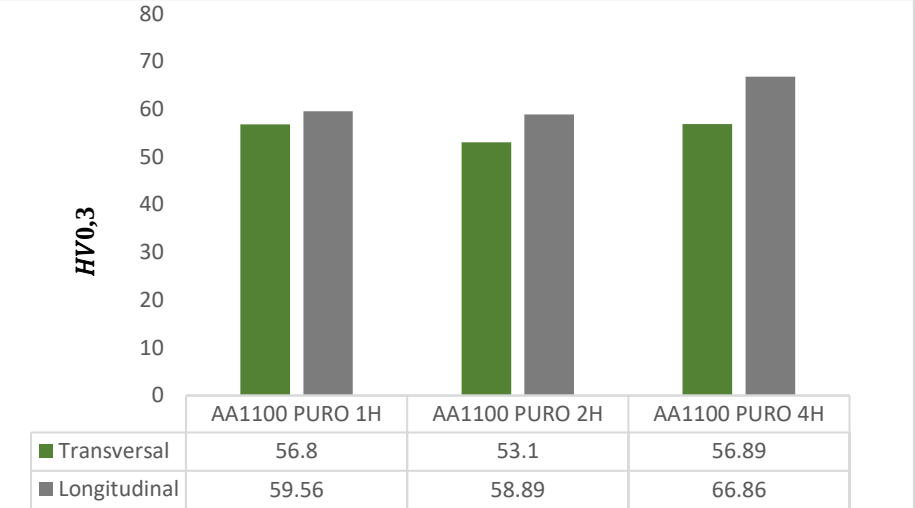
Fonte: Dados da autora (2024)

Santos (2017) caracterizou a liga comercial de alumínio 1100 produzida por metalurgia do pó, e obteve microdureza de 31,5 HV para a amostra sem reforço analisada, o mesmo diz que foram realizadas 4 identações na amostra.

Já em relação ao desvio padrão, é possível visualizar valores consideravelmente altos, no entanto, isso se justificado devido a porosidade presente nas amostras sinterizadas, uma vez que as identações foram feitas em uma superfície irregular ou com baixa homogeneização de composição, no entanto, quando comparado os valores de microdureza das amostras sinterizadas da liga AA1100 sem reforço, com o valor de dureza encontrado por Santos (2017) da liga sem reforço também fabricada por metalurgia do pó, ver-se que a microdureza identificada é superior.

A Figura 112, apresenta de forma gráfica os resultados de microdureza obtidos através dos ensaios nas seções transversais e longitudinais dos materiais sinterizados, conforme descritos na Tabela 9. É possível visualizar que a microdureza longitudinal é ligeiramente maior que a transversal, isso se deu porque a direção normal à compactação permaneceu mais encruada, garantindo a essa seção uma microdureza um pouco superior.

Figura 112 - Microdureza Vickers da liga AA1100 sem reforço



Fonte: Dados da autora (2024)

4.2.3.2 Consolidados da liga AA1100 reforçados com alumina

As Tabelas 10 e 11, apresentam os resultados das microdurezas média obtidas nas amostras das ligas sinterizadas reforçadas com alumina em percentuais de 1% e 2%.

Com base nos resultados obtidos no ensaio de microdureza das amostras reforçadas é possível observar que a alumina contribuiu para o aumento da microdureza do compósito, uma vez que a microdureza da liga AA1100 obteve uma melhora com a dispersão do reforço na composição.

Tabela 10 - Microdureza média dos consolidados reforçados com 1% Al_2O_3

CONSOLIDADOS SINTERIZADOS						
AMOSTRAS	AA1100+1%Al_2O_3 1 H		AA1100+1%Al_2O_3 2 Hs		AA1100+1%Al_2O_3 4 Hs	
	Transv.	Longit.	Transv.	Longit.	Transv.	Longit.
Dureza média	70,18	63,29	59,93	53,31	67,48	62,66
Desvio padrão	6,96	5,52	5,57	4,37	3,22	4,90

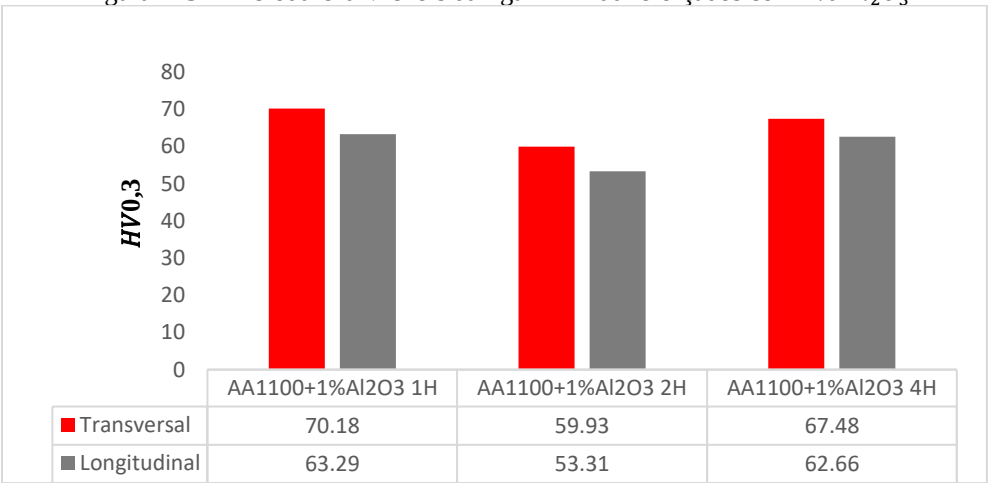
Fonte: Dados da autora (2024)

