



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

MANUELLA MATTOS ALVES DE GODOY COSTA

**ESTUDO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E
ENVELHECIMENTO DE COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA DA LIGA DE
ALUMÍNIO AA6061 COM DIFERENTES REFORÇOS ATRAVÉS DA
TÉCNICA DE METALURGIA DO PÓ**

Recife

2022

MANUELLA MATTOS ALVES DE GODOY COSTA

**ESTUDO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E
ENVELHECIMENTO DE COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA DA LIGA DE
ALUMÍNIO AA6061 COM DIFERENTES REFORÇOS ATRAVÉS DA
TÉCNICA DE METALURGIA DO PÓ**

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

Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Oscar Olimpio de Araujo Filho

Recife

2022

Catálogo na fonte:
Bibliotecário Josias Machado, CRB-4 / 1690

C838e Costa, Manuella Mattos Alves de Godoy.
Estudo do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de compósitos de matriz metálica da liga de alumínio AA6061 com diferentes reforços através da técnica de metalurgia do pó. / Manuella Mattos Alves de Godoy Costa. – 2022.
104 f.: il., figs., tabs.

Orientador: Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho.
Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Recife, 2022.
Inclui referências.

1. Engenharia mecânica. 2. AA6061. 3. Metalurgia do pó. 4. Moagem de alta energia. 5. Solubilização e envelhecimento. I. Araújo Filho, Oscar Olímpio de (orientador). II. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG/2022-257

MANUELLA MATTOS ALVES DE GODOY COSTA

**ESTUDO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E
ENVELHECIMENTO DE COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA DA LIGA DE
ALUMÍNIO AA6061 COM DIFERENTES REFORÇOS ATRAVÉS DA
TÉCNICA 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 parcial
para a obtenção do título de Mestre
em Engenharia Mecânica.

Aprovada em: 31/01/2022

BANCA EXAMINADORA

Prof^o. Dr. Oscar Olímpio de Araujo Filho
Universidade Federal de Pernambuco

Prof^o. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira
Universidade Federal de Pernambuco

Prof^o. Dr. Francine Alves da Costa
Universidade Federal do Rio Grande do Norte

AGRADECIMENTOS

Dedico esse trabalho a minha família pelo apoio em todos os momentos.

Filha, todos as minhas vitórias são pra você. Para te mostrar que podemos alcançar tudo que quisermos, só depende do nosso esforço! Você me ensina diariamente a força que o amor tem, seu nascimento ressignificou minha vida e tudo que faço é pra te ver e fazer feliz. Obrigada pela benção de ser sua mãe!

Mãe, obrigada por me apoiar em todos os momentos e por ser um exemplo de força e determinação. Devo muito do que sou a você, te amo!

Guilherme, você também foi uma peça fundamental nesta conquista, me apoiando mesmo quando não concordava com as minhas decisões. Obrigada por acreditar em mim e de ajudar com parte do suporte necessário para concluir essa etapa.

Tio Chico, obrigada por ter preenchido a minha vida com tantas boas lembranças. Por me fazer sentir amada e saber que sempre tive com quem contar, por me dar a honra de ser sua sobrinha e te fazer sentir orgulho disso. Sua falta dói, mas sei que tenho mais alguém olhando por mim aí de cima!

Aos meus colegas de curso Diogo, Moisés, Endreo, Elton, Israel e Carol, meu muito obrigada por me ajudar a concluir essa etapa mesmo com tantos percalços. Sem o apoio de vocês a jornada seria muito mais difícil!

Agradeço imensamente ao Professor Dr. Oscar, por acreditar no meu comprometimento e seriedade em concluir essa importante etapa da minha caminhada profissional me aceitando como sua orientanda.

A Universidade Federal de Pernambuco (UFPE), ao Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) e ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PPGEM) que foram essenciais para esse passo da minha jornada, promovendo todo suporte necessário.

A CAPES e ao CNPq pela ajuda financeiro em forma da bolsa de estudos durante boa parte do período ao qual me dediquei ao mestrado.

E também a toda equipe de técnicos do Laboratório de Preparação Metalográfica e Microscopia (DEMEC – UFPE) pelo apoio e ajuda na realização das tarefas e experimentos deste trabalho.

RESUMO

Este trabalho avalia parâmetros da microestrutura e dureza de amostras com matriz metálica de alumínio AA6061 fabricadas através da técnica de metalurgia do pó sob três condições distintas: amostras sem reforços não submetidas a moagem de alta energia (MAE); amostras sem reforços submetidas a MAE sem atmosfera controlada em um moinho vibratório do tipo SPEX por 120 minutos tendo o álcool isopropílico como agente controlador do processo de moagem; e amostras com reforços de óxido alumínio ou alumina (Al_2O_3), carboneto ou carbetto de silício (SiC), nitreto de alumínio (AlN) e nitreto de silício (Si_3N_4) submetidas a MAE sem atmosfera controlada em um moinho vibratório do tipo SPEX por 120 minutos tendo o álcool isopropílico como agente controlador do processo de moagem. Todas as amostras tiveram aplicação de tratamentos de solubilização em um forno tipo mufla com temperatura de 480°C por 90 minutos; resfriamento rápido da têmpera; e envelhecimento artificial utilizando um forno com atmosfera controlada de gás Argônio, temperatura de forno de 120° e tempo de exposição das amostras de 3 horas. Além do comparativo entre ligas com diferentes reforços também foram analisadas amostras com diferentes percentagens para cada reforço: 10%, 15% e 20% em massa. Como resultado foi possível evidenciar a influência direta da moagem no aumento de dureza da liga e constatar que o compósito que apresentou comportamento mais constante e patamares de valores de dureza elevados possuem reforço de SiC . Não foi evidenciado um aumento de dureza significativo em função da adição de reforços na matriz para nenhum dos reforços avaliados. Uma redução da densidade pode ter comprometido os quantitativos de dureza devido a porosidade, influenciando diretamente este resultado.

Palavras-chave: AA6061; metalurgia do pó; moagem de alta energia; solubilização e envelhecimento.

ABSTRACT

This work evaluates microstructure and hardness parameters of samples with aluminum metal matrix AA6061 manufactured using the powder metallurgy technique under three different conditions: samples without reinforcements not submitted to high energy ball milling (HEBM); samples without reinforcements submitted to HEBM without controlled atmosphere in a SPEX type vibrating mill for 120 minutes with isopropyl alcohol as the controlling agent of the milling process; and samples with reinforcements of aluminum oxide or alumina (Al_2O_3), silicon carbide or carbide (SiC), aluminum nitride (AlN) and silicon nitride (Si_3N_4) submitted to HEBM without controlled atmosphere in a SPEX type vibrating mill for 120 minutes with isopropyl alcohol as the controlling agent of the grinding process. All samples were subjected to solubilization treatments in a muffle furnace with a temperature of 480°C for 90 minutes; rapid cooling of the tempera, using water at environment temperature as a cooling fluid; and artificial aging using a muffle furnace with a controlled atmosphere of argon gas, furnace temperature of 120° and sample exposure time of 3 hours. In addition to comparing alloys with different reinforcements, samples with different percentages for each reinforcement were also analyzed: 10%, 15% and 20% by mass. As a result, it was possible to evidence the direct influence of grinding on the increase of hardness and to verify that the composite that presented more constant behavior and levels of high hardness values have SiC reinforcement. There was no evidence of a significant increase in hardness due to the addition of reinforcements in the matrix for any of the evaluated reinforcements. A reduction in density may have compromised the hardness quantities due to porosity, directly influencing this result.

Keywords: AA6061; powder metallurgy; high energy grinding; solubilization and aging.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 –	Representação esquemática da condição química de materiais metálicos.....	26
Figura 2 –	Representação das estruturas cristalinas cubica de face centrada, cubica de corpo centrado, e hexagonal compacta.....	27
Figura 3 –	Esquema de classificação dos materiais compósitos.....	29
Figura 4 –	Classificações de tipos de tratamentos das ligas de alumínio.....	31
Figura 5 –	Etapas do processo Bayer para obtenção do oxido de alumínio.....	32
Figura 6 –	Representação do processo Hall-Hérault para obtenção do alumínio.....	33
Figura 7 –	Composição química de diversas ligas de alumínio.....	35
Figura 8 –	Propriedades mecânicas de diversas ligas de alumínio.....	35
Figura 9 –	Principais propriedades mecânicas da alumina.....	36
Figura 10 –	Principais propriedades mecânicas do carboneto de silício.	37
Figura 11–	Principais propriedades mecânicas do nitreto de alumínio..	38
Figura 12 –	Fluxograma do processo de metalurgia do pó.....	40
Figura 13 –	Representação esquemática do macro fluxo de processo por compactação convencional para obtenção de peças através da metalurgia do pó.....	41
Figura 14 –	Representação esquemática da operação de compactação de pós metálicos.....	44
Figura 15 –	Faixas de pressão recomendadas por tipo de material no processo de compactação.....	44
Figura 16 –	Exemplo de um modelo de forno de sinterização industrial.....	45
Figura 17 –	Variação dimensional do compactado após sinterização....	45
Figura 18 –	Representação esquemática do tratamento de solubilização e envelhecimento.....	47

Figura 19 –	Diagrama esquemático mostrando a resistência e dureza em função do tempo no processo de envelhecimento.....	47
Figura 20 –	Temperaturas de solubilização e envelhecimento para ligas de Alumínio da série 6XXX.....	48
Figura 21 –	Representação esquemática da obtenção de imagem projetada por um microscópio ótico.....	49
Figura 22 –	Exemplo de imagem obtida através da utilização de microscopia ótica.....	50
Figura 23 –	Representação esquemática da obtenção de imagem projetada por um microscópio eletrônico de varredura.....	51
Figura 24 –	Comparativo entre componentes de microscópio ótico e microscópio eletrônica de varredura.....	51
Figura 25 –	Exemplo de imagens obtidas utilizando a técnica de microscopia eletrônica de varredura.....	52
Figura 26 –	Identificação das amostras que fazem parte do escopo do trabalho.....	55
Figura 27 –	Forno do tipo mufla utilizado para tratamento de solubilização das amostras.....	55
Figura 28 –	Amostras sendo inseridas no forno tipo mufla para execução de processo de solubilização.....	56
Figura 29 –	Recipiente com água utilizado para processo de tempera e pinça para manuseio das amostras.....	56
Figura 30 –	Registro de guia de posicionamento e amostras após tratamento térmico de solubilização e tempera.....	57
Figura 31 –	Forno do tipo mufla com atmosfera controlada utilizada para processo de envelhecimento artificial das amostras....	57
Figura 32 –	Cortadora de precisão utilizada para corte das amostras....	58
Figura 33 –	Processo de embutimento das amostras em resina sintética de polimerização rápida.....	59
Figura 34 –	Resultado do embutimento das amostras em resina.....	59
Figura 35 –	Maquina semi automática utilizada para lixamento das amostras.....	60
Figura 36 –	Microscópio eletrônico utilizado para análise das amostras.....	61

Figura 37 –	Microscópio eletrônico de varredura utilizado para análise das amostras.....	61
Figura 38 –	Durômetro utilizado para análise das amostras.....	62
Figura 39 –	MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento sem material de reforço com ampliação de 500x. a) 0 horas de moagem região longitudinal; b) 0 horas de moagem região transversal; c) 2 horas de moagem região longitudinal; d) 2 horas de moagem região transversal.....	63
Figura 40 –	MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 10% de <i>AlN</i> e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal.....	64
Figura 41 –	MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 15% de <i>AlN</i> e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal.....	64
Figura 42 –	MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 20% de <i>AlN</i> e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal.....	65
Figura 43 –	MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 10% de <i>Si₃N₄</i> e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal.....	65
Figura 44 –	MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 15% de <i>Si₃N₄</i> e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal.....	66
Figura 45 –	MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 20% de <i>Si₃N₄</i> e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal	66
Figura 46–	MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 10% de	67

	<i>SiCe</i> ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal.....	
Figura 47 –	MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 15% de <i>SiCe</i> ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal.....	67
Figura 48 –	MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento inclusão de 20% de <i>SiCe</i> ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal.....	68
Figura 49 –	MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 10% de Al_2O_3 e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal.....	68
Figura 50 –	MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 15% de Al_2O_3 e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal.....	69
Figura 51 –	MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 20% de Al_2O_3 e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal.....	69
Figura 52 –	MEV da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 2000x. a) 0 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região longitudinal.....	70
Figura 53 –	MEV da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x. a) 0 horas de moagem região transversal; b) 2 horas de moagem região transversal.....	70
Figura 54 –	EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com 0 horas de moagem.....	71

Figura 55 –	EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com 2 horas de moagem.....	71
Figura 56 –	EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com 0 horas de moagem.....	72
Figura 57 –	EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com 2 horas de moagem.....	72
Figura 58 –	MEV das amostras de AA6061 longitudinais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de <i>AlN</i> em concentração de a) 10% b)15% e c) 20%.....	73
Figura 59 –	MEV das amostras de AA6061 transversais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de <i>AlN</i> em concentração de a) 10% b)15% e c)20%.....	73
Figura 60 –	EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 10% de <i>AlN</i>	74
Figura 61 –	EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 10% de <i>AlN</i>	74
Figura 62 –	EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de <i>AlN</i>	75
Figura 63 –	EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de <i>AlN</i>	75
Figura 64 –	EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de <i>AlN</i>	76

Figura 65 –	EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de AlN	76
Figura 66 –	MEV das amostras de AA6061 longitudinais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de Si_3N_4 em concentração de a) 10% b)15% e c) 20%.....	77
Figura 67 –	MEV das amostras de AA6061 transversais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de Si_3N_4 em concentração de a) 10% b)15% e c) 20%.....	77
Figura 68 –	EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 10% de Si_3N_4	78
Figura 69 –	EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 10% de Si_3N_4	79
Figura 70 –	EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de Si_3N_4	79
Figura 71 –	EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de Si_3N_4	80

Figura 72 –	EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de Si_3N_4	80
Figura 73 –	EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de Si_3N_4	81
Figura 74 –	MEV das amostras de AA6061 longitudinais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de SiC em concentração de a) 10% b)15% e c) 20%.....	82
Figura 75 –	MEV das amostras de AA6061 transversais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de SiC em concentração de a) 10% b)15% e c) 20%.....	82
Figura 76 –	EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 10% de SiC	83
Figura 77 –	EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 10% de SiC	83
Figura 78 –	EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de SiC	84
Figura 79 –	EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de SiC	84
Figura 80 –	EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de SiC	85
Figura 81 –	EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de SiC	85
Figura 82 –	MEV das amostras de AA6061 longitudinais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com	86

	ampliação de 4000x e inclusão de Al_2O_3 em concentração de a) 10% b)15% e c) 20%.....	
Figura 83 –	MEV das amostras de AA6061 transversais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de Al_2O_3 em concentração de a) 10% b)15% e c) 20%	86
Figura 84 –	EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 10% de Al_2O_3	87
Figura 85 –	EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 10% de Al_2O_3	87
Figura 86 –	EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de Al_2O_3	88
Figura 87 –	EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de Al_2O_3	88
Figura 88 –	EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de Al_2O_3	89
Figura 89 –	EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de Al_2O_3	89
Figura 90 –	Exemplo de imagem obtida nas análises de dureza realizadas após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.....	99

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 –	Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras analisadas de AA6061 sem reforço...	91
Gráfico 2 –	Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras com inclusão de diferentes reforços em um mesmo percentual de concentração de 10% e liga sem reforço.....	92
Gráfico 3 –	Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras com inclusão de diferentes reforços em um mesmo percentual de concentração de 15% e liga sem reforço.....	93
Gráfico 4 –	Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras com inclusão de diferentes reforços em um mesmo percentual de concentração de 20% e liga sem reforço.....	94
Gráfico 5 –	Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras com inclusão de <i>AIN</i> analisadas em diferentes concentrações.....	95
Gráfico 6 –	Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras com inclusão de Si_3N_4 analisadas em diferentes concentrações.....	96
Gráfico 7 –	Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras com inclusão de <i>SiC</i> analisadas em diferentes concentrações.....	97
Gráfico 8 –	Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras com inclusão de Al_2O_3 analisadas em diferentes concentrações.....	98

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 –	Amostras.....	54
Tabela 2 –	Valores médios de dureza e desvio padrão das amostras...	90
Tabela 3 –	Correlação evidenciada entre valores de dureza sob diferentes condições de moagem das amostras de A6061 sem reforço	91
Tabela 4 –	Comparativo entre valores de dureza evidenciados na liga de AA6061 sem reforço versus ligas com reforços de diferentes elementos sob concentração constante de 10%.	92
Tabela 5 –	Comparativo entre valores de dureza evidenciados na liga de AA6061 sem reforço versus ligas com reforços de diferentes elementos sob concentração constante de 15%.	93
Tabela 6 –	Comparativo entre valores de dureza evidenciados na liga de AA6061 sem reforço versus ligas com reforços de diferentes elementos sob concentração constante de 20%.	94
Tabela 7 –	Correlação evidenciada entre valores de dureza sob diferentes concentrações de reforço de <i>AlN</i> na liga AA6061.....	95
Tabela 8 –	Correlação evidenciada entre valores de dureza sob diferentes concentrações de reforço de <i>Si₃N₄</i> na liga AA6061.....	96
Tabela 9 –	Correlação evidenciada entre valores de dureza sob diferentes concentrações de reforço de <i>SiC</i> na liga AA6061.....	97
Tabela 10 –	Correlação evidenciada entre valores de dureza sob diferentes concentrações de reforço de <i>Al₂O₃</i> na liga AA6061.....	98

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	20
2	OBJETIVOS	24
3	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	25
3.1	MATERIAIS.....	25
3.1.1	Materiais metálicos.....	25
3.1.2	Materiais cerâmicos.....	27
3.1.3	Materiais compósitos.....	28
3.2	ALUMINIO E SUAS LIGAS.....	29
3.2.1	Formas de obtenção do alumínio.....	31
3.2.2	Liga AA6061.....	33
3.3	ÓXIDO DE ALUMINIO.....	35
3.4	CARBONETO DE SILÍCIO (<i>SiC</i>).....	36
3.5	NITRETO DE ALUMÍNIO (<i>AlN</i>).....	37
3.6	NITRETO DE SILÍCIO (<i>Si₃N₄</i>).....	38
3.7	METALURGIA DO PÓ.....	38
3.7.1	Mistura ou moagem dos pós.....	42
3.7.2	Compactação dos pós.....	43
3.7.3	Sinterização dos compactados.....	44
3.8	TRATAMENTO TÉRMICO.....	45
3.8.1	Solubilização e envelhecimento artificial.....	46
3.9	TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS.....	48
3.9.1	Microscopia ótica (MO).....	48
3.9.2	Microscopia eletrônica de varredura.....	50
3.9.3	Microdureza vickers.....	52
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	54
4.1	TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO.....	55
4.2	PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA DAS AMOSTRAS.....	58

4.3	MICROSCOPIA ÓTICA (MO) DAS AMOSTRAS.....	60
4.4	MICROSCOPIA ELETRONICA DE VARREDURA DAS AMOSTRAS.....	61
4.5	ENSAIO MICRODUREZA VICKERS.....	62
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	63
5.1	RESULTADO DAS ANALISES DE MO DAS AMOSTRAS..	63
5.2	RESULTADO DO MEV E EDS DAS AMOSTRAS.....	69
5.3	RESULTADO DE MICRODUREZA VICKERS DAS AMOSTRAS.....	90
6	CONCLUSÃO	100
	REFERÊNCIAS.....	103

1 INTRODUÇÃO

O uso de materiais com combinações de propriedades mecânicas específicas e potencializadas vem sendo requisitado cada vez mais pelo segmento industrial. Os ganhos com componentes de alta performance são inúmeros e trazem mais durabilidade e qualidade a produtos de todos os tipos, tornando-se diferenciais importantíssimos em um mercado cada dia mais competitivo.

A partir desta crescente demanda, o uso de materiais e técnicas de fabricação diferenciadas vem ganhando força. Dentro deste contexto se destacam os materiais compósitos e a técnica de metalurgia do pó. CALLISTER, W. D. (2002) conceitua que, de uma maneira geral, pode-se considerar um compósito como sendo qualquer material multifásico que exiba uma proporção significativa das propriedades de ambas as fases que o constituem, de tal modo que é obtida uma melhor combinação de propriedades.

Resultado da combinação de materiais com diferentes propriedades físico-químicas e mecânica, associado ao uso de distintos processos de manufatura, os compósitos são largamente utilizados, com mais de 40 mil aplicações catalogadas em inúmeros segmentos e atividades de cunho metalúrgico, conforme os dados da Associação Latino-Americana de Materiais Compósitos (ALMACO).

Conforme ressalta CALLISTER (2008) a maioria dos materiais compósitos possui somente duas fases; uma é denominada matriz, que é contínua e envolve a outra fase, chamada com frequência de fase dispersa. A matriz é o material componente em maior quantidade, e preenche os espaços vazios que ficam entre os materiais da fase dispersa, também denominados reforços, mantendo-os em suas posições e transmitindo-os os esforços mecânicos. As características dos materiais resultantes da junção de matriz e reforço, os materiais compósitos, serão determinadas em função das propriedades das fases constituintes, das quantidades relativas de cada uma delas e da distribuição, forma, tamanho e orientação das partículas do reforço.

Dentre as classes de materiais compósitos os materiais de matriz metálica se destacam pela ampla aplicação em todo o mundo, nos mais diversos setores industriais. Entre os metais que mais se destacam, as ligas de alumínio têm sido

uma escolha recorrente, devido as suas propriedades mecânicas de ductilidade e tenacidade à fratura, além do baixo peso específico (densidade).

As ligas de alumínio são bastante aplicadas na indústria devido as suas propriedades: baixa densidade, alta ductilidade, boa condutividade térmica e elétrica, alta resistência a corrosão (KUMAR e KUMARASWAMIDHAS, 2018).

Dentre os compósitos de matriz de alumínio (CMA) se destacam os compósitos da liga AA6061, uma vez que esta liga é de maior resistência e dureza, sendo aplicada em elementos estruturais e também na indústria automotiva (BARBOSA, 2014).

A liga 6061, da série 6XXX, possui características importantes como resistência à corrosão e facilidade de conformação que somadas às características de baixa temperatura de sinterização e elevada compressibilidade, tornam esse material uma excelente escolha para aplicação da técnica de metalurgia do pó em materiais compósitos.

Os materiais de reforço são responsáveis por potencializar as propriedades mecânicas e químicas do material compósito como um todo, sendo os elementos que suportam os esforços no compósito. Em geral são materiais de alta resistência e rigidez, sendo comumente utilizados materiais cerâmicos. Segundo CHOI, J. et al (1998), a boa aderência da matriz ao reforço é proveniente da semelhança no coeficiente de expansão térmica do reforço e da matriz, sendo, portanto, esta semelhança diretamente proporcional ao grau de adesão da matriz ao reforço.

Alguns materiais cerâmicos se destacam quanto à sua aplicação enquanto reforço. São alguns deles o óxido de alumínio ou alumina (Al_2O_3), carboneto ou carbeto de silício (SiC), nitreto de alumínio (AlN) e nitreto de silício (Si_3N_4).

A alumina é bastante utilizada pois é um material que é obtido no processo de produção do alumínio. Além disso, o custo/benefício deste material é atrativo, aliado às boas propriedades como dureza, resistência à abrasão e inércia química (CAMPOS, 2016). O carboneto de silício se torna atrativo devido à sua alta dureza, condutividade térmica, estabilidade química e propriedades semicondutoras (SILVA et al., 2014). Segundo Kumar e Kumaraswamidhas (2018) o nitreto de alumínio é indicado como reforço em ligas de alumínio devido ao seu bom coeficiente de expansão térmica, boa estabilidade térmica, elevada

resistência e boa dispersão na matriz de alumínio. Quanto ao nitreto de silício, segundo BALDACIM (2000) devido às suas propriedades mecânicas: alta dureza, boa condutividade térmica, baixo coeficiente de expansão térmica e boa resistência à oxidação em altas temperaturas e ao choque térmico, este material é muito empregado na indústria aeronáutica, espacial e é usado também em ferramentas de corte.

A técnica de metalurgia do pó é descrita por CHIAVERINI, V. (1992) como sendo uma técnica metalúrgica que produz peças a partir de pós metálicos e/ou não metálicos, pela compactação e sinterização, abaixo da temperatura de fusão do material. Trata-se de uma técnica antiga na indústria, com aplicações datadas desde a segunda guerra mundial e intensificada na década de 60, com a criação de novas máquinas para a aplicação. No Brasil a técnica vive uma fase de consolidação, onde de acordo com a Metallum (empresa de Eventos Científicos), os materiais sinterizados são aproveitados basicamente por dois ramos industriais, o automotivo (70%) e a de utilidades domésticas (26%).

Segundo Stadtler (1989), o processo de fabricação via metalurgia do pó possibilita o desenvolvimento de peças metálicas pequenas com design complexo, geralmente componentes de automóveis, equipamentos médicos e outros. A metalurgia do pó possui inúmeras aplicações e vantagens quando comparadas a outras técnicas metalúrgicas, dentre elas três vantagens se destacam: o baixo custo de produção; um processo de produção simples e com baixo desperdício de materiais; e a possibilidade de obtenção de materiais e ligas que não podem ser produzidos utilizando processos convencionais de fabricação.

Dentro da metalurgia do pó os tratamentos térmicos são procedimentos utilizados para modificar propriedades físicas e mecânicas de materiais através da alteração de sua microestrutura promovida por uma transformação de fase. O tratamento térmico de solubilização e envelhecimento têm ampla aplicação nesse contexto, objetivando o aumento da dureza dos materiais.

Aliar a técnica de metalurgia do pó com tratamento térmico de solubilização e envelhecimento em amostras de liga de alumínio AA6061 com e sem moagem, e materiais compósitos compostos com matriz metálica de liga de alumínio AA6061 com reforços de AlN , Si_3N_4 , SiC e Al_2O_3 em diferentes concentrações é o foco deste presente trabalho. Com o auxílio dos resultados

obtidos na MO, MEV, EDS e HV é possível analisar e comparar a microestrutura e dureza das amostras.

2 OBJETIVOS

Nesta seção serão descritos os principais objetivos buscados durante a análise e execução do presente trabalho.

2.1. OBJETIVO GERAL

Este trabalho tem como objetivo principal avaliar a influência na microestrutura e na dureza da aplicação de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento em ligas de alumínio AA6061 extrudadas a partir de pós processados em moinho de alta energia, com diferentes tipos e concentrações de reforços cerâmicos. Estes resultados foram comparados com os valores obtidos na liga extrudada nas mesmas condições, não processada em moinho de alta energia, sem adição de reforço e com o mesmo tratamento térmico.

Também se espera avaliar o impacto da moagem na liga sem material de reforço submetida ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.

2.2. OBJETIVO ESPECÍFICOS

- a) Avaliar os efeitos da moagem de alta energia e da adição de reforço no pó de alumínio.
- b) Verificar a influência da adição de reforços em diferentes concentrações na estrutura das amostras.
- c) Avaliar a microdureza das amostras de alumínio AA6061 com e sem material de reforço para validar o impacto da inclusão de reforços na matriz de alumínio.
- d) Avaliar a microdureza das amostras de alumínio AA6061 com diferentes concentrações e tipos de reforços para identificar a eficácia da adição dos reforços na matriz de alumínio.
- e) Avaliar o efeito dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento em compósitos de AA6061 com reforços de particulados cerâmicos de Al_2O_3 , SiC , AlN , Si_3N_4 .

3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Alguns conceitos importantes relacionados ao tema do presente trabalho serão abordados aqui para garantir o alinhamento de informações.

3.1. MATERIAIS

A utilização de materiais para as mais diversas aplicações caminha com o homem desde os primórdios, sendo parte importante na evolução da civilização humana.

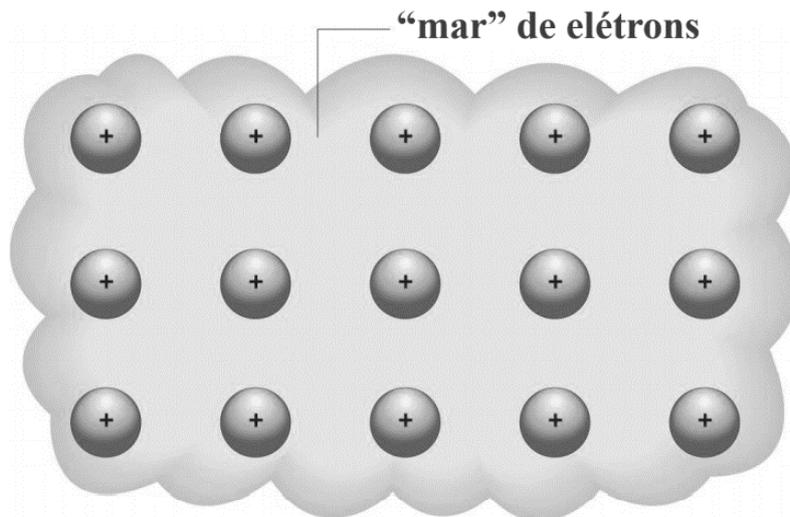
Ângelo Padilha menciona que, segundo Morris Cohen, materiais são substâncias com propriedades que os tornam úteis na construção de máquinas, estruturas, dispositivos e produtos.

Os materiais podem ser classificados de inúmeras maneiras; dentre elas, de acordo com a sua estrutura atômica e ligações químicas predominantes.

3.1.1. Materiais metálicos

Materiais metálicos são materiais normalmente formados pela combinação de elementos metálicos. Este tipo de material possui um grande número de elétrons de valência livres para se movimentar ao longo de todo metal, não associado a nenhum átomo em particular podendo ser considerados como pertencentes ao metal como um todo ou como se estivessem formando um “mar” de elétrons.

Figura 01 – Representação esquemática da condição química de materiais metálicos



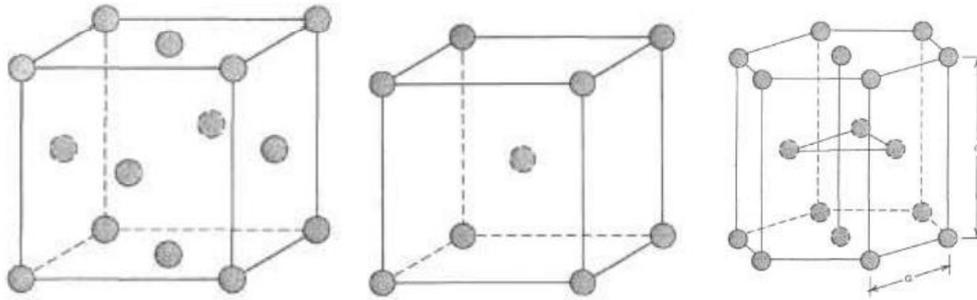
Fonte: Material PUC Rio.

Esta condição atribui a esta classe um tipo de ligação química característica, denominada ligação metálica, uma ligação forte entre os átomos e que proporciona boa condução de eletricidade e calor a estes materiais. Outra importante característica desta classe de material, que é atribuída ao tipo de ligação química que ela apresenta é sua ductilidade; a temperatura ambiente a maioria dos metais falha de maneira dúctil, após experimentarem níveis significativos de deformação.

Desta forma, são materiais bastante utilizados em aplicações estruturais devido à alta resistência e boa ductilidade, e apresentam opacidade a luz ambiente e variações significativas de propriedades em função de sua estrutura cristalina e arranjo atômico. Os metais mais tradicionais como cobre, ouro e ferro, são conhecidos e utilizados a milênios.

