



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

DANIEL RICARDO ARAÚJO AMARO

**COMPÓSITO DE MATRIZ METÁLICA DE ALUMÍNIO COM
INCORPORAÇÃO DE PÓ DE ACIARIA ELÉTRICA FABRICADO VIA
METALURGIA DO PÓ**

Recife

2018

DANIEL RICARDO ARAÚJO AMARO

**COMPÓSITO DE MATRIZ METÁLICA DE ALUMÍNIO COM
INCORPORAÇÃO DE PÓ DE ACIARIA ELÉTRICA FABRICADO VIA
METALURGIA DO PÓ**

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
como requisito para obtenção do grau de
Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de
Materiais e Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Kleber Gonçalves
Bezerra Alves.

Recife

2018

Catálogo na fonte
Bibliotecária Maria Luiza de Moura Ferreira, CRB-4 / 1469

A485c Amaro, Daniel Ricardo Araújo.
 Compósito de matriz metálica de alumínio com incorporação de pó de aciaria elétrica fabricado via metalurgia do pó / Daniel Ricardo Araújo Amaro - 2018.
 67 folhas, il., tabs.

Orientador: Prof. Dr. Kleber Gonçalves Bezerra Alves.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2018.
Inclui Referências.

1. Engenharia Mecânica. 2. Compósitos de matriz metálica de alumínio.
3. Metalurgia do Pó. 4. Moagem de Alta Energia. 5. Pó de Aciaria Elétrica. I. Alves, Kleber Gonçalves Bezerra (Orientador). II. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG/2018-463

“COMPÓSITO DE MATRIZ METÁLICA DE ALUMÍNIO COM INCORPORAÇÃO DE PÓ
DE ACIARIA ELÉTRICA FABRICADO VIA METALURGIA DO PÓ”

DANIEL RICARDO ARAÚJO AMARO

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO
TÍTULO DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: ENGENHARIA DE MATERIAIS E FABRICAÇÃO

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA/PPGEM/UFPE
30/08/2018

Prof. Dr. KLEBER GONÇALVES BEZERRA ALVES
ORIENTADOR/PRESIDENTE

Prof. Dr. CÉZAR HENRIQUE GONZALEZ
COORDENADOR DO PROGRAMA

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. KLEBER GONÇALVES ALVES BEZERRA (UFPE)

Prof. Dr. FLÁVIO JOSÉ DA SILVA (UFPE)

Prof. Dr. JUAN CARLOS VALDES SERRA (UFT)

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus... Que me protege, ilumina, abençoa, e discernimento.

Ao meus pais, Deusdedit Amaro de Oliveira e Rita de Cássia Araújo Amaro, que sempre estão presentes em minha vida me aconselhando e dando o apoio necessário para estar presente em outra cidade para a realização do Mestrado.

A minha família. Que abdiquei a proximidade em busca do meu sonho.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Kleber Alves, que confiou em mim plenamente e no meu potencial e me guiou durante todo o trabalho. Muito obrigado!

A todos os professores de todas as disciplinas do PPGEM, por dedicarem suas vidas ao desenvolvimento educacional.

A todos os técnicos que contribuíram no desenvolvimento deste trabalho em especial Janaina e Walter.

A Elizeth Oliveira Alves que em uma convivência laboratorial se tornou uma grande amiga e incentivadora. Muito Obrigado.

A Lindemberg Jr. pela motivação e determinação que me passa.

Aos demais amigos, Enéas Oliveira, Marilaine Lima, Dáfenes Rodrigues, Rafael Gleymir, João Emanuell e Paternark.

RESUMO

O Pó de Aciaria Elétrica (PAE) é um subproduto da fabricação do aço composto de óxidos, sendo considera um Resíduo Sólido Classe I, e com isso não pode ser descartado em aterros sanitários comuns. Visando o reaproveitamento, preocupado com a questão ambiental e a sustentabilidade, o PAE foi peneirada obtendo diferentes granulometrias e adicionada a um matriz metálica (pó) de alumínio 7075 atuado como reforço afim de promover o desenvolvimento de um material compósito com 5 e 10% em peso. Os pós de partida foram submetidos a análise de partícula e microscopia em seguida processados via Moagem de Alta Energia durante 1h, compactados uniaxialmente a frio com a carga de 1400 MPa e sinterizados a temperatura de 500 °C durante 5h. Foram produzidas amostras da matriz sem adição de reforço afim de comparação, para avaliar efeito da adição do reforço. Medidas de densidades antes de depois da sinterização foram realizados pelo método geométrico. Após consolidadas foi realizada a preparação metalográfica, afim de avaliar a propriedade mecânica de microdureza, e realização dos ensaios de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. Como resultado, os compósitos apresentaram uma distribuição homogênea das partículas de reforço e também uma melhoria na propriedade mecânica com o incremento do teor de PAE adicionado comparado ao material sem reforço obtido pelo mesmo processo, garantindo a viabilidade da aplicação do subproduto.

Palavras-chave: Compósitos de matriz metálica de alumínio. Metalurgia do Pó. Moagem de Alta Energia. Pó de Aciaria Elétrica.

ABSTRACT

Electric arc furnace dust is a byproduct composed of oxides and is considered to be a Class I solid residue generated during steelmaking and therefore can not be disposed of in ordinary landfills. Aiming at reuse, concerned with environmental issues and sustainability, EAFD was sieved to obtain different granulometries and added to a metal matrix of aluminum 7075 actuated as a reinforcement in order to promote the development of a composite material with 5 and 10% by weight. The starting powders were subjected to particle analysis and microscopy and then processed through High Energy Milling for 1 h, uniaxially packed with the 1400 MPa filler and sintered at 500 °C for 5 h. Samples of the matrix were produced without addition of reinforcement in order to evaluate the effect of reinforcement addition. Measurements of densities before and after sintering were performed by the geometric method. After consolidating, the metallographic preparation was carried out to evaluate the mechanical properties of microhardness, optical microscopy and scanning electron microscopy. As a result, the composites presented a homogeneous distribution of the reinforcing particles and also an improvement in the mechanical property with the increase of the added PAE content compared to the material without reinforcement obtained by the same process, guaranteeing the feasibility of the application of the byproduct.

Keywords: Aluminum alloy metal matrix composites. Powder metallurgy, Mechanical Milling. Electric Arc Furnace Dust.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Colisão entre duas bolas atuando sobre o material particulado durante o processo de moagem de alta energia.....	25
Figura 2 - Moinho do tipo SPEX.....	27
Figura 3 - Representação esquemática da formação do PAE.....	28
Figura 4 - Moinho de alta energia do tipo SPEX.	34
Figura 5 - Matriz de compactação.	35
Figura 6 - Tamanho de Partícula via Peneiramento.	39
Figura 7 - Difração de Raios-X do Alumínio AA 7075.	41
Figura 8 - Distribuição do tamanho de partícula do AA 7075 como recebido.....	41
Figura 9 - Distribuição do tamanho de partícula da PAE 53 μm	43
Figura 10 - Distribuição de partícula da PAE 74-53 μm	44
Figura 11- Difração de Raios-X do reforço <53 μm	45
Figura 12 - Difração de Raios-X do reforço 74-53 μm	45
Figura 13 - Microscopia Eletrônica de Varredura da PAE <53 μm	46
Figura 14 - Microscopia Eletrônica de Varredura da PAE 74-53 μm	47
Figura 15 - Comparação entre 7075 e D1.....	48
Figura 16 - MEV AA 7075 processado 1h via MAE.	49
Figura 17 - Pó da Liga de Alumínio AA 7075 após processado.	50
Figura 18 - Microscopia Ótica D2 Superficial e da Seção Transversal.....	51
Figura 19 - Microscopia Ótica D3 Superficial e da Seção Transversal.....	52
Figura 20 - Microscopia Ótica D4 Superficial e da Seção Transversal.....	52
Figura 21 - Microscopia Ótica D5 Superficial e da Seção Transversal.....	53
Figura 22 - Microscopia Eletrônica de Varredura D2, D3, D4 e D5.....	54
Figura 23 - Densidades dos Compactados Verde x Sinterizados	55
Figura 24 - Microdureza Vickers.....	56

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Processo de fabricação de compósitos de matriz metálica.....	14
Tabela 2 - Tabela CMA's reforçados com partículas via Metalurgia do Pó.....	16
Tabela 3 - Sistema de Classificação das ligas de Alumínio	18
Tabela 4 - Composição química da liga 7075	20
Tabela 5 - Propriedades mecânicas da liga 7075	21
Tabela 6 - Composição química de PAE para Aços Carbono e Aço Inoxidáveis.....	30
Tabela 7 - Composição Química da Liga AA 7075 fornecido pela Alcoa.....	32
Tabela 8 - Descrição da massa por amostra.	33
Tabela 9 - Parâmetros da moagem	34
Tabela 10 - Parâmetros de Compactação	35
Tabela 11 - Parâmetros de Sinterização (BEZERRA et al, 2014).....	35
Tabela 12 - Composição química (em % massa) da AA 7075 no estado como recebido	40
Tabela 13 - Composição química (em % massa) da PAE após a separação granulométrica.	42
Tabela 14 - Espectroscopia de Baixa Energia Dispersiva da PAE <53 μm	46
Tabela 15 - Espectroscopia de Baixa Energia Dispersiva da PAE 74-53 μm	47
Tabela 16 - D _{0,1} , D _{0,5} , D _{0,9} após processamento via Moagem de Alta Energia.	50
Tabela 17 - Valores das Densidades dos Compactados Verde e Sinterizados.	55
Tabela 18 - Valores médios e desvio padrão da Microdureza Vickers	57
Tabela 19 - Aumento da Microdureza	57

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	11
2	OBJETIVO GERAL	12
2.1	Objetivos Específicos	12
3	REVISÃO DA LITERATURA	13
3.1	Compósitos.....	13
3.1.1	Compósitos de Matriz Metálica (CMM's).....	13
3.1.2	Compósitos Matriz de Alumínio (CMA's)	14
3.2	Alumínio e Ligas de Alumínio.....	16
3.2.1	Liga de Alumínio Série 7xxx	19
3.3	Metalurgia do Pó	21
3.3.1	Características dos Pós.....	21
3.3.2	Compactação	22
3.3.3	Sinterização	24
3.4	Moagem de Alta Energia	24
3.4.1	Equipamentos Usados na MAE	26
3.5	Pó de Aciaria Elétrica	27
3.5.1	Formação da PAE Durante a Fabricação do Aço.....	28
3.5.2	Composição Química	29
3.5.3	Fase Mineralógicas.....	31
3.5.4	Morfologia e Granulometria	31
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	32
4.1	Caracterização da Matéria Prima do Compósito de Matriz Metálica	32
4.2	Peneiramento do Pó de Aciaria Elétrica	32
4.3	Aferição da Massa dos Pós	32
4.4	Processamento dos Pós	33
4.5	Compactação	34
4.6	Sinterização.....	35
4.7	Análise do Tamanho de Partícula.....	36
4.8	Caracterização das Fases Mineralógicas por Difração de Raios-X (DRX) ..	36
4.9	Análise da Composição Química por Fluorescência de Raios-X (FRX)	36
4.10	Preparação Metalográfica	37
4.11	Microscopia Ótica	37

4.12	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Baixa Energia Dispersiva (EDS).....	37
4.13	Microdureza Vickers	37
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	39
5.1	Peneiramento do Pó de Aciaria Elétrica (PAE)	39
5.2	Caracterização dos Pós de Partida	40
5.2.1	Caracterização do Pó de Al AA 7075	40
5.2.2	Caracterização dos Reforços: PAE (<53 µm) e PAE (74-53 µm)	41
5.3	Análise do Tamanho de Partícula após a Moagem de Alta Energia	48
5.4	Microscopia Ótica da Superfície e da Seção Transversal.....	50
5.5	Microscopia Eletrônica da Superfície dos Sinterizados	53
5.6	Densidade dos Compactados e Sinterizados	54
5.7	Dureza dos Sinterizados	56
6	CONCLUSÕES	59
7	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	60
	REFERÊNCIAS.....	61

1 INTRODUÇÃO

O cenário tecnológico atual vem exigindo materiais com um conjunto de propriedades que não são encontrados em materiais poliméricos, cerâmicos e metálicos. Para Callister (2012) ao invés de se criar novos materiais, a rota do desenvolvimento é investir na modificação de materiais já existentes, por meio da inclusão de outros componentes, culminando então na fabricação dos materiais ditos compósitos, que agregam características mecânicas de dois ou mais elementos, com a finalidade de obter um novo composto com propriedades melhoradas e que apresentem menor impacto ambiental e/ou simplificando a sua reciclagem.

No processo de fabricação de aço em fornos elétricos a arco (FEA), a formação de pó de aciaria elétrica (PEA) foi estimada entre 15 e 25 quilos por tonelada de aço produzido (GUÉZENNEC, 2005). Esse subproduto é composto principalmente de zinco, ferro, níquel e outros óxidos metálicos (MANTOVANI *et al*, 2002). E por isso é classificada como um resíduo perigoso (Classe I) de acordo com os critérios estabelecidos pela norma da ABNT NBT 10004/2004, o que acarreta em um aumento de despesas para descarte deste resíduo. Mediante a isso vêm-se buscando formas de reaproveitamento, evitando assim o descarte de metais.

Pensando na questão ambiental, energética e custos a Metalurgia do Pó (MP) promove a utilização de 95%, a economia de energia e porque as peças fabricadas não precisam de posterior acabamento para a sua utilização (MORAIS, 2012). Um outro ponto importante a ser citado é a diversidade de novos materiais que podem ser desenvolvidos utilizando as técnicas da MP.

Neste trabalho de pesquisa preparou-se compósitos de matriz metálica de alumínio da liga AA 7075, com a incorporação dos particulados de pó de aciaria elétrica previamente separados por granulometria onde foram selecionados duas frações (PAE <53 μ m e 74-53 μ m) e incorporado à matriz em frações mássicas de 5 e 10% com o uso da Moagem de Alta Energia fazendo-se uso de um moinho do tipo Spex, seguindo de compactação uniaxial a frio e sinterização. As caracterizações química e morfológica dos materiais foram realizadas por Fluorescência de Raios-X (FRX) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) aliada e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), Difração de Raios-X (DRX), Análise do Tamanho de Partícula (ATP) e separação granulométrica via peneiramento. A caracterização mecânica dos sinterizados foi realizada por medidas de Microdureza Vickers.

2 OBJETIVO GERAL

No presente trabalho avalia-se o efeito da incorporação do Pó de Aciaria Elétrica (PAE) como reforço no compósitos metálicos de Matriz de Alumínio AA 7075 via Metalurgia do Pó.

2.1 Objetivos Específicos

- Estudar a viabilidade das técnicas de moagem de alta energia e metalurgia do pó e como processo de fabricação dos compósitos da liga de alumínio AA 7075 reforçado com pó de aciaria elétrica.
- Caracterizar os pós primários e a mistura de pós moídos via técnicas de: Separação Granulométrica via Peneiramento (sendo esta apenas para a pó de aciaria), Análise do Tamanho de Partícula (ATP), Difração de Raios-x (DRX), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) e Fluorescência de Raios-X (FRX).
- Examinar a propriedade mecânica de microdureza dureza da Liga AA 7075 com diferentes reforços PAE (74-53 μm) e PAE (<53 μm) e frações mássicas (5 e 10%).
- Caracterizar a microestrutura das amostras sinterizadas via Microscopia Ótica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

3 REVISÃO DA LITERATURA

Este capítulo visa abordar os conceitos relevantes para o desenvolvimento deste trabalho e embasar teoricamente o leitor para os capítulos posteriores.

3.1 Compósitos

Materiais compósitos são aqueles que foram projetados a conjugar características de dois ou mais materiais com diferentes propriedades físicas e químicas, quando combinados produzem um material que possui propriedades diferentes dos materiais unitários. Em um composto típico, existem dois constituintes, um deles atua como matriz e outro constituinte atua como reforço. Os materiais compósitos são heterogêneos em microescala, mas homogêneos em macroescala. Esses materiais são combinados de tal forma que podem usar suas virtudes, minimizando os efeitos de suas deficiências (YATHESHTH; VARUN, 2013).

Assim, o engenheiro pode fazer uso de materiais mais resistentes e mais leves, com propriedades que podem atender a requisitos específicos, pois há muitas restrições associadas à seleção de materiais convencionais. Os materiais compostos não são apenas fabricados artificialmente, mas estão disponíveis como compostos naturais, como madeira, dentes, ossos, e etc (PADILHA, 2000). Existem basicamente três tipos de compósitos de acordo com o material da matriz: Compósitos de Matriz de Polimérica, Matriz de cerâmica e de Matriz metálica.

3.1.1 Compósitos de Matriz Metálica (CMM's)

Os materiais compósitos de matriz metálica tem sido pesquisado de forma bastante intensa ao longo dos últimos anos, devido as características bastantes interessantes, que se tratam da: relação resistência/peso; resistência a corrosão; tenacidade à fratura, e bem como a boa condutividade térmica, encontradas em muitos dos novos materiais (SMITH; HASHEMI, 2012; LEVY NETO; PARDINI, 2006).

O desenvolvimento dos CMM's concentrou-se em três metais alumínio, magnésio e titânio, devido à baixa massa específica (HULL; CLYNE, 1996). Os principais tipos de reforços usados nas matrizes metálicas são três: partículas, fibras contínuas e descontínuas. A aplicação destes compósitos utilizando as matrizes metálicas citadas acima vão desde automóveis, aeronaves, e ônibus espaciais (ASKELAND; PHULE, 2008).

Mediante a escolha do reforço na produção dos CMM's, pode dar origem a compósitos com baixa fração de fase reforçante (partículas), onde a melhoria nas propriedades mecânicas é modesta. Por outro lado se o reforço disponível sejam as fibras longas, consegue-se propriedades mecânicas apreciáveis. Em qualquer circunstância, o processo de fabricação tem um peso significativo no tipo de aplicação a que se destina (RALPH, 1997; ADAMIAN, 2008). Com relação ao processamento dos compósitos pode-se considerar dois casos: CMM na forma de um elemento sólido para posterior usinagem e CMM obtidos na geometria final pronta para o uso ou próxima a ela (LEVY NETO; PARDINI, 2006).

A manufatura de CMM podem ser classificados em processos predominantemente no estado sólido, onde as etapas desenvolvidas se assemelham são as mesmas aplicadas à metalurgia do pó, e em alguns casos fazendo uso da extrusão. Existe também os casos onde fabricação se dá exclusivamente no estado líquido, onde o processamento ocorre basicamente pela fusão da fase matriz.

Na Tabela 1 estão listados os principais processos de fabricação de compósitos de matriz metálica, discorrendo superficialmente como se dá a manufatura.

Tabela 1 - Processo de fabricação de compósitos de matriz metálica

Processos no Estado Sólido	Processos Líquidos	Processos de Deposição
Compactação e sinterização das matrizes metálicas na forma de pós juntamente com o reforço que pode ser partículas e fibras longas ou curtas.	Incorporação de partículas ou fibras curtas nas liga metálica fundida. Já para as fibras longas a infiltração do metal fundido no interstícios.	Eletrodeposição da matriz ao redor das fibras. Aspersão de plasma da matriz ao redor das fibras. Deposição a vácuo da matriz ao redor das fibras.