As microdurezas das seções transversais e longitudinais também se apresentaram aproximadas, no entanto, a seção transversal, diferente da liga sem reforço, apresentou uma microdureza levemente superior a seção longitudinal, esse resultado pode ter sido obtido devido a um possível encruamento na região após a etapa de policorte de precisão, isso pode afetar a deformação plástica e contribuir para uma maior dureza nessa seção.

Assim como na liga de alumínio sem reforço que passou por MAE de 2 horas, a liga de alumínio reforçada com alumina (MAE 2 horas) também apresentou a menor dureza, essa amostra também apresentou um alto grau de porosidade, que pode ser confirmada com as análises de MO e MEV.

O desvio padrão também se mostra consideravelmente alto, tanto na liga reforçada com 1% quanto na liga reforçada com 2% de alumina, isso também pode ser justificado devido a porosidade e a superfície heterogênea e pouco regular da amostra. Fagagnolo *at al*. (2003), pontua que a moagem de alta energia possui efeito significativo no aumento da microdureza, podendo esse efeito ser maior do que o efeito da adição do reforço. Na Figura 113 é possível visualizar graficamente os resultados do ensaio de microdureza.

Figura 113 - Microdureza Vickers da liga AA1100 reforçados com 1% Al_2O_3



Fonte: Dados da autora (2024)

Como pôde ser visto, o aumento da porcentagem de alumina como reforço nas amostras não apresentou uma grande contribuição no aumento da microdureza, onde a maior dureza foi identificada na amostra que passou por MAE de 1 hora, como mostra a Tabela 11. Na MAE de 4 horas, da amostra reforçada com 2% nota-se uma microdureza menor, significa dizer que passou a etapa de fratura e começou as repetidas etapas de soldagem à frio, fazendo com que se formem aglomerados, o que propicia o aumento da porosidade, fragilizando a liga, e, consequentemente, reduzindo a microdureza.

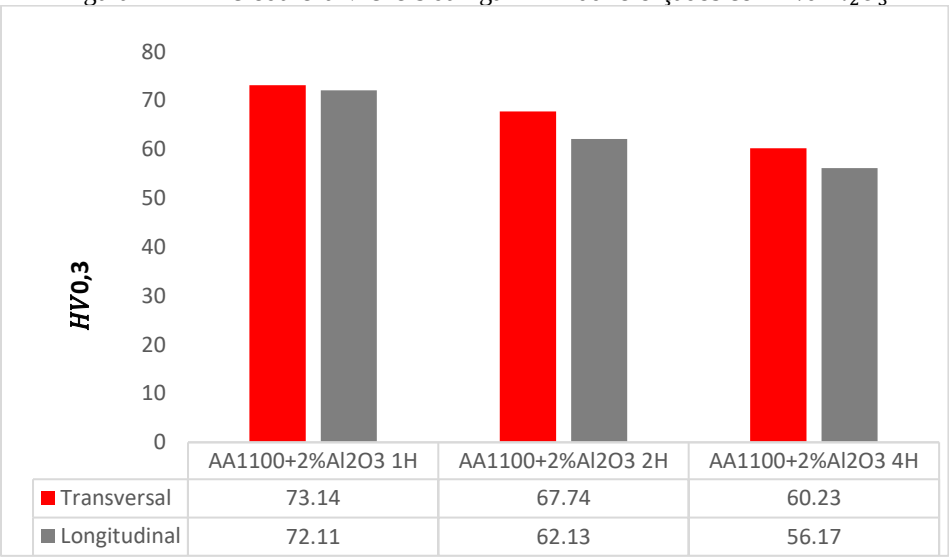
Tabela 11 - Microdureza média dos consolidados reforçados com 2% Al_2O_3

CONSOLIDADOS SINTERIZADOS						
AMOSTRAS	AA1100+2%Al_2O_3 1 H		AA1100+2%Al_2O_3 2 Hs		AA1100+2%Al_2O_3 4 Hs	
	Transv.	Longit.	Transv.	Longit.	Transv.	Longit.
Dureza média	73,14	72,11	67,74	62,13	60,23	56,17
Desvio padrão	4,30	6,84	4,39	4,84	6,05	6,02

Fonte: Dados da autora (2024)

Em todas as amostras sinterizadas é possível identificar que a microdureza na seção transversal se mostra maior que a microdureza longitudinal, podendo ter sido influenciado pelo encruamento ocasionado no corte dessas amostras, resultando em um valor de microdureza maior nessa seção, como dito anteriormente. A aglomeração de alumina na região de ligação das partículas do pó causa uma degradação na microdureza (FAGAGNOLO *at al*. 2003). A Figura 114 apresenta graficamente os resultados do ensaio de microdureza na liga reforçada em um percentual de 2%.