Quanto ao arranjo dos átomos, os materiais metálicos podem ser cristalinos ou amorfos. Na condição de arranjo atômico composto por estrutura cristalina os metais se apresentam de maneira ordenada de longo alcance, sendo três as estruturas cristalinas mais encontradas em materiais metálicos: estrutura cubica de face centrada, cubica de corpo centrado, e hexagonal compacta.

Figura 02 – Representação das estruturas cristalinas cubica de face centrada, cubica de corpo centrado, e hexagonal compacta



Fonte: Callister, 2002.

A condição de arranjo atômico formado por estrutura amorfa apresenta condições opostas, sendo identificada por uma desordem na posição dos átomos e apresentando ordem a curto alcance.

3.1.2. Materiais cerâmicos

São usualmente formados pela combinação de metais e elementos não metálicos. Estes materiais são tipicamente isolantes térmicos e elétricos; e possuem alta dureza e baixa ductilidade tendo como principais tipos os óxidos, nitretos e carbonetos. Os materiais cerâmicos são denominados refratários pois possuem alto ponto de fusão e estabilidade térmica, sendo, portanto, bastante resistentes a altas temperaturas. São materiais com alta dureza, porém frágeis. Visualmente podem ser transparentes, diferentemente dos materiais metálicos.

Callister evidencia que O termo "cerâmica" vem da palavra grega "keramikos", que significa "matéria-prima queimada", indicando que as propriedades desejáveis desses materiais são normalmente atingidas através de um processo de tratamento térmico a alta temperatura conhecido por queima.

Quanto as ligações químicas, os materiais cerâmicos podem ser desde predominantemente iônicos até predominantemente covalentes.

Usualmente os materiais cerâmicos são classificados em cerâmicas tradicionais e cerâmicas avançadas, sendo as cerâmicas tradicionais obtidas a partir de matérias primas naturais e as cerâmicas avançadas desenvolvidas a partir de óxidos, nitretos, carbonetos e boretos de alta pureza.

A Associação Brasileira de Cerâmica utiliza uma classificação segundo fatores de matérias-primas, propriedades e áreas de utilização, qualificando os

materiais cerâmicos como: Cerâmica Vermelha; Materiais de Revestimento (Placas Cerâmicas); Cerâmica Branca; Materiais Refratários; Isolantes Térmicos; Fritas e Corantes; Abrasivos; Vidro, Cimento e Cal e Cerâmica de Alta Tecnologia/Cerâmica Avançada.

3.1.3. Materiais compósitos

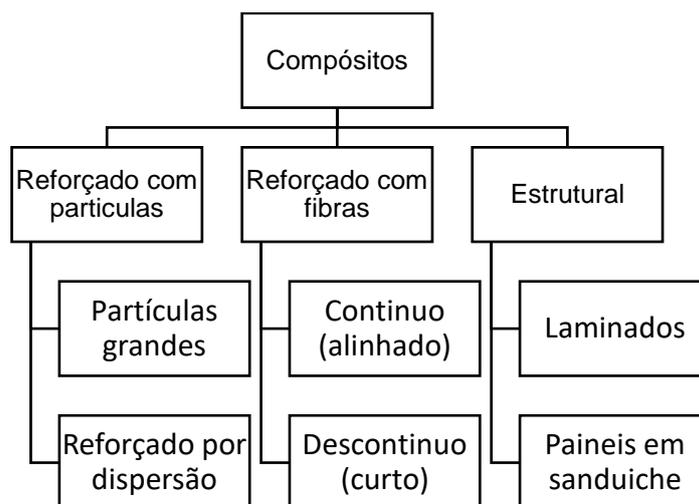
A demanda da tecnologia moderna por materiais com combinações incomuns de propriedades originou a classe de materiais compósitos, que são materiais formados pela combinação de dois ou mais materiais diferentes desenvolvidos para obtenção de propriedades e características otimizadas em relação aos seus materiais componentes.

Callister conceitua que, de uma maneira geral, pode-se considerar um compósito como sendo qualquer material multifásico que exiba uma proporção significativa das propriedades de ambas as fases que o constituem, de tal modo que é obtida uma melhor combinação de propriedades.

Na condição de materiais compósitos formados por apenas duas fases, a fase contínua é denominada matriz, e a fase envolvida pela matriz é denominada fase dispersa. As propriedades dos materiais compósitos variam em função das propriedades das fases constituintes, das suas respectivas quantidades relativas e da geometria – forma, tamanho, distribuição e orientação - da fase dispersa. Em função destes aspectos as propriedades de materiais compósitos variam bastante, tendo como direcional o objetivo ao qual designou sua criação.

Os materiais compósitos são usualmente classificados em três classes principais: compósitos reforçados com partículas, compósitos reforçados com fibras e compósitos estruturais.

Figura 03 – Esquema de classificação dos materiais compósitos



Fonte: Adaptado de Callister, 2002.

Os compósitos são também classificados em função da classe dos elementos que compõem sua matriz, sendo denominados de compósitos de matriz metálica (CMM), compósitos de matriz polimérica (CMP), ou compósitos de matriz cerâmica (CMC).

Normalmente os CMMs são reforçados com uma fase cerâmica com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas do material, aumentando tensão de escoamento, dureza e resistência a abrasão. Dentre os principais tipos de reforços utilizados, se destacam o óxido de alumínio ou alumina (Al_2O_3), carboneto ou carbeto de silício (SiC), nitreto de alumínio (AlN) e nitreto de silício (Si_3N_4).

3.2. ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O alumínio é um elemento metálico encontrado de forma abundante na crosta terrestre na forma de óxido. Trata-se de um material diferenciado quanto a suas características: possui elevada ductilidade, alta condutividade térmica e elétrica, baixa densidade e uma forte proposta de sustentabilidade por ser infinitamente reciclável. Possui estrutura cristalina do tipo CFC, o que proporciona alta ductilidade até mesmo em temperaturas reduzidas. Quanto a sua aplicação na indústria, trata-se de um metal relativamente novo, tendo o início de sua utilização cerca de 150 anos.

Tendo como base os compósitos de matriz metálica (CMM), as ligas de alumínio são a segunda classe de metal mais utilizada como matriz na

composição destes materiais, ficando atrás apenas do ferro. As ligas de alumínio são bastante aplicadas na indústria devido as suas propriedades: baixa densidade, ductilidade, boa condutividade térmica e elétrica, resistência a corrosão (KUMAR e KUMARASWAMIDHAS, 2018).

A principal limitação do alumínio é sua baixa temperatura de fusão, que restringe a temperatura máxima de utilização. Com o objetivo de aumentar sua resistência mecânica, o alumínio é comumente utilizado em forma de ligas. Os principais elementos de liga usados são: cobre (Cu), manganês (Mn), silício (Si), Magnésio (Mg) e Zinco (Zn) (CALLISTER e RETHWISCH, 2012).

Atualmente, tem sido dada bastante atenção às ligas de alumínio como materiais de engenharia para a área de transportes, visando à redução no consumo de combustíveis devido a uma característica importante desses materiais que é a resistência mecânica específica, quantificada como a razão entre o limite de resistência à tração e a densidade, pois embora uma liga de um desses metais possa ter um limite de resistência à tração inferior àquele de um material mais denso (tal como o aço), em uma base de peso, ela será capaz de suportar uma carga superior (CALLISTER; RETHWISCH, 2016).

Nesta configuração são usualmente realizados mecanismos de endurecimento para aumento da dureza.

Segundo Callister, em geral as ligas de alumínio são classificadas como fundidas ou forjadas, sendo as composições para ambos os tipos denominadas da mesma forma: um número com quatro dígitos, o qual indica os principais elementos de liga presentes e em alguns casos o nível de pureza. A distinção pode ser observada a partir de uma vírgula decimal entre os dois últimos dígitos existente para a condição das ligas forjadas. Após esses dígitos existe um hífen e uma letra e, possivelmente, um número de um a três dígitos, que indica o tratamento mecânico e/ou térmico ao qual a liga foi submetida.

Figura 4 – Classificações de tipos de tratamentos das ligas de alumínio

F	Como fabricado: aplicado a produtos para os quais não há um controle especial sobre as condições térmicas ou encruamento aplicado ao material
O	Recozimento: aplicado a produtos forjados que foram aquecidos para gerar o efeito de recristalização, minimizando as tensões residuais; ou produtos fundidos são recozidos para melhorar a ductilidade e estabilidade dimensional
H	Encruamento: aplicado a produtos os quais a resistência mecânica é aumentada através do encruamento. Este processo pode ser seguido de tratamento térmico, o qual gera certa redução na resistência
W	Solubilização: aplicável às ligas que envelhecem espontaneamente na temperatura ambiente (envelhecimento natural) após solubilização. Ou seja, a estabilidade das propriedades mecânicas é atingida após meses ou anos após a solubilização
T	Solubilização: aplicado às ligas que atingem a estabilidade de suas propriedades mecânicas após algumas semanas após a solubilização

Fonte: Adaptado de ASM, 1992.

Quanto ao tipo de tratamento térmico, as ligas de alumínio podem ser classificadas em tratáveis termicamente e não tratáveis termicamente. As ligas tratáveis termicamente podem endurecer por meio de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, enquanto que para as ligas não tratáveis termicamente o aumento de dureza só pode ser obtido mediante encruamento, obtido através de trabalho mecânico.

3.2.1. Formas de obtenção do Alumínio

O Alumínio em estado metálico não é encontrado diretamente na crosta terrestre sendo obtido através do mineral bauxita, em um processo composto por três etapas: mineração, refinaria e redução.

A bauxita é coberta por uma camada de vários metros de argila e rochas. No processo de mineração a bauxita é extraída, lavada e secada antes de ser enviada à refinaria. Esta etapa consiste basicamente na remoção planejada da vegetação e do solo orgânico, retirada das camadas superficiais do solo, início da britagem, lavagem e secagem do material (ABAL, 2021).

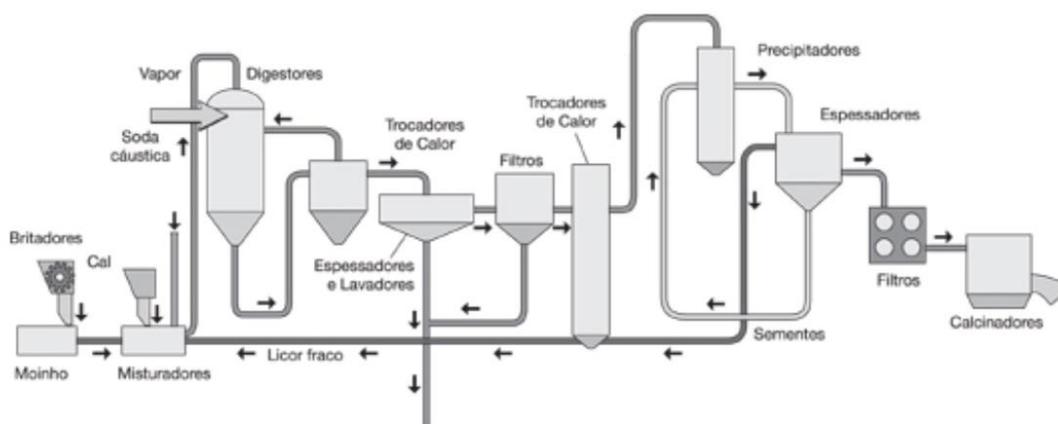
O impacto ambiental da extração da bauxita para a produção do alumínio é relativamente pequeno considerando que a taxa global de destruição das

florestas tropicais é de 80.000 km² por ano, e que a extração de bauxita representa 0,01% da perda anual das florestas tropicais (IAI, 2011).

Após a extração, o próximo passo no processo de obtenção do alumínio é a obtenção do óxido de alumínio, conhecido como alumina. É na refinaria que esse processo ocorre, utilizando-se, principalmente, o processo Bayer e tendo como resultado desta etapa o óxido de alumínio, que então segue para a etapa de redução.

Segundo a ABAL (2021) o processo Bayer pode ser descrito em função de cinco etapas: moagem e dissolução da alumina em soda cáustica; filtração da alumina para separar o material sólido; concentração do material filtrado para cristalização da alumina; secagem, precipitação e calcinação dos cristais para eliminação da água e, por fim, envio do pó de alumina pura para redução, onde ocorre um processo de redução eletrolítica conhecido como Hall-Héroult.

Figura 5 – Etapas do processo Bayer para obtenção do óxido de alumínio

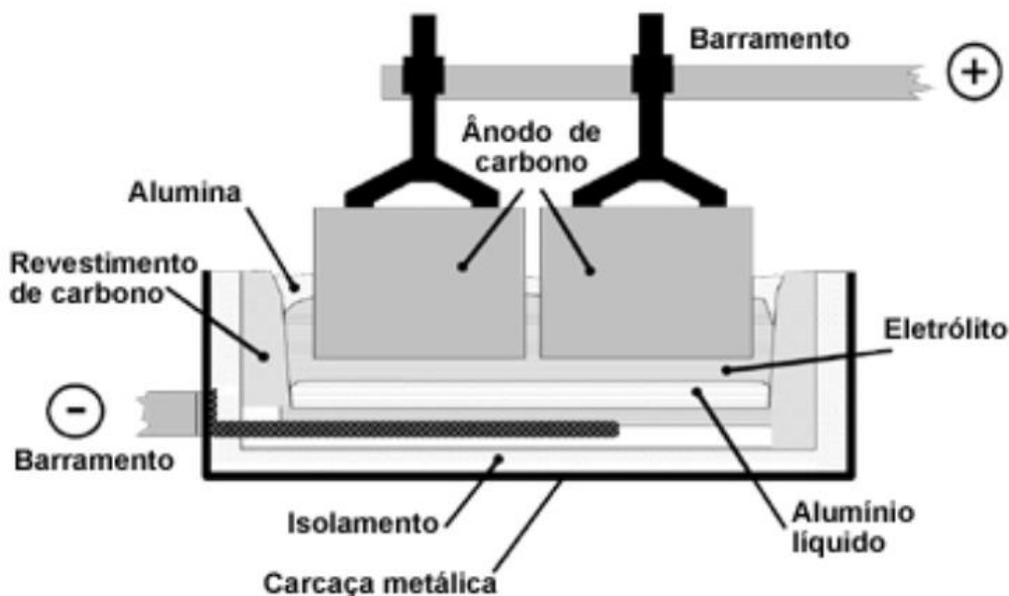


Fonte: ABAL, 2021.

Nessa fase do processo, a alumina, além de ser insumo para a obtenção do alumínio primário, tem diversas aplicações, como por exemplo, para a fabricação de materiais refratários, tratamento de água, uso em produtos abrasivos e para polimento, como retardante de chamas, na fabricação de velas de ignição, entre outros (ABAL, 2021).

Na última etapa do processo, a redução, utiliza-se o processo Hall-Héroult que consiste em dividir a alumina em oxigênio e alumínio, utilizando um processo de eletrólise de uma solução de alumina em criolita fundida.

Figura 6 – Representação do processo Hall-Héroult para obtenção do alumínio



Fonte: ABAL, 2021.

São necessários 4 kg de bauxita para produzir 2 kg de alumina, que originam em 1 kg de alumínio primário (ABAL, 2011).

Por tratar-se de um material infinitamente reciclável, a outra forma de obtenção do alumínio é através da reciclagem. Refundindo as sucatas de alumínio obtém-se o alumínio secundário, que possui as mesmas características do alumínio primário.

Esta forma é uma maneira 95% energeticamente mais econômica, quando comparada a obtenção do alumínio primário, oriundo das minas de bauxita, além do fato de que a cada 1 kg de alumínio reciclado evita-se a extração de aproximadamente 4 kg de bauxita, contribuindo de maneira sustentável para o meio ambiente (LINO, 2011).

Para reciclar o alumínio gasta-se 0,7 kWh/kg de energia, enquanto que no processo primário tem-se um gasto de 14 kWh/kg (SZENTE et al., 1997).

Desde 2001 o Brasil lidera o ranking mundial dos países com os maiores índices de reciclagem de latas de alumínio, no ano 2017 houve uma reciclagem de 97,3% (ABAL, 2018).

3.2.2. Liga AA6061

Dentre os compósitos de matriz de alumínio (CMA) se destacam os compósitos da liga AA6061, uma vez que esta liga é de maior resistência e

dureza sendo aplicada em elementos estruturais e também na indústria automotiva (BARBOSA, 2014).

A liga de Alumínio AA6061 é uma das ligas mais populares do alumínio, com ampla aplicabilidade devido a suas características de flexibilidade, resistência mecânica e à corrosão, bom polimento e acabamento. Ela é composta por uma combinação do Alumínio com Magnésio e Silício, tendo composição química e propriedades mecânicas conforme descritas nas figuras 11 e 12 respectivamente, abaixo.

Embora a família 6xxx não seja tão forte quanto as ligas da família 2xxx e 7xxx, as ligas da família 6xxx tem boa conformabilidade, soldabilidade, usinabilidade e resistência a corrosão aliadas a uma resistência mecânica média (ASM, 1992).

Sua aplicação se diversifica em diferentes segmentos, sendo bastante utilizada nas indústrias naval e automobilística; tendo também alta utilização na indústria moveleira devido ao aspecto estético, consequência do bom polimento e acabamento.

As ligas AA6061 são normalmente usadas em perfis de arquitetura, aplicações estruturais (como quadros de bicicletas), equipamentos de transporte, trilhos de pontes, estruturas soldadas e indústria automobilística (BARBOSA, 2014; ASM, 1992).

Figura 7 – Composição química de diversas ligas de alumínio

Liga	Mg	Si	Cu	Mn	Cr
6101	0,6	0,5	—	—	—
6201	0,8	0,7	—	—	—
6009	0,6	0,8	0,37	0,5	—
6010	0,8	1,0	0,37	0,5	—
6013	1,0	0,8	0,9	0,6	—
6022	0,58	1,28	0,07	0,08	—
6151	0,6	0,9	—	—	0,25
6351	0,6	1,0	—	0,6	—
6951	0,6	0,35	0,28	—	—
6053	1,2	0,7	—	—	0,25
6061	1,0	0,6	0,2	0,28	0,2
6262	1,0	0,6	0,28	—	0,09
6063	0,7	0,4	—	—	—
6066	1,1	1,3	1,0	0,8	—
6070	0,8	1,3	0,28	0,7	—

Fonte: Cassio Barbosa, 2014.

A função de cada elemento químico que faz parte da composição da liga de alumínio depende da quantidade dos elementos presentes na liga, como também da interação com os demais elementos. Para a liga de alumínio AA6061 os elementos principais de liga são o magnésio e o silício (KOTTAUS, 1972).

Figura 8 – Propriedades mecânicas de diversas ligas de alumínio

Liga	Têmpera	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de resistência ao escoamento (MPa)	Alongamento em 50 mm (%)	Dureza Brinell	Limite de resistência à fadiga (MPa)
6063	T6	240	215	12	73	70
6463	T6	240	215	12	74	70
6061	T6	310	275	12	95	95
6262	T9	400	380	10	120	90
6066	T6, T651	395	360	12	120	110
6070	T6	380	350	10	120	95

Fonte: Cassio Barbosa, 2014.

3.3. ÓXIDO DE ALUMÍNIO OU ALUMINA (Al_2O_3)

O óxido de alumínio é um produto intermediário obtido através do processo de refino para a obtenção do alumínio a partir do minério de bauxita.

O óxido de alumínio, alumina (Al_2O_3), é uma cerâmica avançada com um vasto campo de aplicações dentre os quais tem destaque a utilização em refratários de fornos ou outras aplicações sujeitas a altas temperaturas, isolantes de velas de ignição, elemento estrutural e restaurações odontológicas (ASKELAND,2013).

Trata-se de um material amplamente utilizado como material de engenharia devido a suas propriedades mecânicas e físicas tais como, elevada dureza e resistência a abrasão e alta condutividade térmica, sendo superior à maioria dos óxidos cerâmicos.

As principais propriedades da alumina são descritas na tabela 02, apresentada abaixo.

Figura 9 – Principais propriedades mecânicas da alumina

Densidade relativa (g/cm^3)	3,4 – 4,0
Coefficiente de expansão térmica ($\times 10^{-6}C^{-1}$)	7,5 – 8,5
Resistência à compressão (MPa)	1000 – 2800
Resistência à tração (MPa)	140 – 170
Resistência à flexão (MPa)	280 – 420
Tenacidade à fratura ($MPa.m^{1/2}$)	3,0 – 4,0
Módulo de elasticidade (GPa)	350 – 400
Módulo de cisalhamento (GPa)	140 – 160
Microdureza ($kg.mm^{-2}$)	1400 – 1800

Fonte: adaptado de SILVA et al., 2014.

3.4. CARBONETO DE SILÍCIO (SiC)

O Carbeto de Silício (SiC) tem aplicação em diversos setores tecnológicos devido as suas propriedades físico-químicas, desde componentes eletrônicos até materiais cerâmicos e proteção térmica em veículos espaciais (FLORIAN, 2005).

O carbeto de silício é uma alternativa interessante em relação a outras cerâmicas comuns, semelhante ao carbeto de tungstênio, por ser mais duro, por ser encontrado em diversas granulometrias e ter um custo relativamente baixo (BANHART, 2020).

Ao longo dos anos foram desenvolvidos vários métodos para a síntese do SiC , entre eles os mais conhecidos são: deposição química a vapor, crescimento confinado de nanotubos a base de carbono, redução carbotérmica, ablação a laser, crescimento químico a vapor, evaporação térmica e moagem de alta energia (CHIEW e CHEONG, 2012).

As principais propriedades mecânicas do carboneto de silício estão descritas na tabela 03, abaixo.

Figura 10 – Principais propriedades mecânicas do carboneto de silício

Densidade (g/cm³)	2,56-3,22
Módulo de elasticidade (GPa)	359-453
Resistência a flexão (MPa)	260-634
Resistência a fratura (MPa.m^{1/2})	3-6,4
Microdureza Vickers (kg.mm⁻²)	2300-2800

Fonte: adaptado de SILVA et al., 2014.

3.5. NITRETO DE ALUMÍNIO (AlN)

Devido às suas propriedades, tais como: alta resistência, dureza, condutividade térmica e coeficiente de dilatação térmica, o nitreto de alumínio (AlN) é cada vez mais usado como fase de reforço em liga de alumínio (LEE, LEE, ZHENG, 2007).

Uma vantagem desse reforço é que não ocorre a reação entre o alumínio e AlN , ao contrário do sistema $Al-SiC$, onde uma fase Al_4C_3 pode ser formada (DYZIA, OELEZIONA, s/d).

O AlN foi descoberto em 1862, mas só começou a ser sintetizado em 1876. Sua sintetização é realizada a partir de matérias-primas a base de Alumínio e Nitrogênio. Os métodos existentes para a síntese do AlN são: deposição química a vapor, plasma, pirólise a partir de compostos a base de Alumínio, redução carbotérmica seguida de nitretação e nitretação direta. Sendo os dois últimos os mais usuais na indústria (MOLISANI, 2017).

As principais propriedades mecânicas do nitreto de alumínio estão descritas abaixo, na tabela 04.

Figura 11 – Principais propriedades mecânicas do nitreto de alumínio

Densidade (g/cm³)	3,26
Resistência a flexão (MPa)	400-500
Dureza Vickers (GPa)	12,0
Módulo de elasticidade	343
Condutividade térmica a 25°C (W/mK)	170-220

Fonte: adaptado de SILVA et al., 2014.

3.6. NITRETO DE SILÍCIO (Si_3N_4)

O nitreto de silício foi produzido pela primeira vez em 1857 por Deville e Wohler, mas sua produção comercial ativa começou apenas em 1950. Na natureza, Si_3N_4 foi encontrado na década de 1990 como minúsculas inclusões em meteoritos, e foi nomeado nierite pelo físico americano Alfred OC Nier (FOGAGNOLO, 2002).

Devido as suas propriedades mecânicas: alta dureza, boa condutividade térmica, baixo coeficiente de expansão térmica e boa resistência a oxidação em altas temperaturas e ao choque térmico, este material é muito empregado na indústria aeronáutica, espacial e é usado também em ferramentas de corte (BALDACIM, 2000).

O nitreto de silício também foi a primeira cerâmica estrutural a ser utilizada em motores de turbina a gás. Mesmo com o desenvolvimento alcançado nos últimos anos, em termos de processamento e propriedades, levando a um aumento da confiabilidade e reprodutibilidade de peças de nitreto de silício, sua aplicação comercial ainda é bem restrita e específica (GENOVA, 2003; NASCIMENTO, 2015).

3.7. METALURGIA DO PÓ

A metalurgia do pó é uma técnica de fabricação que envolve a compactação de pós metálicos e não metálicos seguido por um tratamento térmico. Chiaverini descreve a metalurgia do pó como sendo uma técnica metalúrgica que produz peças a partir de pós metálicos e/ou não metálicos, pela

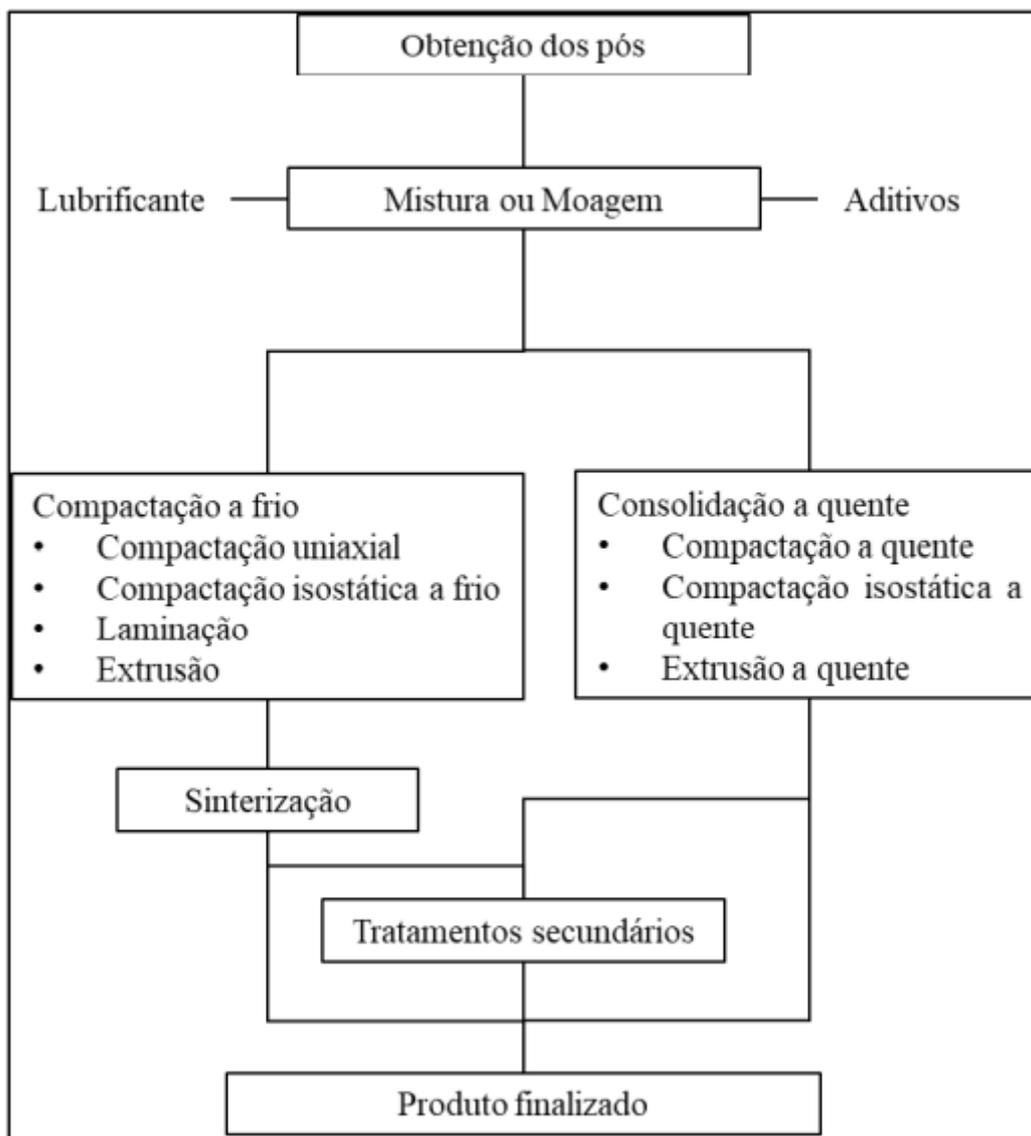
compactação e sinterização, abaixo da temperatura de fusão do material empregado.

As características das matérias primas utilizadas influenciam diretamente tanto no comportamento do pó ao longo do processo quanto nas características finais do produto, por isso é primordial conhecer e controlar aspectos como tamanho, forma e estrutura da partícula e sua composição química e nível de pureza.

Segundo Callister, a metalurgia do pó é uma técnica que proporciona a fabricação de peças metálicas que possuem formas complexas e precisas pela compactação de pós metálicos, seguida por um tratamento térmico para aumento de densidade.

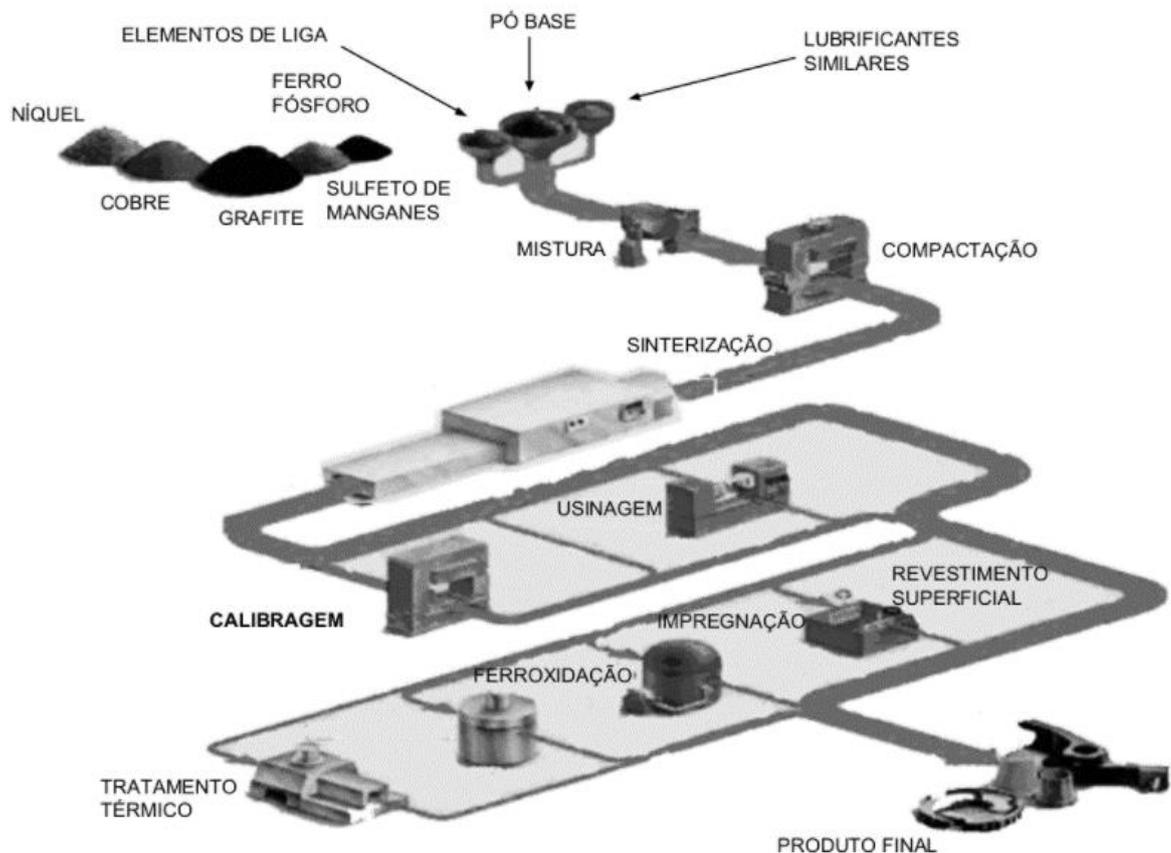
Esta técnica representa uma necessidade tecnológica pois muitos materiais só podem ser obtidos através de sua utilização, além de proporcionar um excelente controle microestrutural e representar um processo de fabricação econômico para grandes lotes de peças iguais. A técnica de metalurgia do pó é descrita em etapas conforme representado nas figuras 12 e 13 respectivamente, apresentadas abaixo.