Fonte: Adaptado (ADAMIAN, 2008; LEVY NETO; PARDINI, 2006).

3.1.2 Compósitos Matriz de Alumínio (CMA's)

O compósito de matriz metal de alumínio, chamados de CMA's, formam-se com a adição do reforço que podem ser encontradas na forma contínua e descontínua isto é, partículas ou fibras, sendo estes, materiais cerâmicos tais como: SiC (Carbeto de silício), Al₂O₃ (Alumina); B₄C (Carbeto de Boro); Ti₂B (Diboreto de Titânio); Ti₂O (Óxido de Titânio); entre outros, que possui propriedades químicas diferentes para formar um

material mais resistente. O reforço é adicionado normalmente para melhorar as propriedades mecânicas da matriz de metal como dureza, força, capacidade de suportar maiores temperaturas, resistência ao desgaste, o efeito ambiental, densidade, porosidade, e etc. (GAURANG; 2016; VERMA *et al*; 2015).

Com aplicações nobres que vão desde a indústria aeroespacial, construção de ônibus espaciais e aviões de grande porte, para o transporte terrestre: pistões, componentes de transmissão, camisas de cilindro entre outras, e não menos importante transportes aquáticos a fabricação de cascos, os CMA's tem a sua demanda aumentada. Com relação a fabricação eles podem ser obtidos por processos de estado sólido (metalurgia do pó) e estado líquido (agitação, compactação, moldagem por compressão, rotas de fundição *in situ*) (YASHPAL *et al* 2017).

Existem problemas atrelados a este tipo de material dois deles que podem levados aqui são: fator ambiental onde apresenta uma enorme dificuldade de reciclar e não menos importante o custo de fabricação (ADAMIAN, 2008).

São vários trabalhos que envolvem CMA's reforçados com partículas com diferentes métodos de fabricação, será mostrado na Tabela 2, referências atualizadas de CMA's reforçados com partículas fabricados via Metalurgia do Pó.

Tabela 2 - Tabela CMA's reforçados com partículas via Metalurgia do Pó.

Autores	Matrix Metal	Tipo de Reforço	Reforço %peso	Tamanho de partícula médio	Dureza
Abdullah <i>et al</i> (2012)	Al	B ₄ C	5; 10%w.t.	-	78,68 HB 81,72 HB
Maresh <i>et al</i> (2016)	Al	TiN	5; 10 15%w.t.	<3 µm	59 HB 59,5 HB 62,5 HB
Geramipour e Oveisi (2017)	Al (99,5% Puro)	CaCO ₃	5; 10; 15; 20%w.t.	<50 µm	-
Arif <i>et al</i> (2017)	Al (Puro)	SiC	5; 10; 15%w.t.	400Mesh	46 HB 51 HB 54 HB
Torres <i>et al</i> (2001)	Al(Puro)	PAE	5; 10; 15; 20%w.t.	< 500 nm	65 HB 75 HB - 55 HB
Flores-Vélez <i>et al</i> (2001)	Al (Puro)	PAE	5; 10; 20%w.t.	-	65 HB 75 HB 55 HB
Sumnath (2015)	Al (6061)	TiO ₂	5; 10; 15%w.t.	-	43HRB 40 HRB -
Bezerra <i>et al</i> (2014)	Al(2124)	Si ₃ N ₄	5; 10; 15; 20%w.t.	-	75 HV 200 HV 300 HV 225 HV

Fonte: Autora Própria

3.2 Alumínio e Ligas de Alumínio

Encontrado abundantemente na crosta terrestre, porém geralmente na forma de óxidos e raramente como metal puro, o alumínio é o terceiro elemento mais abundante na Terra ficando atrás apenas do oxigênio e do silício. Sua utilização industrial é relativamente recente, datadas no século XIX, sendo possível devido a criação do processo de refino, desenvolvido por Bayer para a obtenção de alumina (Al₂O₃) a partir da bauxita, o de Hall-Heroult, de obtenção do alumínio metálico a partir da alumina por eletrólise. Só a partir da segunda metade do século XX o alumínio ultrapassou o cobre em volume de produção mundial até então historicamente o metal não ferroso mais utilizado (ASKELAND, 2008; BARBOSA, 2014).

O Alumínio e suas ligas vem sendo o segundo material metálico mais aplicado para engenharia e construções, ficando atrás apenas dos aços, tal fato ocorre devido a sua

baixa densidade, $2,7\text{g/cm}^3$ o que representa $1/3$ da dos aços, e resistência mecânica elevada possuindo um módulo de elasticidade de $69 \times 10^3 \text{MPa}$, mesmo esse valor sendo inferior à dos aços o alumínio possui uma excelente resistência específica (ou razão resistência mecânica-peso específico). Suas aplicações vão desde utensílios domésticos como cadeiras e móveis até veículos terrestres, marítimos e aeronáuticos (CHIAVERINI, 1986; ASKELAND, 2008).

Possuindo uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) o alumínio não possui características magnéticas, contudo, apresenta uma elevada condutividade elétrica o que o torna recomendável para aplicações na indústria elétrica. Apresenta alta resistência à oxidação pela presença do seu óxido Al_2O_3 em sua superfície, determinados tratamentos e/ou elementos de liga torna-se resistente à corrosão em meios mais agressivos. O fator limitante do alumínio é a sua baixa temperatura de fusão (660°C), o que restringe a temperatura máxima na qual ele pode ser utilizado (CHIAVERINI, 1986; CALLISTER, 2012).

As ligas de Alumínio possui um desempenho mecânico superior ao alumínio puro em grande partes das aplicações. Divide-se as ligas de alumínio em dois grupos principais: ligas trabalhadas e ligas de fundição. Uma diferenciação adicional para cada categoria é baseada no mecanismo primário de desenvolvimento da propriedade. Sendo separado em: as ligas tratáveis termicamente e as ligas não tratáveis termicamente (DAVIS, 1993; ASKELAND, 2008).

Diante das inúmeras possibilidades existentes de se obter ligas com propriedades distintas bem como Alumínio surgiu a necessidade de criar nomenclaturas e essas são regidas internacionalmente pela *Aluminum Association* (AA) denominado “*The Aluminum Association Alloy and Temper Designation System*” já para o Brasil foi adotado a NBR 6834 gerido pela ABNT.

Para a classificação das ligas de alumínio é utilizado uma designação numérica de 4 dígitos que subdivide-se em duas partes: o adotado para as ligas em trabalho mecânico (laminação, extrusão, forjamento e outros) e o que foi adotado para ligas destinadas exclusivamente à produção de peças fundidas. Como mostrado na Tabela 3.

Tabela 3 - Sistema de Classificação das ligas de Alumínio

Ligas Trabalhadas	Elementos Majoritários na liga	Tipos de Tratamentos	Aplicações Principais
1xxx	Al comercialmente puro (>99% Al)	Não endurecível por envelhecimento	Cabos de Alumínio, utensílios domésticos
2xxx	Al-Cu e Al-Cu-Mg	Endurecível por envelhecimento	Indústria Aeronáutica
3xxx	Al-Mn e Al-Mn-Mg	Não endurecível por envelhecimento	Latas de bebidas e Painéis
4xxx	Al-Si e Al-Si-Mg	Endurecível por envelhecimento nas ligas que contém magnésio	Metal de adição para soldas e Pistões forjados de motores
5xxx	Al-Mg	Não endurecível por envelhecimento	Aplicações náuticas
6xxx	Al-Mg-Si	Endurecível por envelhecimento	Perfis arquitetônicos
7xxx	Al-Zn e Al-Mg-Zn	Endurecível por envelhecimento	Indústria aeronáutica
8xxx	Al-Li, Sn, Zr ou B	Endurecível por envelhecimento	Laminados finos e embalagens
Ligas de Fundição	Elementos Majoritários na liga	Tipos de Tratamentos	Aplicações Principais
1xx.x	Alumínio comercialmente puro	Não endurecível por envelhecimento	Contatos Elétricos
2xx.x	Al-Cu	Endurecível por envelhecimento	Indústria aeronáutica

3xx.x	Al-Si ou Al-Si-Mg	Algumas são endurecíveis por envelhecimento	Várias
4xx.x	Al-Si	Não endurecível por envelhecimento	Pistões fundidos de motores
5xx.x	Al-Mg	Não endurecível por envelhecimento	Aplicações náuticas
7xx.x	Al-Mg-Zn	Endurecível por envelhecimento	Indústria aeronáutica
8xx.x	Al-Sn	Endurecível por envelhecimento	Várias

Fonte: Adaptado (ASKELAND, 2008; GOMES, 1987).

Ainda com relação da nomenclatura das ligas o primeiro dígito indica o elemento principal, o segundo indica a modificação, e os dois últimos o decimal da concentração percentual de Al, para ligas tratáveis. Em se tratando de ligas de fundição o segundo e terceiro dígito representa o teor mínimo de alumínio e o ultimo dígito indica a forma do produto solidificado os dígitos 1 e 2 indicam a composição do lingote e 0 uma peça fundida.

3.2.1 Liga de Alumínio Série 7xxx

As ligas da série 7XXX são caracterizadas por terem como principal elemento o Zinco (Zn), em quantidades de 1 a 8%, e quando acompanhado com uma porcentagem de Magnésio (Mg) resulta em ligas tratáveis termicamente com moderada a alta resistência. Usualmente outros elementos são inseridos na liga como Cromo (Cr) e Cobre (Cu), porém, baixas quantidades (DAVIS, 1993).

Dentre todas as ligas da série, Al-Zn, as que mais se destacam são os subgrupos formados por Al-Zn-Mg e Al-Zn-Mg-Cu. Essas ligas são endurecidas por precipitação (tratamento térmico controlado em condições específicas) via solubilização e envelhecimento contribuindo para um aumento significativo na dureza (HATCH, 1990).

O sistema quaternário formado entre o Al, Zn, Mg e Cu gerou ligas com alta resistência mecânica e ductilidade não deixando de lado a principal característica resistência/peso, esse tipo de liga possui uma excelente confiabilidade, com isso, são

usadas para a aplicação em estruturas que operam sob cargas de serviço pesado. Quando este tipo de ligas são submetidas a corrosão sob tensão apresentam uma suscetibilidade a fratura (REDDY, 2008).

Introduzida no ano de 1943 após anos de estudos a liga 7075 veio com o intuito de minimizar o maior problema da série 7xxx, baixa resistência a corrosão sob tensão, seu sucesso foi associado ao efeito benéfico do cromo, que conferiu boa resistência à corrosão sob tensão. Fato este que possibilitou a sua utilização em aeronaves. Este tipo de liga raramente é aplicado sem haver um tratamento térmico, pois, a temperatura ambiente elas continuam a envelhecer devido a sua instabilidade (HATCH, 1990).

Tabela 4 - Composição química da liga 7075

Liga	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Zr	Ti	Al
7075	5,6	2,5	1,6	-	0,23	-	-	Balaço.

Fonte: (HATCH, 1990).

Quando a liga de alumínio se resfria e solidifica-se, alguns constituintes da liga podem ser retidos em solução sólida, quando em altas temperaturas a liga mantém uma grande quantidade de elementos de liga em solução sólida, diferente do que ocorre em baixas temperaturas onde há a tendência a precipitar o excesso do elementos de liga da solução. A forma que estes precipitados podem ser encontrados são na forma de partículas duras consistindo de compostos intermetálicos (ABAL, 2007).

Ao ser fundida, e antes de ser trabalhada, a liga 7075 forma uma ou mais variantes de $Al_{12}(Fe, Cr)_3Si$, Mg_2Si e um pseudobinário eutético composto de alumínio e $MgZn_2$. A última fase contém alumínio e cobre como substitutos de zinco e pode ser escrita $Mg(Zn, Cu, Al)_2$. O tratamento térmico posterior faz com que as fases ricas em ferro se transformem-se em Al_7Cu_2Fe . O Mg_2Si é relativamente insolúvel e tende a esferoidizar. A fase $Mg(Zn, Cu, Al)_2$ rapidamente começa a dissolver e, ao mesmo tempo, formam alguns Al_2CuMg , os quais exige altas temperaturas e longos tempos para se dissolver completamente. O cromo se precipita de solução sólida supersaturada como dispersóides de $Al_{18}Cr_2Mg_8$, concentrado principalmente nas regiões dendríticas primárias (HATCH, 1990).

A seguir, Tabela 5, mostra os valores de algumas propriedades mecânicas da liga de alumínio AA 7075 e meio com qual se obteve esses valores.

Tabela 5 - Propriedades mecânicas da ligas 7075

Liga	Têmpera	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Resistência ao Escoamento (MPa)	Alongamento % (em 50mm)	Dureza Brinell	Limite de Resistência a Fadiga (MPa)
7075	T6, T73	505	435	13	-	15

Fonte: (HATCH, 1990).

3.3 Metalurgia do Pó

A metalurgia do pó é o processo metalúrgico de fabricação de peças, que se distingue dos processos metalúrgicos convencionais. Devido a possibilidade da utilização de pós metálicos e não metálicos, fabricação de peças dentro de tolerâncias muito estreitas, ou seja, com formatos definitivos ou praticamente definitivos não necessitando de um posterior acabamento ficando isento de operações de usinagem (CHIAVERINI, 2001).

É um processo constituído por uma série de etapas que podem cobrir desde a produção do pó até um eventual pós-processamento da peça. No caso mais simples, as etapas que compõem o processo são: obtenção do pó, processamento do pó, compactação do pó, sinterização. Porém foram desenvolvidas técnicas de compactações e sinterizações mais elaboradas o que deixa o processo mais competitivo com o processos de fabricação convencionais (MORAIS, 2012).

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

3.3.1 Características dos Pós

A matéria prima da MP constitui mais que na maioria dos processos metalúrgicos convencionais, um fator básico, principalmente no que se refere a sua uniformidade. Diante disto é imprescindível o seu rigoroso controle, o que se significa que todas as suas características devem ser conhecidas (CHIAVERINI, 2001).

O desenvolvimento de métodos adequados de produção de pós e novos métodos de caracterização de pós tem sido uma das principais realizações na metalurgia de pós de

superligas. Juntamente com novas técnicas de compactação de pó e esquemas de processamento termomecânico, essa parte da metalurgia particulada oferece mais graus de liberdade para manipular a microestrutura e, portanto, propriedades mecânicas do que as técnicas de processamento estabelecidas anteriormente (GESSINGER, BOMFORD, 1974).

Segundo Chiaverini (2001) vários métodos de obtenção dos podem ser agrupados nas seguintes classes:

- Reações químicas e decomposição;
- Atomização de metais fundidos;
- Deposição eletrolítica e;
- Processamento mecânico de materiais sólidos.

Entre as características mais importantes dos pós são a forma e o tamanho das partícula. Para o projeto de uma peça sinterizada, a distribuição granulométrica das partículas é outra informação importante. Os diferentes métodos de obtenção de pós metálicos conduzem a diversas formas, tamanhos, distribuição e outras características dos pós (MORAIS, 2012).

3.3.2 Compactação

O objetivo de compactar, sendo esta uma das operações elementares na Metalurgia do Pó, é de conferir ao pó a forma final/acabada ou semiacabada da peça projetada, esta se torna uma grande vantagem da Metalurgia do Pó com relação a outros processos de fabricação, pois, dispensa dispendiosas etapas de acabamento ou exigindo muitíssimo. Ressaltando que pode haver deformações no compactado nas operações subsequentes (Sinterização, Redimensionamento, etc.) (MORAIS, 2012).

Compactar, mais do que qualquer outra operação no ciclo tecnológico, controla a aplicação prática da metalurgia do pó. O método utilizado na compactação, a forma e tamanho do compactado dependem das características dos pós, como também, as possibilidades de preparação de metais e ligas de uma composição desejada são, até certo ponto, são determinadas pelas condições de compactação (TSUKERMAN, 1965).

A consolidação do compactado geralmente ocorre em várias etapas. Em primeiro lugar, ocorre o rearranjo dos pós no interior da matriz, em detrimento dos baixos esforços aplicados. A segunda etapa se dá a deformação elasto-plástica das partículas. Ocorre o

rearranjo de partículas, havendo a ligações entre as partículas e uma posterior separação. Os contatos entre as partículas aumenta devido a deformação plástica. Durante a deformação plástica a frio o encruamento do pó limita a densidade final que pode ser obtida (GESSINGER; BOMFORD, 1974).

Os lubrificantes são frequentemente adicionados na etapa de mistura ou processamento (Moagem de Alta energia). Lubrificantes incluindo ácido esteárico, estearatos metálicos, tais como estearato de zinco e estearato de cálcio e ceras. Estes lubrificantes são adicionados em pequenas quantidades, wt1% em peso ou menos. Eles se decompõem no aquecimento, com os estearatos de metal deixando para trás um óxido (FRANCIS, 2016).

Reduzir a fricção entre as paredes da matriz e o pó bem como ajudar a uma obter uma melhor compactação, sendo esta a função dos lubrificantes. Mas eles podem afetar a densidade do compactado dependendo do seu volume e densidade. A mistura Os lubrificantes devem ser removidos antes da sinterização para evitar distorção do compactado.

Segundo Chiaverini (2001), existem muitos processos de compactação baseados complexidade do produto que será obtido e na forma com qual a carga é aplicada, que vai desde uma ação simples de um embolo até processos que envolvem fluidos sob alta pressão e temperaturas elevadas que em apenas um processo obtém-se a peça em seu estágio final. No qual são conhecidos como: compactação uniaxial, compactação isostática a frio, compactação isostática a quente, extrusão a quente e laminação.

A compactação uniaxial é a forma mais comum de conformação usada na metalurgia do pó. Para este processo é requerido uma prensa e um molde comumente chamado de matriz. A matriz é composta por uma cavidade onde será inserido os punções inferior e superior, essas duas peças possuem dimensões aproximadas. O pó é inserido dentro do molde e o embolo é pressionado, pela prensa, contra o pó. Após a retirada da pressão a peça é sacada e apresenta-se no formato desejado. (MORAIS (2012), afirma que, este tipo de conformação possui muitas vantagens, sendo a simplicidade e a possibilidade de automação as principais, o que permite a produção em larga escala. As principais desvantagens são o alto custo do ferramental.

3.3.3 Sinterização

Do ponto de vista da metalurgia do pó define-se sinterização como o processo pelo qual agregados de pós compactados ou não, são transformados em corpos sólidos por mecanismos de transporte atômico difusionais a temperaturas abaixo do ponto de fusão do principal constituinte. Ao decorrer do processo existe a redução de energia livre do sistema através da diminuição da superfície específica do material. Acarretando a formação dos contornos de grão e o crescimento de pescoço entre partículas, levando o sistema a densificação e conseqüentemente à contração volumétrica (LOBERTO et al; 2009).

A sinterização consiste na etapa final onde o compactado verde é submetido a alta temperatura, normalmente $2/3$ a $3/4$ da temperatura absoluta de início de fusão do metal ou liga. A redução da superfície livre das partículas é a força motriz para a sinterização a temperatura aplicada fornece apenas a energia necessária para ativação do processo. A sinterização é basicamente controlada pelo processo de difusão atômica (MORAIS, 2012).