Figura 114 - Microdureza Vickers da liga AA1100 reforçados com 2% Al_2O_3



Fonte: Dados da autora (2024)

4.2.3.3 Consolidados da liga AA1100 reforçados com carbeto de silício

As microdurezas das amostras reforçadas com carbeto de silício estão apresentadas nas Tabelas 12 e 13, observa-se que as mesmas apresentam uma dureza maior em relação as ligas reforçadas com alumina. Na amostra reforçada com 1% de SiC (1 hora), fica evidenciada uma maior microdureza quando comparada com as demais amostras de mesma composição. A

microdureza média de 120,3 HV na seção transversal da amostra, pode ser resultado da identação em uma região de que sofreu encruamento mais acentuado, causando o empobrecimento da dispersão do reforço na matriz, fazendo com que não haja uma distribuição uniforme da fase reforço na seção longitudinal. Zhao et al. (1991) diz que a inserção de carbeto de silício como fase de reforço causa o aumento da dureza e o aumento percentual do teor de reforço promove uma amostra mais dura.

Assim como as ligas reforçadas com alumina, essa também apresenta uma microdureza maior na seção transversal das amostras, e além do encruamento, como foi posto anteriormente, a orientação dos grãos e partículas do SiC durante o processo de compactação pode ter relação com a microdureza nas seções da amostra.

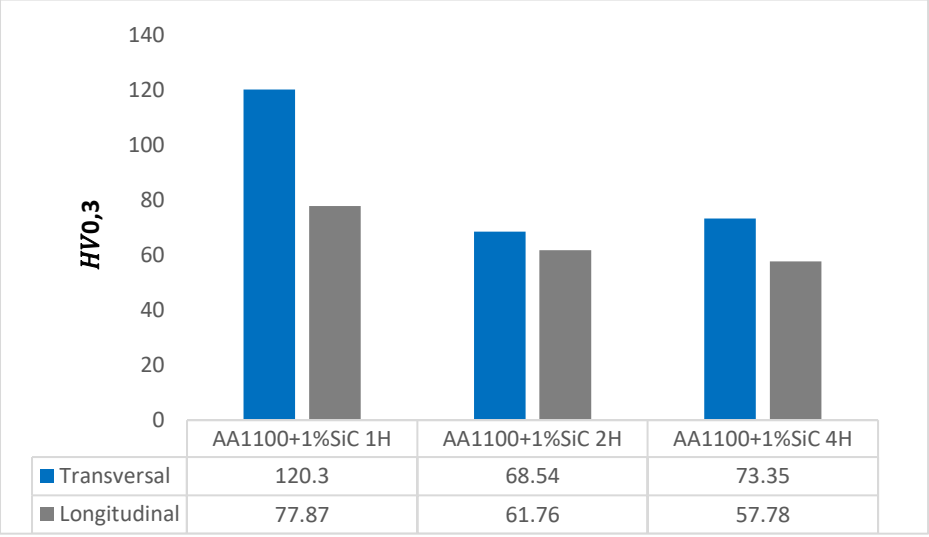
Tabela 12 - Microdureza média dos consolidados reforçados com 1% SiC

CONSOLIDADOS SINTERIZADOS						
AMOSTRAS	AA1100+1%SiC 1 H		AA1100+1%SiC 2 Hs		AA1100+1%SiC 4 Hs	
	Transv.	Longit.	Transv.	Longit.	Transv.	Longit.
Dureza média	120,3	77,87	68,54	61,76	73,35	57,78
Desvio padrão	5,90	6,1	6,49	4,72	4,52	5,40

Fonte: Dados da autora (2024)

Na Figura 115 é possível visualizar o resultado gráfico das microdurezas.

Figura 115 - Microdureza Vickers da liga AA1100 reforçados com 1% SiC



Fonte: Dados da autora (2024)

Pelos resultados da analise nas amostras reforçadas com 2% de SiC, observa-se que não houve aumento significativo na microdureza devido ao maior percentual de reforço. É possível identificar que a amostra (AA1100+2%SiC 1h) possui microdurezas aproximadas em ambas as seções, isso implica dizer que apesar da porosidade identificada a fase reforço se distribui na matriz uniformemente. Há influência do tamanho de partícula do reforço no aumento da microdureza, ou seja, o aumento da microdureza se dá mais efetivamente com a diminuição do tamanho de partículas, quanto a relação da distribuição da partícula na matriz (SUN *et al.* 2010).

Araújo (2011) trabalhou com amostras de AA6061 sinterizadas e obteve uma microdureza máxima de aproximadamente 80HV com 15% de SiC, além disso o mesmo pontua a boa distribuição do reforço que foi conseguida, aumentando a microdureza na amostra uniformemente. Com isso foi observado que a adição do carbeto de silício teve mais influência na dureza do que a adição de alumina.