Figura 12 – Fluxograma do processo de metalurgia do pó



Fonte: Adaptado de UPADHYAYA, 2002

Figura 13 – Representação esquemática do macro fluxo de processo por compactação convencional para obtenção de peças através da metalurgia do pó



Fonte: Grupo Setorial, 2009.

Um comparativo quanto a resistência mecânica dos materiais obtidos através desta técnica demonstra o quanto a metalurgia do pó é uma técnica estratégica na obtenção de materiais de alta performance.

A metalurgia do pó é capaz de produzir compósitos de matriz: metálica, cerâmica e polimérica (CALLISTER e RETHWISCH, 2012).

A técnica de metalurgia do pó permite a produção de componentes com elevada temperatura de fusão e elevada resistência, proporciona homogeneidade estrutural e de propriedades, bom controle de microestrutura e porosidade, com um bom acabamento superficial do material; além de apresentar um ótimo nível de tolerância dimensional dispensando, inclusive, operações posteriores de usinagem. Devido ao seu processo, outra grande vantagem desta técnica de fabricação em comparação com outras técnicas existentes é o fato de termos perdas mínimas de matéria prima no processo. Estas características tornam a metalurgia do pó uma técnica de fabricação de materiais estratégica e vantajosa.

Entretanto, alguns pontos importantes de análise devem ser avaliados previamente à escolha desta técnica de fabricação. A metalurgia do pó possui limitações quanto a forma geométrica da peça fabricada, visto que o produto deve ser extraído de uma matriz. Em função da eficiência da etapa de compactação o tamanho da peça pode se limitar, e a tenacidade a fratura também pode ser comprometida. O custo com equipamento é alto, mas para series de produção de materiais em larga escala, a partir de dez mil peças iguais, esta técnica se torna também atrativa financeiramente, representando uma redução expressiva de custos de produção, que se potencializa à medida que o número de peças da série aumenta.

3.7.1. Mistura ou moagem dos pós

Na etapa de mistura ou moagem o pó base e os elementos de liga juntamente com o lubrificante são submetidos a equipamentos rotativos que promovem a colisão das partículas com o objetivo de promover a diminuição de granulometria e a obtenção de uma mistura homogênea. Podemos também considerar como objetivos do processo de mistura a obtenção com características específicas de diminuição de tamanho de partícula.

A moagem é uma das técnicas de fabricação de pós metálicos empregada na produção de metais e ligas com o objetivo de reduzir os pós a partículas de menores dimensões.

Dentre os equipamentos utilizados para a mistura e homogeneização existe os moinhos de bola, misturadores de pás ou de rolos, homogeneizadores, entre outros (CHIAVERINI).

A diferença entre o processo de mistura e moagem se dá pela adição de esferas no processo de moagem, para potencializar os resultados do processo e reduzir o tempo necessário a obtenção da homogeneização.

Existem dois tipos de moagem: baixa e alta energia. Para distinguir a energia de um processo de moagem é preciso averiguar a velocidade com a qual as esferas de moagem se movem no interior da jarra, ou seja, depende do moinho usado. Os sistemas considerados de baixa energia tem uma energia específica de 0,01-0,03 kW/l, sendo os demais considerados de alta energia (ZOZ et al., 1998).

Para o desenvolvimento deste trabalho foi utilizado um moinho de alta energia, também chamado de MAE.

3.7.2. Compactação dos pós

A etapa de compactação dos pós é extremamente importante pois determina a forma e as dimensões praticamente finais das peças.

Segundo Chiaverini, nesta etapa o pó é colocado no interior de moldes ou matrizes, cujas cavidades apresentam formas e dimensões que correspondem à forma e dimensões das peças a serem fabricadas, é submetido a uma pressão, à temperatura ambiente, a qual, de acordo com as características de compressibilidade do pó, varia de 1 a 7 tf/cm².

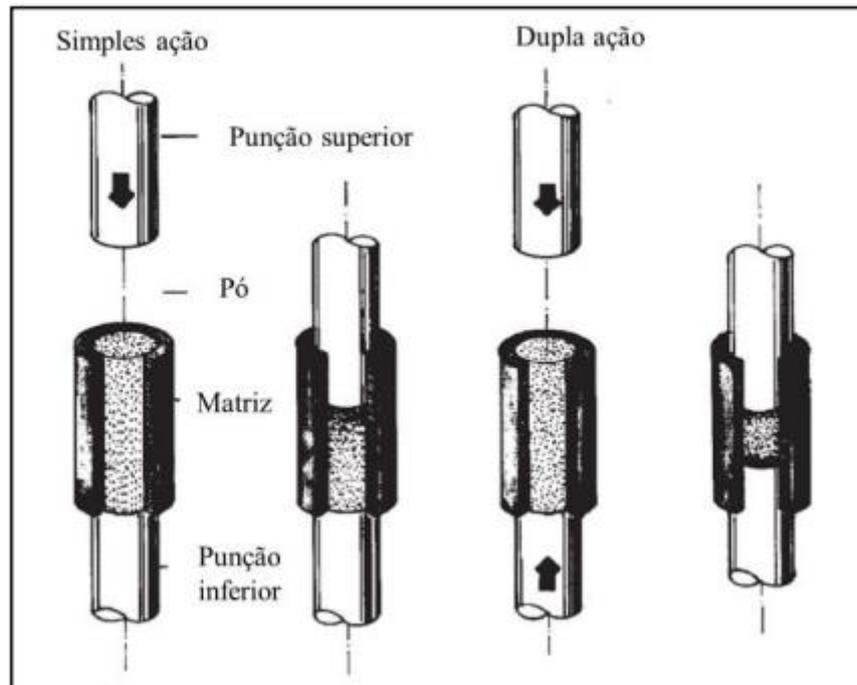
De maneira genérica podemos atribuir ao processo de compactação as etapas de: enchimento da cavidade da matriz com pó, abaixamento do punção superior da matriz até entrar em contato com o pó, aplicação de pressão para compactação do material.

O processo de compactação pode ser realizado sob duas condições distintas: compactação a quente e compactação a frio.

No processo de compactação a quente a mistura homogênea obtida após a moagem é colocada em um molde que é inserido em um vaso de pressão submetido a injeção de um gás quente, geralmente o argônio. Neste processo a matriz é submetida a alta pressão em todas as direções, ocorrendo também simultaneamente a transferência de calor para o pó em compactação. Devido a este processo de transferência de calor não é necessária a etapa posterior de sinterização.

Já no processo de compactação a frio as pressões sofridas pela matriz variam em função do tipo de processo aplicado, podendo ser uniaxial, isostática, laminação, extrusão ou moldagem por injeção. O calor gerado ao longo do processo é insuficiente para sinterizar a peça, sendo necessária a realização posterior do processo de sinterização.

Figura 14 – Representação esquemática da operação de compactação de pós metálicos



Fonte: Adaptado de UPADHYAYA, 2002.

Figura 15 – Faixas de pressão recomendadas por tipo de material no processo de compactação

Material	Pressão tf/cm²
Materiais porosos e filtros metálicos	0,4 a 0,7
Metais refratários e carbonetos	0,7 a 2,1
Buchas porosas	1,4 a 3,5
Peças de máquinas	2,8 a 7,0
Peças de ferro e aço de alta densidade	7,0 a 16,9

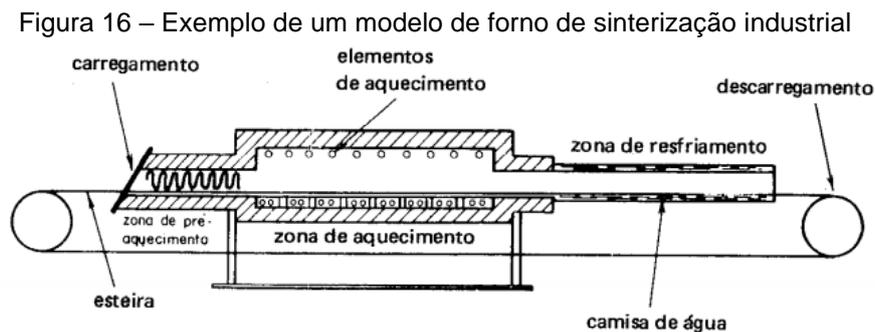
Fonte: Adaptado de Vicente Chiaverini, 1992.

3.7.3. Sinterização do compactado

Na etapa de sinterização obtém-se a ligação final entre as partículas do pó. Este processo consiste em submeter o material proveniente da compactação a frio, denominado compactado verde, a temperaturas específicas, entre 65% a 80% da temperatura de fusão do pó matriz em condições controladas de velocidade de aquecimento, tempo de exposição à temperatura, velocidade de resfriamento e atmosfera do ambiente de aquecimento, com o objetivo de diminuir a superfície livre devido processo de recristalização e crescimento de grão, aumentando o contato entre as partículas e reduzindo o volume e geometria dos poros.

Este processo ocorre em fornos denominados fornos de sinterização, que podem ter funcionamento a gás ou elétricos.

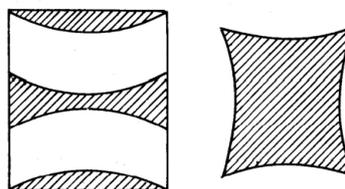
Os fornos para realizar a sinterização são inúmeros, dentre as classificações os mesmos são divididos em 2 grupos, os fornos contínuos, tipo de esteira e empurrador e fornos intermitentes, tipo caixa, tubo e mufla (CHIAVERINI).



Fonte: Vicente Chiaverini, 1986.

O processo de sinterização pode causar uma variação dimensional resultante da diferença de densidade em seções do compactado.

Figura 17 – Variação dimensional do compactado após sinterização



Fonte: Vicente Chiaverini, 1986.

3.8. TRATAMENTOS TÉRMICOS

Dentro da metalurgia do pó os tratamentos térmicos são procedimentos utilizados em etapas de acabamento adicionais para alterar propriedades físicas e mecânicas de materiais através da alteração de sua microestrutura promovida por uma transformação de fase. As principais variáveis associadas ao processo de tratamento térmico são a temperatura e o tempo de exposição, e em função desses parâmetros os principais procedimentos são classificados.

Nesta dissertação será abordado com mais detalhes o tipo de tratamento térmico aplicado no método de análise de ligas de alumínio termicamente

tratáveis, como a liga foco deste trabalho, o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.

3.8.1. Solubilização e envelhecimento artificial

O Tratamento de Envelhecimento é composto por três etapas básicas: Tratamento de Solubilização, Têmpera ou Resfriamento Rápido e Tratamento de Envelhecimento Artificial (ASKELAND).

Segundo Barbosa, este processo é aplicável a produtos que não são trabalhados a frio após resfriamento de uma temperatura elevada em um processo de conformação a quente, ou nos quais o efeito do trabalho a frio no endurecimento ou a planificação pode não ser reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

O processo de solubilização consiste em aquecer o material a temperaturas bem elevadas, próximas ao seu ponto de fusão. Após o aquecimento o material é mantido na temperatura elevada até que devido ao aumento dos coeficientes de difusão dos elementos de liga no alumínio, os átomos de soluto se difundem, se dissolvendo na matriz. A dissolução pode ocorrer de maneira parcial ou completa a depender do tempo de exposição desse material a temperatura. Após esse processo o material é resfriado rapidamente para manter assim a estrutura obtida, com os elementos de liga dissolvidos na matriz. Esse processo de resfriamento rápido é denominado têmpera. O processo de têmpera é usualmente realizado submetendo o material ao resfriamento em água para assegurar a velocidade necessária ao processo.

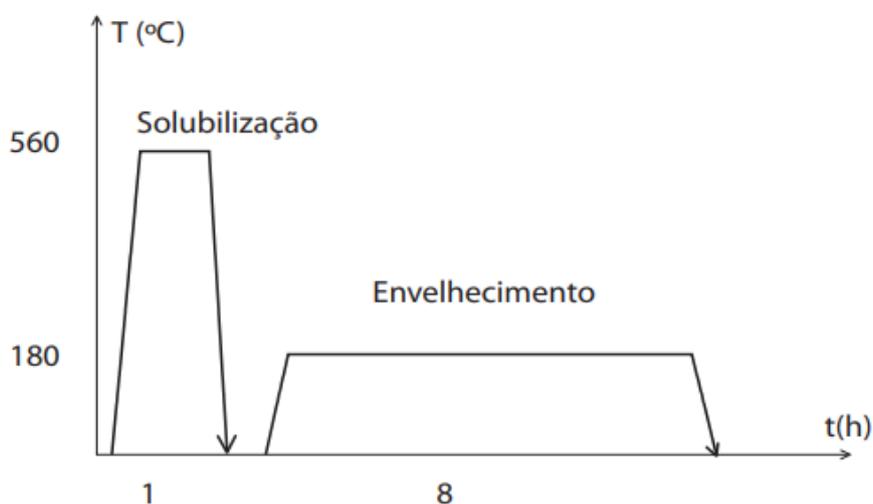
A última etapa do processo de tratamento térmico, denominada tratamento de envelhecimento, é caracterizada pela submissão do material a temperaturas mais baixas, porém por um tempo mais prolongado e de modo controlado. Seu principal objetivo é controlar a formação dos precipitados e do tamanho dos grãos.

O tratamento de envelhecimento é denominado envelhecimento natural quando a manutenção do material é feita a temperatura ambiente e envelhecimento artificial quando é realizada a uma temperatura mais elevada.

Devido ao controle de temperatura e tempo presentes no tratamento de envelhecimento artificial usualmente são obtidos valores de dureza mais elevados em comparação ao envelhecimento natural, onde o processo de cinética de precipitação é mais lento.

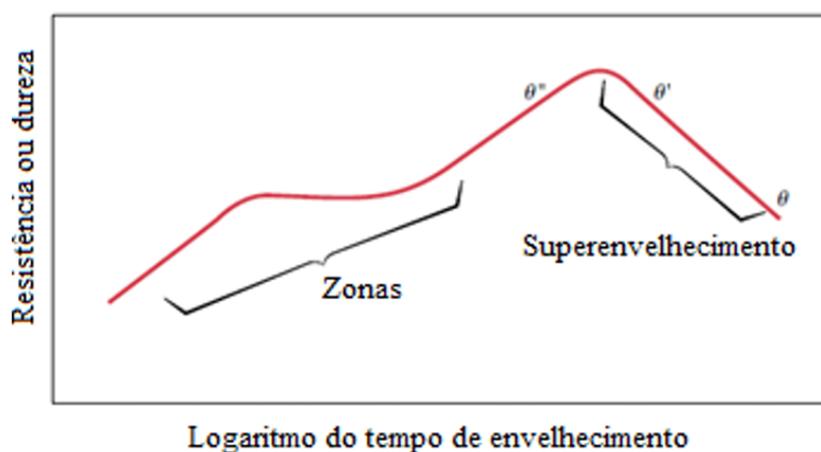
O controle de temperatura e tempo são necessários no tratamento artificial para assegurar que não ocorra o processo de superenvelhecimento, que é caracterizado pela diminuição dos valores de dureza do material após ser atingido seu valor máximo.

Figura 18 – Representação esquemática do tratamento de solubilização e envelhecimento



Fonte: Cassio Barbosa, 2014.

Figura 19 – Diagrama esquemático mostrando a resistência e dureza em função do tempo no processo de envelhecimento



Fonte: Adaptado de Callister, 2002.

Algumas referências de temperatura de solubilização para ligas de Alumínio da série 6XXX são descritas na figura 22, abaixo:

Figura 20 – Temperaturas de solubilização e envelhecimento para ligas de Alumínio da série 6XXX

Liga	T solubilização (°C)	T envelhecimento (°C)
6005	530	175
6009	555	205
6010	565	205
6053	520	170
6061	530	175
6063	520	175
6013	570	190
6066	530	175
6070	545	160
6111	560	175
6151	515	170
6262	540	175
6463	520	175
6951	530	160

Fonte: Cassio Barbosa, 2014.

3.9. TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS

3.9.1. Microscopia ótica (MO)

A microscopia ótica consiste em uma importante técnica para a caracterização de materiais com ampla aplicabilidade sendo a primeira técnica utilizada pelo homem para realizar estudos em materiais, com utilização datada de 1863.

A observação microscópica da microestrutura dos materiais e a correlação com suas propriedades começou no grande centro produtor de aço, em Sheffield, na Inglaterra. Ali, Henry Clifton Sorby, entre 1863 e 1864, observou a estrutura de rochas e de aços ao microscópio óptico. A superfície destes materiais tinha sido polida e atacada levemente com reagentes químicos (Padilha, 2000).

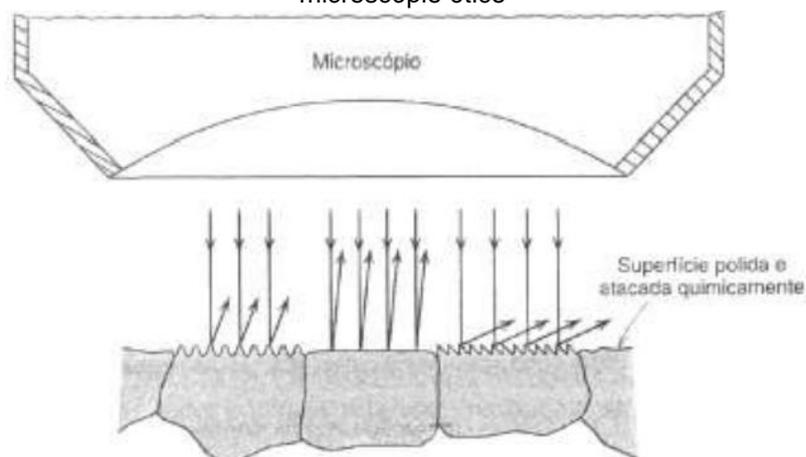
Através da sua aplicação é possível conhecer a integridade estrutural de fases, tamanho de grão e presença de defeitos. O equipamento utilizado na aplicação desta técnica é o microscópio ótico, que é constituído fundamentalmente pela associação de duas lentes convergentes denominadas objetiva e ocular. A função da lente objetiva é formar uma imagem real aumentada do objeto que está sendo examinado, sendo o resultado da lente ocular uma imagem virtual aumentada da imagem formada pela lente objetiva.

Os microscópios óticos mais modernos alcançam aumentos de 2000x – 2800x com uma resolução entre $0,2\ \mu\text{m}$ – $0,5\ \mu\text{m}$. Os maiores fatores de aumento e menores resoluções são atingidos utilizando objetivas a óleo (LEAL, 2000; DEDAVID et al., 2007).

A principal limitação desta técnica se dá pelo seu limite de resolução e poder de ampliação das imagens. Outro ponto de limitação é sua ausência de profundidade de foco, que limita seu resultado a imagens planas.

Seu limite máximo de resolução é estabelecido pelos efeitos de difração devido ao comprimento de onda da radiação incidente. Os microscópios óticos convencionais são limitados a um aumento máximo de 2000 vezes, porque acima deste valor, detalhes menores são imperceptíveis.

Figura 21 – Representação esquemática da obtenção de imagem projetada por um microscópio ótico



Fonte: Callister, 2002.

Figura 22 – Exemplo de imagem obtida através da utilização de microscopia ótica



Fonte: Callister, 2002.

3.9.2. Microscopia de varredura (MEV)

Um microscópio eletrônico de varredura utiliza um feixe de elétrons no lugar de fótons utilizados em um microscópio óptico convencional, o que permite solucionar o problema de resolução relacionado com a fonte de luz branca.

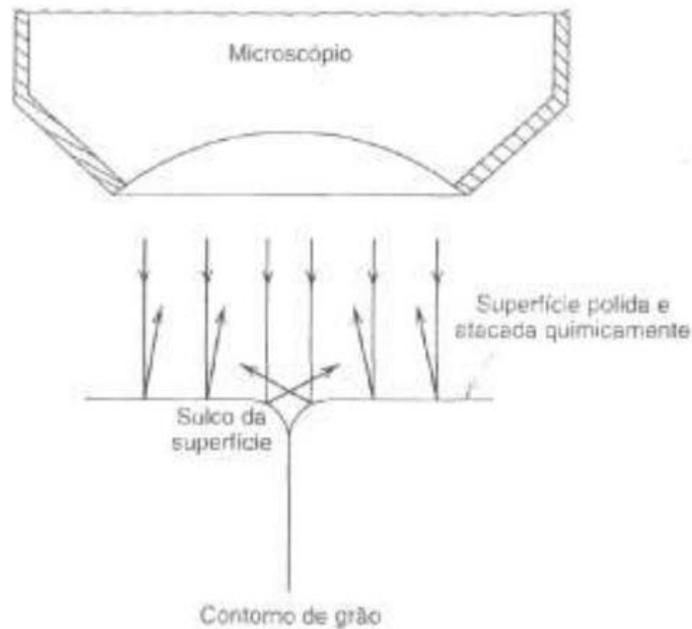
O MEV é um dos mais versáteis instrumentos disponíveis para a observação e análise de características microestruturais de objetos sólidos. A principal razão de sua utilidade é a alta resolução que pode ser obtida quando as amostras são observadas; valores da ordem de 2 a 5 nanômetros são geralmente apresentados por instrumentos comerciais, enquanto instrumentos de pesquisa avançada são capazes de alcançar uma resolução melhor que 1 nm (NAGATANI et al. 1987).

O MEV possibilita investigar a superfície de amostras com aumentos da ordem de centenas de milhares de vezes. Além disso, a técnica permite a realização de microanálises por espectroscopia de energia dispersiva (EDS), que proporciona a possibilidade de identificação dos elementos químicos presentes no material.

O princípio de um microscópio eletrônico de varredura consiste em utilizar um feixe de elétrons de pequeno diâmetro para explorar a superfície da amostra

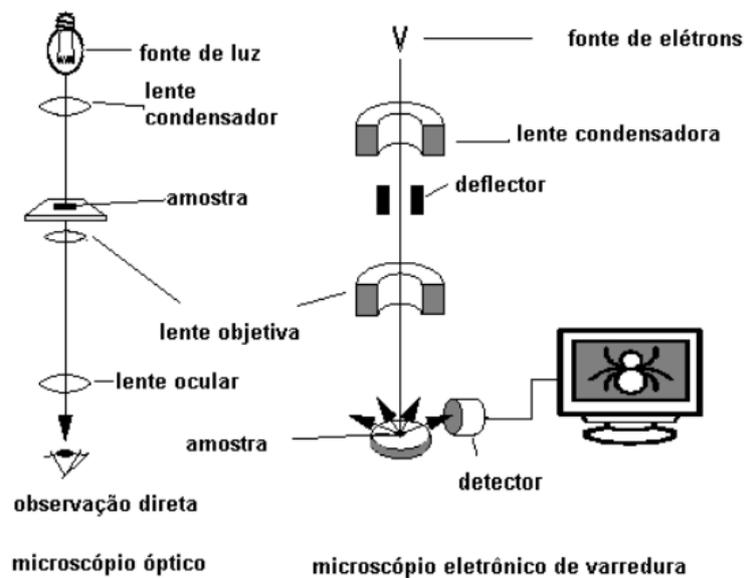
e transmitir o sinal do detector a uma tela catódica. Estes sinais são utilizados para a formação das imagens.

Figura 23 – Representação esquemática da obtenção de imagem projetada por um microscópio eletrônico de varredura



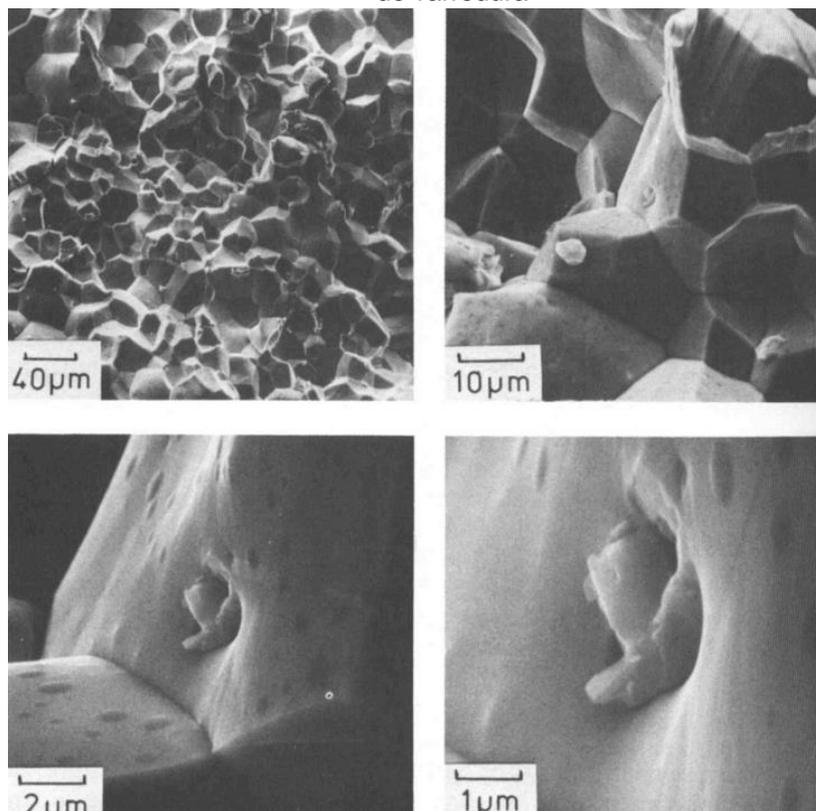
Fonte: Callister, 2002

Figura 24 – Comparativo entre componentes de microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura



Fonte: Material PUCRS, 2007.

Figura 25 – Exemplo de imagens obtidas utilizando a técnica de microscopia eletrônica de varredura



Fonte: Goldstein et al, 2003.

Um importante diferencial da técnica de microscopia eletrônica de varredura é sua grande profundidade de campo, o que permite a obtenção de imagens com aparência tridimensional tornando-a usualmente complementar a técnica de microscopia ótica.

3.9.3. Microdureza Vickers

Dureza é a medida da resistência de um material a uma deformação plástica localizada. No caso de uma microdureza é a resistência a uma deformação muito pequena, uma microdeformação (CALLISTER e RETHWISCH, 2012).

O ensaio de microdureza vickers consiste em um ensaio realizado com um penetrador pequeno de diamante, com geometria piramidal, que é forçado contra a superfície do corpo de prova com aplicação de cargas que variam entre 1 a 1000 g. A medição proveniente da aplicação das cargas é convertida em um

número de índice de dureza, com unidade conhecida como HV, e sua obtenção é realizada através da observação do corpo de prova utilizando um microscópio.

A dureza Vickers (HV) é obtida através da divisão da carga P pela área de contato:

$$HV = \frac{1,8544 P}{l^2} \quad (\text{Equação 1})$$

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O presente trabalho foi desenvolvido em continuidade a um trabalho de dissertação de mestrado anterior, que teve como objetivo a fabricação dos compósitos em estudo utilizando a técnica de metalurgia do pó. Os pós foram submetidos a moagem de alta energia em um moinho vibratório do tipo SPEX, por 120 minutos. Em seguida foram compactados uniaxialmente a frio numa prensa hidráulica e os pré-compactados foram extrudados a quente numa matriz aquecida por resistências elétricas.

Foram desenvolvidas 14 amostras com composição conforme descritas abaixo na tabela 2.

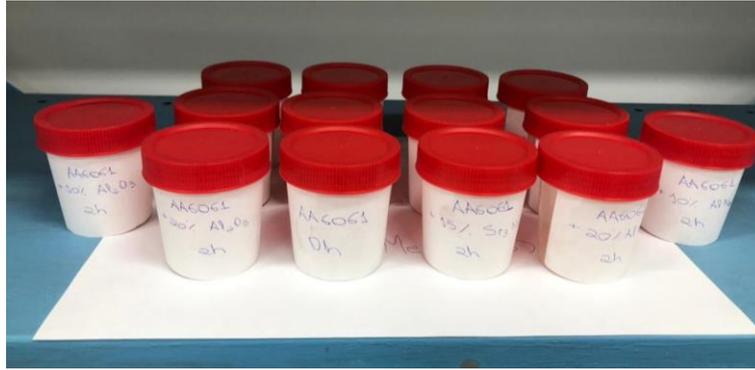
Tabela 1 - Amostras

Número da amostra	Composição	Tempo de moagem
1	AA6061	0 h
2	AA6061	2 h
3	AA6061 + 10% <i>AlN</i>	2 h
4	AA6061 + 15% <i>AlN</i>	2 h
5	AA6061 + 20% <i>AlN</i>	2 h
6	AA6061 +10% <i>Si₃N₄</i>	2 h
7	AA6061 +15% <i>Si₃N₄</i>	2 h
8	AA6061 +20% <i>Si₃N₄</i>	2 h
9	AA6061 +10% <i>SiC</i>	2 h
10	AA6061 +15% <i>SiC</i>	2 h
11	AA6061 +20% <i>SiC</i>	2 h
12	AA6061 +10% <i>Al₂O₃</i>	2 h
13	AA6061 +15% <i>Al₂O₃</i>	2 h
14	AA6061 +20% <i>Al₂O₃</i>	2 h

Fonte: O autor, 2021.

A estruturação das amostras envolvendo as etapas de pesagem dos pós, moagem de alta energia, compactação e extrusão dos pós representa parte do escopo do mencionado trabalho, ficando as etapas seguintes como contribuição e estudo do presente trabalho.

Figura 26 – Identificação das amostras que fazem parte do escopo do trabalho



Fonte: O autor, 2021.

4.1. TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO

Para avaliação da influência do tratamento térmico nas propriedades mecânicas e microestrutura dos materiais, as amostras foram submetidas a tratamentos de solubilização, têmpera e envelhecimento artificial.

O processo de solubilização foi efetuado utilizando um forno do tipo mufla com os seguintes parâmetros:

- Temperatura do forno: 480 °C;
- Tempo de exposição das amostras: 90 minutos.

Figura 27 – Forno do tipo mufla utilizado para tratamento de solubilização das amostras



Fonte: O autor, 2021.

Após este processo as amostras foram submetidas ao resfriamento rápido da têmpera, sendo utilizada água a temperatura ambiente como fluido de resfriamento. As amostras foram submergidas em água atingindo rapidamente temperatura ambiente.