O processo de sinterização divide-se basicamente em dois tipos: Sinterização em fase sólida e Sinterização com presença de fase líquida. A sinterização sólida ocorre quando o pó compactado é densificado completamente no estado sólido, quando submetido a temperatura de sinterização. Enquanto que a sinterização em fase líquida ocorre quando uma fase líquida está presente no pó compactado durante a sinterização (KANG; 2005).

3.4 Moagem de Alta Energia

Pesquisada inicialmente por Jhon S. Benjamin, a Moagem de Alta energia, foi desenvolvida por volta de 1966 no Laboratório de Pesquisa Paul D Merica da INCO (*International Nickel Company*), a técnica foi resultado de uma longa pesquisa afim de desenvolver um método para a produção de superligas a base de níquel endurecidas por dispersão de óxidos para aplicações em turbinas a gás. O autor observou que a utilização de moinhos de bolas de alta energia produz uma fina e uniforme distribuição de óxidos nas superligas a base de níquel (BENJAMIN, J. S. 1990).

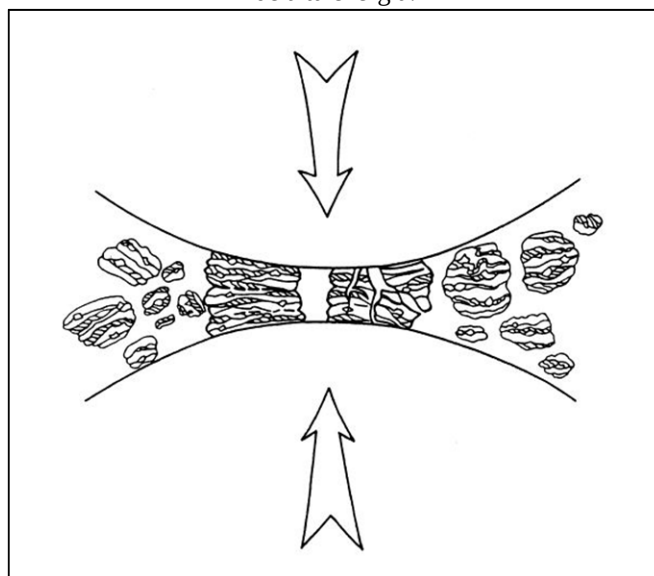
Conhecida na literatura técnica em inglês como *Mechanical Alloying* a Moagem de Alta Energia (MAE) é única técnica de fabricação que parte de materiais inteiramente

no estado sólido envolvendo soldagens a frio e fraturas ocorrendo de forma repetida, pela ação de moinhos, para a síntese de pós metálicos compósitos com microestrutura controlada e com estrutura refinada (BENJAMIN, J. S. 1974).

As matérias primas usadas na MAE são pós comercialmente puros, facilmente disponíveis, que possui tamanho médio de partícula na faixa de 1-200 μm . Contudo, o tamanho da partícula não é um fator crítico, exceto que deve ser menor que o tamanho da esfera de moagem, isto é porque o tamanho de partícula de pó diminui exponencialmente com o tempo de moagem e atinge um valor pequeno de alguns micrómetros apenas após um curto período de moagem (MAURICE et al; 1990).

O processamento via MAE começa inicialmente com a mistura dos pós na proporção desejada e em seguida carregar a mistura no moinho juntamente com as esferas de aço. Durante a moagem de alta energia existe o choque entre as bolas e entre elas há uma quantidade de pó, conforme ilustra *Figura 1*, que com a força do impacto se deforma plasticamente, acarretando o endurecimento e a fratura. As novas partículas formadas são passíveis a solda e com isso aumentam o tamanho da partícula, que por vezes são maiores que os pós de partida, com a deformação continua as partículas ficam endurecidas e fraturam por um mecanismo de falha por fadiga e/ou fragmentação por fragilidade. Nesta fase a tendência a fratura é predominante sobre a soldagem a frio devido aos impactos das esferas de moagem (SURYANARAYANA, 2001).

Figura 1 - Colisão entre duas bolas atuando sobre o material particulado durante o processo de moagem de alta energia.



Fonte: (SURYANARAYANA, 2001).

3.4.1 Equipamentos Usados na MAE

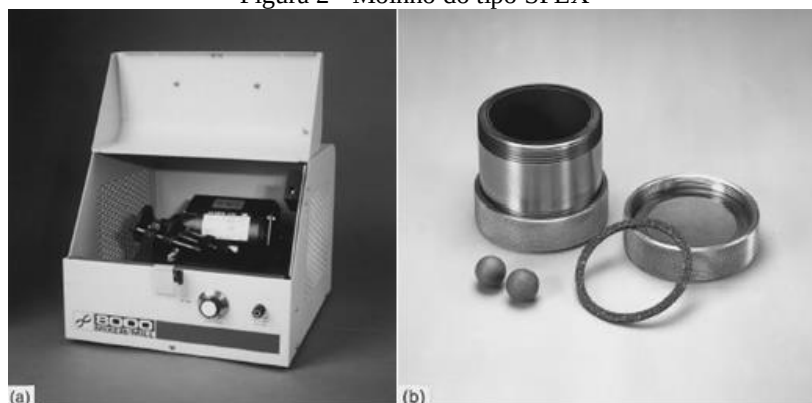
A moagem é um processo amplamente empregada em diversos campos da ciência para desenvolvimento e aperfeiçoamento de materiais como também na indústria para o processamento de materiais (KANO *et al.*, 2001). Existem vários tipos de moinhos, onde os que apresentam uma maior relevância a nível laboratorial estão citados abaixo havendo ênfase para o moinho do tipo SPEX que será usado para o desenvolvimento deste trabalho, para se realizar a MAE estes diferem em: capacidade, velocidade de operação, controle da temperatura e minimização da contaminação dos pós (SURYANARAYANA, 2001). Os objetivos são alcançados mediante a energia envolvida no processo que está intimamente ligada ao tipo de moinho utilizado, a carga de bolas, e a velocidade.

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

Os moinhos do tipo SPEX, possuem uma baixa capacidade de processamento de pós cerca de 10-20 g por vez, são mais comumente utilizados para investigação laboratorial e fins de triagem de uma liga. A matéria prima e as esferas de moagem são inseridos na jarra, sendo este fixado e balançado energeticamente para frente e traz juntamente com movimentos laterais descrevendo um oito ou um símbolo de infinito, deformando e misturando a amostra (SURYANARAYANA, 2001).

O mesmo autor retrata ainda que, este tipo de moinho é considerado muito energético devido a sua amplitude de movimento, 5 cm, e velocidade aproximada de 1200 rpm, as esferas alcançam velocidades altíssimas por volta de 5 m/s acarretando em uma força de impacto da bola extraordinariamente grande. A Figura 2 “a)” ilustra o moinho e “b)” o cadinho juntamente com o anel de vedação e as esferas de moagem.

Figura 2 - Moinho do tipo SPEX



Fonte: (SURYANARAYANA, 2001).

3.5 Pó de Aciaria Elétrica

A pó de aciaria elétrica (PAE) é formada durante a produção de aço em Fornos Elétricos a Arco (FEA) a partir de sucata contendo ferro, sendo esta composta por uma grande porcentagem de carrocerias de automóveis (XIA, 1999). Segundo Guézzenec (2005) são gerados 15 à 25 kg de PAE por tonelada de aço fabricado.

Na produção de aço, grandes quantidades de materiais são consumidas, porém nem todo material incorporado faz parte do produto final, em siderurgias elétricas para cada 1 tonelada de aço requer 1,1 tonelada de sucata ferrosa e outros insumos, o que implica em uma grande perda de recursos e um potencial impacto ambiental caso não forneça a este coproduto um descarte ambiental adequado (ARAÚJO; SCHALCH, 2014).

Com relação ao descarte, devido ao resíduo conter concentrações dos constituintes de cádmio e chumbo que excedem os limites aceitáveis, o mesmo é considerado perigoso sendo classificado na NBR 10004/2004 como resíduo sólido Classe 1. Mediante a isso, a busca da reciclagem, reaproveitamento e até mesmo o retorno do resíduo no processo produtivo do aço se tornam cada vez alternativas vantajosas, quando comparado ao descarte em aterros.

Ministério de Minas e Energia (2009) ressalta que são produzidos 12 a 14 toneladas por dia de pó, durante a fabricação do aço, tornado prioritário o estudo de alternativas de reciclagem, em vez de dispô-lo em aterros industriais.

Antes do estudo para aplicação do Pó de Aciaria Elétrica (PAE), é necessário o estudo da sua composição química, fases mineralógicas, morfologia e granulometria bem como outros fatores que ajudam a direcionar futuras aplicações ou o descarte correto.

3.5.1 Formação da PAE Durante a Fabricação do Aço

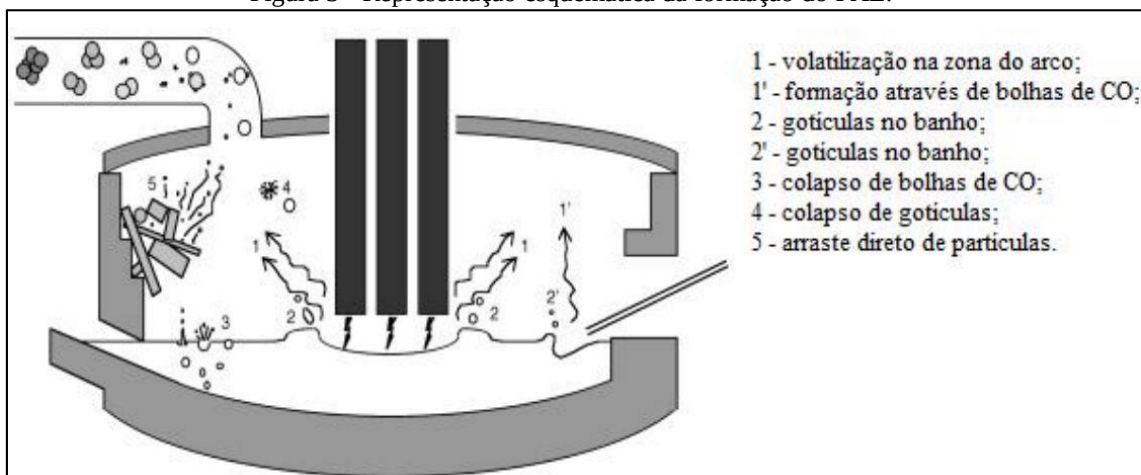
Compreender e conhecer os mecanismos de geração dos pós durante a fabricação do aço em siderurgia são importantes para diminuir a sua formação bem como controlar os processos do Forno Elétrico a Arco.

Segundo Guézzenec (2005), a formação da pó está fortemente ligada ao processo que pode ser dividido em cinco etapas:

- Carregamento do forno: a sucata e os aditivos (cal, carvão) são carregados em baldes de carga especiais que são então esvaziados na fornalha;
- Fusão: um arco elétrico é criado entre o grafite eletrodos e a sucata que envolve a fusão de carga e a formação de um banho de aço coberto por uma camada de escória, espécies voláteis de soluto (por exemplo, zinco) começam a ser removidas;
- Refino: nesta etapa do processo, o fósforo é removido do banho de aço por reações interfaciais entre a escória e o metal líquido, a injeção de oxigênio promove a reação de descarburização com carbono dissolvido e bolhas de monóxido de carbono (CO) são formados, o que ajuda a remover outros gases;
- Espuma de escória: as bolhas de CO que atravessam a camada de escória torná-lo espuma, o processo de espuma sendo reforçada pela adição de pó de carvão;
- Fundição: após a composição e a temperatura do banho foram controlados, o aço líquido é moldado.

A Figura 3 mostra um primeiro estudo, realizado por Huber (2000), detalhou os mecanismos de emissão dos precursores da pó:

Figura 3 - Representação esquemática da formação do PAE.



Fonte: HUBER, 2000.

- Volatilização, especialmente predominantes nos pontos quentes na zona do arco (1), e na zona de injeção de oxigênio, mas também se formando através das bolhas de CO;
- Emissão de gotículas nos pontos de impacto com o arco e das injetoras (2) no banho;
- Projeção de gotículas pelo estouro das bolhas de CO (3), oriundas da descarburização do banho;
- Colapso das gotículas (4), no contato com uma atmosfera oxidante dentro da superfície e
- Arraste direto de partículas (5) durante a introdução de materiais na forma de pó para dentro do forno (carvão, adições como cal, etc.).

Durante o processo, os fumos são extraídos através de uma abertura no teto do forno. Estes são pós-combustão, resfriado e limpo da pó transportada, que é coletado em grandes filtros de mangas. Essa pó contém elementos perigosos, lixiviáveis, como zinco, chumbo ou cádmio, que exigem que o pó de aciaria seja armazenado em aterros específicos (GUÉZZENEC, 2005).

3.5.2 Composição Química

A composição química exata da PAE depende diretamente da sucata e outros materiais de entrada, tendo em vista a presença de diferentes tipos de sucata, contendo uma vasta gama de elementos, sua composição se torna bastante complexa. Os mecanismos de formação da pó interferem na especificação do material, bem como os parâmetros da planta (NYIRENDA, 1991). Porque durante a fabricação do aço com Forno elétrico a Arco 100% da matéria-prima pode ser sucata de aço, a pó de FEA pode conter alta quantidade de metais não-ferrosos e a composição (JAVOID, 2003).

Como a separação da sucata não é perfeita, e sucata de ferro é uma das mais baratas, é comum que exista alguma contaminação por outros metais que estejam na sucata. Alguns casos são: folha-de-flandres (revestidas por estanho) e produtos galvanizados (revestidos por zinco, ou zinco alumínio). Além disso, a utilização de condutores elétricos de cobre em automóveis e eletrodomésticos também levam a contaminação da sucata por este elemento residual, por vezes indesejados (COLPAERT, 2008).

De qualquer forma, algumas tendências gerais da composição podem ser observadas. Normalmente, o pó de aciaria contém ferro e óxidos metálicos. Sendo o elemento majoritário o Ferro onde a concentração varia de 16 - 44 % e em segundo vem o Zinco e outros compostos formados com este elemento com faixa de 15 – 35% (STEFANOVA, 2012; HAVLICK et al, 2006).

As quantidades de Zn, Pb, Cu e Cd na PAE estão em ascensão, uma vez que a quantidade de sucata proveniente da indústria automotiva está sendo utilizada em uma proporção cada vez maior (ORHAN, 2005).

Na Tabela 6 contém os valores médios dos elementos químicos encontrados em PAE

Tabela 6 - Composição química de PAE para Aços Carbono e Aço Inoxidáveis

Elementos	PAE de Aços Carbono (%)	PAE de aços Inoxidáveis (%)
Fe_{total}	24,9 - 46,9	22,2 - 35,9
Zn	11,1 - 26,9	1,77 - 6,22
Pb	1,09 - 3,81	0,23 - 0,78
Cd	0,03 - 0,15	0,006 - 1,79
Cr	0,06 - 0,58	2,01 - 10,1
Ni	0,01 - 0,12	0,15 - 3,34
Mo	0,02 - 0,88	0,37 - 1,46
Cu	0,06 - 2,32	0,09 - 1,26
F	0,01 - 0,88	1,36 - 4,83
Cl	0,51 - 2,36	0,47 - 1,17
Si	1,35 - 2,49	1,36 - 4,83
Mn	2,46 - 4,60	2,36 - 4,59
Mg	0,77 - 2,93	1,70 - 4,74
Ca	1,85 - 10,0	1,76 - 6,93
K	0,06 - 1,12	0,80 - 5,07
Na	0,29 - 2,31	0,47 - 4,60

Fonte: (NYIRENDA, 1991).

3.5.3 Fase Mineralógicas

Distintas fases mineralógicas podem ser encontradas na Pó de Aciaria Elétrica, diversos trabalhos relataram majoritariamente a presença Franklinita (ZnFe_2O_4), Zincita (ZnO) e Magnetita (Fe_3O_4) (GRILLO, 2013).

O Zinco (Zn) pode ser encontrado na forma de Franklinita (ZnFe_2O_4) e Zincita (ZnO). O Ferro (Fe) encontrado na forma de Magnetita (Fe_3O_4), Cromite (FeCr_2O_4). O Magnésio (Mg) nas forma de Periclase (MgO) e Magnésioferrita (MgFe_2O_4). As outras fases posser ser identificadas tal como: Quartzo (SiO_2), Óxido de Manganês (Mn_3O_4), Óxido de Cálcio (CaO) e Portlandita ($\text{Ca}(\text{OH})_2$). De acordo com os trabalhos de Ledesma (2017); Omran e Fabritius (2017); Grillo (2013); Havlik (2006); e Machado (2006).

3.5.4 Morfologia e Granulometria

A morfologia esférica como também aglomerados de partículas, é observada na PAE, diversos autores relataram: Grillo (2013), Silva *et al*(2008) e Mantovani (2002), este fato se dá principalmente pela formação do pó que se dá predominantemente pelo rompimento das bolhas de CO .

Segundo Guézennec (2005), afirma que existem três tipos morfológicos pertencem a esta categoria. O primeiro é composto de partículas de carvão e cal seus tamanhos variam entre 20 e 500 μm suas formas são irregulares. Esta morfologia indica que eles vêm do *fly-off* direto de partículas sólidas durante a introdução de materiais em pó no FEA (sucata, carvão para formação de espuma de escória, adições, pó reciclado, etc.). O segundo é composto de partículas esféricas cujos tamanhos variam de 20 a 200 μm sua composição química corresponde à da escória (Ca, Al, Fe, Si e etc). Eles provavelmente resultam de um fenômeno de projeção de gotas líquidas nos pontos de impacto do arco ou do jato de oxigênio no banho líquido. O terceiro tipo morfológico corresponde aos aglomerados de partículas finas seus tamanhos variam entre 20 e 1000 μm .

Tamanho de partícula e densidade aparente: A maioria das partículas é menor que 10 μm e a densidade aparente da PAE está entre 1,1-2,5 g/cm^3 e área específica 2,5-4,0 m^2/g (NYIRENDA, 1991).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta capítulo será apresentado os materiais bem como o métodos utilizando em este trabalho.

4.1 Caracterização da Matéria Prima do Compósito de Matriz Metálica

Os pós elementares usados neste trabalho foram o pós de Alumínio AA 7075 fornecidos pela Alcoa Inc. e o pó de aciaria elétrica cedido pela empresa Gerdau Açonorte.

Abaixo na Tabela 7 está a composição química fornecida pela empresa. Já para o pó de aciaria, onde, será separado em frações para a aplicação no compósito.

Tabela 7 - Composição Química da Liga AA 7075 fornecido pela Alcoa.

Liga/Elementos	Al	Si	Mn	Zn	Cu	Mg
AA 7075	Balanço	0,40	0,30	5,1-6,1	1,2-2,0	2,1-2,9

Fonte: Alcoa.