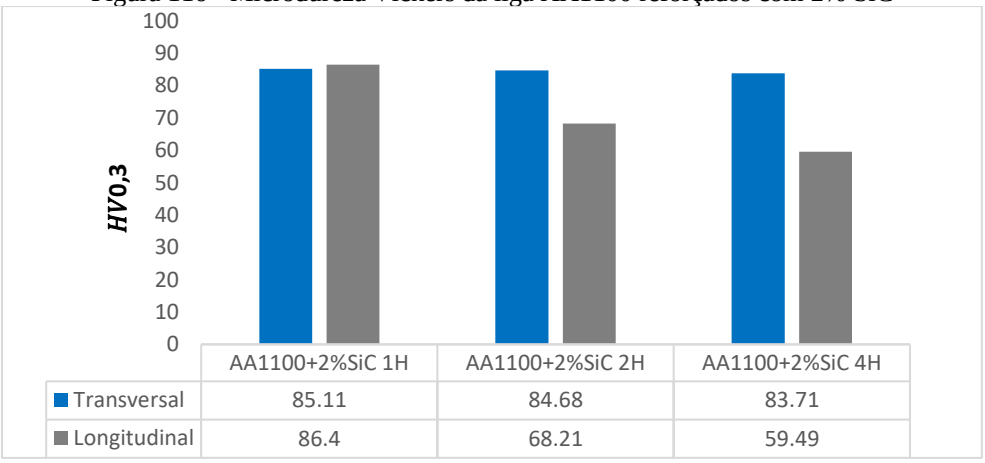
Tabela 13 - Microdureza média dos consolidados reforçados com 2% SiC

CONSOLIDADOS SINTERIZADOS						
AMOSTRAS	**AA1100+2%SiC 1 H**		**AA1100+2%SiC 2 Hs**		**AA1100+2%SiC 4 Hs**	
	Transv.	Longit.	Transv.	Longit.	Transv.	Longit.
Dureza média	85,11	86,4	84,68	68,21	83,71	59,49
Desvio padrão	5,11	6,46	4,02	3,84	6,73	5,99

Fonte: Dados da autora (2024)

Na Figura 116 é possível visualizar o resultado gráfico das microdurezas das amostras reforçadas com 2% de SiC.

Figura 116 - Microdureza Vickers da liga AA1100 reforçados com 2% SiC



Fonte: Dados da autora (2024)

5 CONCLUSÃO

As ligas de matriz de alumínio AA1100 reforçadas por alumina e carbeto de silício foram preparados de acordo com as técnicas de metalurgia do pó e os resultados obtidos pela caracterização dessas ligas estão apresentados abaixo:

a) A técnica de metalurgia do pó foi eficaz na fabricação das ligas.
b) A moagem de alta energia foi efetiva na incorporação do reforço na matriz da liga AA1100.
c) O aumento do encruamento em uma seção se mostrou mais significativo para uma maior microdureza do que o percentual de reforço.
d) A sinterização não foi suficiente para juntar as partículas dos pós e reduzir a porosidade;
e) As ligas AA1100 sem reforço apresentaram porosidade, principalmente no consolidado de 2 horas de moagem devido ao crescimento de grãos;
f) As ligas reforçadas com alumina (Al_2O_3) apresentaram aglomeração do reforço em algumas regiões da matriz.
g) As ligas reforçadas com carboneto de silício (SiC) apresentaram boa dispersão do reforço na matriz e maior microdureza.
h) Foi verificada a presença de porosidade em todas as amostras.
i) Os resultados de MEV das ligas consolidadas por sinterização apresentaram uma morfologia muito irregular e com elevada porosidade.
j) Os EDS indicaram apenas a presença dos elementos químicos que as compõem e a presença da formação de óxido na superfície de algumas amostras, constatando que não houve contaminação durante o processo de fabricação.
k) Os valores de microdureza vickers mostraram que mesmo com a porosidade, as ligas apresentaram uma dureza aceitável quando comparados com valores obtidos em outras pesquisas existentes.
l) As ligas com alto grau de porosidade apresentaram menor microdureza.
m) O desvio padrão alto evidencia uma diferença considerável de microdurezas medidas, uma vez que as superfícies das amostras são irregulares e porosas.

6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Obter as ligas por extrusão a quente.
- Fabricar ligas com percentuais de 3%, 4% e 5% de alumina e whiskers de carbeto de silício, para verificar a influência desses percentuais nas propriedades das ligas.
- Realizar ataque químico nas ligas após preparação das amostras, para melhor visualização da microestrutura.
- Realizar ensaios de desgaste por abrasão do tipo Pino – Disco.
- Avaliar a resistência à corrosão dos compósitos.

REFERÊNCIAS

ABAL, Associação Brasileira do Alumínio. Brasil reciclou quase 300 mil toneladas de latas de alumínio. 2018. Disponível em: http://abal.org.br/noticia/brasil-reciclou-quase-300- mil-toneladas-de-latas-de-alumínio/. Acesso em: 16 jan. 2023.

ABAL, Associação Brasileira do Alumínio. Cadeia Primária. Disponível em: . Acesso em:16 jan. 2023.

ABAL, Associação Brasileira do Alumínio. Características Químicas e Físicas. Disponível em:. Acesso em: 16 jan. 2023.