Figura 28 – Amostras sendo inseridas no forno tipo mufla para execução de processo de solubilização



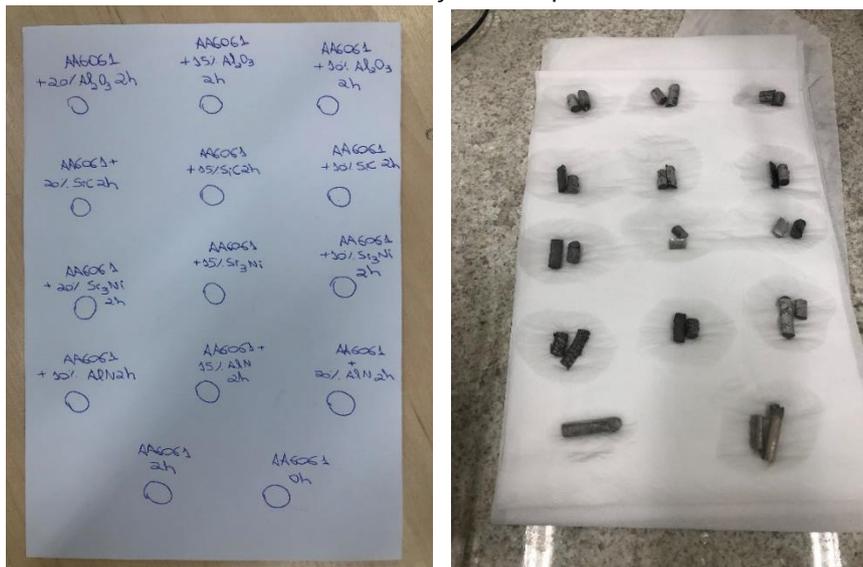
Fonte: Autor, 2021.

Figura 29 – Recipiente com água utilizado para processo de tempera e pinça para manuseio das amostras



Fonte: Autor, 2021.

Figura 30 – Registro de guia de posicionamento e amostras após tratamento térmico de solubilização e tempera



Fonte: O autor, 2021.

Após o processo de solubilização e tempera as amostras foram submetidas a etapa de envelhecimento artificial utilizando um forno tipo mufla com atmosfera controlada de gás argônio e os seguintes parâmetros de configuração:

- Temperatura do forno: 120°C;
- Tempo de exposição das amostras: 3 horas.

Após esse processo as amostras foram resfriadas de maneira lenta, no próprio forno, até atingirem temperatura ambiente.

Figura 31 – Forno do tipo mufla com atmosfera controlada utilizada para processo de envelhecimento artificial das amostras



Fonte: Autor, 2021

Todos os experimentos foram realizados no Laboratório de Metalurgia do Pó no INTM da UFPE.

4.2. PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA DAS AMOSTRAS

O processo de preparação das amostras se iniciou com o corte das amostras no sentido transversal e longitudinal para verificação da microestrutura e propriedades mecânicas dos materiais ao longo da amostra extrudada.

Os cortes foram feitos numa cortadora de precisão modelo STRUERS da marca ACCUTOM-100 com parâmetros de corte conforme descrito abaixo:

- Rotação: 3000 rpm;
- Velocidade de avanço: 0,2 mm/s.

Figura 32 – Cortadora de precisão utilizada para corte das amostras



Fonte: Autor, 2021

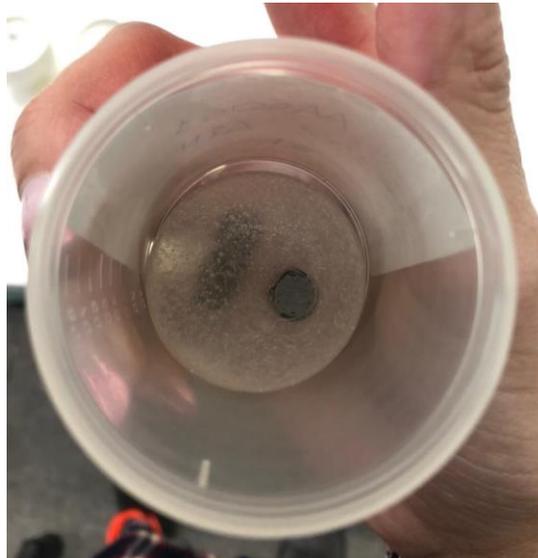
Após o corte as amostras foram embutidas a frio em resina sintética de polimerização rápida para facilitar seu manuseio.

Figura 33 – Processo de embutimento das amostras em resina sintética de polimerização rápida



Fonte: O autor, 2021.

Figura 34 – Resultado do embutimento das amostras em resina



Fonte: O autor, 2021.

Após a etapa de embutimento as amostras foram lixadas a úmido manualmente, passando por lixas de granulometria 180, 220, 320, 400, 600, 1000 em sequência.

Figura 35 – Máquina semi automática utilizada para lixamento das amostras



Fonte: Autor, 2021.

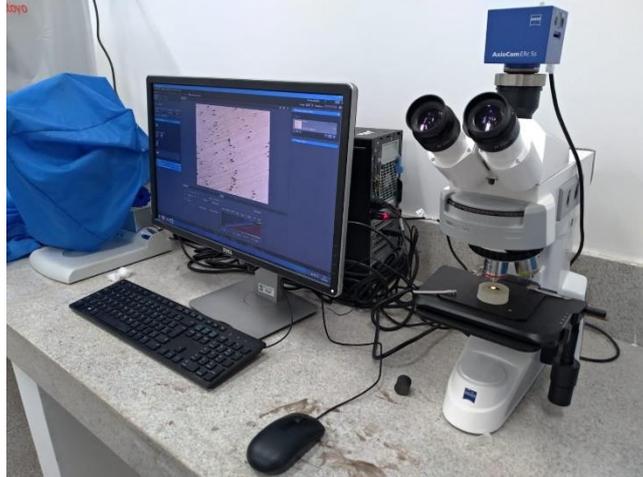
Ao finalizar o lixamento as amostras seguiram para etapa do polimento realizada na mesma politriz semiautomática, porém com a utilização de um pano de polimento com pasta diamantada e lubrificante até que a superfície se mostrasse sem riscos, pronta para a análise microscópica.

4.3. MICROSCOPIA ÓTICA (MO) DAS AMOSTRAS

A análise de microscopia ótica foi realizada nas amostras por um técnico do Laboratório de Metalurgia do Pó da área de Materiais e Fabricação do DEMEC da UFPE com um microscópio ótico da marca Zeiss, sendo as amostras submetidas previamente a um ataque químico com ácido fluorídrico com concentração de 0,5%.

Foram obtidas micrografias com aumentos de 50x, 100x, 200x e 500x para todas as amostras.

Figura 36 – Microscópio eletrônico utilizado para análise das amostras



Fonte: O autor, 2021

4.4. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) DAS AMOSTRAS

Todas as amostras foram submetidas a análise realizada pelo técnico do Laboratório de Metalurgia do Pó da área de Materiais e Fabricação do DEMEC da UFPE, utilizando microscópio eletrônico de varredura fabricante Tescan, modelo Mira3, com ampliações de 100x, 200x, 500x, 1000x, 2000x e 4000x, com realização de microanálises por espectroscopia de energia dispersiva (EDS).

Figura 37 – Microscópio eletrônico de varredura utilizado para análise das amostras

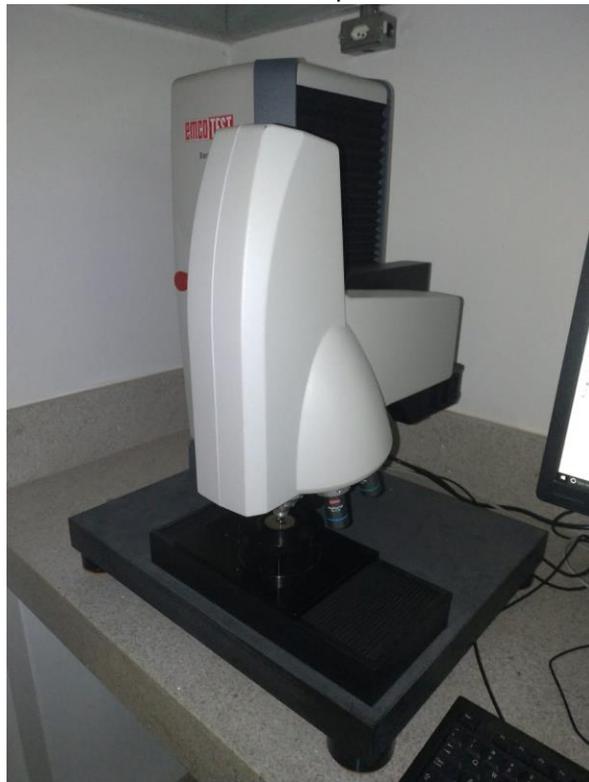


Fonte: O autor, 2021.

4.5. ENSAIO MICRODUREZA VICKERS

Todas as amostras foram submetidas a análise de microdureza realizada por um técnico do Laboratório de Metalurgia do Pó da área de Materiais e Fabricação do DEMEC da UFPE, sendo utilizado um durômetro de marca Emco-Test, modelo Durascan. Foram realizadas 15 indentações em cada amostra com uma carga de 0,1Kg.

Figura 38 – Durômetro utilizado para análise das amostras



Fonte: O autor, 2021.

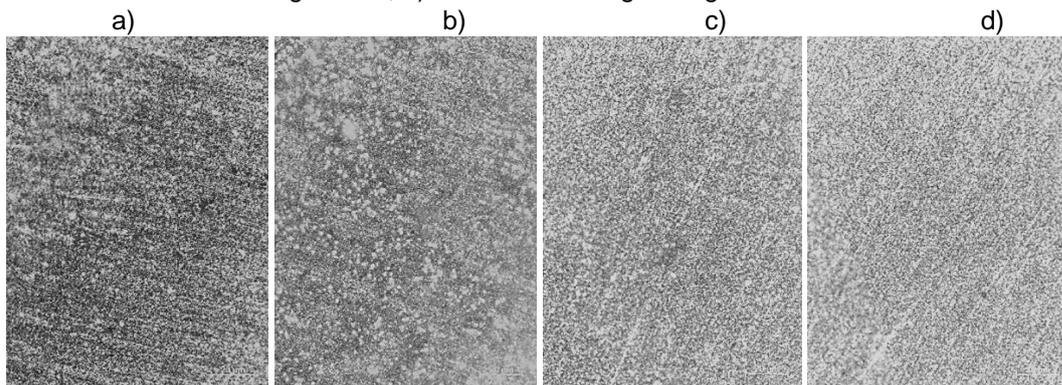
5 RESULTADO E DISCUSSÕES

Abaixo se apresentam de forma estruturada os resultados obtidos através das análises realizadas.

5.1. RESULTADOS DAS ANÁLISES DE MO DAS AMOSTRAS

Nas amostras sem a adição de material de reforço é possível visualizar uma diferença na uniformidade da microestrutura e tamanho de grão comparando a amostra que não foi submetida a moagem com a amostra que realizou a moagem pelo tempo de 2 horas evidenciando a influência do tempo de moagem na redução do tamanho do grão.

Figura 39 – MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento sem material de reforço com ampliação de 500x. a) 0 horas de moagem região longitudinal; b) 0 horas de moagem região transversal; c) 2 horas de moagem região longitudinal; d) 2 horas de moagem região transversal.

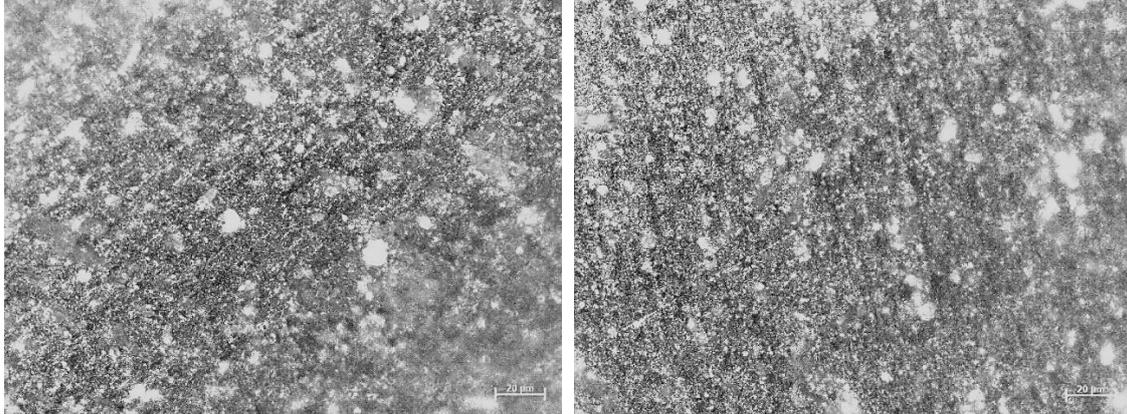


Fonte: O autor, 2021.

Comparando as amostras com mesmo tempo de moagem, mesmo elemento de reforço e inclusões em diferentes concentrações é possível evidenciar a diferença microestrutural com o aumento das concentrações.

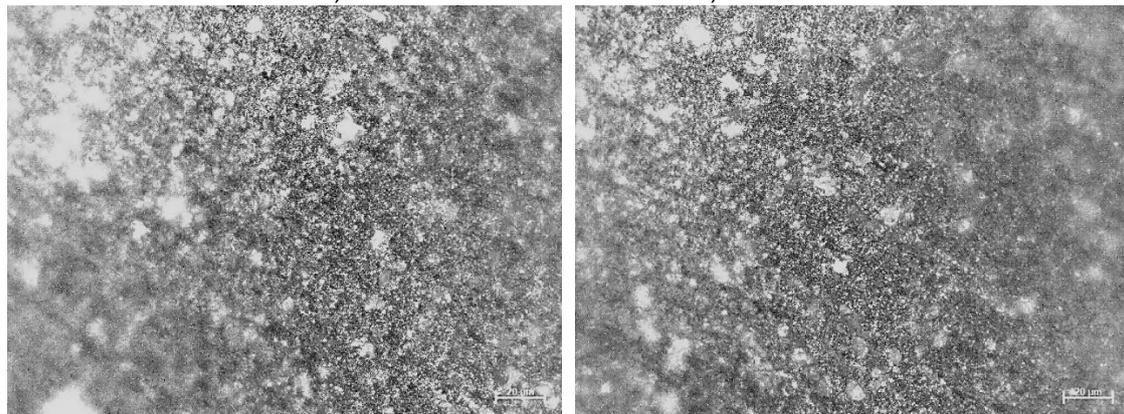
A distinção entre a apresentação da microestrutura em função de seus diferentes reforços também fica evidenciada comparando os resultados.

Figura 40 – MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 10% de AlN e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal;



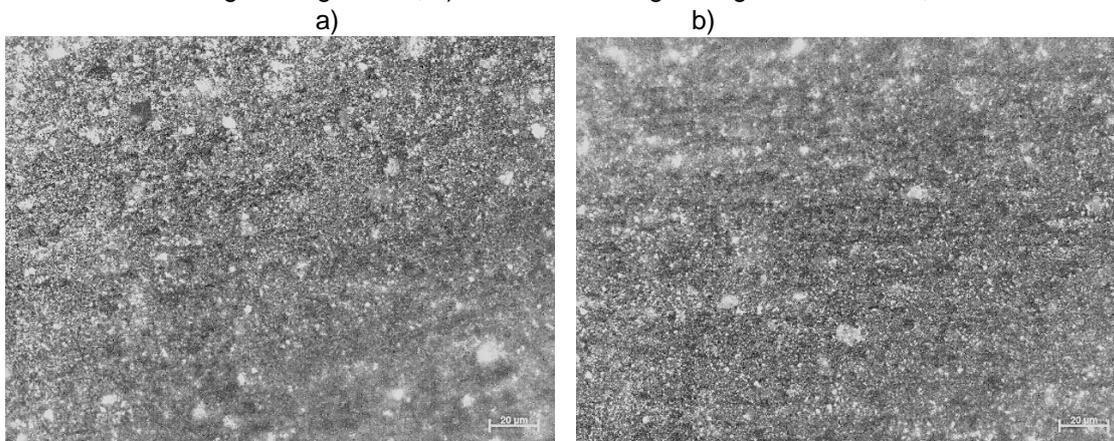
Fonte: O autor, 2021.

Figura 41 – MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 15% de AlN e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal;



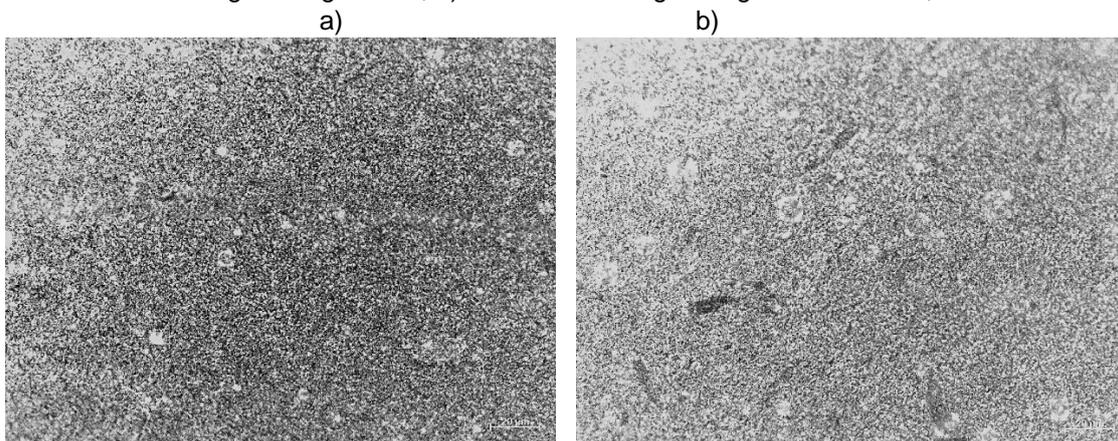
Fonte: O autor, 2021.

Figura 42 – MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 20% de AlN e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal;



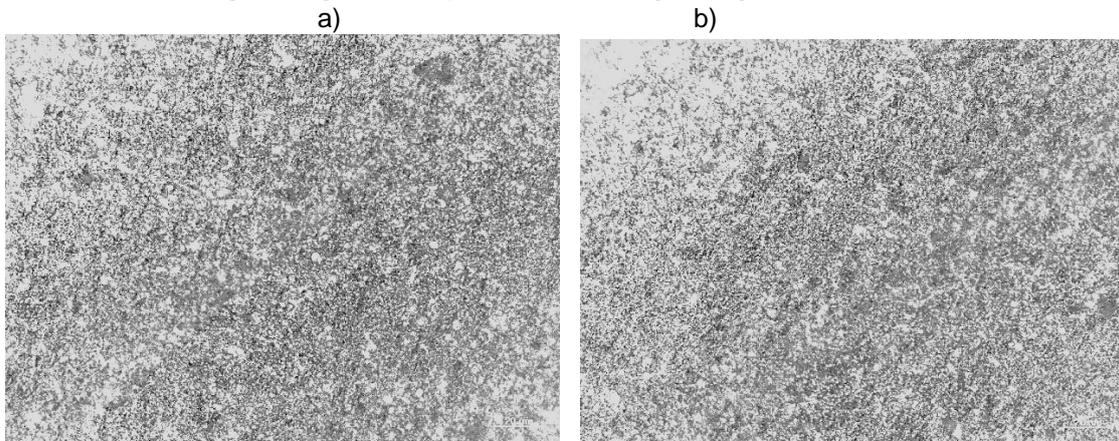
Fonte: O autor, 2021.

Figura 43 – MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 10% de Si_3N_4 e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal;



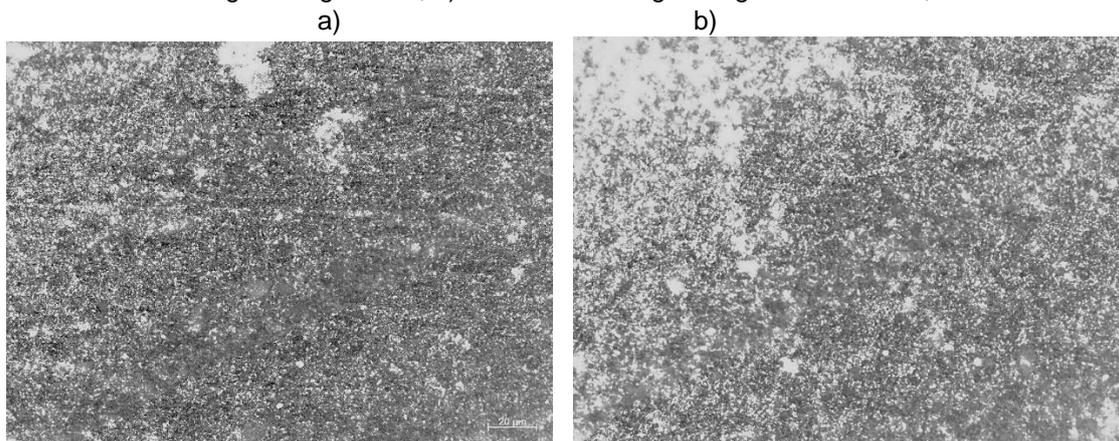
Fonte: O autor, 2021.

Figura 44 – MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 15% de Si_3N_4 e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal;



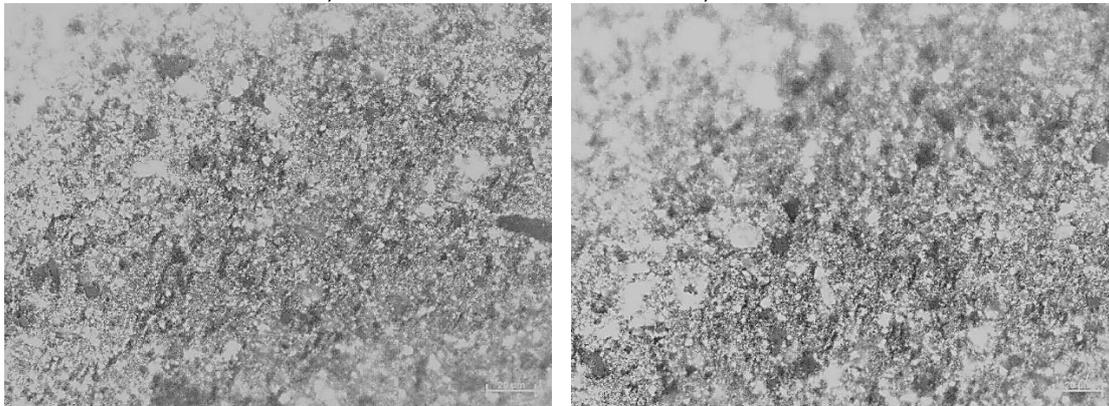
Fonte: O autor, 2021

Figura 45 – MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 20% de Si_3N_4 e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal;



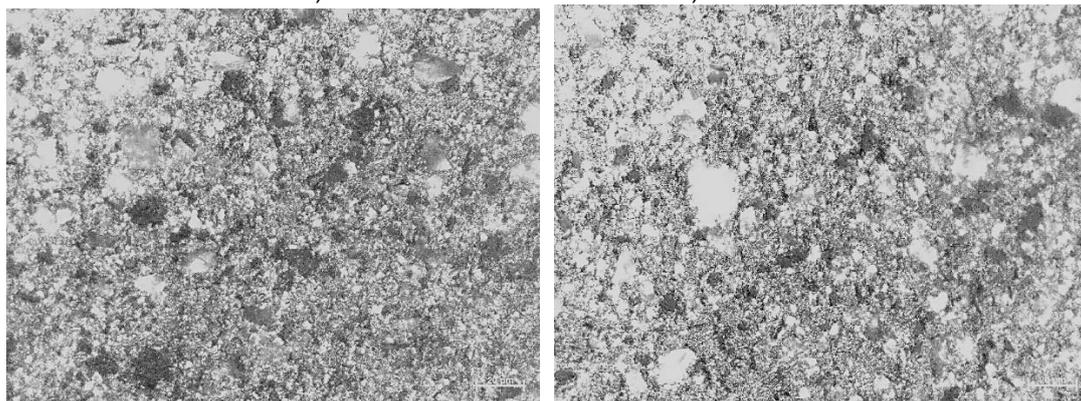
Fonte: O autor, 2021.

Figura 46 – MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 10% de *SiC* e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal;



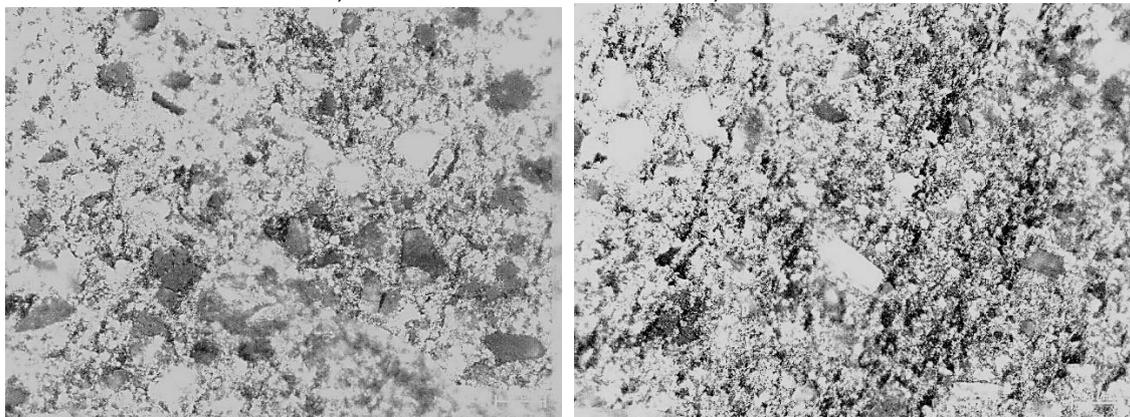
Fonte: O autor, 2021.

Figura 47– MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 15% de *SiC* e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal;



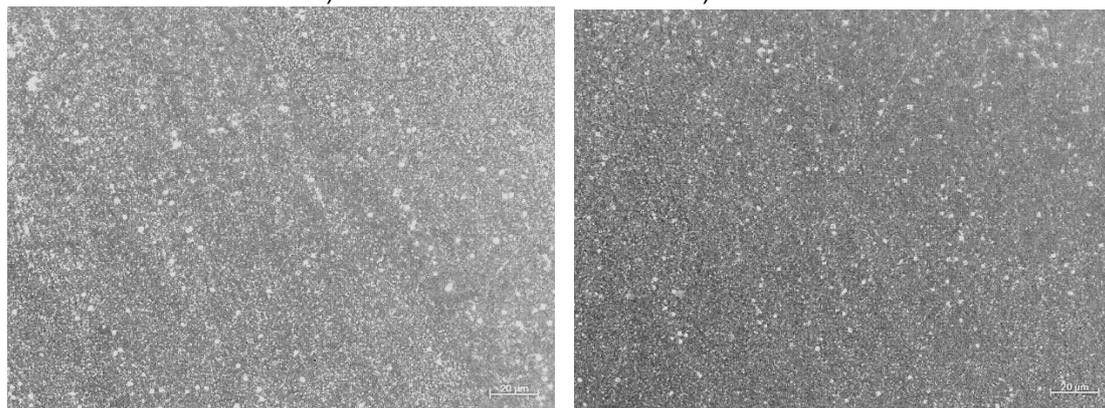
Fonte: Autor, 2021.

Figura 48 – MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento inclusão de 20% de SiC e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal;



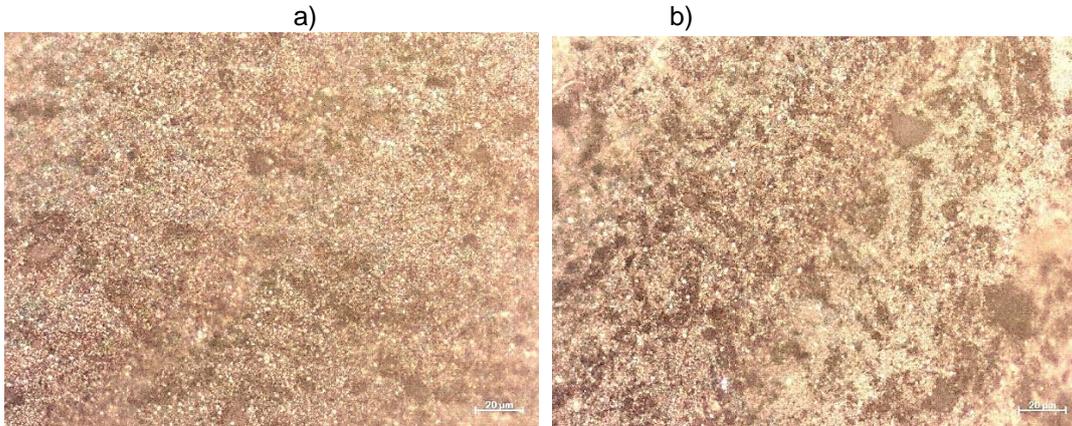
Fonte: O autor, 2021.

Figura 49 – MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 10% de Al_2O_3 e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal;



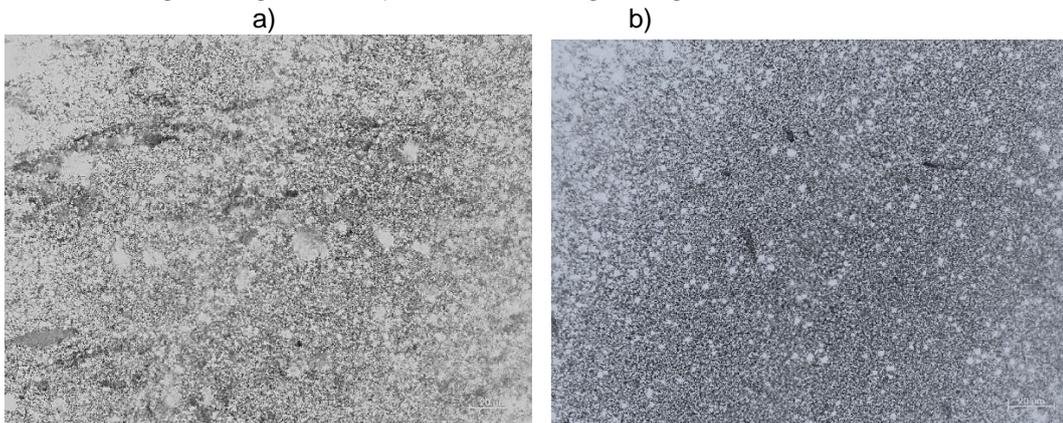
Fonte: O autor, 2021.

Figura 50 – MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 15% de Al_2O_3 e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal;



Fonte: O autor, 2021.