4.2 Peneiramento do Pó de Aciaria Elétrica

Afim de sepearar o pó em diferentes frações granulométricas utilizou-se a técnica do peneiramento via úmido. Foram usadas a seguinte sequência de malhas: 65, 150, 200 e 270 mesh, fornecendo cinco frações do resíduo. Para a seleção das malhas baseou-se no estudo feito por Solifi (2004) adequada das frações da Pó de Aciaria Elétrica

O procedimento realizou-se no Laboratório do Grupo de Tecnologia Mineral – GTM pertencente ao Departamento de Engenharia de Minas – DEMINAS da Universidade Federal de Pernambuco (UFPE).

4.3 Aferição da Massa dos Pós

Determinou inicialmente a quantidade de material necessário para a confecção das amostras e, a partir daí, foram realizadas as verificações das massas da matriz, reforço e do ácido esteárico ($C_{12}H_{36}O_2$), separadamente.

A Tabela 8 mostra a quantidade de massa por amostra a ser processada na etapa posterior, moagem de alta energia.

Tabela 8 - Descrição da massa por amostra.

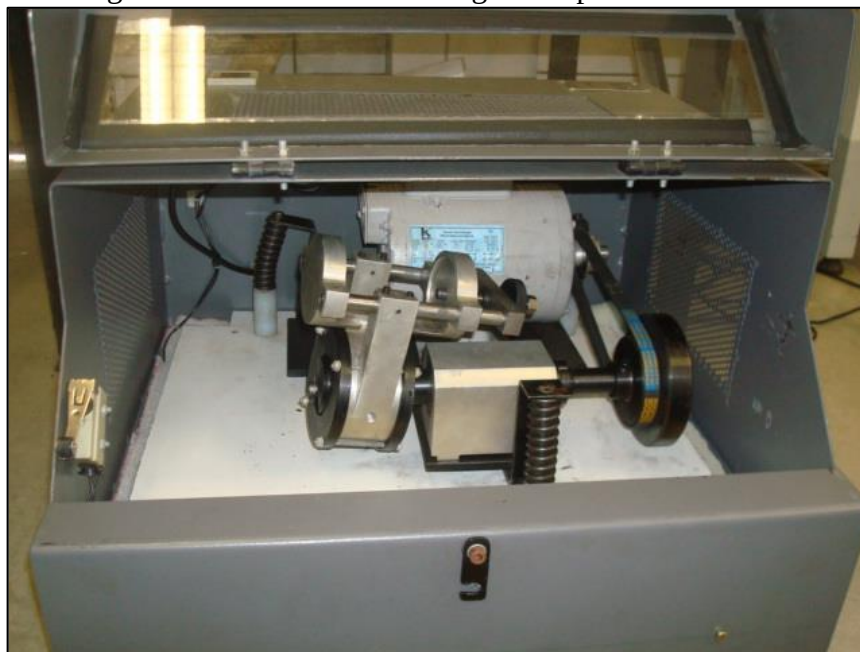
Amostra	Nomenclatura da Amostra	Número Amostras	Al (g)	PAE (g)	Ácido Esteárico (g)	Total (g)
AA 7075	D1	3	10,0	-	0,2	30,2
AA 7075 PAE < 53 / 5%	D2	3	9,5	0,5	0,2	30,2
AA 7075 PAE < 53 / 10%	D3	3	9,0	1,0	0,2	30,2
AA 7075 PAE 53 – 74/ 5%	D4	3	9,5	0,5	0,2	30,2
AA 7075 PAE 53 – 74/ 10%	D5	3	9,0	1,0	0,2	30,2

Fonte: Autoria Própria.

4.4 Processamento dos Pós

Após os pós terem sido devidamente separados, se deu a etapa posterior, a Moagem de Alta Energia. O moinho utilizado foi do tipo Spex dotado de um motor monofásico de 1/3 CV fabricado pela indústria Triunfo. Os pós foram inseridos em uma jarra de aço inoxidável 316L, afim de evitar a adesão dos pós na jarra e nas esferas durante a moagem utilizou-se 15 ml de álcool isopropílico como (ACP) assim como (NASCIMENTO; MELNYK, 2017) e os corpos moedores, sendo estes esferas metálicas confeccionados em aço SAE 52100.

Figura 4 - Moinho de alta energia do tipo SPEX.



Fonte: Araújo (2011).

A Tabela 9 são expostos os parâmetros usados na moagem de alta energia para a confecção dos compósitos.

Tabela 9 - Parâmetros da moagem

Parâmetros	Rotação	Razão Esfera/Pó	Tempo	Quant. Pó	Diâmetro Esfera
-	720 rpm	10:1	1h	10g	6,2 mm

Fonte: Autoria Própria

4.5 Compactação

Para a obtenção dos compactados verde realizou-se a compactação dos pós em uma prensa hidráulica de ação única com capacidade de 100 T (175kg/cm²), configurando assim o processo de compactação uniaxial a frio. Tal equipamento fica instalado no Laboratório de Materiais Compósitos e Integridade Estrutural (COMPOLAB) Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) da Universidade Federal de Pernambuco (UFPE).

Utilizando uma balança analítica separou 4g de pó para serem insetidos na matriz de compactação, ao final desta etapa obeve-se 3 discos para cada tipo de amostra.

Na Tabela 10 estão elencados os parâmetros usados na confecção dos compactados verdes.

Tabela 10 - Parâmetros de Compactação

Parâmetros	Carga	Tempo	Quant. de Pó
-	14,0 T/cm ²	10 min	4g

Fonte: Autoria Própria

Com relação a matriz de compactação a mesma foi fabricada em aço AISI D6 (VC131), austenitizada, temperada e revenida. A matriz tem as seguintes dimensões externa: 70,00 mm, já o punção as seguintes: diâmetro 16,00 mm, Figura 5.

Figura 5 - Matriz de compactação.



Fonte: Autoria Propria.

4.6 Sinterização

A etapa de sinterização realizada no Laboratório de Materiais Compósitos e Integridade Estrutural (COMPOLAB) Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) da Universidade Federal de Pernambuco (UFPE). Utilizou-se um forno do tipo mufla da marca EDG equipamentos modelo W-One com capacidade nominal de 1000°C.

Informações a respeito dos parâmetros usados na sinterização podem ser vistos abaixo na

Tabela 11 - Parâmetros de Sinterização (BEZERRA et al, 2014).

Parâmetros	Aquecimento	Temp. Sinterização	Tempo Sinterização	Resfriamento
-	20°C/min	500°C	300 min	0,416°C/min

Fonte: Autoria Própria.

4.7 Análise do Tamanho de Partícula

Para a determinação da distribuição do tamanho dos pós: elementares (AA 7075, PAE <53 μm e PAE 74-53 μm) e compósitos, o tamanho médio dos pós foi determinado com uso da MASTERSIZE 2000, marca Malvern Instruments LTD, provido do acessório de dispersão da amostra Hydro 2000 UM. Para a realização deste procedimento uma massa aproximada de 2 (dois) gramas de pós foram dispersos em 10 ml de água destilada e em seguida inserida no becker acoplado ao equipamento que por meio de ultrassom e laser fazem a leitura da amostra.

O equipamento pertence ao Laboratório do Grupo de Tecnologia Mineral – GTM pertencente ao Departamento de Engenharia de Minas – DEMINAS da Universidade Federal de Pernambuco (UFPE).

4.8 Caracterização das Fases Mineralógicas por Difração de Raios-X (DRX)

As Pó de Aciaria Elétrica selecionadas (PAE <53 μm e PAE 74-53 μm) e a liga AA7075 foram submetidos a um difractômetro de raios X da marca Shimadzu modelo XRD-7000, usando um $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1,5405 \text{ \AA}$), foi operado para estabelecer as fases presentes, sendo a faixa de medição de 10 a 85°(2 θ) usando um tamanho de passo de 0,02° e um tempo de passo de 1s por passo. Equipamento pertencente ao Laboratório de Materiais Compósitos e Integridade Estrutural (COMPOLAB) integrado ao Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) da Universidade Federal de Pernambuco (UFPE).

4.9 Análise da Composição Química por Fluorescência de Raios-X (FRX)

As amostras de pó: AA 7075; PAE <53 μm ; e PAE 74-53 μm foram analisadas semiquantitativamente em um espectrômetro de fluorescência de raios-X da marca Rigaku modelo ZSX Prius II, equipado com tubo de Rh e 7 (sete) cristais analisadores. Equipamento situado no Laboratório de Isótopos Estáveis pertencente ao Núcleo de Estudos Geoquímicos (NEG).

4.10 Preparação Metalográfica

Após sinterizados as amostras foram seccionadas ao meio (axialmente) com um auxílio de cortadeira metalográfica da marca Arotec, modelo COR80 utilizando um disco de SiC afim de revelar a superfície transversal, posteriormente em uma prensa de embutimento da marca Arotec modelo PRE40Mi utilizando Baquelite em Pó Tipo MP 39 da fornecido pela Fortel as amostras foram embutidas.

Afim de obter uma superfície plana isenta de imperfeições provenientes do corte e possíveis marcas provenientes do processo da fabricação as amostras foram lixadas. Baseado nos trabalhos de Furtado (2016) e Suárez-Peña *et al* (2010) foram usadas lixas d'água de Carbetto de Silício (SiC) 220, 320, 400, 600 e 1200 Mesh e em seguida polidas com pasta de diamante 1µm, em uma lixadeira metalográfica modelo Aropol 2V da marca Arotec. Após o polimento e posterior ataque químico com ácido fluorídrico 0,5% as amostras foram limpas com água, etanol por fim secas.

Todos os equipamentos citados acima estão localizados no Laboratório de Microscopia e Análise Macroestrutural (LAMAM) do Departamento de Engenharia Mecânica (UFPE) da Universidade Federal de Pernambuco (UFPE).

4.11 Microscopia Ótica

No Laboratório de Microscopia e Análise Macroestrutural (LAMAM) do Departamento de Engenharia Mecânica (UFPE) da Universidade Federal de Pernambuco (UFPE). Realizou-se a análise de Microscopia Ótica com uso do de microscópio ótico fabricado pela empresa Olympus modelo BX51M, as magnificações usadas foram: 500 e 1000x.

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

As características morfológicas dos pós: AA 7075; PAE <53 µm; e PAE 74-53 µm e dos sinterizados foi observada por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e analisada Espectroscopia de Baixa Energia Dispersiva (EDS).

4.13 Microdureza Vickers

O ensaio mecânico de Microdureza Vickers realizou-se com o auxílio de um microdurômetro da marca Insize modelo ISH-TDV1000, pertencente Laboratório de

Microscopia e Análise Macroestrutural (LAMAM) do Departamento de Engenharia Mecânica (UFPE) da Universidade Federal de Pernambuco (UFPE).

Os parâmetros do ensaio foi baseado no estudo feito por Lara *et al* (2010), onde a carga utilizada foi de 200g, com tempo de endentação de 15s, foram realizadas 5 endentações na superfície e na seção transversal.

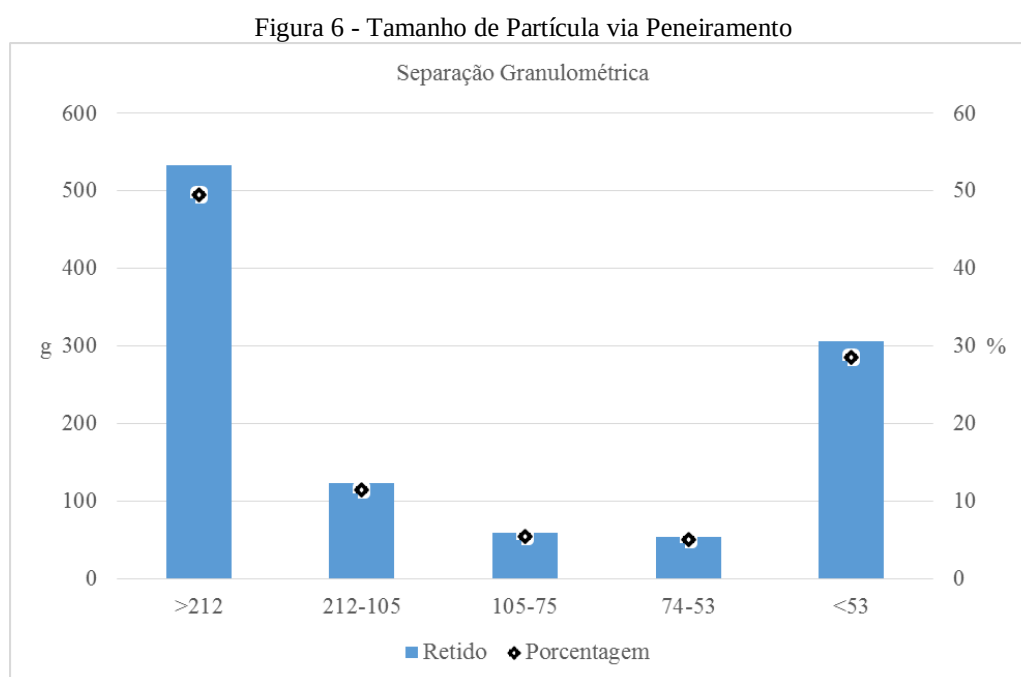
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo está apresentando os resultados obtidos durante o desenvolvimento do trabalho.

5.1 Peneiramento do Pó de Aciaria Elétrica (PAE)

Com o peneiramento via úmido da PAE foi possível obter diferentes frações, e selecionar os tamanhos de partículas condizentes com o processo de fabricação de MP, sendo possível escolher os materiais passantes da peneira de 270 Mesh obtendo com granulometria inferior a 53 μm e a faixa localizada entre o passante da peneira de 200 Mesh retida na peneira de 270 Mesh obtendo uma faixa de 74 a 53 μm , os resultados estão exibidos nos gráfico da Figura 6. Chiaverini (2001), comenta os tipos de peneiras que são utilizadas na Metalurgia do Pó vão de 80 a 400 Mesh, obtendo tamanhos de partícula 177 a 37 μm .

Como observado na Figura 6, a peneira a 65 Mesh reteve aproximadamente 50% do valor total da massa da PAE, em segundo com maior quantidade foi o passante da peneira de 270 Mesh com apresentando 29%, já as peneira de 200 e 270 Mesh retiveram massas aproximadas cerca de 5%.



Fonte: Autoria Própria.

Sofilit (2004) realizou um estudo semelhante, com o intuito de caracterizar a composição granulométrica da PAE de uma indústria siderúrgica ao longo de um ano,

porém, em seu trabalho, se utilizou 5 tipos de peneiras diferentes em 12 amostras distintas de PAE.

5.2 Caracterização dos Pós de Partida

Neste tópico apresta a caracterização dos pós de partida utilizado no desenvolvimento da pesquisa.

5.2.1 Caracterização do Pó de Al AA 7075

Afim de confirmar (dados do fornecedor) e conhecer o pó de alumínio (AA 7075) usado neste trabalho foram realizados os ensaio de: Fluorescência de Raios-X (FRX); Análise do tamanho de partícula (ATP) e Difração de Raios-X (DRX).

Através da análise da Fluorescência de Raios-X, vista na Tabela 12, determinou-se a composição química (em % massa) da liga AA 7075. Os elementos de liga Zn e Cu apresentam-se com 3,04 e 0,58 pontos percentuais abaixo do esperado para a liga em questão já que o Zinco é esperando dentro da faixa 5,1-6,1 e o Cobre 1,2-2,0, para o Mg e o Cr a carência é mais discreta com 0,02 e 0,03 pontos percentuais respectivamente, conforme ASM Handbook (1990).

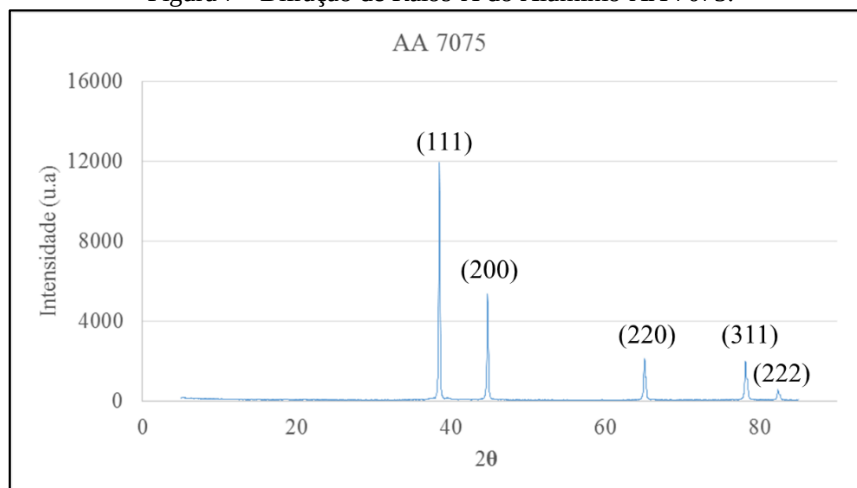
Tabela 12 - Composição química (em % massa) da AA 7075 no estado como recebido.

Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Cr	Mn	Ti	Outros
94,78%	2,06%	2,08%	0,62%	0,05%	0,21%	0,15%	-	-	0,05%

Fonte: Autoria Própria.

Na Figura 7 é possível ver o padrão de DRX do pó liga da AA 7075 com todos os picos bem definidos. Estes picos que segundo Alvandi (2015) e Taleghani (2014), são característicos do Alumínio (Al), que possui estrutura cristalina Cúbica de Face Centrada (CFC).

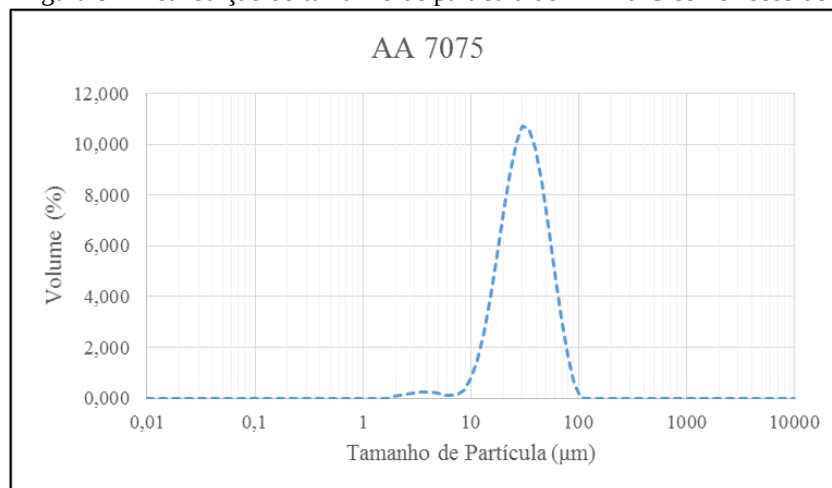
Figura 7 - Difração de Raios-X do Alumínio AA 7075.



Fonte: Autoria Própria.

A Figura 8 ilustra a distribuição do tamanho de partícula da Liga de Alumínio AA 7075, observa-se que o tamanho do pó fica compreendido em uma faixa que se estende de 2 à 100 μm . Porém, os valores de diâmetros 10%, 50% e 90% são respectivamente: 16,80; 32,99; e 60,70 μm . Valores aproximados foram observados nos estudos de: Estrada-Ruiz *et al* (2016); Reschetnik *et al* (2016); e Molnárová *et al* (2016).