ABAL, Associação Brasileira do Alumínio. História do Alumínio. Disponível em: . Acesso em: 16 jan. 2023

ABAL. Consumo de produtos de alumínio no Brasil cresce 10,9% em 2021 e registra o maior volume da história**.** 2022. Disponível em: https://abal.org.br/noticia/consumo-de-produtos-de-aluminio-em-2021-registra-o-maior-volume. Acesso em: 28 jul. 2023.

ABDOLI, H.; SALAHI, E.; FARNOUSH, H.; POURAZRANG, K. Evolutions during synthesis of Al–AlN-nanostructured composite powder by mechanical alloying. Journal of Alloys and Compounds, [s.l.], v. 461, n. 1-2, p.166-172, ago. 2008. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.07.054.

ADAMIAK, M.; FAGAGNOLO, J. B.; RUIZ-NAVAS, E. M.; DOBRZAÑSKI, L. A.; TORRALBA, J. M. Mechanically milled AA6061/(Ti3Al)P MMC reinforced with intermetallics – the structure and properties. Journal of Materials Processing Technology, [s.l.], v. 155-156, p.2002-2006, nov. 2004. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.202

ARAUJO, E. R. Fabricação e caracterização de compósitos de matriz metálica da liga de alumínio AA6061 com reforço particulado de carboneto de silício e alumina através de técnicas de metalurgia do pó. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Centro de Tecnologia e Geociência, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2011).

ALI, Malek. Review of stir casting technique and technical challenges for ceramic reinforcement particulate and aluminium matrix composites. Epitoanyag - Journal Of Silicate Based And Composite Materials, [S.L.], v. 72, n. 6, p. 198-204, 2020. SZTE Hungarian Scientific Society of the Silicate Industry. http://dx.doi.org/10.14382/epitoanyag-jsbcm.2020.32. Disponível em: https://epitoanyag.org.hu/wp-content/uploads/2020/12/10.14382_epitoanyag-jsbcm.2020.32.pdf. Acesso em: 23 jul. 2023.

ALIZADEH, M.; ALIABADI, M. M. Synthesis behavior of nanocrystalline Al–Al2O3 composite during low time mechanical milling process. Journal of Alloys and Compounds, [s.l.], v. 509, n. 15, p.4978-4986, abr. 2011. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.01.177.

ARAMI, H.; SIMCHI, A.; SEYED REIHANI, S.M. Mechanical induced reaction in AlCuO system for in- situ fabrication of Al based nanocomposites. Journal of Alloys and Compounds, v. 465, p.151-156, 2007.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR ISO 209: Alumínio e suas ligas - Composição química. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2010. 8 p.

BARBOSA, CÁSSIO. Metais não Ferrosose suas Ligas: Microestrutura, Propriedades e Aplicações. Rio de Janeiro: E-papers Serviços Editoriais Ltda, 2014.

BEYGI, H.; SAJJADI, S.A.; ZEBARJAD, S.M.. Microstructural analysis and mechanical characterization of aluminum matrix nanocomposites reinforced with uncoated and Cu-coated alumina particles. Materials Science And Engineering: A, [S.L.], v. 607, p. 81-88, jun. 2014. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.03.050. Disponível em: https://pdf.sciencedirectassets.com/271533/1-s2.0-S0169433218X00233/1-s2.0-S0169433218321755/main.pdf?X-Amz-Security. Acesso em: 24 jul. 2023.

BHAT, Avinash; KAKANDIKAR, Ganesh. Manufacture of silicon carbide reinforced aluminium 6061 metal matrix composites for enhanced sliding wear properties. Manufacturing Review, [S.L.], v. 6, p. 24, 2019. EDP Sciences. http://dx.doi.org/10.1051/mfreview/2019021. Disponível em: https://mfr.edp-open.org/articles/mfreview/full_html/2019/01/mfreview190022/mfreview190022.html. Acesso em: 23 jul. 2023.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016. 912 p.

CULLITY, Bernard D.. Elements of X-ray Diffraction**.** Indiana: --, 1956. 531 p.

CHAN, T.L., W. Kibbel e J.B. D'Arcy: Detection of fibers and aerosols in the manufacture of silicon carbide whisker-reinforced metal matrix composites at the R&D stage (Detecção de fibras e aerossóis na fabricação de compósitos de matriz metálica reforçados com bigodes de carbeto de silicio no estágio de P&D). Appl. Occufi. Environ. ffyg. 8.'889-895 (1993).

CHIAVERINI, V. Metalurgia do Pó. São Paulo: ABM, 2001. 334 p

CHIEW, Y. L.; CHEONG, K. Y. Synthesis of SiC nanostructures through chemical vapor growth route. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, [s.l.], v. 43, n. 5, p.412-415, maio 2012. Wiley. http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201200974.

CHUNG, D. D. L., Composite Materials - Science and Applications, 2.ed. SpringerVerlag, 2010, 349p.

CLYNE T. W., WITHERS P. J. An Introduction to Metal Matrix Composites, 1.ed. Cambridge University Press, 1993, 509p.

COLPAERT, H. Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. 4. ed. Rio de Janeiro: Blucher, 2008. 672 p.

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, [s.l.], p.490-498, jun. 2002. Bimestral.