Figura 51 – MO da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com inclusão de 20% de Al_2O_3 e ampliação de 500x. a) 2 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região transversal;



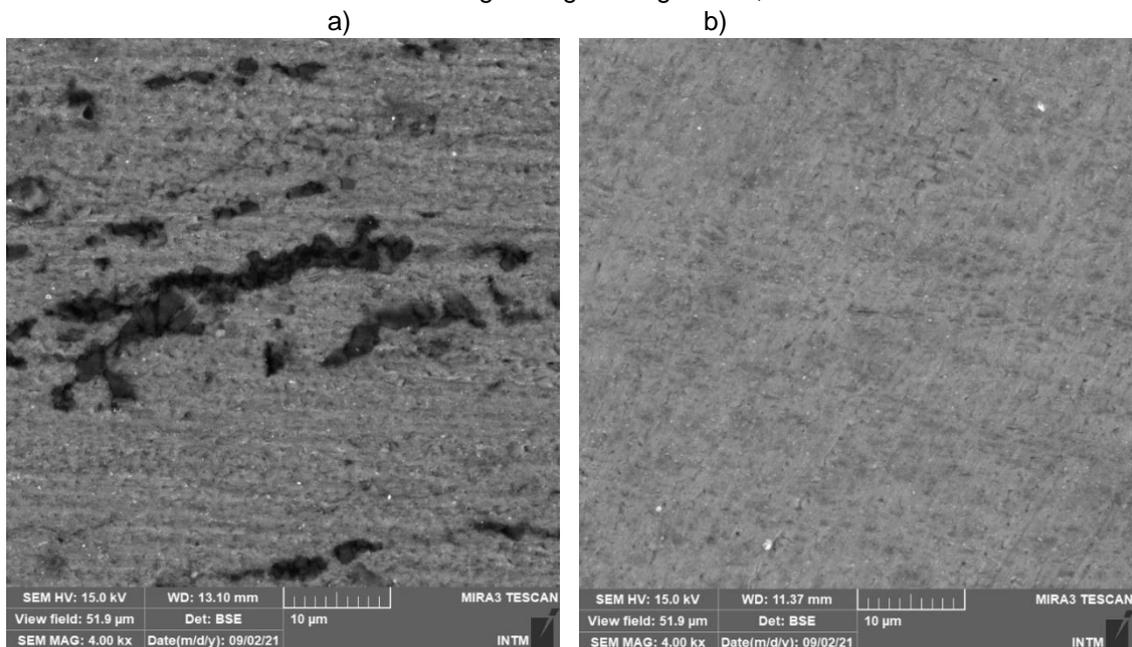
Fonte: O autor, 2021.

5.2. RESULTADO DO MEV E EDS DAS AMOSTRAS

As imagens de MEV foram realizadas com aumentos de 200x, 500x, 1000x, 2000x e 4000x, enquanto que os resultados obtidos através do Espectrômetro de Dispersão de Energia (EDS) foram feitos com as ampliações de 4000x.

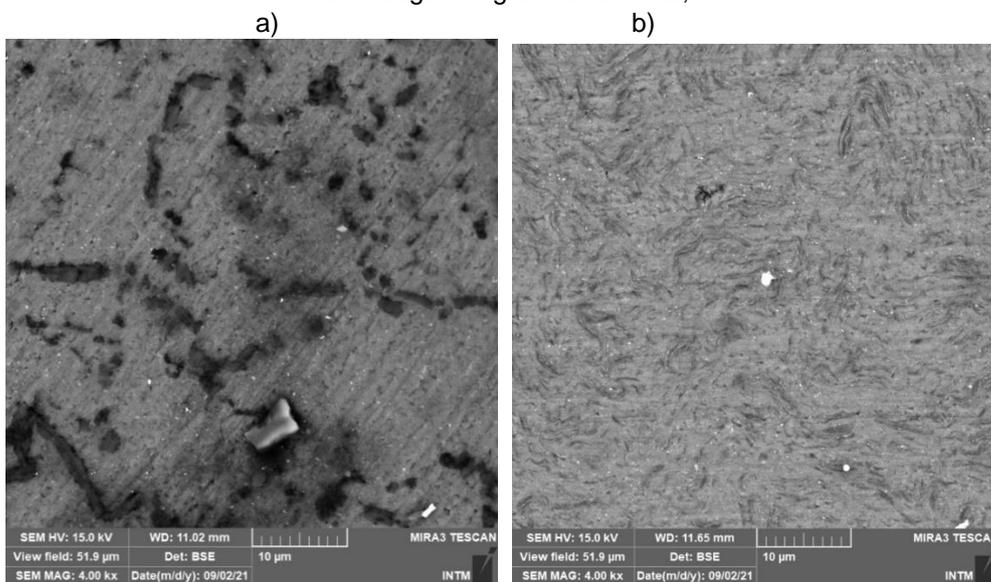
Comparando as amostras da liga AA6061 sem inclusão com tempos de moagem de 0 horas e 2 horas através das imagens de ampliação do MEV é possível evidenciar nitidamente a diferença na granulometria e tamanhos das partículas ocasionada devido ao processo de moagem.

Figura 52 – MEV da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 2000x. a) 0 horas de moagem região longitudinal; b) 2 horas de moagem região longitudinal;



Fonte: O autor, 2021.

Figura 53 – MEV da amostra de AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x. a) 0 horas de moagem região transversal; b) 2 horas de moagem região transversal;

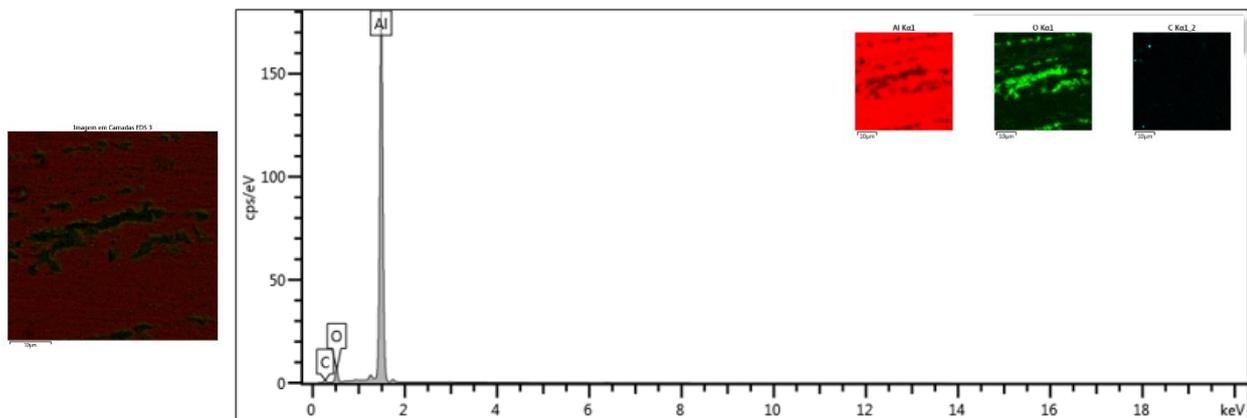


Fonte: O autor, 2021.

Comparando os resultados de EDS das amostras transversais e longitudinais de AA6061 com e sem o processo de moagem é possível identificar os componentes que caracterizam a liga e observar a aparição ou aumento do elemento ferro pós moagem. Esta contaminação com ferro deve-se ao desgaste

do moinho e esferas de aço inox utilizados no processo de moagem. O oxigênio constatado também se deve devido a contaminação atmosférica.

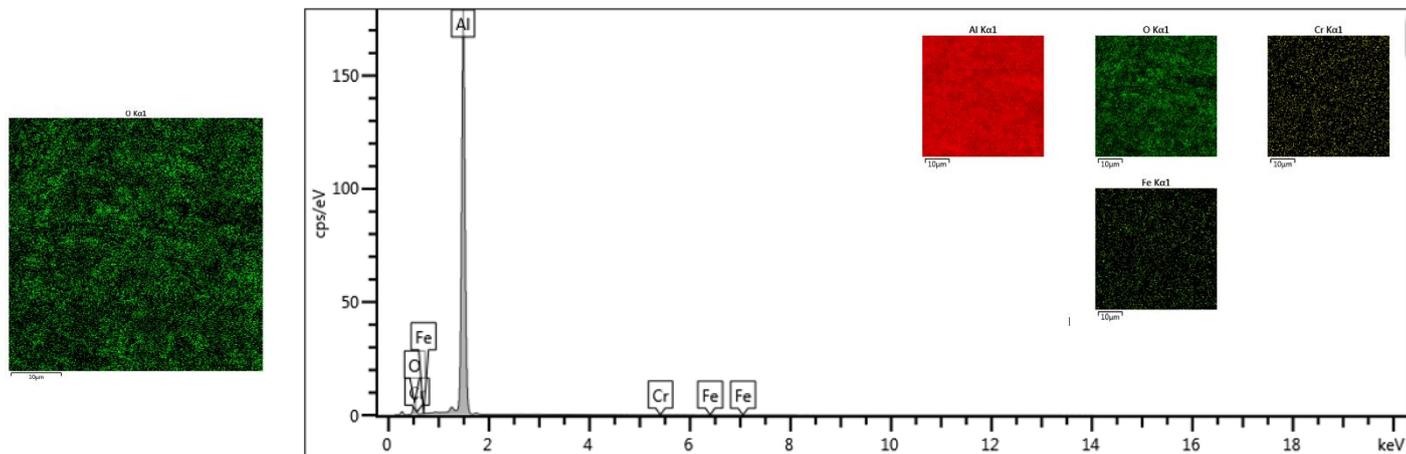
Figura 54 – EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com 0 horas de moagem



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	0,47	0,00465	9,46	0,05	C Vit	Sim
O	Série K	5,18	0,01742	11,22	0,02	SiO2	Sim
Al	Série K	47,58	0,34176	79,32	0,05	Al2O3	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

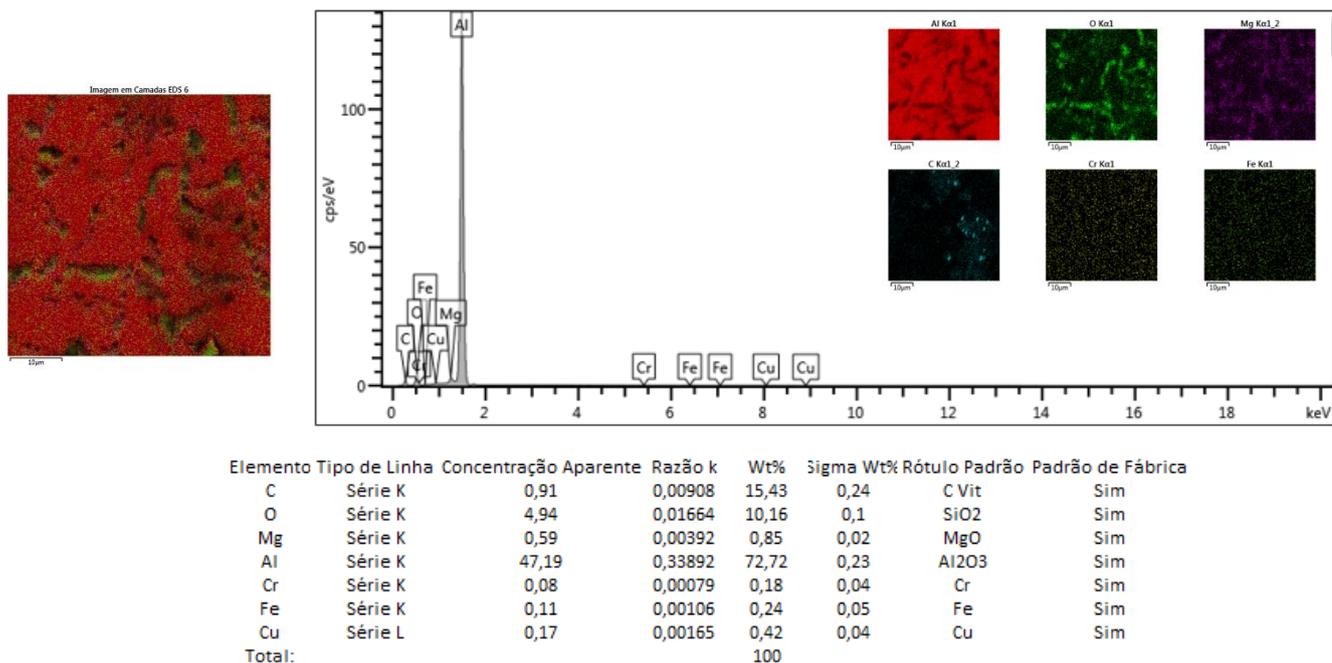
Figura 55 – EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com 2 horas de moagem



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
O	Série K	4,73	0,0159	10,68	0,09	SiO2	Sim
Al	Série K	47,79	0,34325	88,87	0,11	Al2O3	Sim
Cr	Série K	0,04	0,00044	0,13	0,04	Cr	Sim
Fe	Série K	0,11	0,0011	0,32	0,05	Fe	Sim
Total:				100			

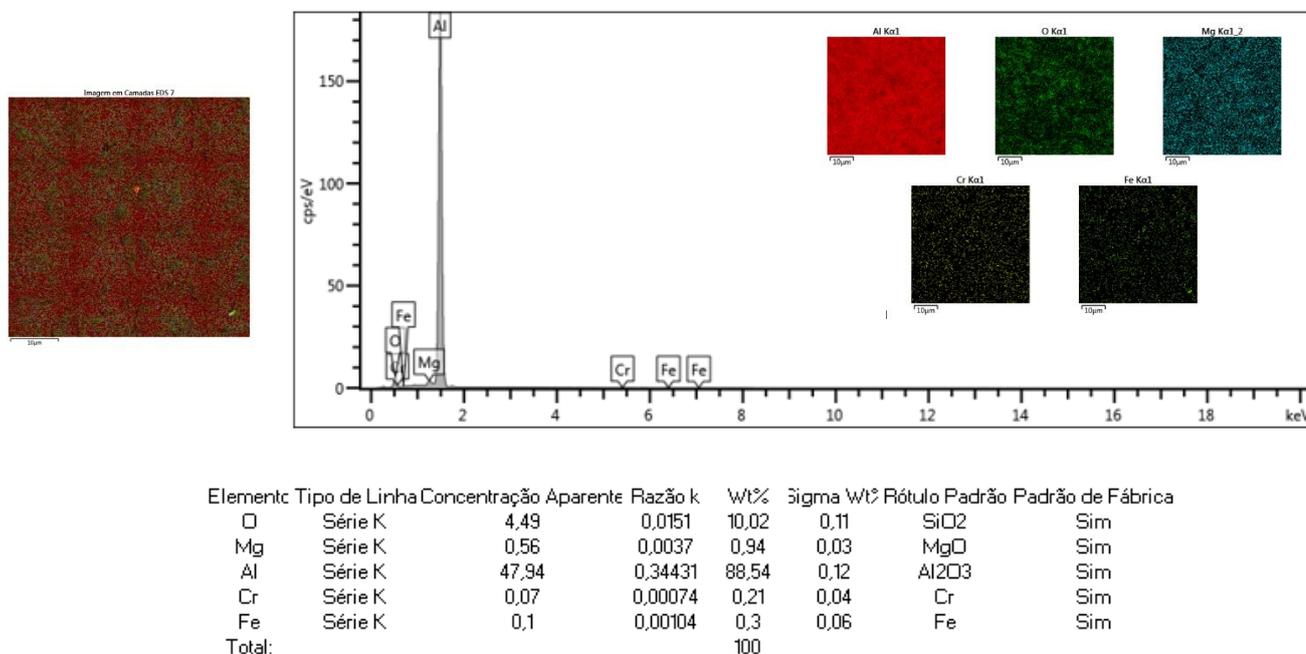
Fonte: O autor, 2021.

Figura 56 – EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com 0 horas de moagem



Fonte: O autor, 2021.

Figura 57 – EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com 2 horas de moagem

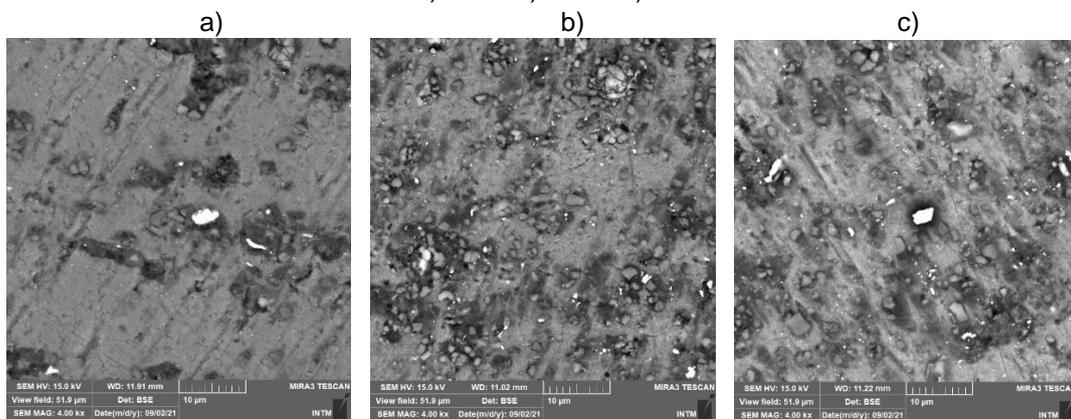


Fonte: Autor, 2021.

Analisando as imagens provenientes do MEV referentes as amostras de AA6061 com inclusão de *AlN* é possível constatar o aumento do reforço visualmente, caracterizado por particulados de tom cinza escuro nas imagens. É

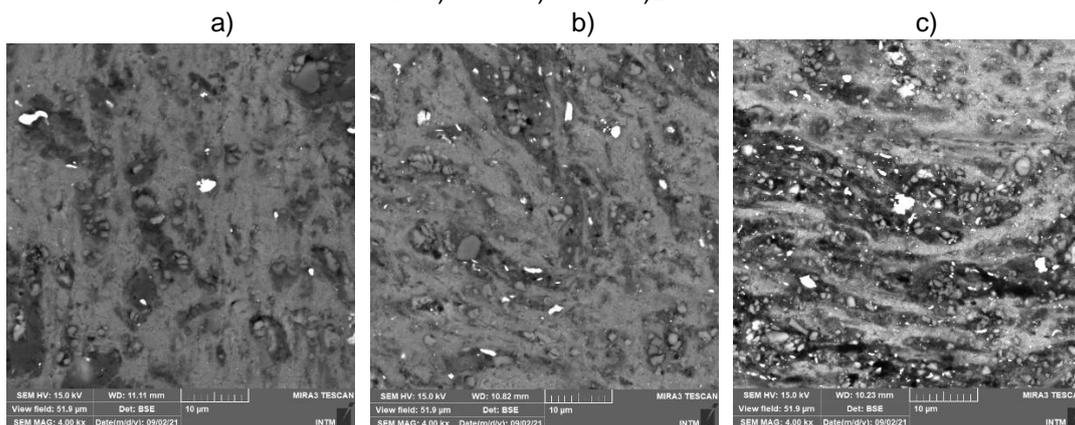
possível constatar uma tendência do nitreto de alumínio em formar aglomerados à medida que a concentração do reforço aumenta, principalmente na região de ligação entre as partículas do pó e da matriz. Esses aglomerados têm como consequência o surgimento de áreas de fragilidade de propriedades mecânicas do material, pois gera descontinuidade entre a matriz e o reforço. A divergência entre o tamanho de partículas do pó matriz e reforço também fica evidente nas imagens através da identificação dos poros na estrutura.

Figura 58 – MEV das amostras de AA6061 longitudinais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de AlN em concentração de a) 10% b)15% e c) 20%



Fonte: O autor, 2021.

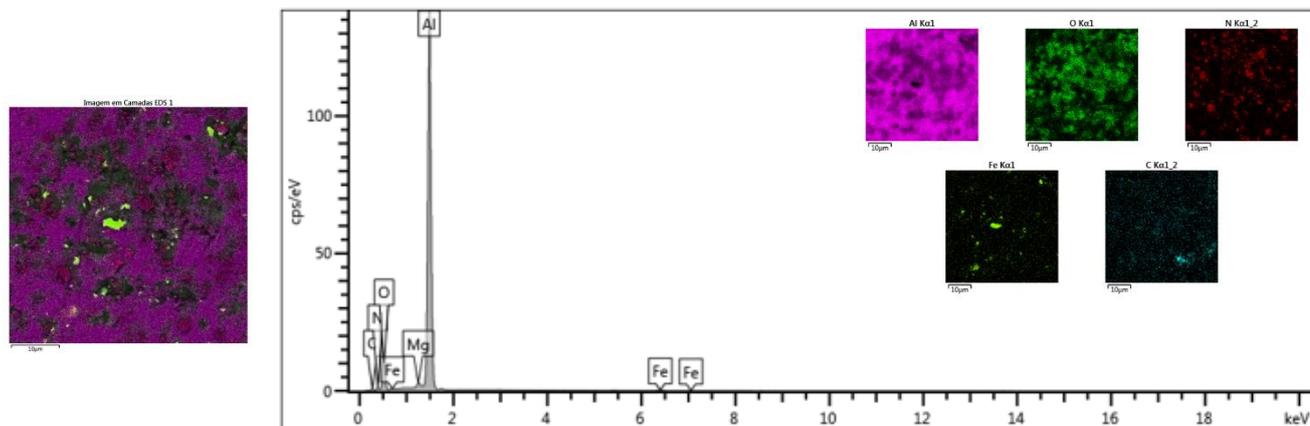
Figura 59 – MEV das amostras de AA6061 transversais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de AlN em concentração de a) 10% b)15% e c)20%



Fonte: O autor, 2021.

Os resultados de EDS transversais e longitudinais apontam a presença de impurezas devido ao processo de moagem e confirmam a presença do reforço AlN na matriz. Também é possível confirmar a tendência do nitreto de

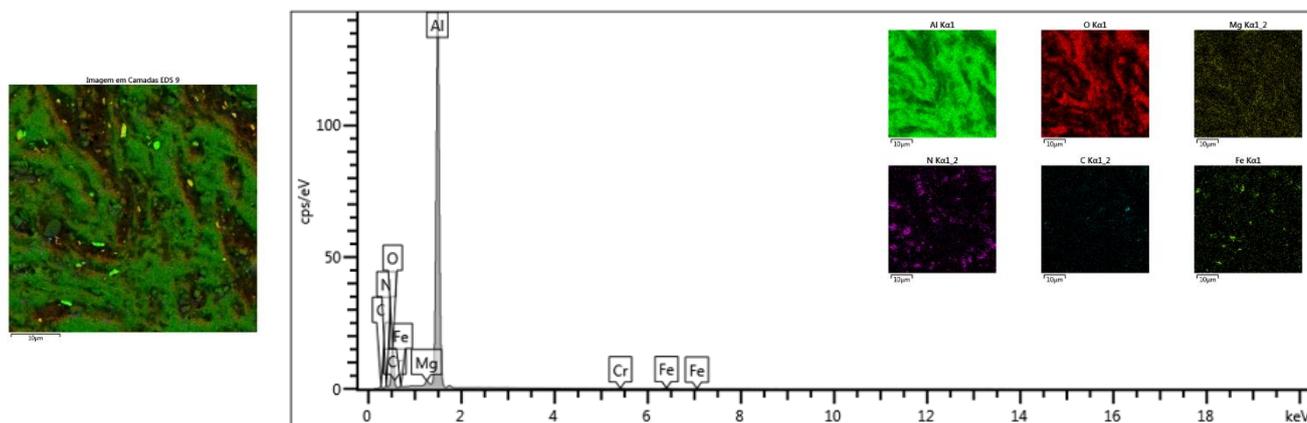
Figura 62 – EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de AlN



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	0,3	0,0031	4,74	0,14	C Vit	Sim
N	Série K	3,87	0,0069	5,62	0,13	BN	Sim
O	Série K	10,59	0,0356	19,25	0,1	SiO2	Sim
Mg	Série K	0,57	0,0038	0,84	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	44,76	0,3215	68,37	0,16	Al2O3	Sim
Fe	Série K	0,54	0,0054	1,19	0,04	Fe	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

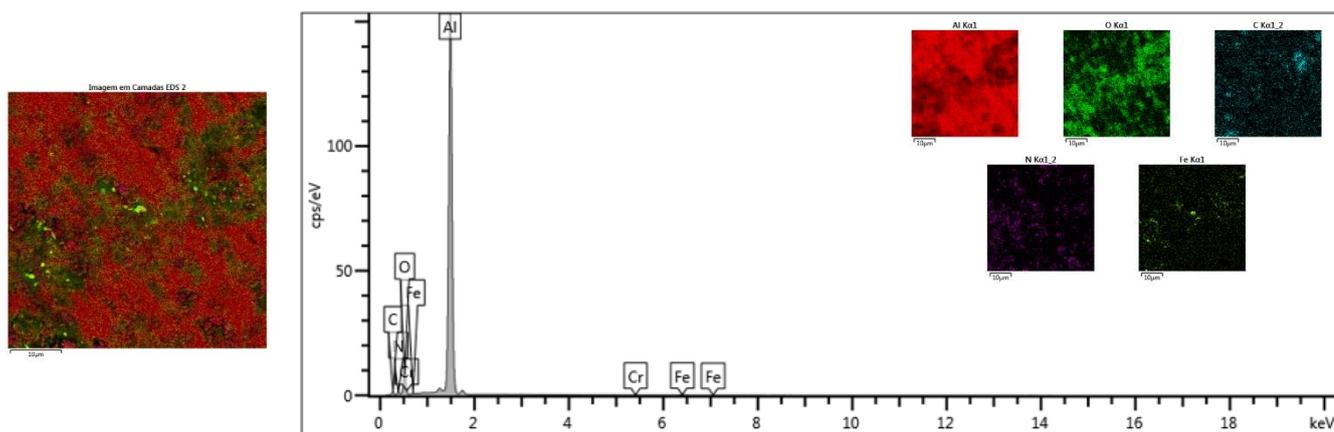
Figura 63 – EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de AlN



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	0,35	0,00345	4,87	0,16	C Vit	Sim
N	Série K	3,1	0,00552	4,11	0,14	BN	Sim
O	Série K	15,4	0,05183	24,71	0,12	SiO2	Sim
Mg	Série K	0,51	0,00341	0,73	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	43,66	0,31358	64,47	0,18	Al2O3	Sim
Cr	Série K	0,09	0,00089	0,19	0,03	Cr	Sim
Fe	Série K	0,44	0,00439	0,92	0,05	Fe	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

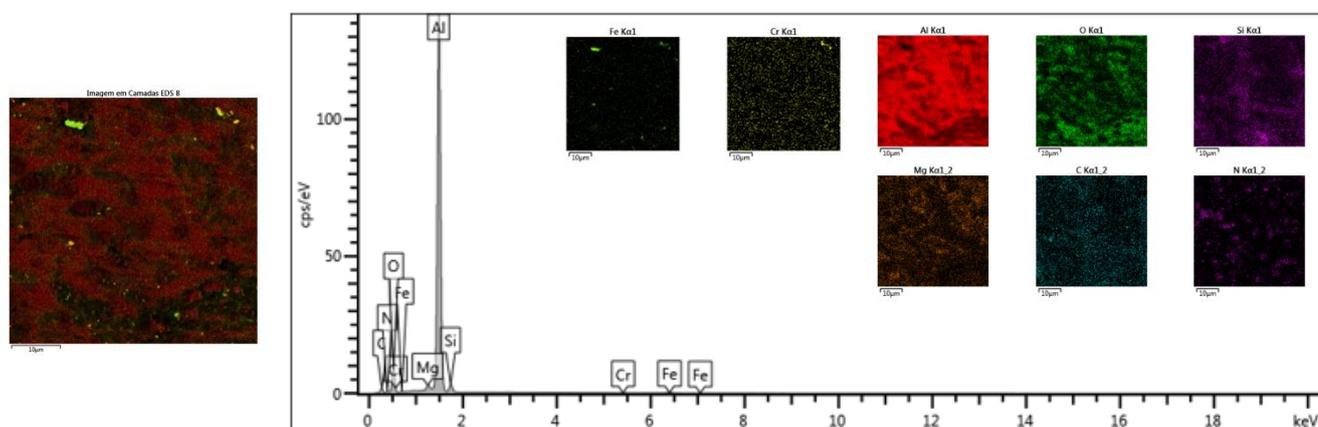
Figura 64 – EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de AlN



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	0,57	0,00567	8,85	0,17	C Vit	Sim
N	Série K	3,38	0,00602	5,48	0,15	BN	Sim
O	Série K	7,87	0,02649	15,49	0,1	SiO2	Sim
Al	Série K	45,93	0,32987	69,26	0,19	Al2O3	Sim
Cr	Série K	0,07	0,00072	0,16	0,03	Cr	Sim
Fe	Série K	0,35	0,00347	0,77	0,04	Fe	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

Figura 65 – EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de AlN



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	0,85	0,00845	11,82	0,2	C Vit	Sim
N	Série K	2,62	0,00466	4,09	0,16	BN	Sim
O	Série K	9,27	0,03121	16,74	0,11	SiO2	Sim
Mg	Série K	0,58	0,00383	0,79	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	44,44	0,31921	63,22	0,2	Al2O3	Sim
Si	Série K	0,88	0,00701	2,19	0,03	SiO2	Sim
Cr	Série K	0,11	0,00107	0,22	0,03	Cr	Sim
Fe	Série K	0,45	0,00455	0,94	0,05	Fe	Sim
Total:				100			

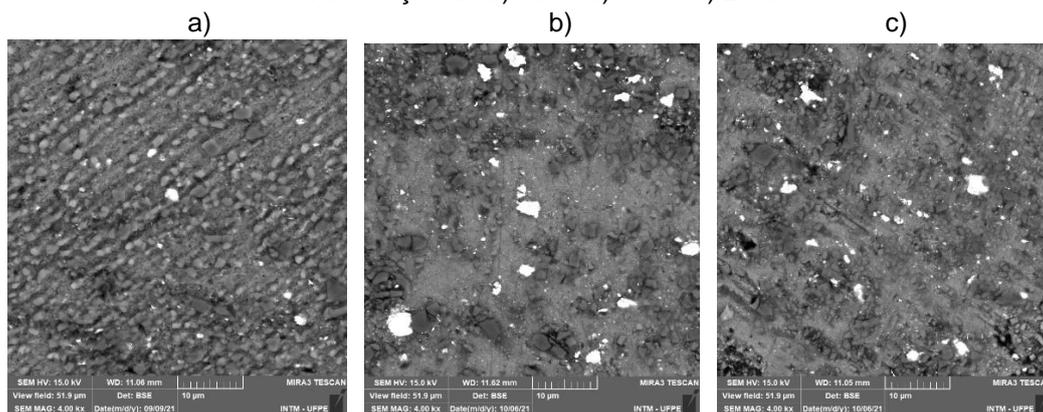
Fonte: O autor, 2021.

Analisando as imagens provenientes do MEV referentes as amostras de AA6061 com inclusão de Si_3N_4 é possível constatar o aumento gradativo do reforço, a medida que o percentual de concentração aumenta. Também é possível evidenciar a presença de partículas de outro elemento. Para uma melhor identificação foi realizado o EDS das amostras.

As imagens do MEV também evidenciam uma tendência de acúmulo de reforço similar a evidenciada no reforço de AlN , porém em menor proporção, apresentando, portanto, uma melhor dispersão do reforço na matriz.