Figura 8 - Distribuição do tamanho de partícula do AA 7075 como recebido.



Fonte: Autoria Própria

5.2.2 Caracterização dos Reforços: PAE (<53 μm) e PAE (74-53 μm)

Após o peneiramento e a escolha das faixas granulométricas utilizadas no desenvolvimento desta pesquisa, os pós foram submetidos aos ensaios de: Fluorescência de Raios-X (FRX); Análise do Tamanho de Partícula (ATP); Difração de Raios-X (DRX) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

Para a PAE (<53 μm) e PAE (74-53 μm), os resultados obtidos na (FRX) encontram-se na Tabela 13. Na tabela abaixo observa-se que mesmo após a separação granulométrica obtida através do peneiramento, conclui-se que a PAE referente ao passante da peneira de 270 Mesh (<53 μm) e a faixa situada entre as peneiras de 200 e 270 Mesh (74-53 μm) estão condizentes com os estudos realizados por: Sofilit (2004); Machado (2006); Havlick et al (2006); Stefanova (2012) e Omran e Fabritius (2017).

Tabela 13 - Composição química (em % massa) da PAE após a separação granulométrica.

Elementos	<53 μm (%)	74-53 μm (%)
Fe	32,69	35,34
Zn	26,06	17,70
Al	2,49	3,46
Si	7,54	12,40
Cr	0,45	0,36
Ti	0,36	0,66
Ca	6,26	6,80
Mn	3,09	2,19
Na	3,15	3,26
Mg	3,98	3,23
Ni	0,03	0,06
Cu	0,16	0,17
Cl	0,22	0,18
K	0,31	0,40
Cd	0,02	0,02
Pb	0,84	0,66

Fonte: Autoria Própria.

Fazendo uma análise da Tabela 13 constata-se um decréscimo do teor de Fe e Si com valores aproximados de 7,5% e 39,2% respectivamente e houve um acréscimo 32,1% de Zn da PAE (74-53 μm) para PAE (<53 μm). Este fato se deu mediante a formação da pó, pois, segundo Guézzenec (2005), o ZnO presente na PAE possuem um tamanho igual ou inferior a 20 μm , o Si entra na reciclagem do aço como impureza e para esta classe o tamanho de partícula médio fica situado na faixa 20-500 μm e o Fe cujo tamanho médio de partícula situa-se na faixa de 20-200 μm , e com isso, após o peneiramento uma parte do óxido de Fe e Si ficaram retidos na peneira de 270 Mesh.

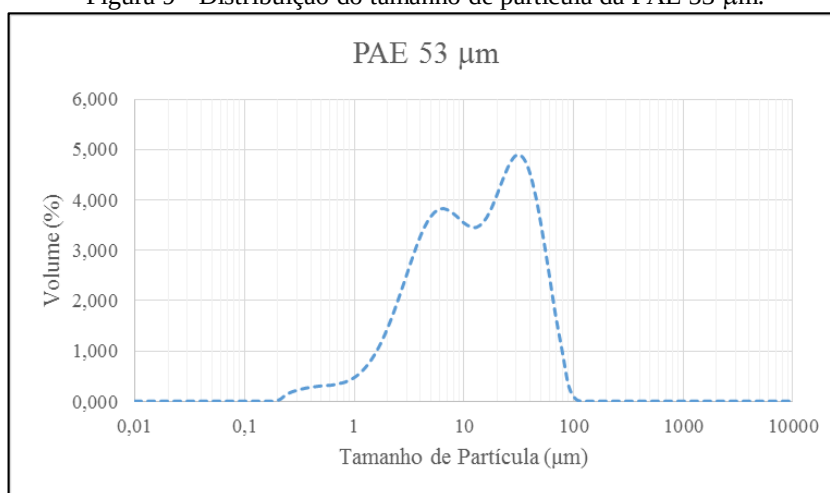
Ainda sobre a Tabela 13, denota-se que os elementos majoritários em ambas faixas granulométricas são o Fe, Zn e Si. Sobre o Zn que se apresenta na forma de óxido,

o mesmo situa-se dentro da faixa 11,12-26,9% que caracteriza a PAE é proveniente da reciclagem de aço carbono, pois o teor do elemento em questão, está superior a faixa que determina se a PAE é de origem de aços inoxidáveis 1,77-6,22%, segundo Nyirenda (1991).

Como visto na Seção 4.1, a pó que possui tamanho inferior a 53 μm representa cerca de 29% da massa do pó inicial. Guézennec (2005), afirma que partículas finas são dominantes na PAE e possuem tamanho inferior a 20 μm , como visto na Figura 13. Com isso, mesmo após o peneiramento a amostra se comporta de forma semelhante caso todo o pó fosse submetido ao ensaio de ATP. No estudo realizado por Grillo *et al* (2013) foi constatado que 85% da PAE tem tamanho inferior a 100 μm .

Abaixo, Figura 9, descreve a distribuição granulométrica da PAE passante da peneira de 270 Mesh. Observa-se que o pó apresenta uma distribuição heterogênea com duas frações de tamanho: uma muito fina que se estende de 2 nm – 6 μm e um outra mais grossa de 6 à 100 μm . Verificou também que o tamanho médio de 21,13 μm , que 50% do diâmetro está abaixo de 13,87 μm enquanto que a maior parte do pó, 90%, tem tamanho inferior a 50,44 μm . Tal comportamento foi relatado nos trabalhos de Tang *et al* (2017) e Ledesma *et al* (2017).

Figura 9 - Distribuição do tamanho de partícula da PAE 53 μm .

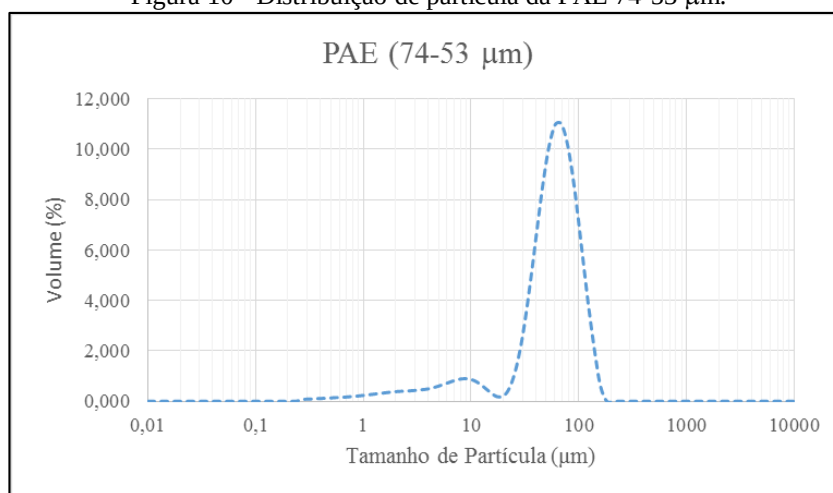


Fonte: Autoria Própria.

O comportamento da PAE compreendida na faixa 74-53 μm está ilustrada na Figura 10. Apresentando um bimodal bem mais discreto do que o exibido na Figura 9 e apesar de não possuir nenhuma relação assemelha-se a distribuição apresentada pela Liga de Alumínio, com um leve deslocamento para a direita no eixo x.

Ao contrário do que se espera para faixa em questão, 90% possuem diâmetro inferior a 111,60 μm , ultrapassando a faixa granulométrica que seria passante da peneira de 200 Mesh. Tal fato se justifica com a presença de uma maior quantidade de SiO_2 e CaO (Tabela 13), que segundo Guézennec (2005) estes elementos possuem um morfologia de diferentes tipos. Com isso, as partículas podem ter uma espessura suficiente para ultrapassa e malha da peneira de 200 Mesh, e serem alongadas. Com relação ao tamanho médio das partículas 50% da das partículas tem valores inferiores a 63,04 μm e 10% inferior a 10,609 μm .

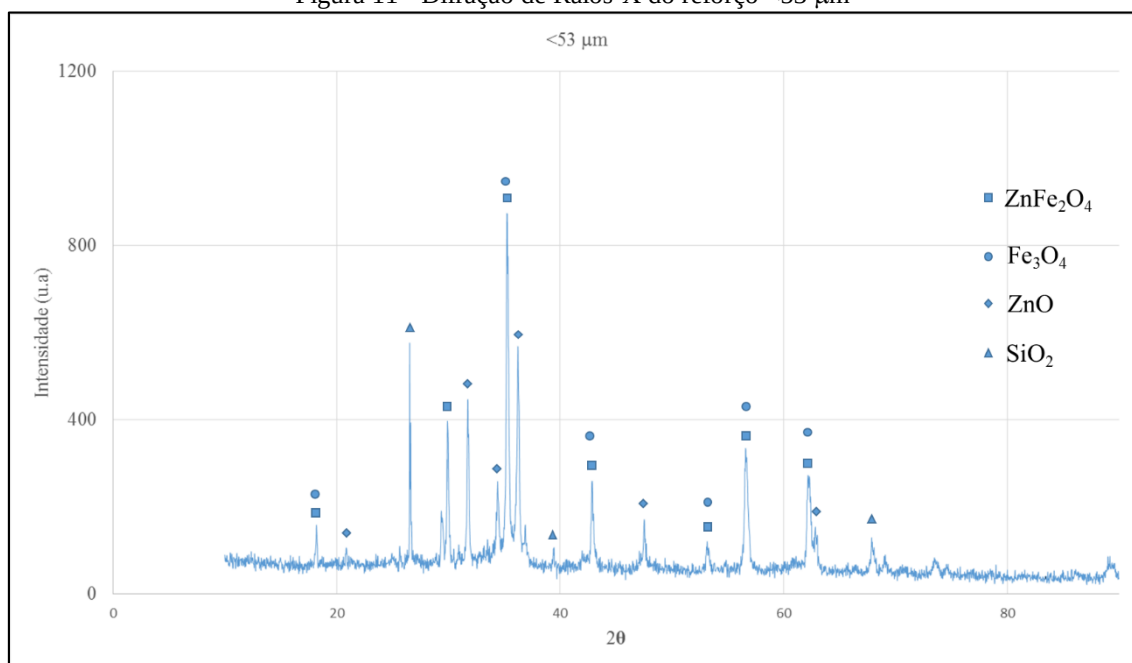
Figura 10 - Distribuição de partícula da PAE 74-53 μm .



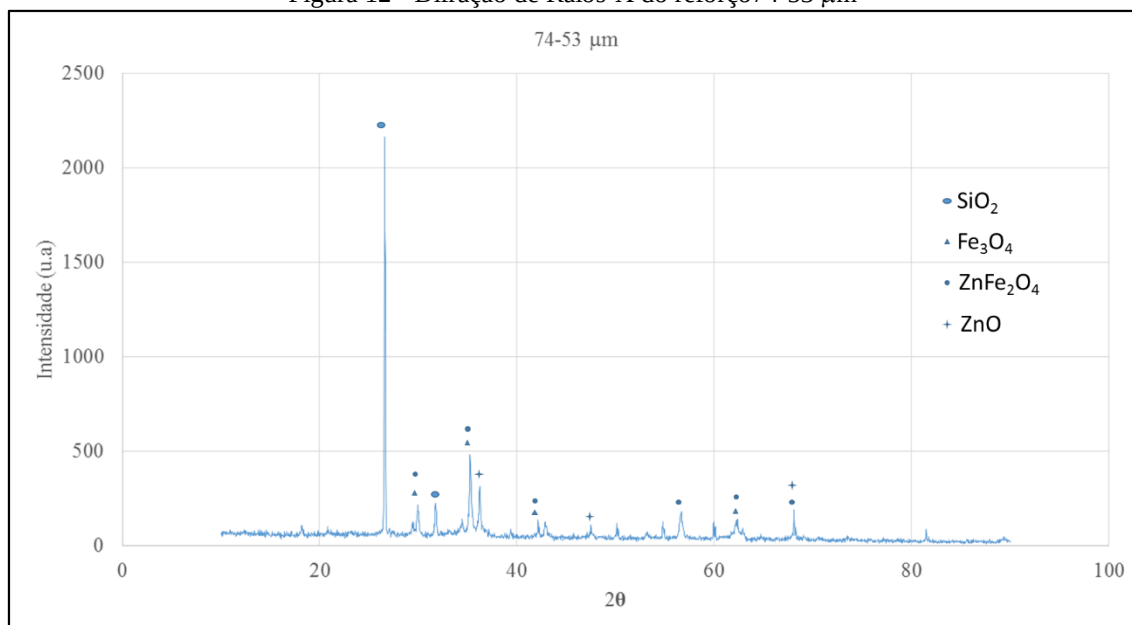
Fonte: Autoria Própria.

A utilização da técnica de Raios-X permitiu detectar as fases mineralógicas da Pó de Aciaria Elétrica. As Figura 11 e Figura 12 representam resultados em forma de espectros de Raios-X dos reforços: PAE (<53 μm) e PAE (74-53 μm).

O Zinco (Zn) em ambos espectros foi encontrado na forma de Franklinita (ZnFe_2O_4) e Zincita (ZnO). O Ferro (Fe) na detectado na forma de Magnetita (Fe_3O_4), Óxido de Silício (SiO_2). De acordo com os trabalhos de Ledesma (2017); Omran e Fabritius (2017); Grillo (2013); Havlik (2006); e Machado (2006).

Figura 11 - Difração de Raios-X do reforço <53 μm 

Fonte: Autoria Própria.

Figura 12 - Difração de Raios-X do reforço 74-53 μm 

Fonte: Autoria Própria.

As Figura 13 e Figura 14 apresentam as imagens da Pó de Aciaria Elétrica obtidas através do MEV onde regiões distintas foram selecionadas para a análise semiquantativa via EDS.

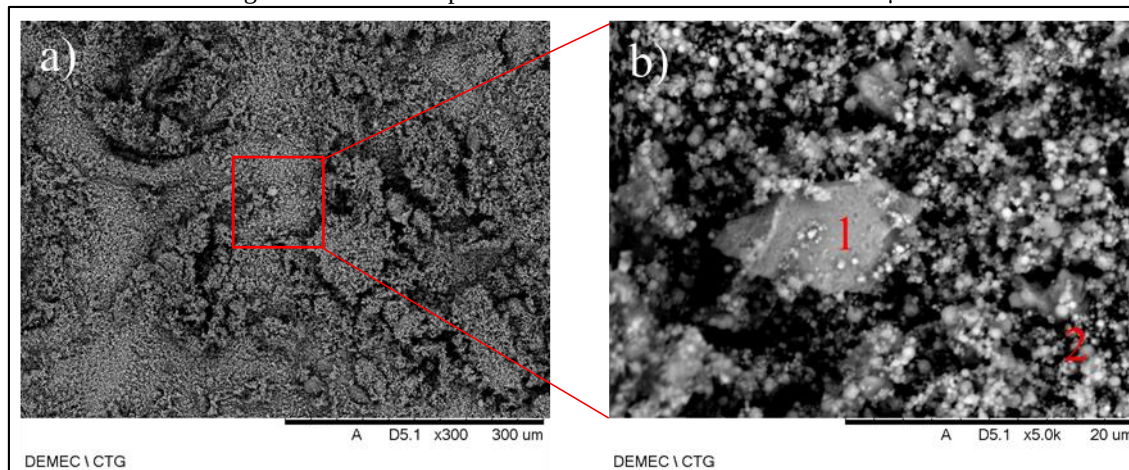
As micrografias da Figura 13 pertencem a PAE (<53 μm). Analisando as imagens pode ser visto a presença de partículas formato irregular bem como aglomerações de partículas menores sobre maiores e com maiores magnificações fica evidente o formato arredondado apresentado pela pó como visto por Sobrinho (2012) e Telles (2010). Esta

morfologia esférica confirma que a formação do pó é o de ejeção de escória por bolhas de CO (GRILLO, 2013; GUÉZENNEC, 2005).

Pode observar que o passante da peneira de 270 Mesh são pós de baixa granulometria, o que de certa forma contraria os resultados obtidos pela ATP da PAE em questão, por mostrar um $d(0,9)$ inferior a $50,44 \mu\text{m}$ ao fato que a Figura 13 b) aponta partículas de tamanho médio inferior a $3 \mu\text{m}$ como informado o $d(0,1)$ $2,654 \mu\text{m}$ e $d(0,5)$ $13,871 \mu\text{m}$. A justificativa para tal ocorrência é a aglomeração dos pós como Sofilic (2004) cita em seu trabalho e segundo Cruells *et al* (1992) os tamanhos dos aglomerados variam de 5 a $20 \mu\text{m}$ e alguns podem chegar ao diâmetro de $50 \mu\text{m}$, a causa é a sinterização dentro do forno ou nos dutos de extração da fumaça.

Os valores do EDS das regiões 1 e 2 da Figura 13 b) estão expostos na Tabela 14. Assim como mostrado na Tabela 13, com a diminuição do diâmetro médio do pó ocorre a redução do teor de Ferro (Fe) e uma pequena redução no teor de Zinco (Zn). Diferindo da região 2 a região 1 contém uma partícula de tamanho aproximado a $12 \mu\text{m}$, e analisado a Tabela 14 pode ser visto que existe um aumento do teor Fe de aproximadamente 86% da região 2 para a 1.

Figura 13 - Microscopia Eletrônica de Varredura da PAE $<53 \mu\text{m}$



Fonte: Autoria Própria.

Tabela 14 - Espectroscopia de Baixa Energia Dispersiva da PAE $<53 \mu\text{m}$.

Elementos	Área 1 (%)	Área 2 (%)
Fe	26,7	37,8
Zn	45,5	45,0
Mn	15,9	6,4
Ca	3,7	3,9
Mg	2,1	3,2
Si	2,3	2,1
Al	0,6	0,4
Pb	3,2	1,2

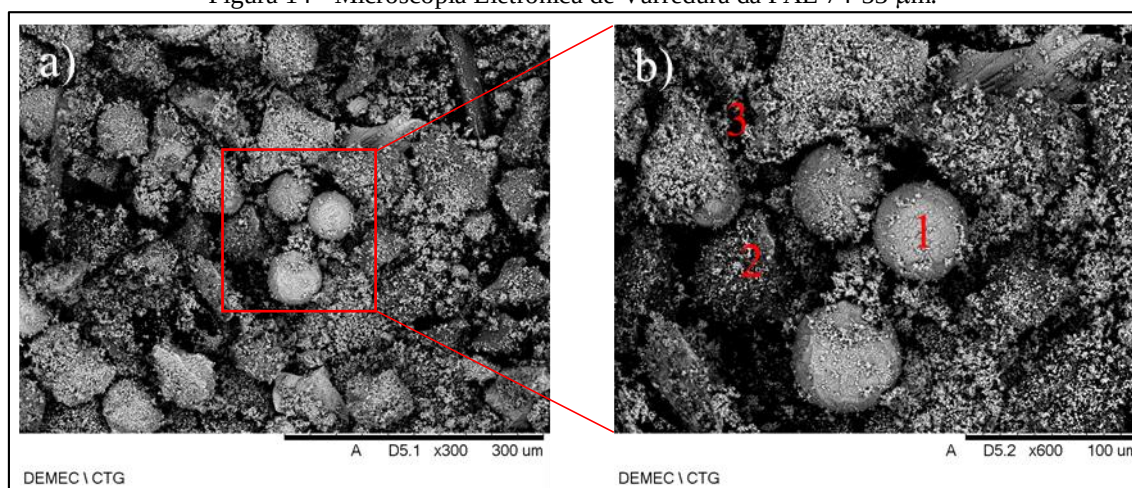
Fonte: Autoria Própria.