DAVIS, Jr. Alloying: Understanding the Basics. Ohio: Asm International, 2001. 633 p.

DEDAVID, B. A.; GOMES, C. I.; MACHADO, G. Microscopia eletrônica de varredura: aplicações e preparação de amostras: materiais poliméricos, metálicos e semicondutores. Porto Alegre: Edpucrs, 2007. 60 p.

DENG, Z.-Y.; FUKUSAWA, T.; ANDO, M. High-surface-area alumina ceramics fabricated by the decomposition of Al(OH)3. J. Am. Ceram. Soc., v. 84, n. 3: p. 485-491, 2001.

DIETER, George E. Mechanical Metallurgy. 3. ed. McGraw-Hill Education, 1986.

DUARTE, José Manuel Ferreira. MATERIAIS COMPÓSITOS: estudo da estrutura e comportamento tribológico de um compósito. 1988. 247 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade do Porto, Porto/Portugal, 1988.

EDELSTEIN A. S., CAMMARATA R. C. Nanomaterials: Synthesis, Properties and Applications, Physics Publishing, London, UK, 1996.

EL-ESKANDARANY, M. S. Mechanical Alloying for Fabrication of Advanced Engineering Materials. Nova Iorque: Noyes Publications, 2001.

EPMA**.** Processo de Metalurgia do Pó. 2008. Disponível em: https://www.epma.com/powder-metallurgy-process. Acesso em: 20 mar. 23.

FAGAGNOLO, J. B.; VELASCO, F.; ROBERT, M. H.; TORRALBA, J. M. Effect of mechanical alloying on the morphology, microstructure and properties of aluminium matrix composite powders. Materials Science and Engineering, [s.l.], v. A342, p.131-143, jul. 2003. Elsevier BV. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00246-0.

FERNÁNDEZ, H.; ORDOÑEZ, S.; PESENTI, H.; GONZÁLEZ, R. E.; LEONI, M. Microstructure homogeneity of milled aluminum A356–Si3N4 metal matrix composite powders. Journal of Materials Research and Technology, [s.l.], v. 8, n. 3, p.2969-2977, maio 2019. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.05.004.

FREITAS, Elias Junior de *et al*. PROCESSO DE CORROSÃO E PASSIVAÇÃO DO ALUMÍNIO. 2019. Disponível em: --. Acesso em: 16 abr. 23.

GIBSON, R. F. Principles of composite material mechanics. Vol. 218. CRC press, 2012.

GLEITER, H. Nanostructured Materials: basic concepts and microstructures. Acta Mater., v. 48, p. 1-29, 2000.

GONZAGA, Maria Aline Martins *et al*. Caracterização de compósitos de alumínio reforçado com partículas quasicristalinas produzidos por stir casting/laminação. Matéria (Rio de Janeiro**)**, Rio de Janeiro, v. 25, n. 2, p. 4-9, 24 jul. 2020. Semanal. FapUNIFESP (SciELO). http://dx.doi.org/10.1590/s1517-707620200002.1031. Disponível em: https://www.scielo.br/j/rmat/a/MHN6nsvYTTG3HNtXmbSxtNq/?lang=pt. Acesso em: 16 maio 2023.

HASSANI, A.; BAGHERPOUR, E.; QODS, F. Influence of pores on workability of porous Al/SiC composites fabricated through powder metallurgy+mechanical alloying. Journal of

Alloys and Compounds, [s.l.], v. 591, p.132-142, abr. 2014. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.12.205. ISO 13320:2020. Particle size analysis – Laser diffraction methods. Geneva: ISO, 2020.

HATCH, J. E. Aluminum Properties and Physical Metallurgy. Ohio: Asm International, 1984. 424 p.

INDUSTRIAL HEATING. Sinterização e manufatura aditiva. 2022. Disponível em: https://digital.bnpmedia.com/publication/?i=658211&article_id=3659995&view=articleBrowser. Acesso em: 20 jan. 2023.

JIA, D.; LIANG, B.; YANG, Z.; ZHOU, Y. Metastable Si-B-C-N ceramics and their matrix composites developed by inorganic route based on mechanical alloying: Fabrication, microstructures, properties and their relevant basic scientific issues. Progress in Materials Science, [s.l.], v. 98, p.1-67, out. 2018. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.05.006.

STRECKER, K. 2000, São Paulo. PROPRIEDADES MECÂNICAS DO CARBETO DE SILÍCIO SINTERIZADO COM AlN/Y2O3. São Paulo: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2000. 12 p.

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

KUMAR, N. M.; KUMARASWAMIDHAS, L. A. Characterization and tribological analysis on AA 6061 reinforced with AlN and ZrB2 in situ composites. Journal Of Materials Research And Technology, [s.l.], v. 8, n. 1, p.969-980, jul. 2018. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.07.008.

KNIPPENBERG, W. F., Philips Res rep. 18, p. 161-274, 1963.

KRELL, M.;MA,H. Nanocorundum – Advanced synthesis and processing. NanoStructured Materials, v. 11, n. 8, p.1141-1153, 1999

LERICHE , A.; CAMBIER, F. Synthesis of silicon carbide of different morphologies andtheeffect of second phase in ceramic composites, The physics and chemistry of carbides, nitridesand borades, p. 69-85, 1990.