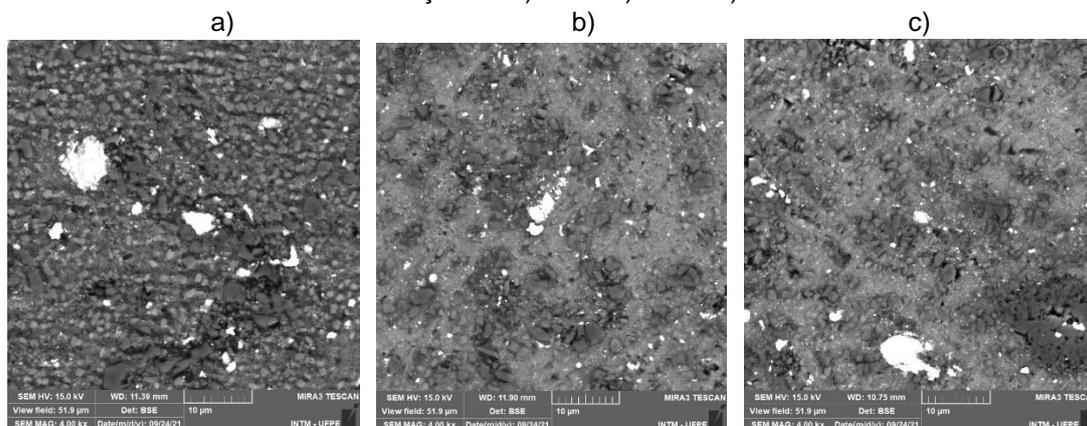
Por se tratarem de partículas de menor tamanho, o reforço tende a se depositar na região de ligação das partículas da matriz e ter uma dispersão mais comprometida (formação de aglomerados) (Sun et al., 2011).

Figura 66 – MEV das amostras de AA6061 longitudinais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de Si_3N_4 em concentração de a) 10% b)15% e c) 20%



Fonte: O autor, 2021.

Figura 67 – MEV das amostras de AA6061 transversais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de Si_3N_4 em concentração de a) 10% b)15% e c) 20%

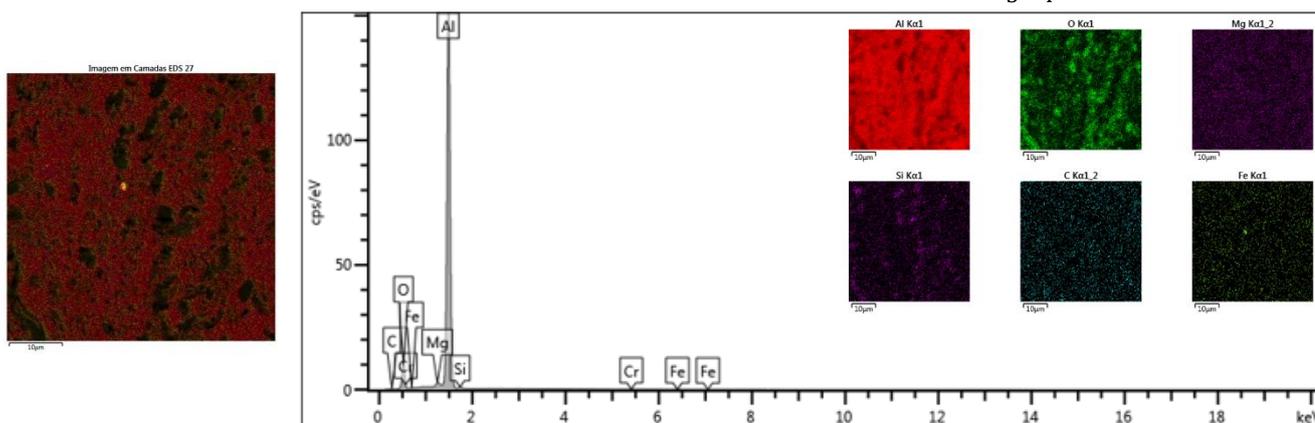


Fonte: O autor, 2021.

Os resultados de EDS transversais e longitudinais apontam a presença de oxigênio devido a contaminação atmosférica, partículas de nitreto de silício confirmando a presença do reforço, e algumas partículas de impurezas provenientes do processo de moagem.

Quanto a formação de aglomerados do reforço, foi possível confirmar que as concentrações ocorrem em menor proporção quando comparado ao reforço de AlN , embora ainda evidenciadas.

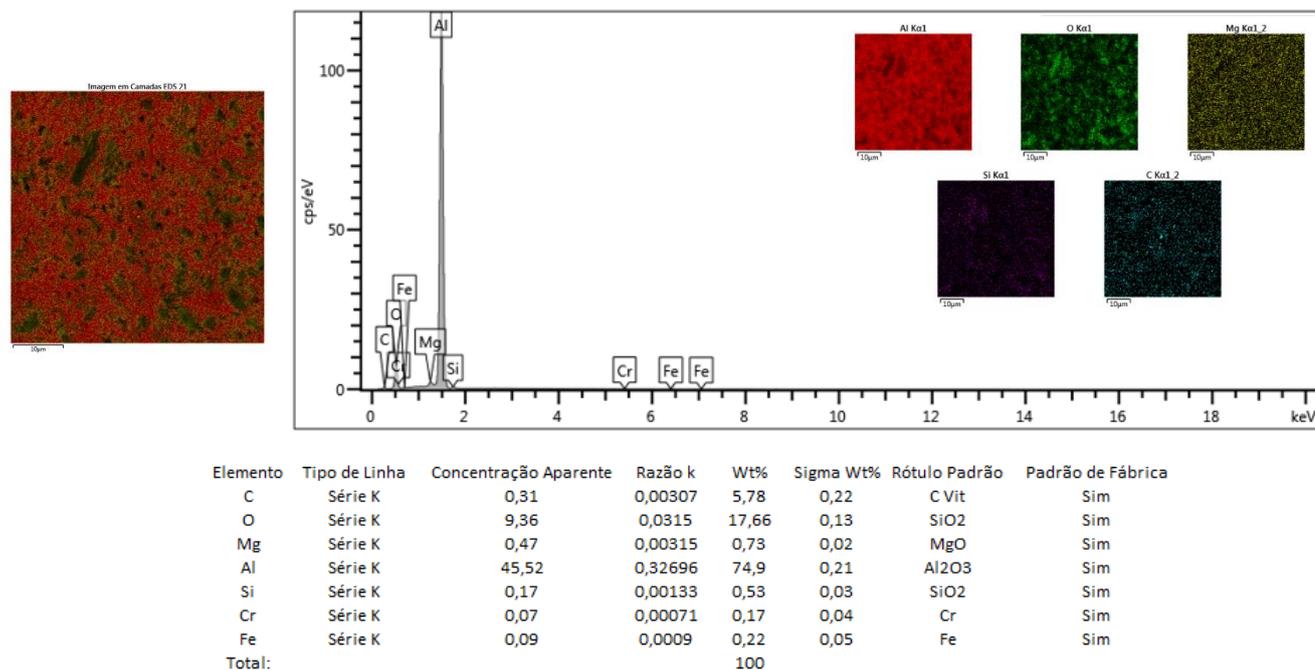
Figura 68 – EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 10% de Si_3N_4



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	0,24	0,00237	4,53	0,18	C Vit	Sim
O	Série K	9,61	0,03234	17,9	0,11	SiO2	Sim
Mg	Série K	0,51	0,00338	0,79	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	46	0,33039	75,76	0,18	Al2O3	Sim
Si	Série K	0,18	0,00145	0,58	0,03	SiO2	Sim
Cr	Série K	0,06	0,00058	0,14	0,04	Cr	Sim
Fe	Série K	0,12	0,00119	0,29	0,05	Fe	Sim
Total:				100			

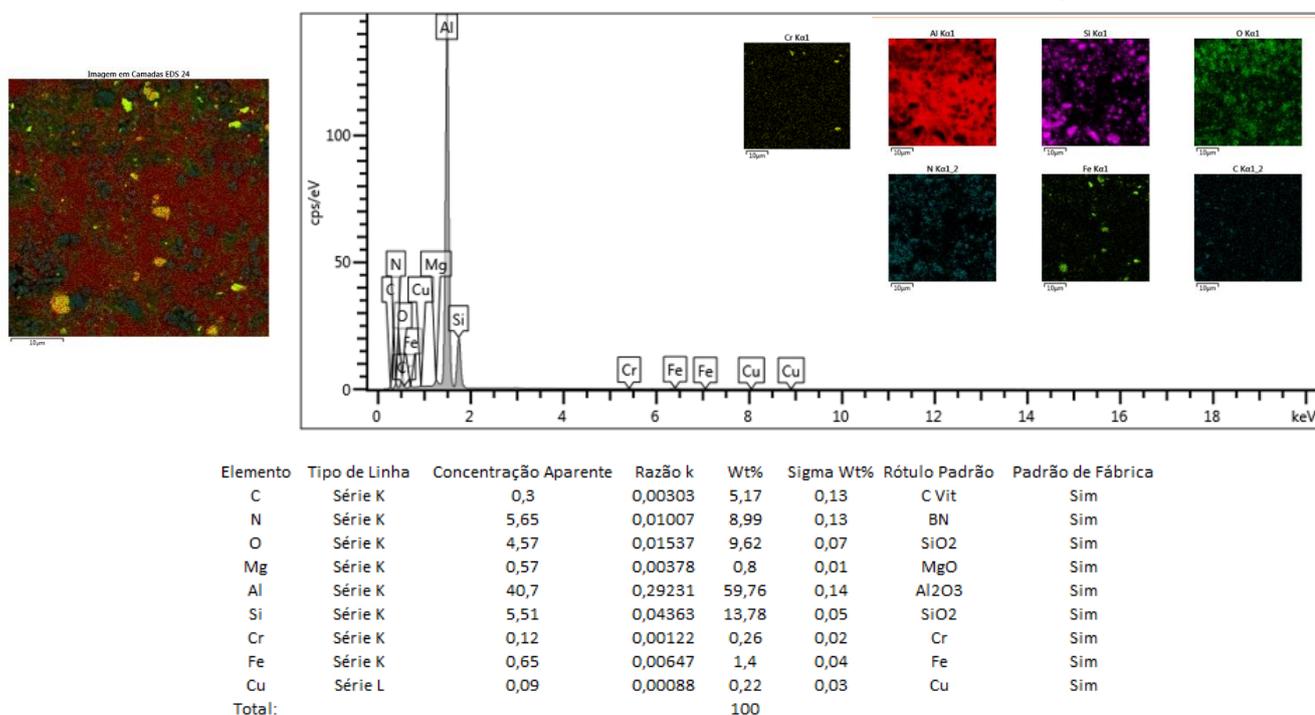
Fonte: O autor, 2021.

Figura 69 – EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 10% de Si_3N_4



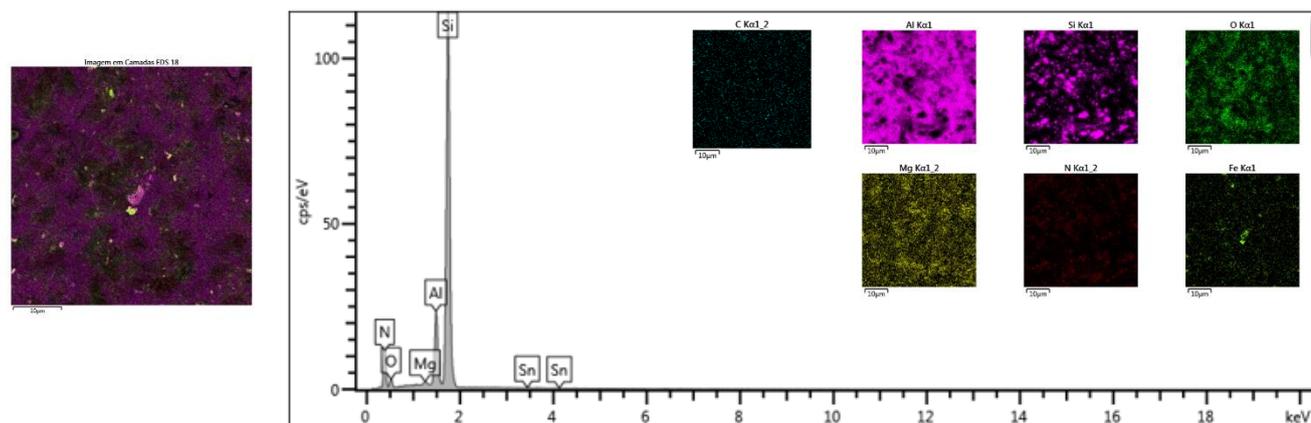
Fonte: O autor, 2021.

Figura 70 – EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de Si_3N_4



Fonte: O autor, 2021.

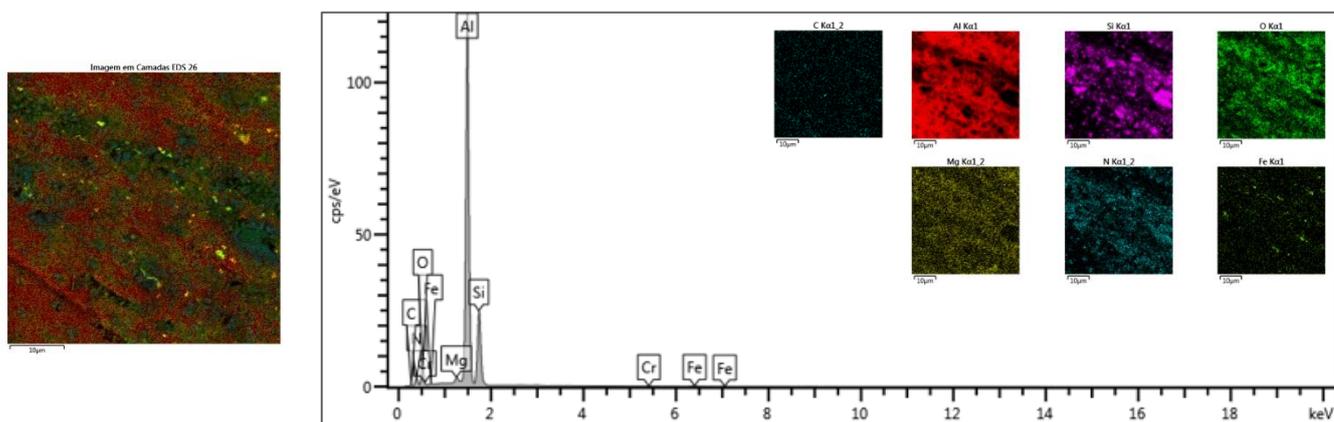
Figura 71 – EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de Si_3N_4



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
N	Série K	34,03	0,06058	36,02	1,23	BN	Sim
O	Série K	2,6	0,00876	6,87	0,29	SiO2	Sim
Mg	Série K	0,31	0,00208	0,39	0,04	MgO	Sim
Al	Série K	6,64	0,04769	8,29	0,18	Al2O3	Sim
Si	Série K	34,79	0,2757	48,12	0,93	SiO2	Sim
Sn	Série L	0,15	0,00151	0,32	0,1	Sn	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

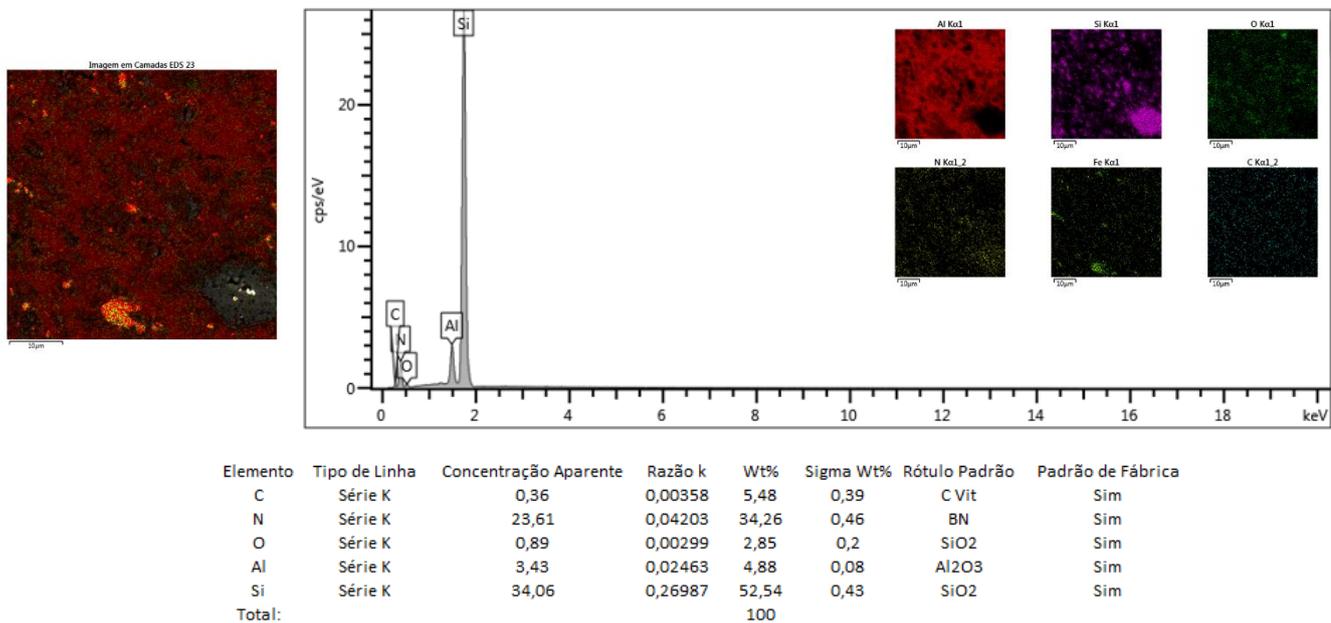
Figura 72 – EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de Si_3N_4



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	0,25	0,0025	3,89	0,15	C Vit	Sim
N	Série K	9,13	0,01625	12,85	0,17	BN	Sim
O	Série K	5,71	0,0192	11,84	0,1	SiO2	Sim
Mg	Série K	0,54	0,00358	0,72	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	37,67	0,27056	52,69	0,15	Al2O3	Sim
Si	Série K	7,53	0,05964	16,95	0,07	SiO2	Sim
Cr	Série K	0,09	0,00087	0,18	0,03	Cr	Sim
Fe	Série K	0,42	0,00425	0,87	0,04	Fe	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

Figura 73 – EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de Si_3N_4



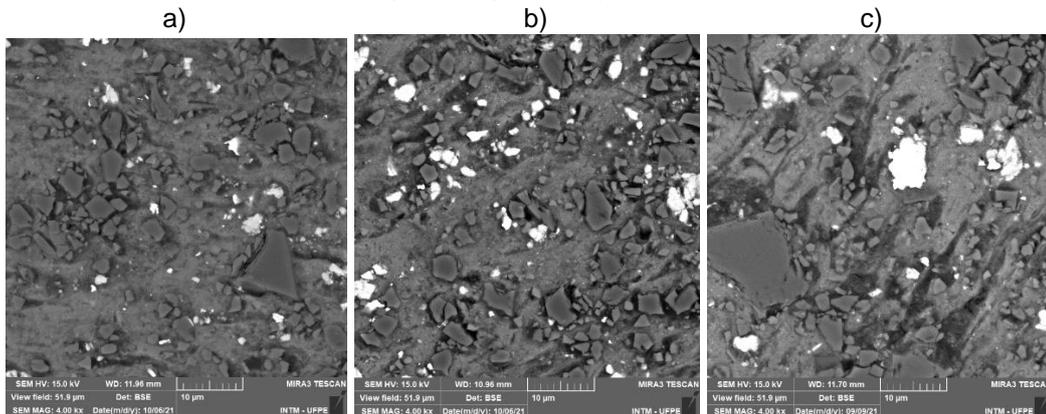
Fonte: Autor, 2021

Analisando as imagens provenientes do MEV referentes as amostras de AA6061 com inclusão de SiC é possível constatar o aumento do reforço visualmente e um refino gradativo das partículas de reforço de acordo com o aumento de sua concentração, confirmando em parte a hipótese descrita por Sun et al. (2011), que descreve que quando a relação entre os tamanhos de partículas do pó da matriz com o reforço se aproximam da unidade, ocorre uma melhor dispersão da fase reforço na matriz e o número de poros é reduzido. A confirmação ocorre apenas parcialmente, pois ainda é possível evidenciar poros maiores remanescentes na estrutura.

Quanto a morfologia, é possível evidenciar que, à medida que a concentração dos reforços aumenta, a mesma torna-se mais irregular.

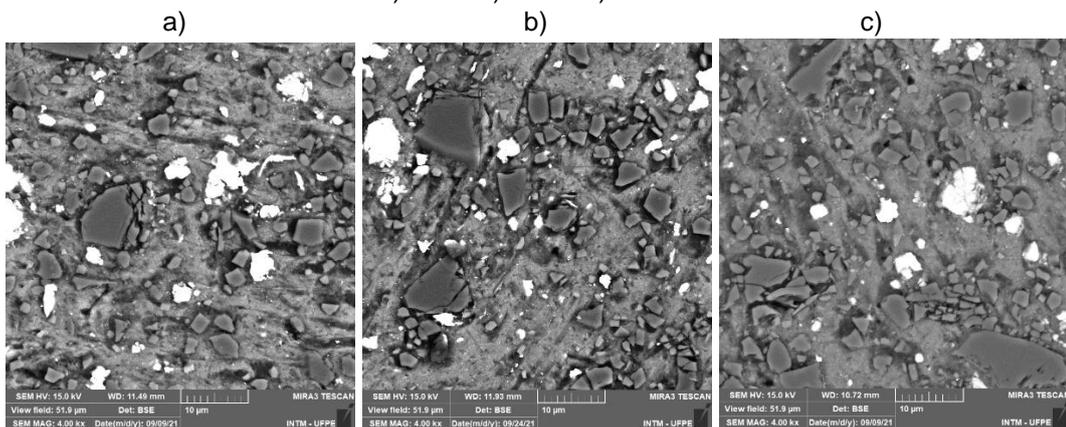
El-Daly et al (2012) constatou que o regime estacionário de moagem em uma liga com reforço de SiC foi atingido com 4 horas de moagem, ou seja, para se atingir um refino mais adequado do pó seria necessário aumentar o tempo de moagem utilizado.

Figura 74 – MEV das amostras de AA6061 longitudinais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de SiC em concentração de a) 10% b)15% e c) 20%



Fonte: O autor, 2021.

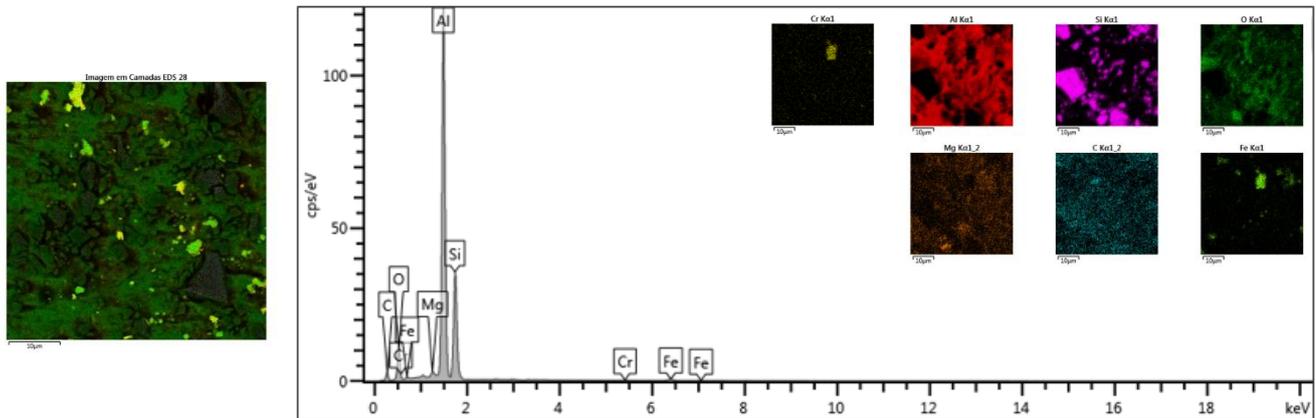
Figura 75 – MEV das amostras de AA6061 transversais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de SiC em concentração de a) 10% b)15% e c) 20%



Fonte: O autor, 2021.

Os resultados de EDS transversais e longitudinais evidenciam uma boa incorporação do reforço na matriz, visto que os elementos do reforço se destacam em composição; e a presença de alto pico de energia de oxigênio em decorrência provavelmente da camada de óxido que se forma na superfície das partículas.

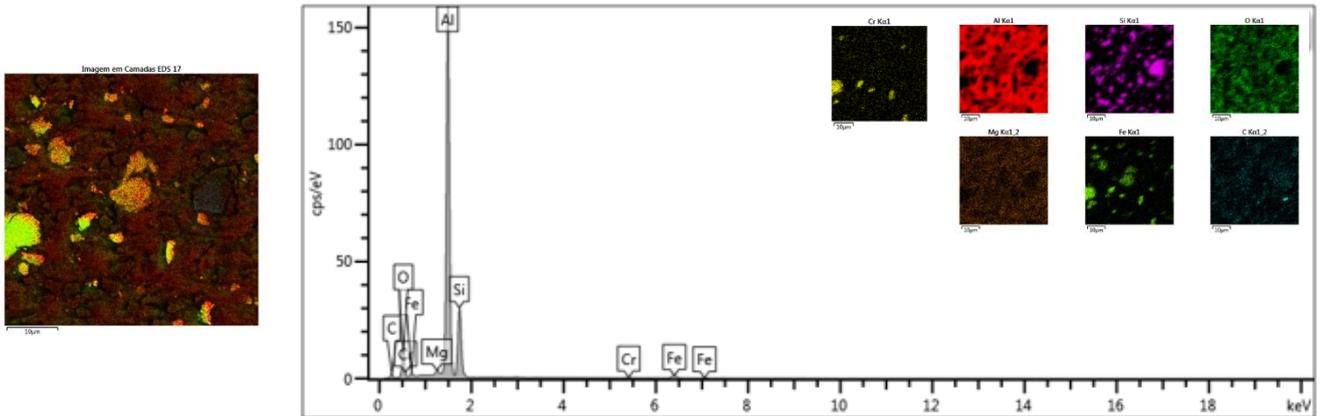
Figura 76 – EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 10% de SiC



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	1,04	0,01039	14,93	0,2	C Vit	Sim
O	Série K	9,26	0,03117	16,01	0,1	SiO2	Sim
Mg	Série K	0,48	0,00318	0,63	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	34,07	0,24467	45,94	0,13	Al2O3	Sim
Si	Série K	9,86	0,07812	20,22	0,08	SiO2	Sim
Cr	Série K	0,18	0,00182	0,35	0,03	Cr	Sim
Fe	Série K	0,98	0,00981	1,92	0,05	Fe	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

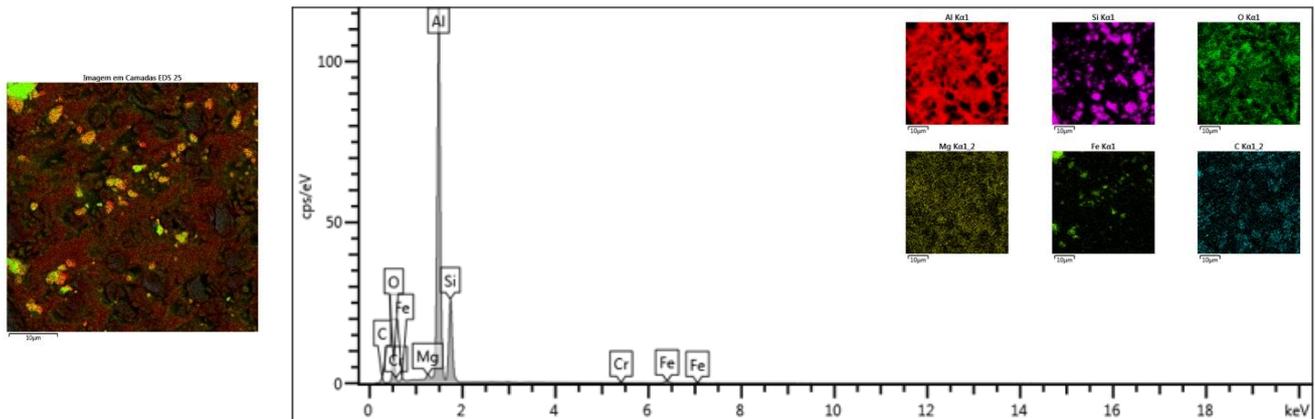
Figura 77 – EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 10% de SiC



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	0,63	0,0063	10,04	0,18	C Vit	Sim
O	Série K	8,06	0,0271	14,09	0,09	SiO2	Sim
Mg	Série K	0,43	0,0029	0,61	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	37,58	0,2699	54,28	0,13	Al2O3	Sim
Si	Série K	6,99	0,0554	16,29	0,06	SiO2	Sim
Cr	Série K	0,35	0,0035	0,72	0,03	Cr	Sim
Fe	Série K	1,92	0,0192	3,99	0,06	Fe	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

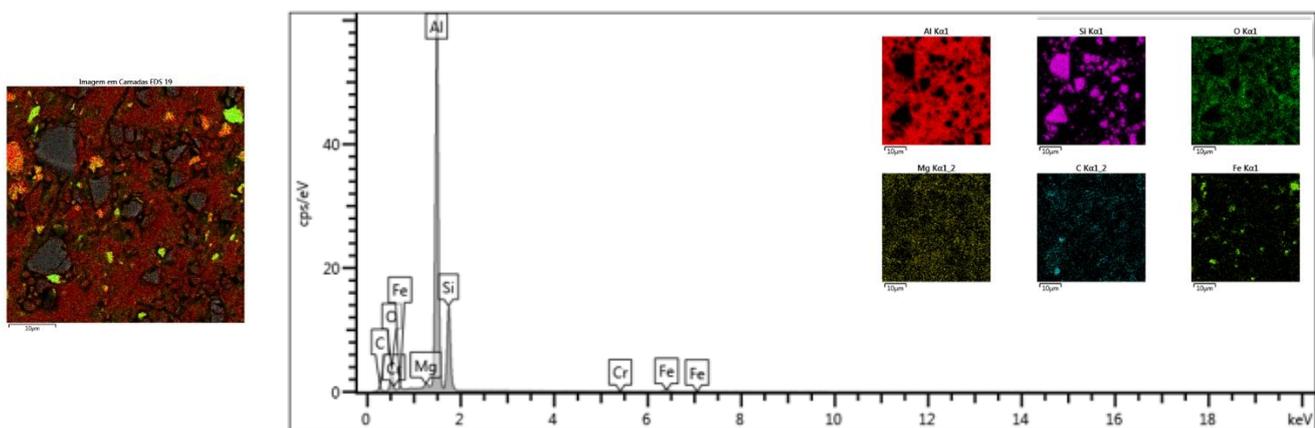
Figura 78 – EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de SiC



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	0,69	0,00691	11,44	0,19	C Vit	Sim
O	Série K	7,14	0,02402	13,14	0,09	SiO ₂	Sim
Mg	Série K	0,47	0,00311	0,65	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	36,64	0,26315	52,82	0,14	Al ₂ O ₃	Sim
Si	Série K	8,14	0,0645	18,89	0,07	SiO ₂	Sim
Cr	Série K	0,13	0,00128	0,27	0,03	Cr	Sim
Fe	Série K	1,33	0,01331	2,8	0,06	Fe	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