Ao passo que se aumenta a abertura da peneira de 270 para 200 Mesh, pode-se observar, quando comparada com a Figura 13, o aumento de partículas de morfologias distintas: partículas achatadas, formato irregular, alongadas e etc, porém, existe a predominância de particulados de formato esférico como é observado na Figura 14 a).

O EDS da região 1 pertencente a Figura 14 b), foi realizado em uma partícula de formato esférico onde possui um particulado aglomerado também esférico em sua superfície, pela Tabela 15, observa-se a alta quantidade de teor de Ferro (Fe), com pequenas porções de Zinco em sua superfície.

Ainda sobre a Figura 14 b) nota-se que da região 2 para 3 houve um aumento da quantidade de particulados finos que é refletido no aumento do teor de Zinco (Zn) há diminuição da concentração do Ferro (Fe) e Cálcio (Ca).

Figura 14 - Microscopia Eletrônica de Varredura da PAE 74-53 μm .



Fonte: Autoria Própria.

Tabela 15 - Espectroscopia de Baixa Energia Dispersiva da PAE 74-53 μm .

Elementos	Região 1 (%)	Região 2 (%)	Região 3 (%)
Fe	85,0	50,1	43,9
Zn	11,0	24,3	34,2
Mn	-	5,1	5,0
Ca	1,5	7,9	4,4
Mg	-	1,4	3,9
Na	2,4	4,6	3,8
Si	-	3,6	2,4
Al	-	3,0	2,4
P	0,1	-	-

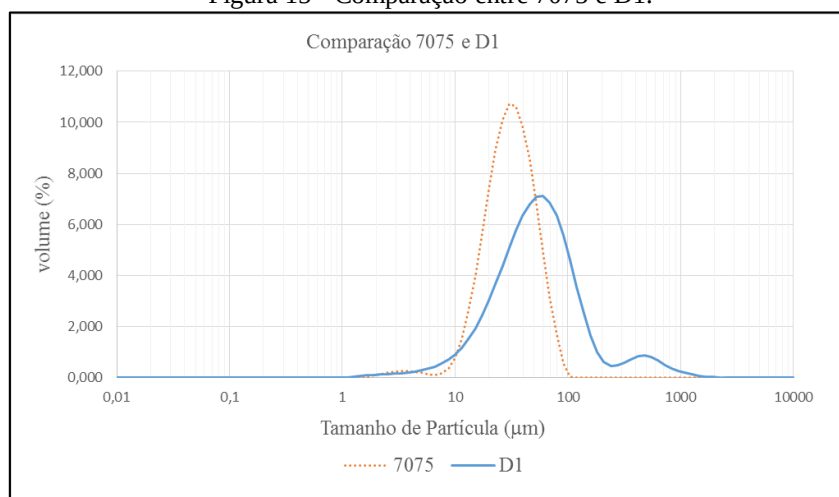
Fonte: Autoria Própria.

5.3 Análise do Tamanho de Partícula após a Moagem de Alta Energia

O comportamento apresentado pela liga AA 7075, denominado D1, após o processamento via MAE encontra-se ilustrado na Figura 17. Na Tabela 16 estão expostos os diâmetros do D1 obtidos pela ATP.

Analisando os ATP apresentadas na Figura 15, linha pontilhada pó AA 7075 e linha contínua D1, observa que existiu alterações significativas na distribuição das partículas após a Moagem de Alta Energia, onde a faixa que era 2-100 μm foi para 1-1000 μm , deslocando a curva para direita no eixo x, indicando que houve um aumento no tamanho do particulado. Comparando-se os diâmetros $d(0,1)$, $d(0,5)$ e $d(0,9)$ dos pós de AA 7075 antes de depois do processamento, o D1 alcançou um aumento de 9,47, 41,45 e 61,83 % respectivamente.

Figura 15 - Comparação entre 7075 e D1.

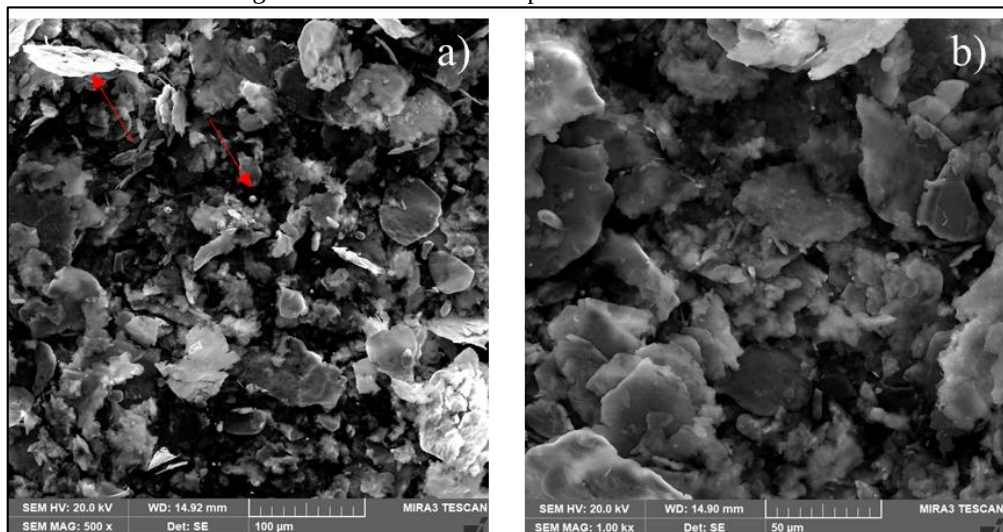


Fonte: Autoria Própria.

Bastwros *et al* (2014) e Ramezani e Neitzert (2012) utilizando Alumínio AA 1100 e AA 6061 como matriz para a fabricação de compósitos, observaram que após o processamento do pó de Alumínio, via MAE, estes adquiriram o formato lamelar predominante. As mesmas características podem ser observadas na Figura 16 a) e b), onde apresenta o MEV do pó de AA 7075 processado via MAE durante 1 h.

Analisando a Figura 16 pode observar a dispersão nos tamanho das partículas que variam de 7,44 – 105,14 μm , partículas marcadas na Figura 16 a). Sugere-se que para o tempo de moagem utilizado neste trabalho prevaleceu a apenas a deformação plástica e soldagem a frio das partículas.

Figura 16- MEV AA 7075 processado 1h via MAE.

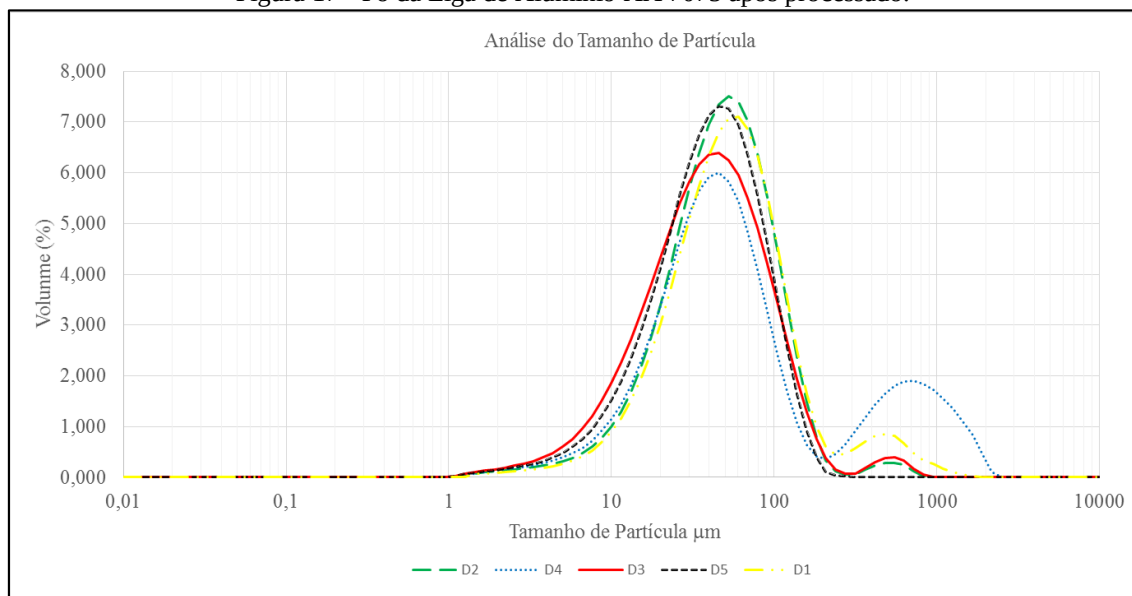


Fonte: Autoria Própria.

De acordo com Suryanarayana (2001), durante a MAE existe a soldagem e a fratura dos pós devido os impactos gerados pelas esferas. O impacto deformam as partículas de pó levando ao encruamento e a posterior fratura, e com isso, novas partículas são geradas que se unem e acarretando o aumento do tamanho de partículas. A medida que o tempo de MAE se prolonga prevalece a fratura e por consequência o tamanho do pó diminui.

O aumento do tamanho de partículas em pequenos tempos de MAE foi observado em trabalhos que utilizaram o alumínio como matriz e relatado em outros diferentes matérias base pode citar os estudos de: Ramezani e Neitzert (2012) e Nath *et al* (2010).

Figura 17 - Pó da Liga de Alumínio AA 7075 após processado.



Fonte: Autoria Própria.

Fazendo uma análise da Figura 17, é possível concluir que não houve diferenças significativas no que diz respeito a distribuição do tamanho de partículas, ambas possuem os particulados distribuídos de 1-110 μm aproximadamente. Dentre os 5 (cinco) espécimes o D5 foi o único que não apresentou um bimodal não possuindo partículas por volta da faixa 100-1100 μm .

Tabela 16 - D0,1, D0,5, D0,9 após processamento via Moagem de Alta Energia.

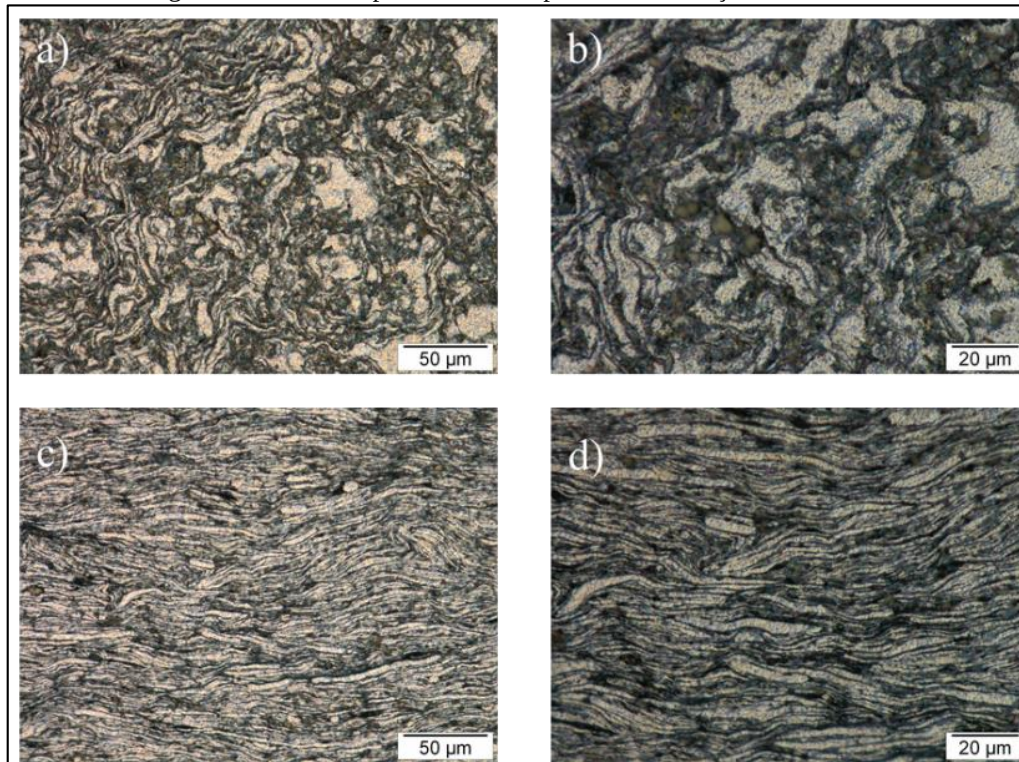
Amostras	d(0,1)	d(0,5)	d(0,9)
D1	18,558	56,343	159,020
D2	14,992	44,259	104,594
D3	10,502	36,378	100,987
D4	13,856	46,710	672,192
D5	11,921	37,840	89,067

Fonte: Autoria Própria.

5.4 Microscopia Ótica da Superfície e da Seção Transversal.

Afim de conhecer a morfologia das superfícies e das seções transversais dos compósitos foram utilizados os procedimentos citados na Seção 3.10. As figuras abaixo possuem uma nomeação: a) e b) utiliza-se para a superfície, com uma magnificação de 500 e 1000x; e c) e d) para seção transversal com as respectivas magnificações 500 e 1000x.

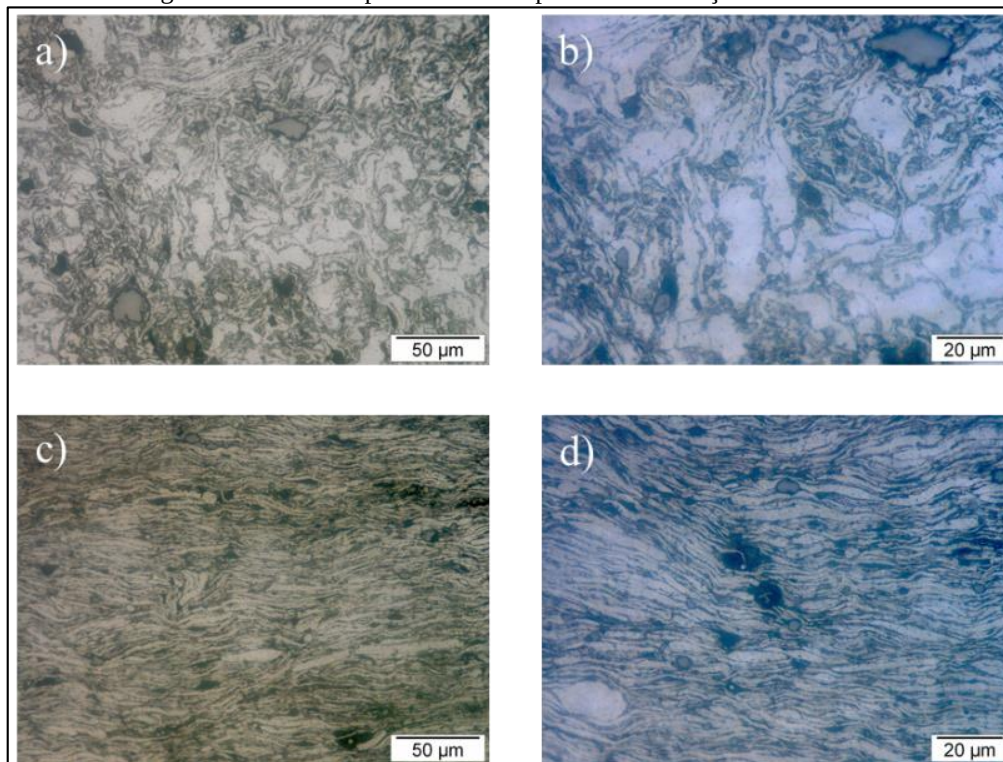
Figura 18 - Microscopia Ótica D2 Superficial e da Seção Transversal.



Fonte: Autoria Própria.

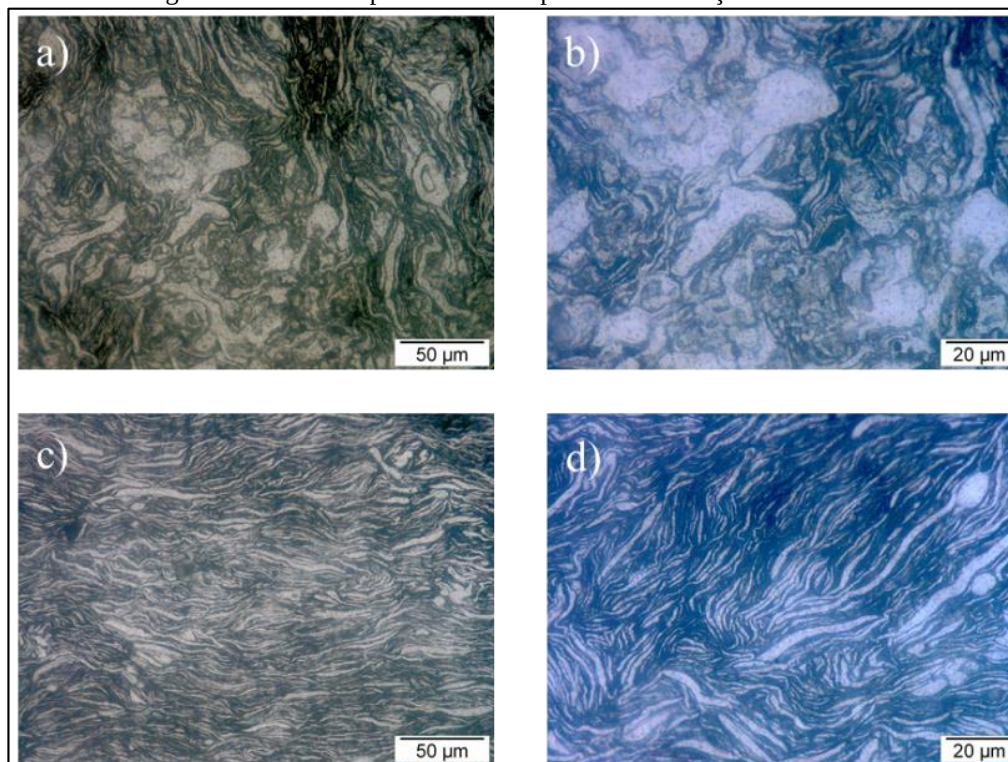
A Figura 18, Figura 19, Figura 20 e Figura 21 apresentam os resultados de Microscopia Ótica. É possível ver nas seções transversais que não houve alterações significativas entre os espécimes, ambas contém lamelas perpendiculares a direção da compactação, apresentam poros e os reforços bem distribuídos.

Figura 19 - Microscopia Ótica D3 Superficial e da Seção Transversal.



Fonte: Autoria Própria.