LIMA, T. C. F.; TENÓRIO, J.A.S. Utilização de matéria-prima aglomerada na produçãodecarbureto de silício em escala-piloto. Revista da Escola de Minas, Ouro Preto, 64(3), 341-345,2011.

LIU, Z. Y.; SERCOMBE, T. B.; SCHAFFER, G. B.. Metal injection moulding of aluminium alloy 6061 with tin. Powder Metallurgy, [S.L.], v. 51, n. 1, p. 78-83, mar. 2008. Informa UK Limited. http://dx.doi.org/10.1179/174329008x284859. Disponível em: https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1179/174329008X284859. Acesso em: 23 jul. 2023.

MARCHEZAN, Renan *et al*. METALURGIA DO PÓ E SUAS CARACTERÍSTICAS. 2020. Disponível em: https://periodicos.unipampa.edu.br/index.php/SIEPE/article/view/87917. Acesso em: 20 jan. 2023.

MAXWELL. MATERIAIS COMPÓSITOS. 2006. Disponível em: https://www.maxwell.vrac.puc-rio.br/. Acesso em: 16 fev. 2023.

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

MOURA, A. D. A. Obtenção e Caracterização de Compósitos de Matriz Metálica da Liga de Alumínio AA 1100 com reforço cerâmico particulado de Carboneto de Silício e Alumina produzidos através das técnicas de Metalurgia do Pó. Dissertação de Mestrado. UFPE – Universidade Federal de Pernambuco, 2013.

NAGEM, Nilton Freixo. Geopolímero a partir de resíduos oriundos da indústria de alumínio para reutilização e coprocessamento. 2013. 159 f. Tese (Doutorado) - Curso de M Engenharia Metalúrgica, Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Minas Gerais, 2013.

NARAYANA, K.s. Lakshmi; BENAL, M.M.; SHIVANAND, H.K.. Effect of graphite on aluminium matrix composites fabricated by stir casting route – A review. Materials Today: Proceedings, [S.L.], v. 45, p. 327-331, 2021. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2020.11.051. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S2214785320386521?via%3Dihub. Acesso em: 23 jul. 2023.

ODANI Y., Aluminium alloys metal powder report, vol 49, p. 36-40, 1994.

PRASAD, S. Studies on the Hall-Heroult Aluminum Electrowinning Process, Journal of the Brazilian Chemical Society, v.11, n.3, p245-p251, Mai./Jun. 2000.

PROCESSO de sinterização. 2018. Disponível em: https://www.manutencaoesuprimentos.com.br/o-que-e-o-processo-de-sinterizacao/#gsc.tab=0. Acesso em: 20 jan. 2023.

RAMESH, C. S. et all. Prediction of wear coefficient of Al6061 – TiO2 composites. Wear. v. 259, p. 602-608, 2005.

RAVI, B.; NAIK, B. Balu; PRAKASH, J. Udaya. Characterization of Aluminium Matrix Composites (AA6061/B4C) Fabricated by Stir Casting Technique. Materials Today: Proceedings, [S.L.], v. 2, n. 4-5, p. 2984-2990, 2015. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2015.07.282. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S2214785315005271?via%3Dihub. Acesso em: 23 mai. 2023.

REDDY *et al*. Silicon Carbide Reinforced Aluminium Metal Matrix Nano Composites-A Review. 2017. Disponível em: --. Acesso em: 23 mai. 2023.

ROCHA, C. D.; Estudo do processamento da alumina visando aplicação emgeometriahemisférica. Dissertação de mestrado. Rio de Janeiro, UFRJ, 2011.

RODRIGUES, Daniel de Araújo Costa. Modelagem do processo de autoprecipitação de gibsita em decantadores do processo Bayer. 2018. 95 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-

Graduação em Engenharia Química, Departamento de Engenharia Química, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2018.

ROY R, Roy RA, Roy DM. Alternative perspectives on “quasicrystallinity”: non-uniformity and nanocomposites. Materials Letters. 1986; 4(8-9):323-328

SANTOS, Pedro Henrique Thiayamiti. INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE CARBETO DE SILÍCIO EM MATRIZ CERÂMICA À BASE DE ALUMINA. 2017. Disponível em: --. Acesso em: 16 jan. 2023.

SANTOS, Elinaldo Neves dos. FABRICAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DA LIGA DE ALUMÍNIO-SILÍCIO A PARTIR DOS PÓS ELEMENTARES DE ALUMÍNIO E SILÍCIO VIA METALURGIA DO PÓ. 2017. 107 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2017.

SCHMIDT D, Shah D, Giannelis EP. New advances in polymer/layered silicate nanocomposites. Current Opinion in Solid State & Materials Science. 2002; 6(3):205-212.

SENTHILKUMAR, R.; ARUNKUMAR, N.; HUSSIAN, M. Manzoor. A comparative study on low cycle fatigue behaviour of nano and micro Al 2 O 3 reinforced AA2014 particulate hybrid composites. Results In Physics, [S.L.], v. 5, p. 273-280, 2015. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.rinp.2015.09.004. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2211379715000534?via%3Dihub. Acesso em: 23 jul. 2023.