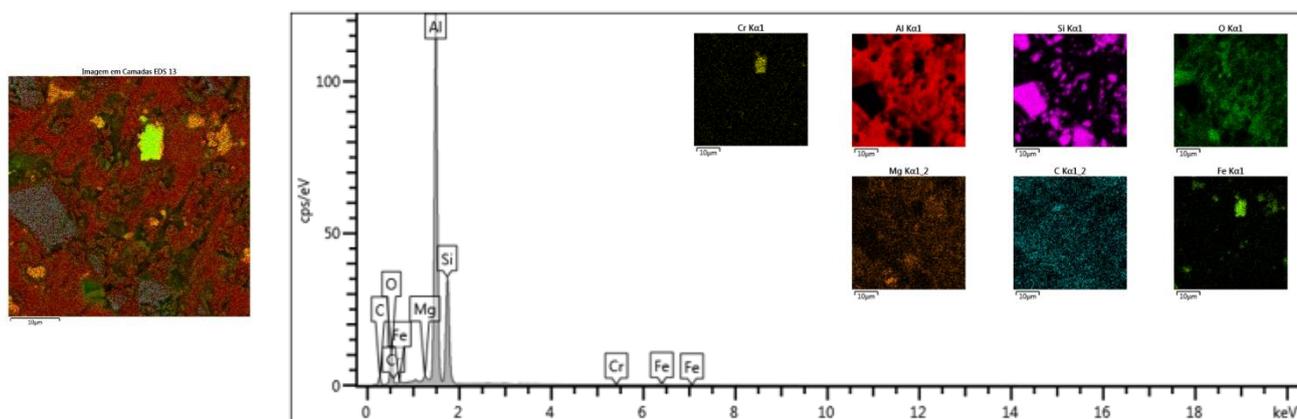
Figura 79 – EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de SiC



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	0,76	0,0076	12,74	0,3	C Vit	Sim
O	Série K	6,94	0,0234	13,23	0,14	SiO ₂	Sim
Mg	Série K	0,42	0,0028	0,59	0,03	MgO	Sim
Al	Série K	35,27	0,2533	51,99	0,22	Al ₂ O ₃	Sim
Si	Série K	7,93	0,0628	18,7	0,11	SiO ₂	Sim
Cr	Série K	0,08	0,0008	0,17	0,05	Cr	Sim
Fe	Série K	1,2	0,012	2,58	0,09	Fe	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

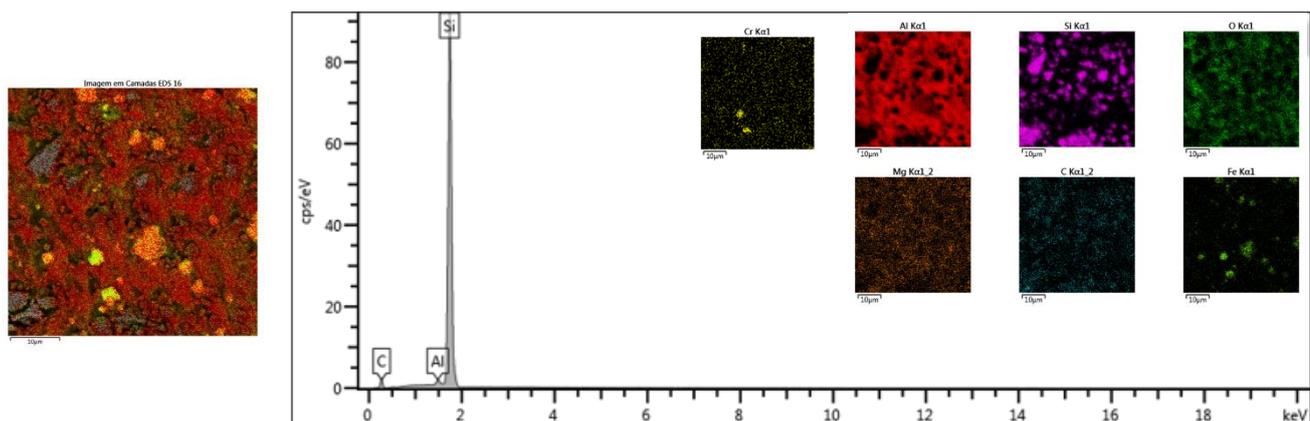
Figura 80 – EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de SiC



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	sigma	Wt% Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	1,04	0,0104	14,93	0,2	C Vit	Sim
O	Série K	9,26	0,0312	16,01	0,1	SiO ₂	Sim
Mg	Série K	0,48	0,0032	0,63	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	34,07	0,2447	45,94	0,13	Al ₂ O ₃	Sim
Si	Série K	9,86	0,0781	20,22	0,08	SiO ₂	Sim
Cr	Série K	0,18	0,0018	0,35	0,03	Cr	Sim
Fe	Série K	0,98	0,0098	1,92	0,05	Fe	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

Figura 81 – EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de SiC



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	sigma	Wt% Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	1,4	0,01398	29,23	0,63	C Vit	Sim
Al	Série K	0,53	0,00384	0,79	0,05	Al ₂ O ₃	Sim
Si	Série K	43,85	0,34751	69,98	0,63	SiO ₂	Sim
Total:				100			

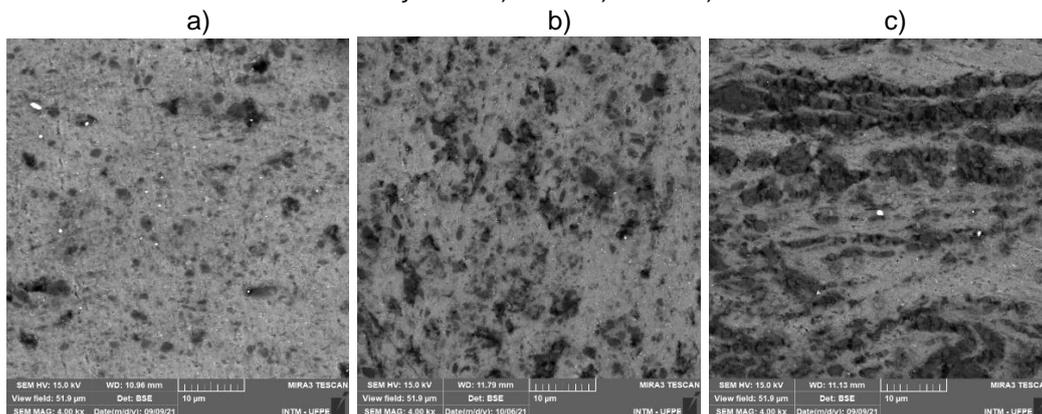
Fonte: O autor, 2021.

Analisando as imagens provenientes do MEV referentes as amostras de AA6061 com inclusão de Al_2O_3 é possível constatar o aumento de alumina ocasionado pelo aumento do reforço, caracterizado por particulados de cor

escura nas imagens. A Alumina formou aglomerados na área de união entre as partículas, fator este que pode influenciar as propriedades mecânicas do material.

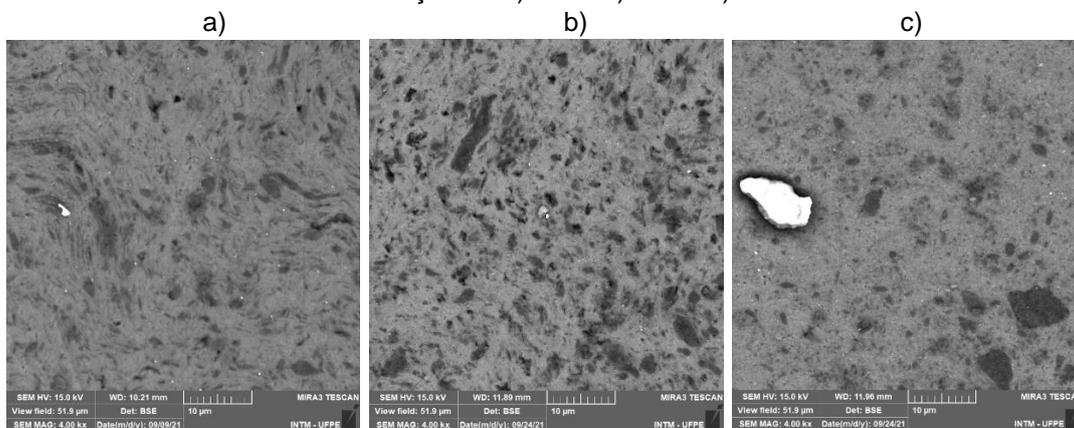
Na seção longitudinal é possível observar o alinhamento dos reforços.

Figura 82 – MEV das amostras de AA6061 longitudinais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de Al_2O_3 em concentração de a) 10% b)15% e c) 20%



Fonte: O autor, 2021.

Figura 83 – MEV das amostras de AA6061 transversais após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com ampliação de 4000x e inclusão de Al_2O_3 em concentração de a) 10% b)15% e c) 20%



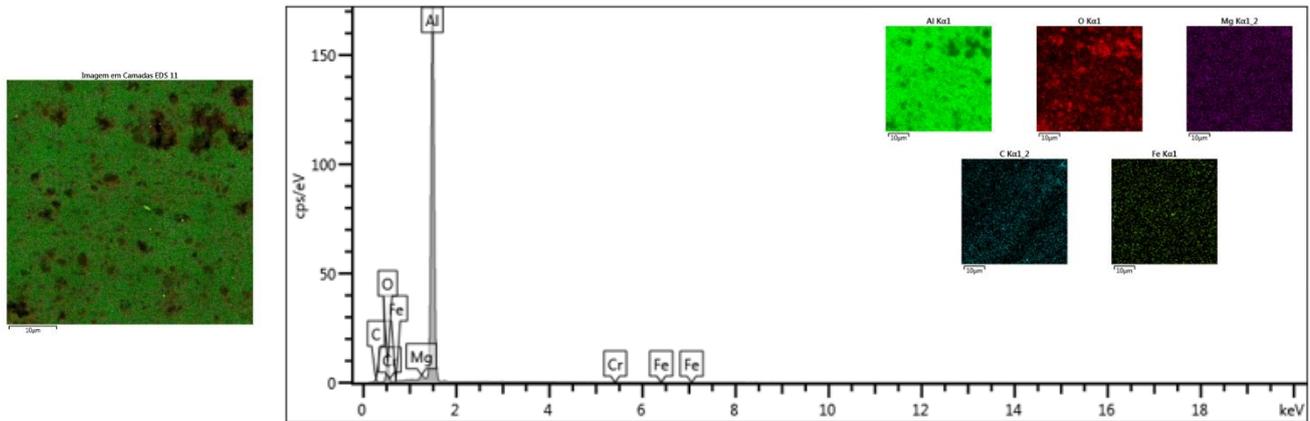
Fonte: O autor, 2021.

Os resultados de EDS transversais e longitudinais apontam os principais elementos de liga presentes da liga AA6061, apresentando picos de energia elevados de oxigênio. Isso se deve ao reforço de alumina e à camada de óxido que se forma na superfície das partículas. A concentração de alumina é evidenciada em todas as amostras através dos elementos Al e O, indicando os pontos de concentração.

Com o aumento da concentração do reforço, é possível confirmar a tendência da alumina de se aglomerar, apresentando com uma dispersão menos

homogênea na matriz, assim como foi constatado nas amostras de microscopia eletrônica.

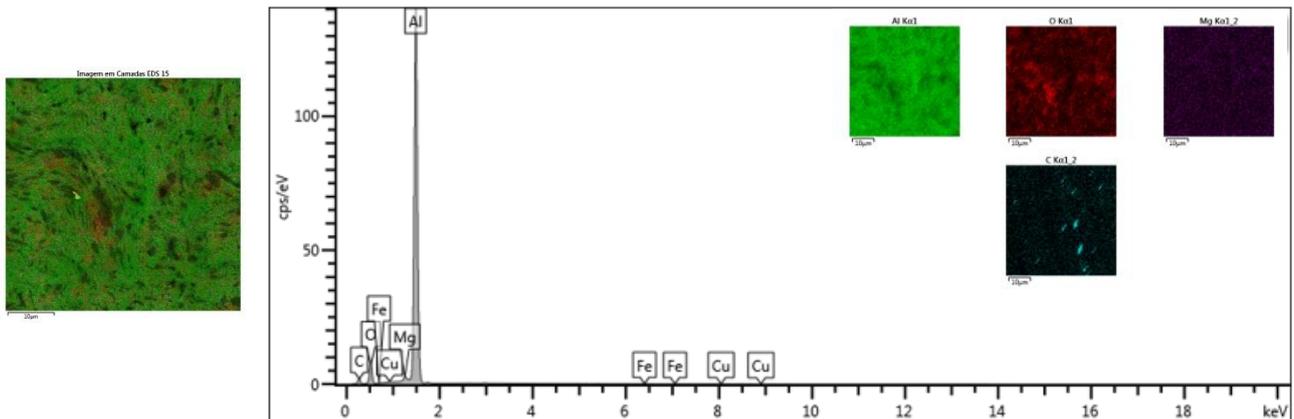
Figura 84 – EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 10% de Al_2O_3



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	0,49	0,00494	9,02	0,17	C Vit	Sim
O	Série K	7,53	0,02535	14,68	0,09	SiO2	Sim
Mg	Série K	0,6	0,00398	0,9	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	46,77	0,3359	74,98	0,17	Al2O3	Sim
Cr	Série K	0,05	0,00053	0,13	0,03	Cr	Sim
Fe	Série K	0,12	0,00124	0,3	0,04	Fe	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

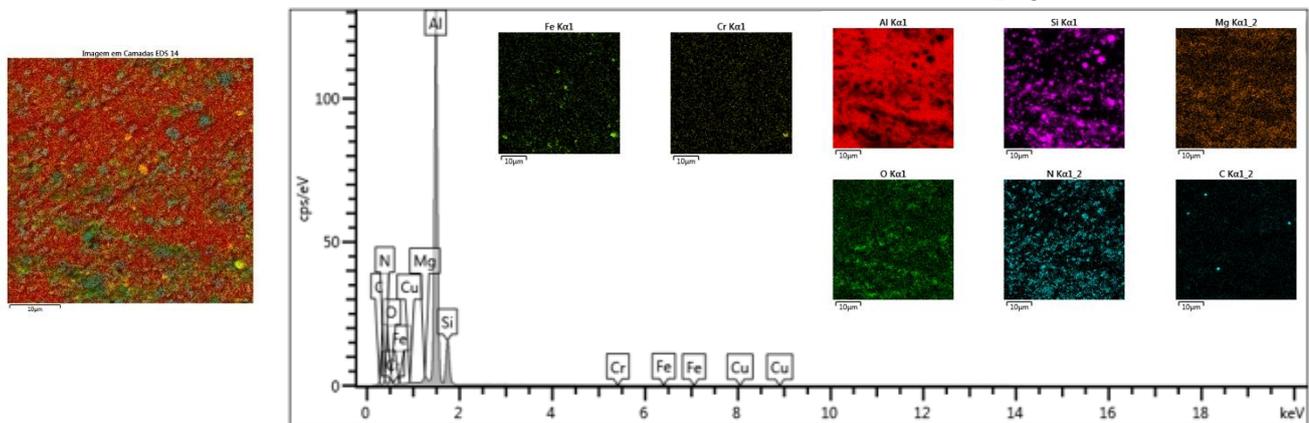
Figura 85 – EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 10% de Al_2O_3



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	0,95	0,00949	14,85	0,22	C Vit	Sim
O	Série K	7,65	0,02574	14,53	0,1	SiO2	Sim
Mg	Série K	0,52	0,00345	0,73	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	46,35	0,33288	69,4	0,2	Al2O3	Sim
Fe	Série K	0,1	0,00098	0,22	0,05	Fe	Sim
Cu	Série L	0,11	0,00105	0,27	0,04	Cu	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

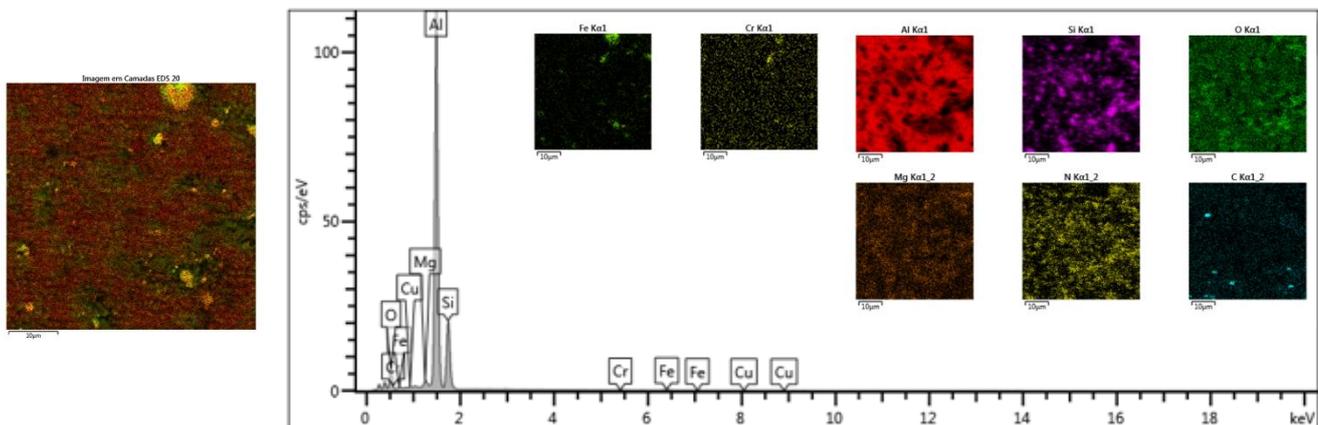
Figura 86 – EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de Al_2O_3



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	0,47	0,0047	7,61	0,18	C Vit	Sim
N	Série K	5,86	0,0104	9,47	0,17	BN	Sim
O	Série K	4,16	0,014	8,88	0,09	SiO2	Sim
Mg	Série K	0,65	0,0043	0,89	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	41,33	0,2969	59,78	0,18	Al2O3	Sim
Si	Série K	4,83	0,0383	11,93	0,06	SiO2	Sim
Cr	Série K	0,1	0,001	0,22	0,03	Cr	Sim
Fe	Série K	0,43	0,0043	0,93	0,04	Fe	Sim
Cu	Série L	0,12	0,0012	0,3	0,04	Cu	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

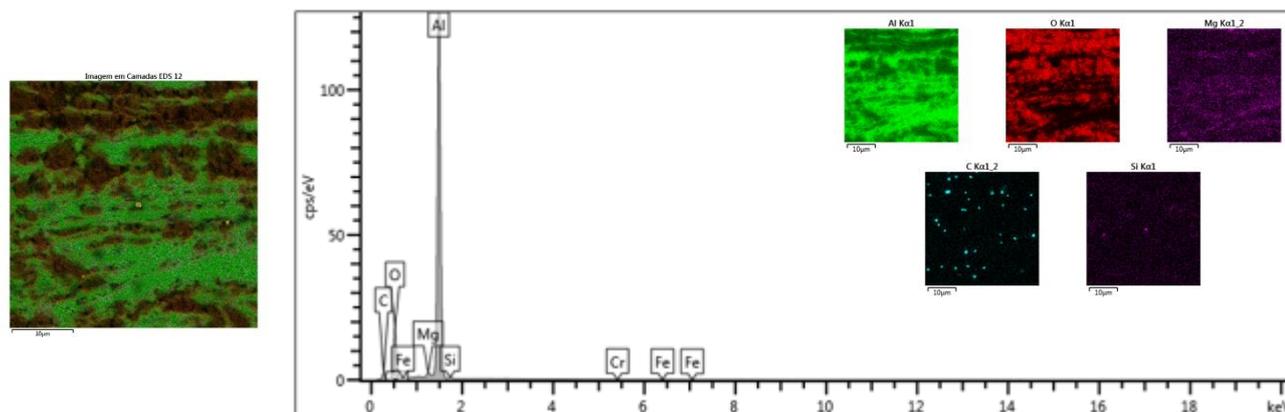
Figura 87 – EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 15% de Al_2O_3



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
O	Série K	7,16	0,0241	14,18	0,1	SiO2	Sim
Mg	Série K	0,63	0,0042	0,99	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	37,42	0,2688	62,83	0,11	Al2O3	Sim
Si	Série K	6,79	0,0538	19,9	0,07	SiO2	Sim
Cr	Série K	0,12	0,0012	0,29	0,03	Cr	Sim
Fe	Série K	0,65	0,0065	1,61	0,06	Fe	Sim
Cu	Série L	0,07	0,0007	0,2	0,05	Cu	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

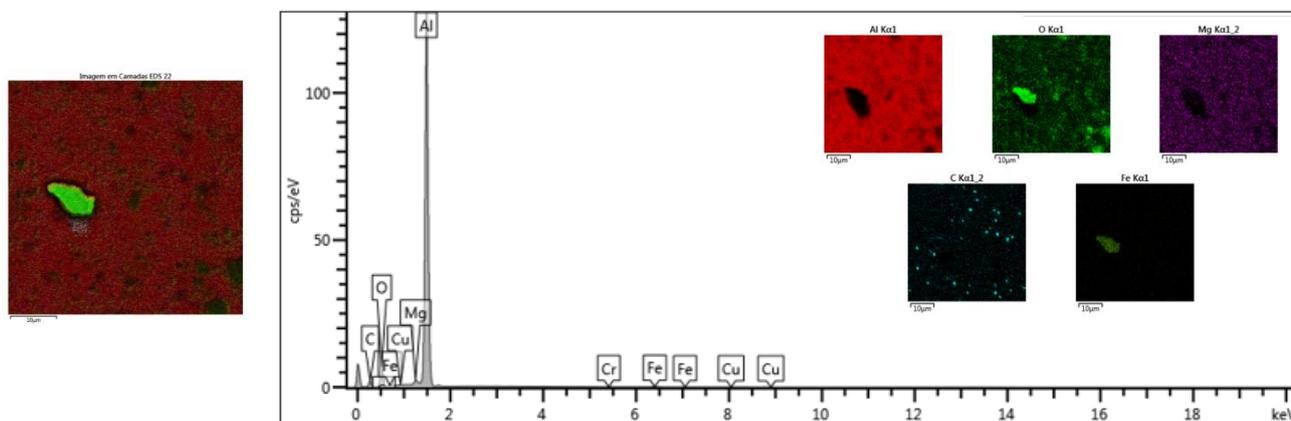
Figura 88 – EDS da amostra longitudinal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de Al_2O_3



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	1,04	0,0104	12,22	0,15	C Vit	Sim
O	Série K	20,04	0,0674	28,62	0,1	SiO2	Sim
Mg	Série K	0,46	0,003	0,61	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	42,26	0,3035	57,87	0,13	Al2O3	Sim
Si	Série K	0,17	0,0013	0,38	0,02	SiO2	Sim
Cr	Série K	0,05	0,0005	0,09	0,02	Cr	Sim
Fe	Série K	0,11	0,0011	0,21	0,03	Fe	Sim
Total:				100			

Fonte: Autor, 2021

Figura 89 – EDS da amostra transversal após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de AA6061 com inclusão de 20% de Al_2O_3



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Wt%	Sigma Wt%	Rótulo Padrão	Padrão de Fábrica
C	Série K	1,09	0,0109	16,05	0,23	C Vit	Sim
O	Série K	8,08	0,02719	14,92	0,11	SiO2	Sim
Mg	Série K	0,48	0,00319	0,67	0,02	MgO	Sim
Al	Série K	45,67	0,32803	67,06	0,21	Al2O3	Sim
Cr	Série K	0,07	0,00068	0,15	0,03	Cr	Sim
Fe	Série K	0,44	0,00438	0,94	0,05	Fe	Sim
Cu	Série L	0,08	0,00083	0,21	0,05	Cu	Sim
Total:				100			

Fonte: O autor, 2021.

5.3. RESULTADO DA MICROSDUREZA VICKERS DAS AMOSTRAS

Os resultados de média e desvio padrão obtidos através das medições de microdureza das amostras estão descritos na tabela 3, abaixo:

Tabela 2 – Valores médios de dureza e desvio padrão das amostras após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento

Número da amostra	Composição	Tempo de moagem	Área	Valor médio de dureza (HV)	Desvio padrão das medições realizadas
1	AA6061	0 h	Longitudinal	49,9	2,2
			Transversal	45,9	2,0
2	AA6061	2 h	Longitudinal	97,4	7,4
			Transversal	103,3	6,5
3	AA6061 + 10% <i>AlN</i>	2 h	Longitudinal	87	14,8
			Transversal	92,6	14,9
4	AA6061 + 15% <i>AlN</i>	2 h	Longitudinal	78	15,9
			Transversal	70,2	7,6
5	AA6061 + 20% <i>AlN</i>	2 h	Longitudinal	78,7	6,9
			Transversal	70,9	5,4
6	AA6061 +10% <i>Si₃N₄</i>	2 h	Longitudinal	83,1	9,1
			Transversal	91,9	8,8
7	AA6061 +15% <i>Si₃N₄</i>	2 h	Longitudinal	65,3	6,9
			Transversal	60,4	5,3
8	AA6061 +20% <i>Si₃N₄</i>	2 h	Longitudinal	87,6	10,2
			Transversal	84,4	14,2
9	AA6061 +10% <i>SiC</i>	2 h	Longitudinal	94	12,6
			Transversal	96,1	4,9
10	AA6061 +15% <i>SiC</i>	2 h	Longitudinal	104,6	27,3
			Transversal	105,0	16,7
11	AA6061 +20% <i>SiC</i>	2 h	Longitudinal	103,9	17,4
			Transversal	103,8	17,3
12	AA6061 +10% <i>Al₂O₃</i>	2 h	Longitudinal	63,6	10,6
			Transversal	97,4	4,6
13	AA6061 +15% <i>Al₂O₃</i>	2 h	Longitudinal	72,3	17,6
			Transversal	68,1	6,1
14	AA6061 +20% <i>Al₂O₃</i>	2 h	Longitudinal	86,9	6,7
			Transversal	117,7	6,2

Fonte: O autor, 2021.

Avaliando a liga AA6061 sem inclusão de reforço é possível evidenciar que, ao adicionar o tempo de moagem de 2 horas, os valores de dureza Vickers

aumentam consideravelmente, chegando a atingir o dobro dos valores médios iniciais. Esse aumento é evidenciado no gráfico 1, abaixo.

Gráfico 1 – Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras analisadas de AA6061 sem reforço após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento

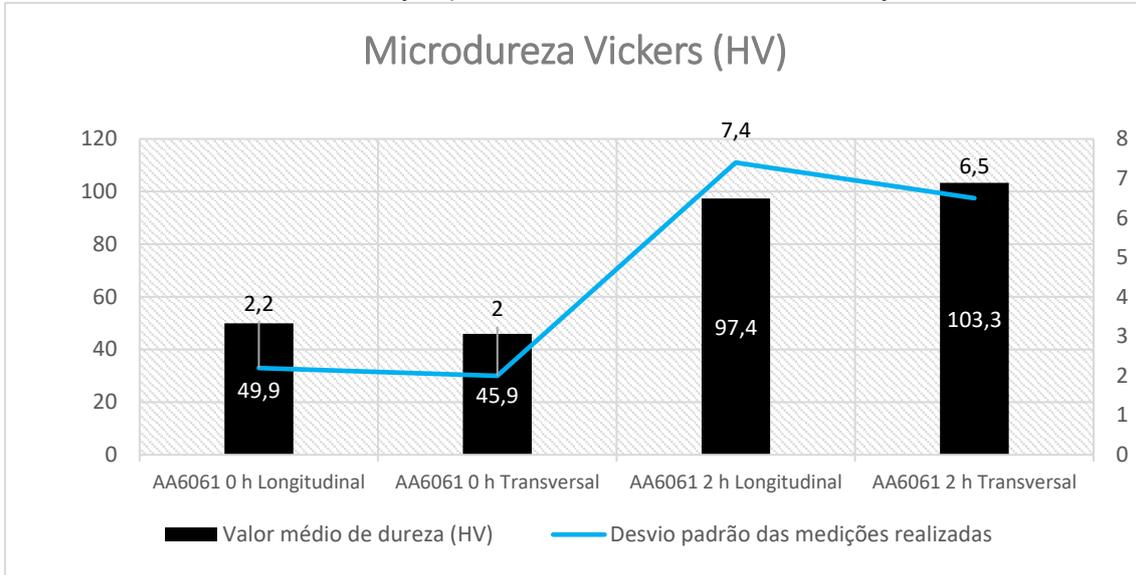


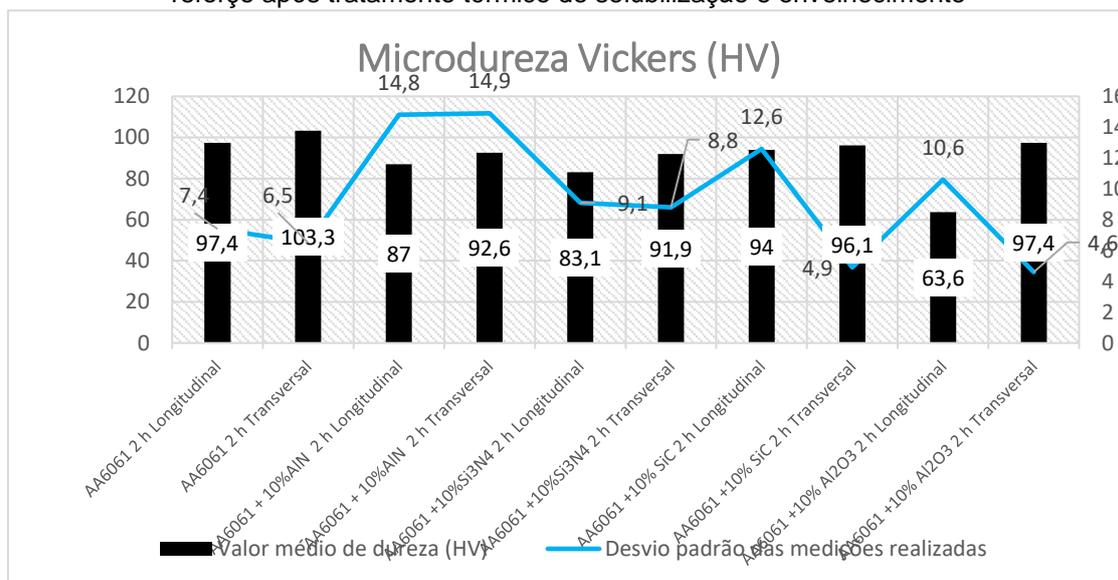
Tabela 3 – Correlação evidenciada entre valores de dureza sob diferentes condições de moagem das amostras de A6061 sem reforço após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento

Composição	Área	Tempo de moagem	Valor médio de dureza (HV)	% aumento de dureza
AA6061	Longitudinal	0 h	49,9	95,2
		2h	97,4	
AA6061	Transversal	0 h	45,9	125,1
		2h	103,3	

Fonte: Autor, 2021.

Nas amostras da liga AA6061 com diferentes elementos e concentrações de reforços o tempo de moagem estabelecido foi o mesmo para todas as amostras, 2 horas. O comparativo entre os valores de dureza obtidos nas amostras de liga sem reforço e com reforço sob diferentes concentrações e elementos pode ser evidenciada nos gráficos apresentados abaixo.

Gráfico 2 – Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras com inclusão de diferentes reforços em um mesmo percentual de concentração de 10% e liga sem reforço após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento



Fonte: Autor, 2021.