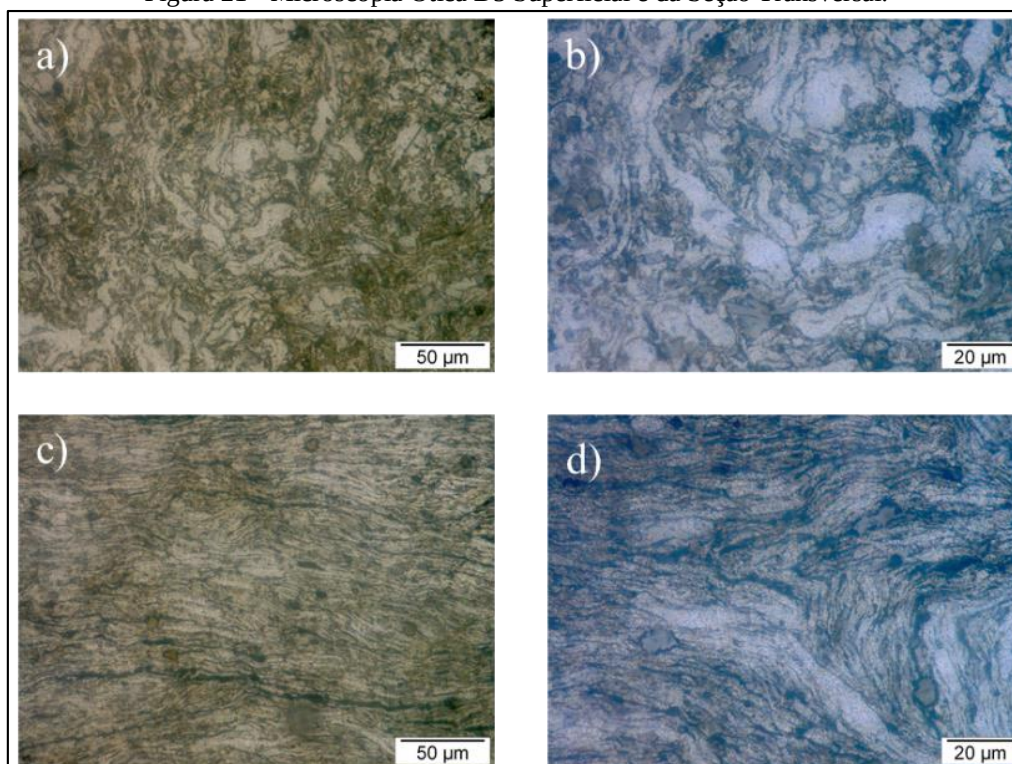
Figura 20 - Microscopia Ótica D4 Superficial e da Seção Transversal.



Fonte: Autoria Própria.

O espécime D5 apresenta diferença em sua morfologia transversal, é possível perceber, na Figura 21 c) e d), trincas que possuem aproximadamente 250 μm de comprimento e 6 μm de espessura.

Figura 21 - Microscopia Ótica D5 Superficial e da Seção Transversal.



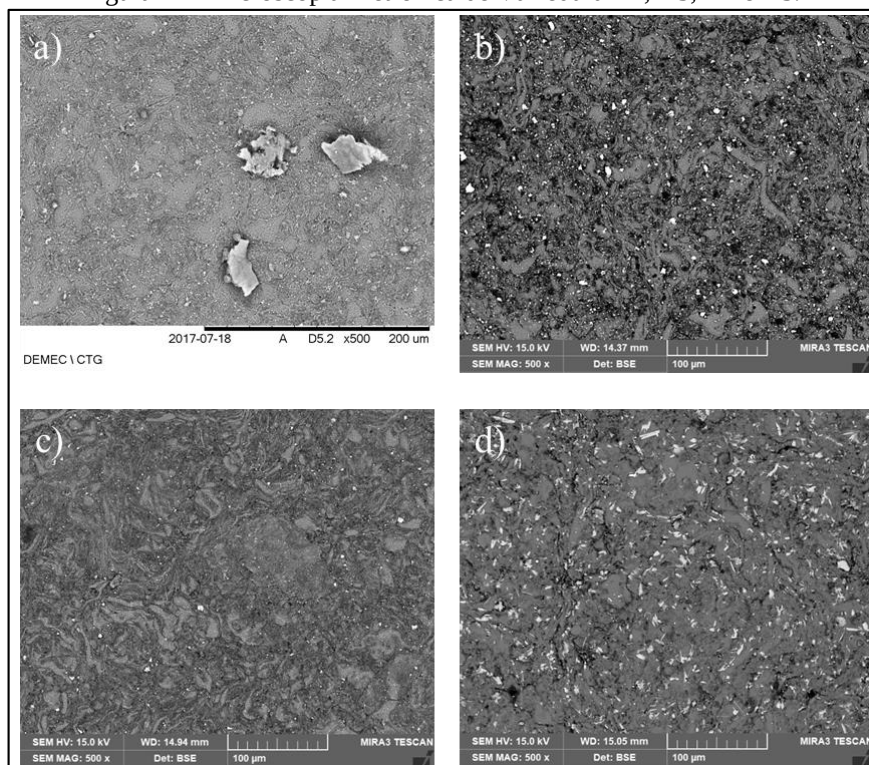
Fonte: Autoria Própria.

Em se tratando das micrografias superficiais dos espécimes, percebe-se que todos não possuem contornos de grãos bem definidos. Para tal sugere-se a influência das soldagem e deformação das partículas no processo de Moagem de Alta Energia. Assim como visto nas micrografias das seções transversais, existem poros ao longo das superfícies e os reforço se apresentam bem distribuídos.

5.5 Microscopia Eletrônica da Superfície dos Sinterizados

A Figura 22, apresentam os resultados obtidos de Microscopia Eletrônica de Varredura da superfície das amostras D2 (a), D3 (b), D4 (c) e D5 (d). Essa imagens ilustram a microestrutura dos compósitos revelando porosidade moderada nos compósitos D2 e D4 ambos contém baixos níveis de PAE (5% w.t), o contrário é observado quando se aumenta o teor em peso da PAE (10% w.t), há um aumento da porosidade D3 e D5, percebido por Flores-vélez *et al* (2001) que em seu trabalho utilizou compósitos de Al/PAE com 5, 10 e 20%w.t.

Figura 22 - Microscopia Eletrônica de Varredura D2, D3, D4 e D5.



Fonte: Autoria Própria.

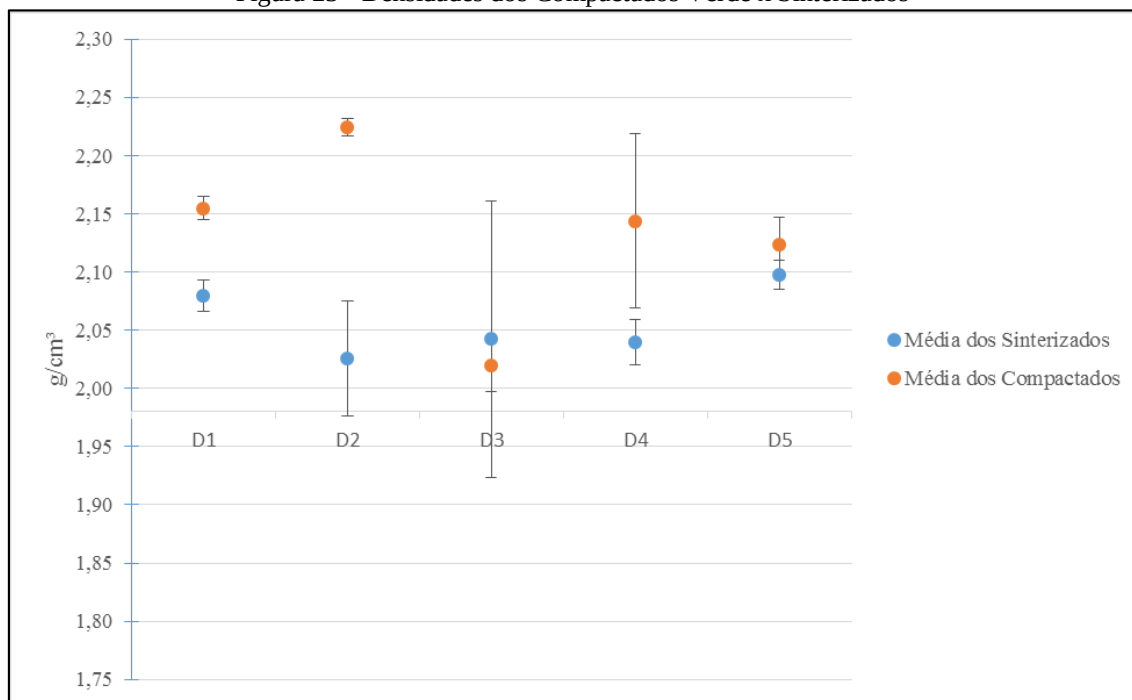
Utilizando a magnificação de 500x é possível ter uma visão geral da dispersão das partículas na matriz, como também, os diferentes formatos da PAE. Todas as superfícies apresentam os reforços bem distribuídos e incorporados na matriz.

5.6 Densidade dos Compactados e Sinterizados

Com o intuito de verificar a densidade dos sinterizados, a densidade dos compactados verde, foram obtidas por meio do método geométrico que consistiu na realização de 5 medidas aleatórias da altura, 5 medidas no diâmetro e a verificação da massa.

No gráfico mostrado na Figura 23 ilustra-se as densidades das pastilhas sinterizadas e a que foram apenas compactadas. A princípio, pode perceber que os maiores valores de densidades calculados pertencem às amostras antes de passarem pela etapa de sinterização.

Figura 23 - Densidades dos Compactados Verde x Sinterizados



Fonte: Autoria Própria.

Em um estudo recente, utilizando uma matriz de AA 1000 com o incremento de 1% Cu fabricado via técnicas de MP, realizado por Arenhardt *et al* (2016), foi observado uma regularidade de redução, 6%, do compactado verde para o sinterizado. Pieczonka *et al* (2005), comenta a dificuldade de se trabalhar com pó de alumínio para a fabricação de peças via técnica de MP, devido à camada passivadora de Al_2O_3 que está presente no pó prejudicando as etapas de compactação e sinterização.

Na Tabela 17 está exposto os valores das densidades dos sinterizados, dos compactados verde e a relação entre as densidades, o sinal (-) representa a diminuição da densidade após a sinterização e (+) o acréscimo.

Tabela 17 - Valores das Densidades dos Compactados Verde e Sinterizados.

Amostra	Sinterizado (g/cm³)	Compactado Verde (g/cm³)	Relação entre as Densidades
D1	2,080 ± 0,01	2,155 ± 0,01	- 3,48%
D2	2,026 ± 0,05	2,224 ± 0,01	- 8,90 %
D3	2,042 ± 0,12	2,020 ± 0,02	+1,07
D4	2,040 ± 0,02	2,144 ± 0,07	- 4,85%
D5	2,098 ± 0,01	2,123 ± 0,02	-1,17%

Fonte: Autoria Própria.

Dentre os 5 (cinco) tipos de espécimes desenvolvidos neste trabalho apenas um obteve densidade superior após a sinterização sendo ele o D3, com o incremento de (+)

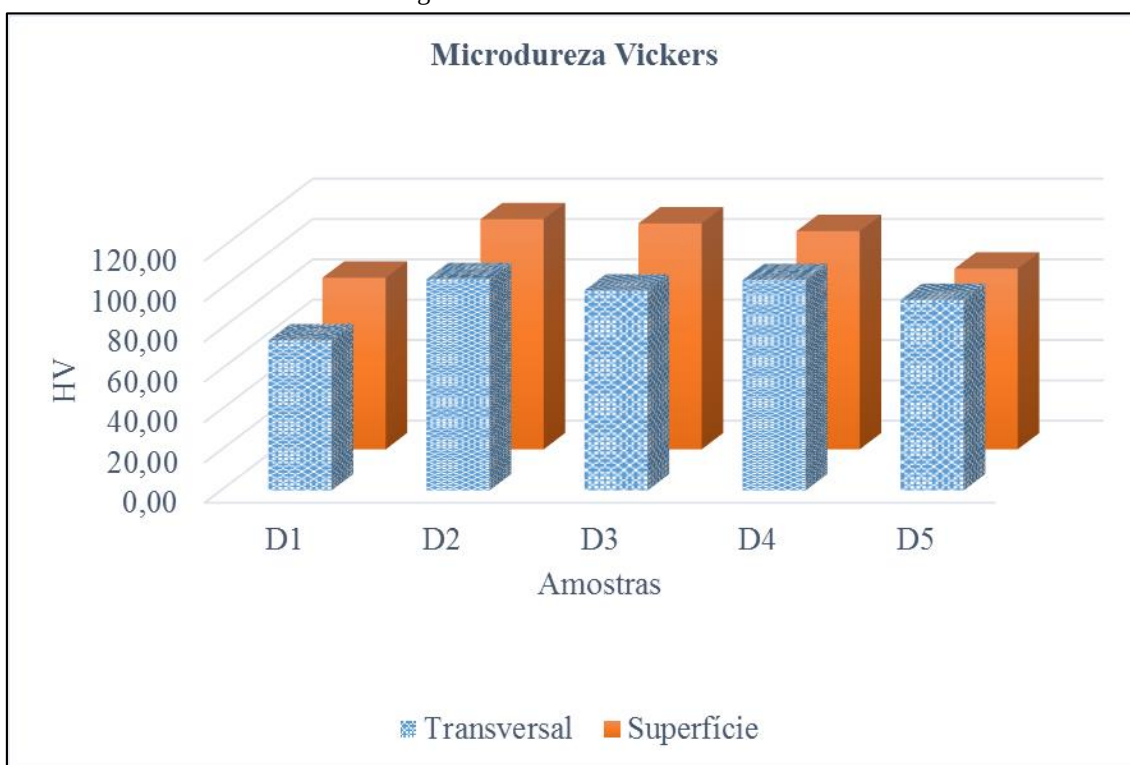
1,07% em contra partida o D5, com a menor diminuição da densidade, (-) 1,17 %. Estes dois alcançaram as menores variações após a etapa de sinterização, possuem em sua constituição 10% de reforço.

As amostras D2 e D4 atingiram os maiores valores na relação entre as densidades com (-) 8,90 e (-) 4,85 % respectivamente. Assim como as amostras D3 e D5 existem algumas semelhanças encontradas entre esses dois espécimes (D2 e D4), ambos apresentaram: os maiores valores na dureza medida na seção transversal 104, 69 e 104, 26 HV e possuem apenas 5% de reforço em sua constituição.

5.7 Dureza dos Sinterizados

A avaliação do efeito na propriedade mecânica, Microdureza Vickers, dos diferentes percentuais em peso bem como diferentes faixas granulométrica, da Pó de Aciaria Elétrica na Liga de Alumínio AA 7075 foi observado, Figura 24.

Figura 24 - Microdureza Vickers



Fonte: Autoria Própria.

A Figura 24 apresenta um gráfico dos valores das durezas médias obtidas através das endentações na superfície e na transversal do padrão, D1, e dos compósitos: D2; D3;

D4; e D5. Informações sobre a nomenclatura podem ser obtidas na seção 3.3 na Tabela 8.

Tabela 18 - Valores médios e desvio padrão da Microdureza Vickers

Amostras	Superficial (Hv_{0,05})	Transversal (Hv_{0,05})
D1	85,08 ± 5,40	74,35 ± 5,35
D2	114,09 ± 15,32	104,69 ± 12,64
D3	112,03 ± 12,95	99,13 ± 5,71
D4	108,24 ± 13,50	104,26 ± 15,03
D5	89,61 ± 11,26	94,45 ± 10,05

Fonte: Autoria Própria.

Analisando os valores contidos Tabela 18 e na Figura 24, vê-se que existe uma tendência dos valores médios da dureza medidos na superfície obterem uma maior desempenho, porém a amostra D5 apresentou-se de forma contrária obtendo um aumento de 5,12 %. A máxima disparidade dos valores médios das durezas da superfície e da seção transversal corresponde a amostra D1 com 12,61%. Em contrapartida a menor diferença foi encontrada no compósito D4 apresentando uma diferença de 3,67%. Já os compósitos D2 e D3 apresentaram valores de aumento intermediários com 8,24 e 11,51%, respectivamente.

Tabela 19 - Aumento da Microdureza

Amostras	Superfície (Aumento%)	Transversal (Aumento%)
D2	34,10%	40,81%
D3	31,67%	33,33%
D4	27,23%	40,23%
D5	5,32%	27,03%

Fonte: Autoria Própria.

Na Tabela 19 são apresentados os valores dos aumentos em percentagem das durezas médias da superfície e da seção transversal dos sinterizados comparados ao padrão D1. A amostra D2 obteve os melhores resultados, com 34,10 e 40,81% já para a D3 o aumento se expressou de forma bastante semelhante diferindo apenas de 1,66% da seção transversal para superfície. O incremento da microdureza estão condizentes com os estudos realizado por: Adeosun (2012); Florez *et al* (2001); e Torres *et al* (2001).

Uma outra característica interessante a ser analisada é diminuição da microdureza do compósito com 10% formato com a pó retidana peneira de 270 Mesh. O que difere das outras amostras que tiveram um aumento significativo na microdureza em relação ao AA 7075 sem reforço.

As amostras D4 e D5 apresentaram os menores incrementos na dureza superficial bem como uma maior disparidade comparando-se o aumento na microdureza da superfície com a seção transversal. D5, atingiu os menores aumentos com 5,32 e 27,03% para a superfície e seção transversal, respectivamente.

Como ilustrado na Figura 17, os pós base para a confecção desses dois espécimes foram o que possuíram a distribuição do tamanho de partícula distinta. O particulado D4, apresentando um bimodal maior com partículas maiores já o D5 um distribuição normal. Tal fato pode ter influenciado nos incrementos das dureza.

Como informado as seção 4.2 a PAE que compreende a faixa granulométrica 74-53 μm , compõe esses compósitos citado no parágrafo anterior, possui uma menor quantidade de ZnO. Tomando como base os estudos realizados por: Fatile *et al* (2017) que utilizou 1, 2, 3, 4 e 5% w.t de ZnO; Qasim *et al* (2017) usou 0,05, 0,1 e 0,2 w.t% de ZnO; Lins *et al* (2015) 5, 10, 15 e 20 w.t% de ZnO e Guo (2008) fez uso de 25% vol de ZnO, existe um consenso onde o aumento do teor de ZnO na matriz de alumínio favorece o aumento da dureza. Sabendo disto sugere-se que a diminuição do desempenho está atrelado a menor concentração de ZnO na PAE.

6 CONCLUSÕES

- Foi possível obter um compósito da Liga de Alumínio AA 7075 reforçado com diferentes composições em peso de Pó de Aciaria Elétrica via técnicas de Metalurgia do Pó.

- A inserção do reforço na matriz não alterou de forma significativa a densidade dos compactados mas houve um acréscimo na Microdureza para todas as composições.

- Os sinterizados que foram fabricados com a PAE <53 μm obtiveram maiores valores de dureza.

- Através da técnica de DRX foi possível conhecer as fases presentes na PAE <53 μm e 74-53 μm e do AA 7075. A fluorescência revelou maiores e menores teores de Zn e Fe respectivamente na PAE <53 μm . A ATP mostrou que o d(9,0) da PAE <53 μm e 74-53 μm são 50,443 e 111,602 μm . O MEV da PAE <53 μm mostrou partículas em sua maioria esféricas enquanto que a PAE 74-53 μm formatos distintos.