SHIH, T.-S.; HUANG, L.-W.; CHEN, Y.-J.. Relative porosity in aluminium and in aluminium alloys. International Journal Of Cast Metals Research, [S.L.], v. 18, n. 5, p. 301-308, out. 2005. Maney Publishing. http://dx.doi.org/10.1179/136404605225023135. Disponível em: =HIPERLINK("http://dx.doi.org/10.1179/136404605225023135";"http://dx.doi.org/10.1179/136404605225023135"). Acesso em: 22 jan. 2024.

SJAFRIZAL, Teddy; DEHGHAN-MANSHADI, Ali; KENT, Damon; YAN, Ming; DARGUSCH, Matthew S.. Effect of Fe addition on properties of Ti–6Al-xFe manufactured by blended elemental process. Journal Of The Mechanical Behavior Of Biomedical Materials, [S.L.], v. 102, p. 103518, fev. 2020. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.jmbbm.2019.103518. Disponível em: =HIPERLINK("http://dx.doi.org/10.1016/j.jmbbm.2019.103518";"http://dx.doi.org/10.1016/j.jmbbm.2019.103518"). Acesso em: 20 jan. 2024.

SILVA, M. V.; STAINER, D; AL-QURESHI, H. A.; HOTZA, D. Blindagens cerâmicas para aplicações balísticas: uma revisão. Cerâmica, [s.l.], v. 60, n. 355, p.323-331, set. 2014. FapUNIFESP (SciELO). http://dx.doi.org/10.1590/s0366-69132014000300003.

SILVA, R. P.; Estudo do processamento e da microestrutura de carbeto de silícioligadoporreação, (COPPE/UFRJ, D.Sc Engenharia Metalúrgica e de materiais), Tese – UFRJ, RJ, 2009.

SOUSA, M. M. S. Estudo do Processo de Fabricação de Compósitos de Matriz Metálica da Liga de Alumínio AA6061 por Metalurgia do Pó via Moagem de Alta Energia e Sinterização a Vácuo. 2012. 129 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2012.

SUN, C.; SONG, M.; WANG, Z.; HE, Y. Effect of Particle Size on the Microstructures and Mechanical Properties of SiC-Reinforced Pure Aluminum Composites. Journal of Materials Engineering and Performance, [s.l.], v. 20, n. 9, p.1606-1612, 18 dez. 2010. Springer Science and Business Media LLC. http://dx.doi.org/10.1007/s11665-010-9801-3.

SURAPPA, M. K., Rohatgi, P. K. Preparation and properties of cast aluminium– ceramic particle composites, Journal of Materials Science, v.16, n.4, p983-p993, Abr. 1981.

SURYANARAYANA, C. Mechanical alloying and milling. Progress in Materials Science, n. 46, p. 1-184, 2001.

SURYANARAYANA, C. Mechanical alloying and milling. Progress in Materials Science, [s.l.], v. 46, n. 1-2, p.1-184, jan. 2001. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/s0079-6425(99)00010-9.

THUMMLER, F.; OBERACKER, R. An introduction to powder metallurgy. Londres, Editora Universitária, 1993.

TORRALBA, J. M. et al. P/M aluminum matrix composites: an overview, Journal of Materials Processing Technology, v.133, n.1-2, p203-p206, Feb. 2003.

UNIFESP. Forno a vácuo. 2022. Disponível em: https://n4m.unifesp.br/infraestrutura/forno-a-vacuo. Acesso em: 22 jan. 2023.

UPADHYAYA, G. S. Powder metallurgy technology. Cambridge: Cambridge International Science Publishing, 2002. 170 p.

VENTURA, Ana Mafalda F.M.. Os Compósitos e a sua aplicação na Reabilitação de Estruturas metálicas. ScienceTechnic. Materials, v.21, p.10-19, 2009

VOGEL, Tim; MA, Siyuan; LIU, Yu; GUO, Qiang; ZHANG, Di. Impact of alumina content and morphology on the mechanical properties of bulk nanolaminated Al2O3-Al composites. Composites Communications, [S.L.], v. 22, p. 100462, dez. 2020. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.coco.2020.100462. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S245221392030190X?via%3Dihub. Acesso em: 23 jul. 2023.

WIELAGE, B. *et al*. Untersuchungen zur Herstellung siliziumkarbid-partikelverstärkter Aluminiumpulver durch Hochenergiekugelmahlen. Fabrication of silicon carbide reinforced aluminium powders by high-energy ball-milling. Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik, [S.L.], v. 41, n. 6, p. 476-481, 29 jun. 2010. Wiley. http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201000629. Disponível em: https://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1002/mawe.201000629. Acesso em: 28 jul. 2023.

ZHAO, Z.; ZHIJAN, S.; YINGKUN, X. Effect of microstructure on the mechanical properties of na Al alloy 6061-SiC particle composite. Materials Science and Engineering, [s.l.], v. A132, p. 83-88, jan. 1991. Elsevier BV. https://doi.org/10.1016/0921-5093(91)90364-S.