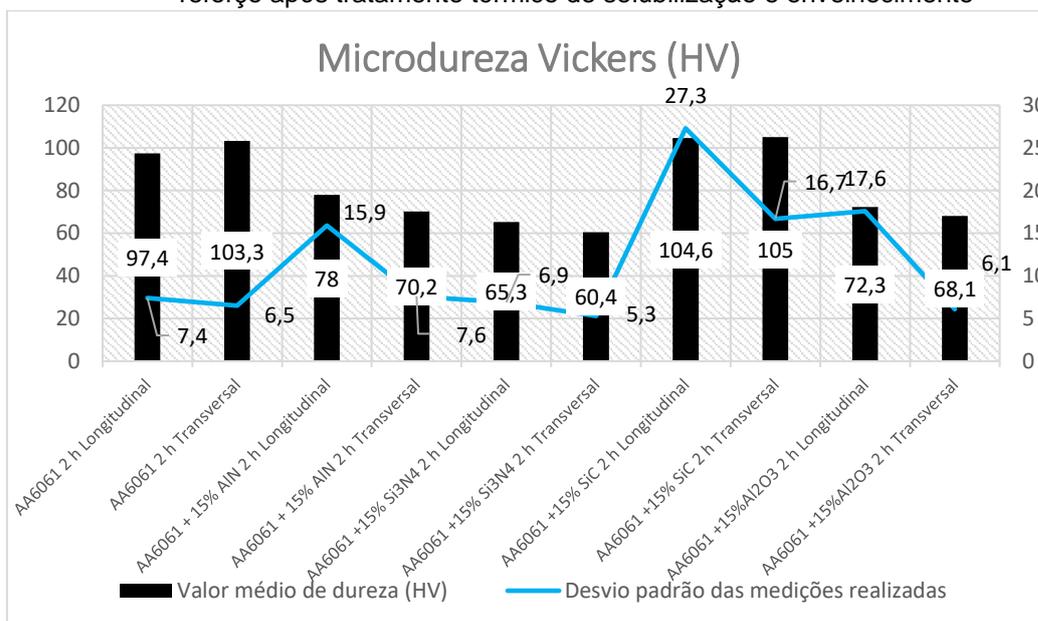
Os resultados indicam que, ao percentual de 10% de inclusão, não houve aumento de dureza em nenhum dos reforços analisados em comparação aos valores obtidos para liga sem reforço, tendo as amostras inclusive apresentado valores de dureza inferiores. A redução de dureza apresentada em cada uma das amostras em comparação ao valor obtido na análise da amostra de AA6061 sem reforço podem ser observados na tabela 5.

Tabela 4 – Comparativo entre valores de dureza evidenciados na liga de AA6061 sem reforço versus ligas com reforços de diferentes elementos sob concentração constante de 10% após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento

Tempo de moagem	Número da amostra	Composição	Área	Valor médio de dureza (HV)	% aumento de dureza em comparação a liga AA6061 sem reforço
2 h	2	AA6061	Longitudinal	97,4	
			Transversal	103,3	
	3	AA6061 + 10% AlN	Longitudinal	87	-10,7%
			Transversal	92,6	-10,4%
	6	AA6061 + 10% Si ₃ N ₄	Longitudinal	83,1	-14,7%
			Transversal	91,9	-11,0%
	9	AA6061 + 10% SiC	Longitudinal	94	-3,5%
			Transversal	96,1	-7,0%
	12	AA6061 + 10% Al ₂ O ₃	Longitudinal	63,6	-34,7%
			Transversal	97,4	-5,7%

Fonte: Autor, 2021

Gráfico 3 – Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras com inclusão de diferentes reforços em um mesmo percentual de concentração de 15% e liga sem reforço após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento



Fonte: Autor, 2021.

Os resultados indicam que, ao percentual de 15% de inclusão, a amostra com inclusão de reforço de *SiC* foi a única dentre as analisadas que apresentou aumento nos valores de dureza evidenciados. A diferença entre os valores da dureza apresentada em cada uma das amostras em comparação ao valor obtido na análise da amostra de AA6061 sem reforço podem ser observados na tabela 6.

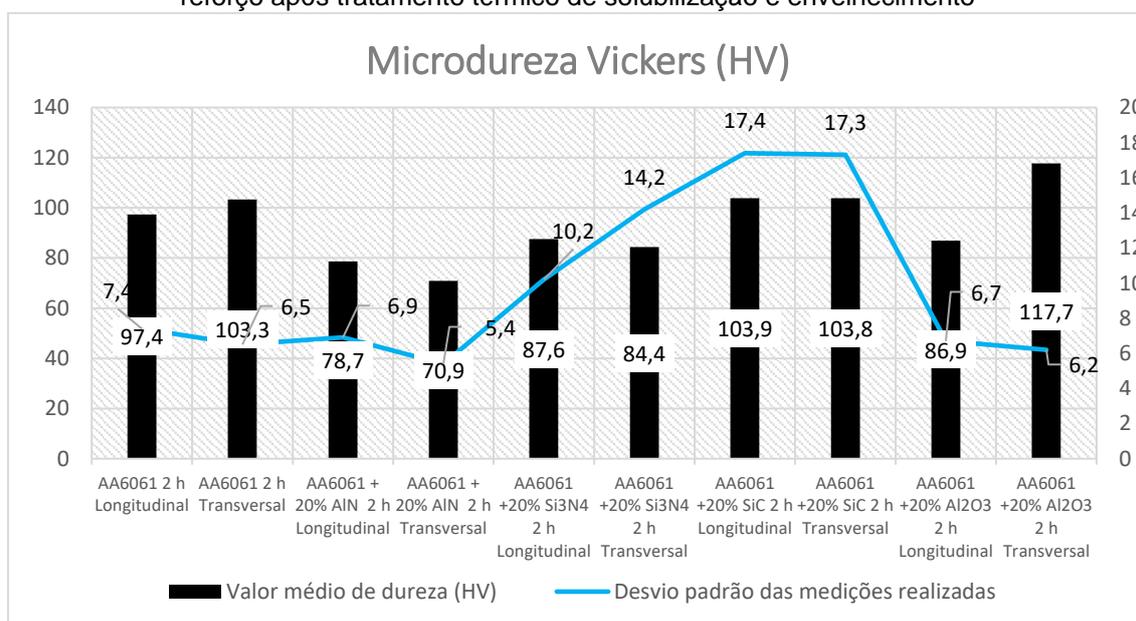
Tabela 5 – Comparativo entre valores de dureza evidenciados na liga de AA6061 sem reforço versus ligas com reforços de diferentes elementos sob concentração constante de 15% após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento

Tempo de moagem	Número da amostra	Composição	Área	Valor médio de dureza (HV)	% aumento de dureza em comparação a liga AA6061 sem reforço	
2 h	2	AA6061	Longitudinal	97,4		
			Transversal	103,3		
3	3	AA6061 + 15% AlN	Longitudinal	78		-19,9%
			Transversal	70,2		-32,0%
6	6	AA6061 + 15% Si ₃ N ₄	Longitudinal	65,3		-33,0%
			Transversal	60,4		-41,5%
9	9	AA6061 + 15% SiC	Longitudinal	104,6		7,4%
			Transversal	105,0		1,6%
12	12	AA6061 + 15% Al ₂ O ₃	Longitudinal	72,3		-25,8%
			Transversal	68,1		-34,1%

Fonte: Autor, 2021

A mesma análise para amostras com inclusões de diferentes reforços e concentrações de 20% evidencia que os valores de dureza não sofreram alterações significativas para a grande maioria das amostras, estando inclusive algumas amostras com valores inferiores aos obtidos nas amostras sem reforço. A ausência do aumento de dureza sugere que pode ter ocorrido uma redução da densidade nas amostras, comprometendo os quantitativos de dureza devido a porosidade.

Gráfico 4 – Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras com inclusão de diferentes reforços em um mesmo percentual de concentração de 20% e liga sem reforço após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento



Fonte: Autor, 2021.

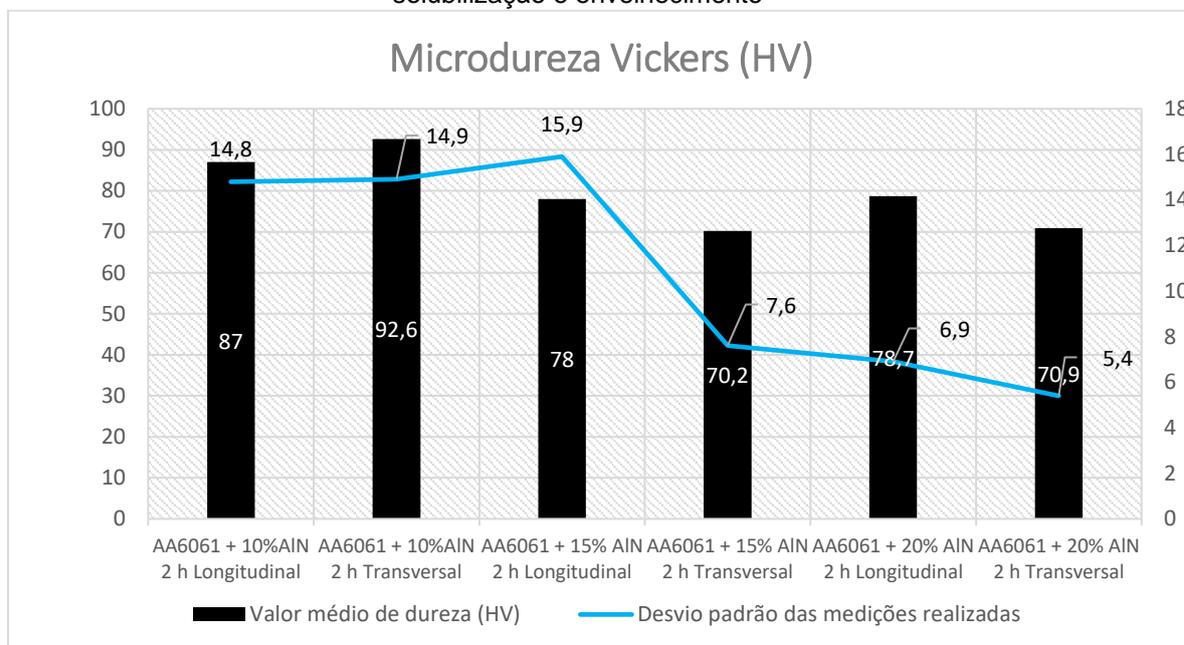
Tabela 6 – Comparativo entre valores de dureza evidenciados na liga de AA6061 sem reforço versus ligas com reforços de diferentes elementos sob concentração constante de 20% após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento

Tempo de moagem	Número da amostra	Composição	Área	Valor médio de dureza (HV)	% aumento de dureza em comparação a liga AA6061 sem reforço
2 h	2	AA6061	Longitudinal	97,4	AA6061 sem reforço
			Transversal	103,3	
	3	AA6061 + 20% AlN	Longitudinal	78,7	-19,2%
			Transversal	70,9	-31,4%
	6	AA6061 + 20% Si ₃ N ₄	Longitudinal	87,6	-10,1%
			Transversal	84,4	-18,3%
	9	AA6061 + 20% SiC	Longitudinal	103,9	6,7%
			Transversal	103,8	0,5%
	12	AA6061 + 20% Al ₂ O ₃	Longitudinal	86,9	-10,8%
			Transversal	117,7	13,9%

Fonte: Autor, 2021.

O comparativo entre os valores de dureza para um mesmo reforço variando os percentuais de inclusão também foi realizado para avaliação do impacto da concentração de reforços na dureza da liga.

Gráfico 5 – Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras com inclusão de *AlN* analisadas em diferentes concentrações após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento



Fonte: Autor, 2021.

Tabela 7 – Correlação evidenciada entre valores de dureza sob diferentes concentrações de reforço de *AlN* na liga AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento

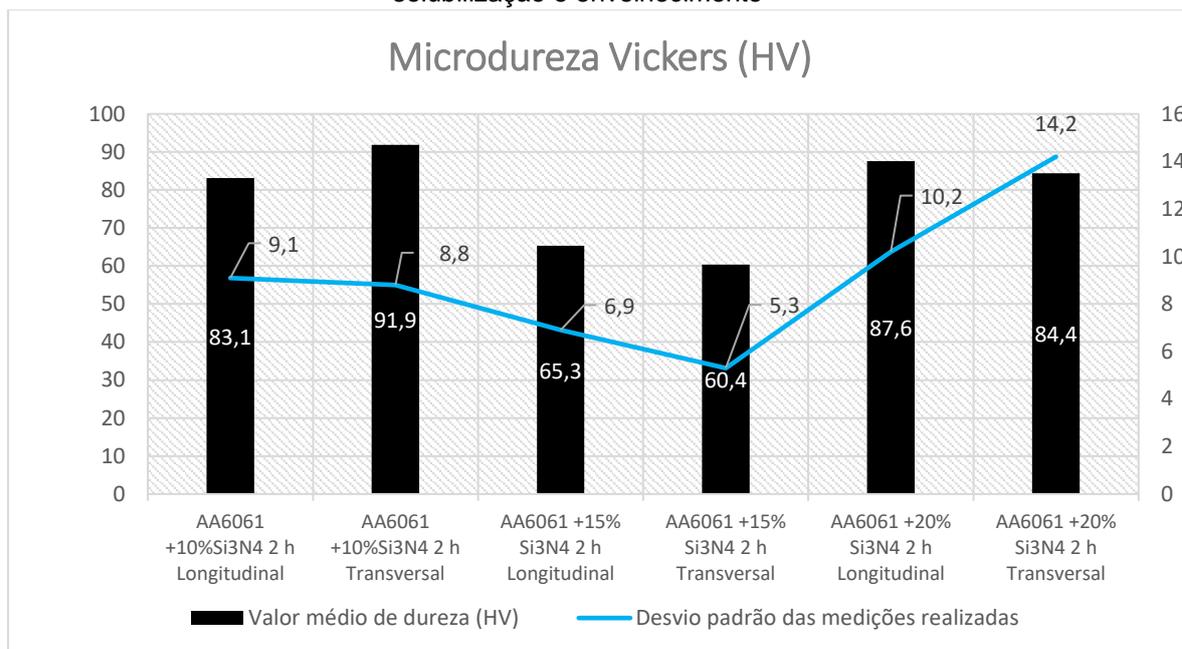
Tempo de moagem	Área	Número da amostra	Composição	Valor médio de dureza (HV)	% variação de dureza
2 h	Longitudinal	3	AA6061 + 10% <i>AlN</i>	87	
		4	AA6061 + 15% <i>AlN</i>	78	-10,3%
		5	AA6061 + 20% <i>AlN</i>	78,7	0,9%
	Transversal	3	AA6061 + 10% <i>AlN</i>	92,6	
		4	AA6061 + 15% <i>AlN</i>	70,2	-24,2%
		5	AA6061 + 20% <i>AlN</i>	70,9	1,0%

Fonte: Autor, 2021.

A partir dos dados é possível constatar que os valores de dureza das amostras apresentaram valores máximos na condição de menor inclusão, 10%, tanto para a área longitudinal quanto para a área transversal, sofrendo redução com o aumento da concentração para 15% e se mantendo praticamente constante ao aumentar ainda mais o valor da concentração, passando de 15% para 20%.

Realizando a mesma análise comparativa para reforços de Si_3N_4 é possível evidenciar que os valores de dureza se reduzem ao aumentar a concentração do reforço de 10% para 15%, voltando a patamares similares ao inicial ao sofrer um novo incremento, chegando a uma concentração de 20%.

Gráfico 6 – Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras com inclusão de Si_3N_4 analisadas em diferentes concentrações após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento



Fonte: Autor, 2021.

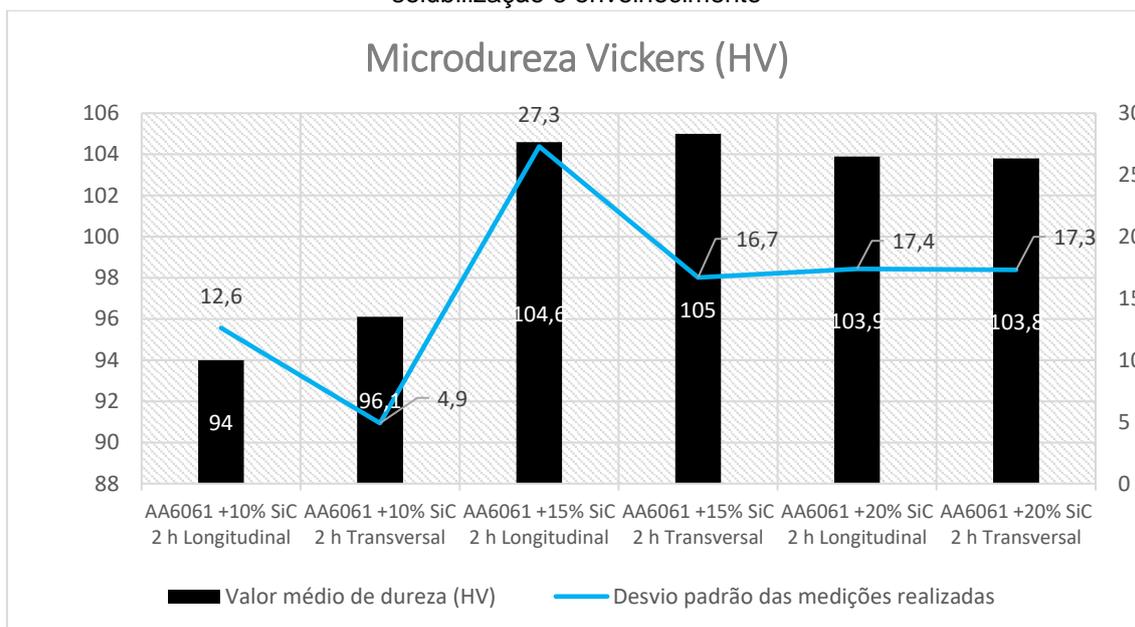
Tabela 8 – Correlação evidenciada entre valores de dureza sob diferentes concentrações de reforço de Si_3N_4 na liga AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento

Tempo de moagem	Área	Número da amostra	Composição	Valor médio de dureza (HV)	% aumento de dureza
2 h	Longitudinal	3	AA6061 + 10% Si_3N_4	83,1	
		4	AA6061 + 15% Si_3N_4	65,3	-21,4%
		5	AA6061 + 20% Si_3N_4	87,6	34,2%
	Transversal	3	AA6061 + 10% Si_3N_4	91,9	
		4	AA6061 + 15% Si_3N_4	60,4	-34,3%
		5	AA6061 + 20% Si_3N_4	84,4	39,7%

Fonte: Autor, 2021.

Analisando os resultados obtidos através da análise das amostras com reforço de *SiC* foi possível evidenciar uma condição diferenciada em relação aos resultados obtidos nas demais amostras com outros reforços. Ao realizar um incremento na concentração do reforço de 10% para 15% os valores de dureza sofreram um aumento relevante, e esse valor se manteve mesmo aumentando a concentração do reforço de 10% para 15%.

Gráfico 7 – Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras com inclusão de *SiC* analisadas em diferentes concentrações após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento



Fonte: Autor, 2021.

Tabela 9 – Correlação evidenciada entre valores de dureza sob diferentes concentrações de reforço de *SiC* na liga AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento

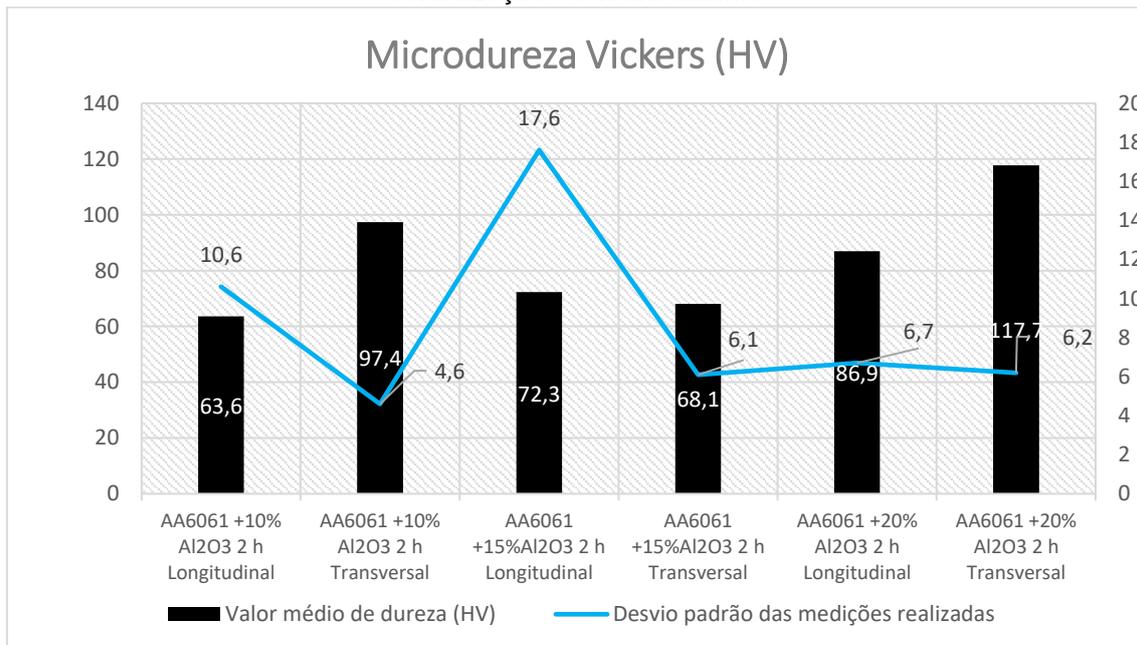
Tempo de moagem	Área	Número da amostra	Composição	Valor médio de dureza (HV)	% aumento de dureza
2 h	Longitudinal	3	AA6061 + 10% <i>SiC</i>	94	
		4	AA6061 + 15% <i>SiC</i>	104,6	11,3%
		5	AA6061 + 20% <i>SiC</i>	103,9	-0,7%
	Transversal	3	AA6061 + 10% <i>SiC</i>	96,1	
		4	AA6061 + 15% <i>SiC</i>	105,0	9,3%
		5	AA6061 + 20% <i>SiC</i>	103,8	-1,1%

Fonte: Autor, 2021.

As amostras com concentração do reforço de Al_2O_3 apresentaram um padrão de aumento de dureza em função do aumento de concentração de reforço para as amostras longitudinais, porem o mesmo padrão não foi

evidenciado nas amostras transversais, onde houve uma redução significativa nos valores de dureza ao aumentar o percentual de concentração de 10% para 15%. Com valores de concentração de 10% do reforço, entretanto, as amostras transversais voltaram a apresentar valores mais elevados.

Gráfico 8 – Comparativo entre valores médios de dureza e desvio padrão das amostras com inclusão de Al_2O_3 analisadas em diferentes concentrações após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento



Fonte: Autor, 2021.

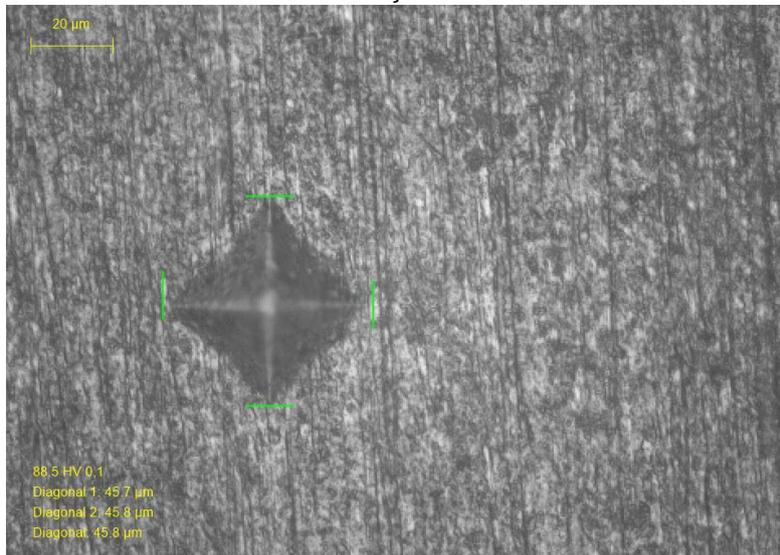
Tabela 10 – Correlação evidenciada entre valores de dureza sob diferentes concentrações de reforço de Al_2O_3 na liga AA6061 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento

Tempo de moagem	Área	Número da amostra	Composição	Valor médio de dureza (HV)	% aumento de dureza
2 h	Longitudinal	3	AA6061 + 10% Al_2O_3	63,6	
		4	AA6061 + 15% Al_2O_3	72,3	13,7%
		5	AA6061 + 20% Al_2O_3	86,9	20,2%
	Transversal	3	AA6061 + 10% Al_2O_3	97,4	
		4	AA6061 + 15% Al_2O_3	68,1	-30,1%
		5	AA6061 + 20% Al_2O_3	117,7	72,8%

Fonte: Autor, 2021.

Em complemento às informações apresentadas, abaixo segue imagem obtida a partir das análises realizadas pelo durômetro.

Figura 90 – Exemplo de imagem obtida nas análises de dureza realizadas após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento



Fonte: Autor, 2021.

6 CONCLUSÃO

1. O impacto da moagem no aumento de dureza da liga AA6061 sem reforços foi bastante significativo, chegando a duplicar os valores de dureza ao se comparar amostras de AA6061 sem nenhum tempo de moagem e com moagem de 2 horas.
2. A inserção de diferentes reforços na matriz com inclusões de concentração 10% não apresentou aumento significativo de dureza chegando inclusive, para alguns reforços, a obter valores inferiores em comparação as amostras de AA6061 sem reforços. Os valores de dureza se apresentaram similares com variações pouco significativas.
3. Para as amostras com inclusão de reforços em concentração de 15% o reforço de *SiC* foi o único que apresentou valores de dureza similares aos obtidos na liga sem inclusão, tendo o restante das amostras apresentado valores inferiores de dureza quando comparado com a amostra de AA6061 sem reforços.
4. Comparando amostras com o mesmo reforço, em concentrações de 10%, 15% e 20%, a matriz de AA6061 com reforço de *SiC* foi a única que apresentou elevação nos valores de dureza em função do aumento do percentual de concentração do reforço. Esse resultado é evidenciado ao se comparar amostras com 10% e 15% de inclusão, não apresentando elevação significativa nos valores de dureza ao se comparar as amostras com percentuais de inclusão de 15% e 20% respectivamente.
5. Comparando amostras com diferentes reforços e mesmo percentual de concentração, de 20%, as amostras com o reforço de *SiC* se destacam apresentando os maiores valores de dureza, permanecendo em patamar similar ao da amostra de AA6061 sem reforço.
6. Embora as amostras com inclusão de reforço de 20% de Al_2O_3 tenham apresentado alto valor de dureza na amostra correspondente a região transversal esse mesmo resultado não foi evidenciado na amostra longitudinal.
7. O compósito que apresentou comportamento mais constante e patamares de valores de dureza elevados possuem reforço de *SiC*.
8. Não houve aumento de dureza significativo em função da adição de reforços na matriz para nenhum dos reforços avaliados.
9. Uma redução da densidade pode ter comprometido os quantitativos de dureza devido a porosidade, contribuindo para a ausência do aumento de

dureza nas condições de amostras com maiores concentrações de reforços.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Fabricar compósitos e submetê-los a tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento com tempo de moagem de 3 e 4 horas.
2. Submeter amostras similares a tratamento térmico de solubilização a temperatura de 560°C e de envelhecimento a temperatura de 180°C.
3. Medir adicionalmente a densidade hidrostática das amostras dos compósitos antes e depois do tratamento térmico.

REFERÊNCIAS

ALMEIDA, G. B.; AMBROZIO, F.; COELHO R. E. **Caracterização de Ligas de Alumínio Produzidas por Metalurgia do Pó**. Revista Matéria, v. 9, n. 4, pp. 325 – 333, 2004

<http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10613>

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). **Cadeia primária**. Disponível em: <http://abal.org.br/aluminio/cadeia-primaria/>. Acesso em: 21 nov. 2021

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)

BARBOSA, C. **Metais não ferrosos e suas ligas: Microestrutura, propriedades e aplicações**. 1 ed. Rio de Janeiro: E-papers, 2014.

CALLISTER, W.D.Jr.; RETHWISCH, D.G. **Ciência e Engenharia dos Materiais: uma introdução**. 8ª ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

CHIAVERINI, V. **Metalurgia do Pó: Técnica e Produtos**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1992.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica: Processos de Fabricação e Tratamento**. São Paulo: Editora McGraw-Hill Ltda, 1914.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. São Paulo: Editora Blucher, 1996.

FILHO, P. X. A. **Obtenção via metalurgia do pó e caracterização da dureza do compósito de liga de alumínio AA6061 reforçado com diferentes teores de escória de alto forno a carvão vegetal**. 2016. Dissertação (Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia – Universidade de Brasília, Brasília, 2016)

FURTADO, N. S. **Preparação e caracterização do compósito de liga de alumínio AA6061 reforçado com diferentes concentrações de escória de alto forno a coque metalúrgico via metalurgia do pó**. 2016. Dissertação (Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia – Universidade de Brasília, Brasília, 2016)

GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ. **A metalurgia do Pó: alternativa econômica com menor impacto ambiental**. São Paulo: Metallum Eventos Técnicos e Científicos, 2009.

INVIDIATA, A.; LIBRELOTTO, L.; GUTHS, S. **Impacto ambiental no ciclo de vida do alumínio na construção civil**. Cerâmica, [s.l.], v. 60, n. 353, p. 2675-2684, nov. 2014. FapUNIFESP (SciELO).

JUNIOR, C. A. B. **Fabricação de Compósitos da Liga de Alumínio AA2124 com Reforço de Nitreto de Silício Através de Técnicas de Metalurgia do Pó.** 2013. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Centro de Tecnologia e Geociência, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2013)

JUNIOR, M. E. S. **Fabricação das ligas de alumínio AA3003 a partir dos pós elementares de alumínio e de manganês através de técnicas de metalurgia do pó.** 2020. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Centro de Tecnologia e Geociência, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2020)

NASCIMENTO, D. M. **Manufatura e caracterização de compósitos de matriz metálica da liga de alumínio AA6061 com reforço particulado cerâmico de alumina, carboneto de silício, nitreto de silício e nitreto de alumínio através da técnica de moagem de alta energia e extrusão a quente.** 2020. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Centro de Tecnologia e Geociência, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2020)

OLIVEIRA, A. C. **Estudo da viabilidade técnica e econômica de uma fábrica de tarugos de ligas de alumínio da série 6XXX a partir de alumínio secundário no norte do Espírito Santo.** Monografia (Bacharel em Engenharia Mecânica – Instituto Federal do Espírito Santo, São Mateus, 2018)

PADILHA, A. F. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades.** Curitiba: HEMUS LIVRARIA, DISTRIBUIDORA E EDITORA S.A., 2000.

SANTOS, M. A. **A metalurgia do pó para produção de peças de alumínio na indústria metalúrgica.** 2018. Dissertação (Mestrado em Engenharia – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2018)

SILVA, T. T. L. **Manufatura e caracterização de ligas de alumínio-cobre (duralumínio) fabricadas via técnicas de metalurgia do pó.** 2017. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Centro de Tecnologia e Geociência, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2017)

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. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Centro de Tecnologia e Geociência, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2012)

Filho, O. O. A.; SOUSA, M. M. S.; ARAUJO, E. R.; ALVES, S. J. F.; MELO, L. G. T. C.; GONZALEZ, C. H. Síntese e caracterização de compósitos de matriz metálica da liga AA6061 com reforço particulado de nitreto de silício e nitreto de alumínio processados através de técnicas de metalurgia do pó

A Metalurgia Do Pó: Alternativa Econômica Com Menor Impacto Ambiental -Vários – editora METALLUM EVENTOS TÉCNICOS E CIENTÍFICOS, 1ª. Edição, 2009.