- O MEV e a MO mostram que a superfície não contem contorno de grão bem definido. Na MO apresentou a seção transversal é composta de lamelas na perpendicular a ação de compactação.

- A PAE se torna uma alternativa viável a ser utilizada como reforço, pois se mostrou eficiente no aumento da Microdureza, conferindo uma nova possibilidade de uso na indústria e contribuir diretamente na questão ecológica.

7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Utilizar diferentes maiores tempos de Moagem de Alta Energia.
- Realizar tratamento térmico de solubilização e envelhecimento dos espécimes.
- Fabricar os compósitos usando outras técnicas de fabricação.
- Utilizar AA 1100 como matriz.

REFERÊNCIAS

- ABDULLAH. Y, YUSOF. M. R, MUHAMMAD. A, KAMARUDIN. N, PAULUS. W. S., SHAMSUDIN. R., SHUDIN. N. H AND ZALI. M. N., 2012. “**Al/B₄C Composites with 5 And 10 wt% reinforcement Content Prepared by Powder Metallurgy**” JOURNAL of NUCLEAR And Related TECHNOLOGIES, 9, 42.
- ADAMIAN, Rupem. **Novos Materiais Tecnologia e Aspectos Econômicos**. Rio de Janeiro: COPPE/UFRJ, 2008. 400 p.
- ADEOSUN, SO, AKPAN, EI, SEKUNOWO OI, AYOOLA WA, BALOGUN SA. **Mechanical characteristics of 6063 aluminum-steel dust composite**. International Scholarly Research Network - ISRN Mechanical Engineering. 2012; v. 2012: Article ID 461853, 9 p.
- ALVANDI, H.; FARMANESH, K.. **Microstructural and Mechanical Properties of Nano/Ultra-fine Structured 7075 Aluminum Alloy by Accumulative Roll-Bonding Process**. Procedia Materials Science, [s.l.], v. 11, p.17-23, 2015. Elsevier BV.
- ARENHARDT, Sandro Luís et al. **Estudo do comportamento do Alumínio (al) com adição de 1% Cobre (cu) obtido pela metalurgia do pó convencional**. Ciência & Engenharia, [s.l.], v. 24, n. 1, p.99-104, 5 jan. 2016. EDUFU - Editora da Universidade Federal de Uberlândia.
- ARIF, Sajjad et al. **Investigation of Mechanical and Morphology of Al-SiC composites processed by PM Route**. Iop Conference Series: Materials Science and Engineering, [s.l.], v. 225, n. 1, p.1-7, ago. 2017. IOP Publishing.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. Publicação técnica - **Fundamentos e aplicações do alumínio**, ABAL, p.68, 2007.
- ARAÚJO, J. A., SCHALCH,. **Recycling of electric arc furnace (EAF) dust for use in steel making process**. Journal Of Materials Research And Technology, [s.l.], v. 3, n. 3, p.274-279, jul. 2014. Elsevier BV.
- ARAÚJO, 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**. (Dissertação). UFPE, Recife, PE.
- ASKELAND & PHULE, P.P. **Ciência e Engenharia dos Materiais**. São Paulo: CENGAGE, 2008. 616p.
- ASM Handbook, **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**, ASM International (American Society for Metals), Materials Park, Ohio, USA, 1990. v. 2. 1328 p.
- BARBOSA, C. **Metais não Ferrosos e suas Ligas Microestrutura, Propriedades e Aplicações**. 1. ed. Rio de Janeiro:, 2014. v. 1. 532p.

BASTWROS, M. *et al.* **Effect of ball milling on graphene reinforced Al6061 composite fabricated by semi-solid sintering.** Composites Part B: Engineering, [s.l.], v. 60, p.111-118, abr. 2014. Elsevier BV.

BENJAMIN, J. S., V VOLIN, T. E., “**The Mechanism of Mechanical Alloying**”, Merallurgical Transactions, vol. 5, p. 1929-1934.

BENJAMIN, J. S., V VOLIN, T. E., 1990-“**Mechanical Alloying – A Perspective**”, METAL POWDER REPORT, February 1990, p. 122-127.

BEZERRA, C. A., et al. **Features of the Processing of AA2124 Aluminum Alloy Metal Matrix Composites Reinforced by Silicon Nitride Prepared by Powder Metallurgy Techniques.** Materials Science Forum, [s.l.], v. 802, p.108-113, dez. 2014. Trans Tech Publications.

CALLISTER JR., W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução.** LTC, v. 8º Edição, 2012.

CHIAVERINI, Vicente. **Tecnologia Mecânica-Materiais de Construção Mecânica Vol. III.** 2.ed. São Paulo: Pearson Education do Brasil, 1986.

CHIAVERINI, V. **Metalurgia do pó.** São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2001.

M. CRUELLS, A. ROCA, C. NUNEZ, **Hydrometallurgy** 31 (1992) 213– 231.

DAVIS, J. (Ed.). **ASM Specialty Handbook: Aluminum and aluminum alloys.** OH, EUA, January. 1993. 784 p.

ESTRADA-RUIZ, R.h. et al. Mechanical properties of aluminum 7075 – Silver nanoparticles powder composite and its relationship with the powder particle size. Advanced Powder Technology, [s.l.], v. 27, n. 4, p.1694-1699, jul. 2016. Elsevier BV.

FATILE, B.O.; ADEWUYI, B.O.; OWOYEMI, H.T., **Synthesis and characterization of ZA-27 alloy matrix composites reinforced with zinc oxide nanoparticles.** Engineering Science And Technology, An International Journal, [s.l.], v. 20, n. 3, p.1147-1154, jun. 2017.

FRANCIS, L. F., **Introduction to Materials Processing.** Materials Processing, [s.l.], p.343-414, 2016. Elsevier

FURTADO, N, S., **REPARAÇÃO 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. 76 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Integridades de Materiais da Engenharia, Programa de Pós-graduação em Integridade de Materiais da Engenharia, Universidade de Brasília, Brasília, 2016.

FLORES-VÉLEZ, L. Ma. et al. **CHARACTERIZATION AND PROPERTIES OF ALUMINUM COMPOSITE MATERIALS PREPARED BY POWDER METALLURGY TECHNIQUES USING CERAMIC SOLID WASTES**. Materials And Manufacturing Processes, [s.l.], v. 16, n. 1, p.1-16, 31 jan. 2001. Informa UK Limited.

GAURANG D.; “**Investigation of mechanical properties of Al-SiC composite through powder metallurgy process**” Vol.5, Issue 9, September 2016, IJRSET.

GOMES, M. R.; BRESCIANI FILHO, E. **Propriedades e usos de metais não ferrosos**. São Paulo: ABM, 1987.

GERAMIPOUR, T.; OVEISI, H.. **Effects of foaming parameters on microstructure and compressive properties of aluminum foams produced by powder metallurgy method**. Transactions Of Nonferrous Metals Society Of China, [s.l.], v. 27, n. 7, p.1569-1579, jul. 2017. Elsevier BV.

GESSINGER, G. H.; BOMFORD, M. J.. **Powder Metallurgy of Superalloys**. International Metallurgical Reviews, [s.l.], v. 19, n. 1, p.51-76, jan. 1974.

GRILLO, F. F., TENÓRIO, J. A. S., OLIVEIRA, J. R., **Caracterização e adição de pó de aciaria elétrica em ferro-gusa**. Rem: Revista Escola de Minas, [s.l.], v. 66, n. 3, p.301-307, set. 2013. FapUNIFESP (SciELO).

GUÉZENNEC, A. G., HUBER, J. C., PATISON, F., SESSIECQ, P., BIRAT, J. P., ABLITZER, D. **Dust formation in electric arc furnace: Birth of the particles**. Powder Technology, 157, 1-3, 2-11, 2005.

GUO, Zhixing et al. **Microstructure and properties of tetrapod-like ZnO whiskers reinforced Al matrix composite**. Journal Of Alloys And Compounds, [s.l.], v. 461, n. 1-2, p.342-345, ago. 2008. Elsevier BV.

HAVLIK, T., SOUZA, B.V., BERNARDES, A.M., SCHNEIDER, I.A.H. A.Miskufova, **Hydrometallurgical processing of carbon steel EAF dust**, J. Hazard. Mater. B135 (2006) 311–318.

HATCH, J. E. **Aluminum: properties and Physical Metallurgy**. USA: ASM, Metals Park, 1990.

HUBER, J. C. PATISSON F., ROCABOIS P., BIRAT J. P., ABLITZER D., **Somemeands to reduce emissions and improve the recovery of eletric arc furnace dust by controlling the formation mecanismos**. In: GLOBAL SYMPOSIUMON RECYCLING, WASTE TREATMENT AND CLEAN TECHENOLOGY, 2, 1999, p. 1483-1491.

HULL, D., CLYNE, T. W., **An introduction to composite materials**. Cambridge University Press, 1996.

IERVOLINO, F. APLICAÇÕES. **A Metalurgia do Pó alternativa econômica com menor impacto ambiental**. 1 ed. São Paulo: Metallum Eventos Técnicos, 2009. p 37-101.

JAVAID A., ESSADIGI, E., **Final Report on Scrap Management, Sorting and Classification of Steel**. Report No. 2003-23(CF), 2003.

LARA, R. D. et al. **Síntesis de un compuesto de aleación de aluminio 7075-grafito mediante molienda mecánica y extrusión en caliente**. 2010. Disponível em: <<http://cimav.repositorioinstitucional.mx/jspui/handle/1004/1205>>. Acesso em: 23 maio 2018.

LEDESMA, E.F. et al. **Experimental study of the mechanical stabilization of electric arc furnace dust using fluid cement mortars**. Journal Of Hazardous Materials, [s.l.], v. 326, p.26-35, mar. 2017. Elsevier BV.

LEDESMA EF, JIMÉNEZ, JR, AYUSO J, FERNÁNDEZ JM, BRITO J de. **Experimental study of the mechanical stabilization of electric arc furnace dust using fluid cement mortars**. Journal of Hazardous Materials. 2017; 326: 26-35.

LEVY NETO, F., PARDINI, L., **COMPÓSITOS ESTRUTURAIS**. São Paulo: Blucher, 2006. 336 p.

LINS, A. E. P., DOS SANTOS, E. N., MESQUITA, A. P. P., DE ARAÚJO, E. G., Feranades, L. S., Filho, O. O. A., **Fabricação de Compósitos de Matriz Metálica da Liga de alumínio AA 1100 com Reforço Cerâmico de Óxido de Zinco Através de Técnicas de Metalurgia do Pó**. 70º Congresso Anual da ABM. 8 p. 2015.

LOBERTO, A.; GENOVA, L. A.; DA SILVA, M. C. A., **SINTERIZAÇÃO. A Metalurgia do Pó alternativa econômica com menor impacto ambiental**. 1 ed. São Paulo: Metallum Eventos Técnicos, 2009. p 209-228.

MACHADO, J et al. **Chemical, physical, structural and morphological characterization of the electric arc furnace dust**. Journal Of Hazardous Materials, [s.l.], v. 136, n. 3, p.953-960, 25 ago. 2006.

MAHESH, L.; REDDY, J. Sudheer; MUKUNDA, P. G.. **Development and Characterization of Titanium Nitride Reinforced Aluminium MMC's through Powder Metallurgy Technique**. Mechanics And Mechanical Engineering, Karnataka, v. 21, n. 1, p.29-36, 26 nov. 2016.

MANTOVANI, M. C., TAKANO, C., BUCHLER, P.M. **Electric arc furnace dust–coal composite pellet: effects of pellet size, dust composition, and additives on swelling and zinc removal**. Ironmaking and Steelmaking, v. 29, n. 4, p. 257-265, 2002.

MAURICE D., COURTNEY T.: **The Physics of Mechanical Alloying**, Metallurgical Transactions A, Vol. 21A, 1990, p. 303.

Ministério das Minas e Energia. Estudo da reciclagem de metais no país.

Desenvolvimento de estudos para elaboração do plano duodecenal (2010–2030) de geologia, mineração e transformação mineral. Brasília: Ministério das Minas e Energia; 2009.

MOLNÁROVÁ, Orsolya et al. **Spark Plasma Sintering of a Gas Atomized Al7075 Alloy: Microstructure and Properties.** *Materials*, [s.l.], v. 9, n. 12, p.1004-1019, 12 dez. 2016. MDPI AG.

MORAIS, Gilberto Augusto de. **Desenvolvimento da Metalurgia do Pó.** Natal: Edufrn, 2012. 278 p.

MORO, N., AURAS, A. P. **Processos de fabricação: metalurgia do pó e o futuro da Indústria.** Florianópolis: Centro Federal de Educação Tecnológica de Santa Catarina, 2007.

NATH, A. K.; JITEN, C.; SINGH, K. Chandramani. **Influence of ball milling parameters on the particle size of barium titanate nanocrystalline powders.** *Physica B: Condensed Matter*, [s.l.], v. 405, n. 1, p.430-434, jan. 2010. Elsevier BV.

NASCIMENTO, L.; MELNYK, A., **Propiedades microestructuras de la refinación de la aleación amorfa Al54Nb45B5 mediante aleación mecánica.** *Revista Cubana de Química*, Santiago de Cuba, v. 29, p.243-245, 2017.

NYIRENDA, R. L. **The processing of steelmaking flue dust: a review** *Min Eng*, 4 (7–11) (1991), p. 1003-1025.

OMRAN M, FABRITIUS, T. **Effect of steelmaking dust characteristics on suitable recycling process determining: Ferrochrome converter (CRC) and electric arc furnace (EAF) dusts.** *Powder Technology*. 2017; 308: 47-60.

ORHAN, G., **Leaching and cementation of heavy metals from electric arc furnace dust in alkaline medium.** *Hydrometallurgy* 78(2005) pp. 236-245.

PADILHA, A. F., **Materiais de Engenharia: Microestruturas e propriedades.** Curitiba: Hemus Livraria, 2000.

PIECZONKA, T.; SCHUBERT, T.; BAUNACK, S.; KIEBACK, B. **Sintering Behaviour of Aluminium in Different Atmospheres.** Fraunhofer Institute, 2005. PMCid:PMC546008.

Qasim, Z.S.; Jabbar, M.A., Hassan, J.J., **Enhancement the Mechanical Properties of Aluminum Casting Alloys (A356) by Adding Nanorods Structures from Zinc Oxide.** *Journal Of Material Science & Engineering*, [s.l.], v. 06, n. 02, 2017

RALPH, B. YUEN, H. C., LEE, W. B. **The processing of metal matrix composites – an overview**, Journal of Materials Processing Technology, v. 63, p. 339-353. 1997.

REDDY, D. V. R. **Microalloying of Advanced Al-Zn-Mg-Cu Alloy**. Metalworld, 16, September, 2008. Disponível em www.metalworld.co.in/technology0908.pdf. Acessado em 31/05/2017.

RAMEZANI, M., NEITZERT, T., “**Mechanical milling of aluminum powder using planetary ball milling process**”, Jr of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol.55, No. 2, 2012, pp. 790-798.

RESCHETNIK, W. et al. **Fatigue crack growth behavior and mechanical properties of additively processed EN AW-7075 aluminium alloy**. Procedia Structural Integrity, [s.l.], v. 2, p.3040-3048, 2016.

SEELIG, P. R.; WULFF, Y. J., **The pressing operation in the fabricarion of articles by powder metallurgy**. Trans. AIME, v. 166, p. 492-500, 1946.

SILVA M. C., BERNARDES, A. M., BERGMANN, C. P., TENÓRIO J. A. S., ESPINOSA, D. C. R. **Characterisation of electric arc furnace dust generated during plain carbon steel production**. Ironmaking and Steelmaking, v. 35, n. 4, p. 315-320, 2008.

SMITH, Willian F.; HASHEMI, Javad (Ed.). **FUNDAMENTOS DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS**. 5. ed. Porto Alegre: Bookman, 2012. 712 p.

SORBINHO, Vicente de Paulo Ferreira Marques. **Adição de Pó de Aciaria Elétrica em Ferro Gusa Líquido**. 2012. 106 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2012.

SOFILI, T. **Characterization of steel mill electric-arc furnace dust**. Journal Of Hazardous Materials, [s.l.], v. 109, n. 1-3, p.59-70, jun. 2004.

STEFANOVA, A.; AROMAA, J. “**Alkaline leaching of iron and steelmaking dust**”. Finland, 2012.

SUÁREZ-PEÑA, B.; ASENSIO-LOZANO, J.; VANDER-VOORT, y G. F.. **Metalografía a color en aleaciones Al-Si comerciales. Optimización de las técnicas de caracterización microestructural mediante microscopía óptica de reflexión**. Revista de Metalurgia, Illinois, v. 4, n. 46, p.469-476, 03 maio 2010.

SUMNATH, H. R “**Experimental investigation of mechanical and tribological behavior of Al6061-TiO2 processed by powder metallurgy technique**” IJSRD, Vol.3, Issue 03, 2015\ ISSN(online): 2321-0613.

SURYANARAYANA, C., **Mechanical Alloying and Milling, Progress in Materials Science**, Volume 46, Issues 1-2, January 2001.

VERMA, A. S.; SUMANKANT; SURI, N. M., **Corrosion Behavior of Aluminum Base Particulate Metal Matrix Composites: A Review**. Materials Today: Proceedings, [s.l.], v. 2, n. 4-5, p.2840-2851, 2015. Elsevier BV.

TALEGHANI, M.A. JABBARI; NAVAS, E.M. Ruiz; TORRALBA, J.m.. **Microstructural and mechanical characterisation of 7075 aluminium alloy consolidated from a premixed powder by cold compaction and hot extrusion**. Materials & Design, [s.l.], v. 55, p.674-682, mar. 2014.

TANG, H., et al. **Electric arc furnace dust as magnetic carrier particles for removal of micro-fine particles from suspensions**. Separation And Purification Technology, [s.l.], v. 176, p.220-230, abr. 2017. Elsevier BV.

TELLES, V. B., **Reciclagem de Pó de Aciaria Elétrica na Sinterização de Minério de Ferro Visando a Eliminação de Zinco**. 2010. 104 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Esc, São Paulo, 2010.

TSUKERMAN, S. A.. **Powder Metallurgy**. London: Pergamon Press Ltd, 1965. 135 p.

KANO, J., MIO, H., SAITO, F., MIYAZAKI, M., 2001. **Correlation of grinding rate of gibbsite with impact energy in tumbling mill with mono-size balls**. Miner. Eng. 14, 1213–1223.

KANG, S. J.; **Sintering: densification, grain growth and microstructure**. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2005, ASIN B0019436Z6.

YASHPAL et al. **Fabrication of Aluminium Metal Matrix Composites with Particulate Reinforcement: A Review**. Materials Today: Proceedings, [s.l.], v. 4, n. 2, p.2927-2936, 2017. Elsevier BV.

YATHESHTH A., VARUN D., **Advanced Materials Manufacturing & Characterization**, Vol 3, Issue 1, (2013), 359-364.

XIA, D.K; PICKLES, C.A.,. **Caustic roasting and leaching of electric arc furnace dust**. In: **Canadian Metallurgical Quarterly**, Vol. 38.No.3, pages 175-186, 1999.