


Universidade de Brasília – UnB
Faculdade UnB Gama – FGA
Engenharia de Energia

**Efeito da Adição de Diferentes Concentrações
de Reforço Particulado Cerâmico
nas Propriedades Mecânicas e Resistência ao
Desgaste de Compósitos de Alumínio
Produzidos via Metalurgia do Pó**

Autor: Igor Carvalho da Silva
Orientador: Prof. Dr. Emmanuel Pacheco Rocha Lima

Brasília, DF
2023



Igor Carvalho da Silva

**Efeito da Adição de Diferentes Concentrações
de Reforço Particulado Cerâmico
nas Propriedades Mecânicas e Resistência ao
Desgaste de Compósitos de Alumínio
Produzidos via Metalurgia do Pó**

Monografia submetida ao curso de graduação
em Engenharia de Energia da Universidade de
Brasília, como requisito para obtenção do
Título de Bacharel em Engenharia de Energia.

Universidade de Brasília – UnB

Faculdade UnB Gama – FGA

Orientador: Prof. Dr. Emmanuel Pacheco Rocha Lima

Brasília, DF

2023

Ficha Catalográfica emitida pela BCE-UnB.

Igor Carvalho da Silva

Efeito da Adição de Diferentes Concentrações de Reforço Particulado Cerâmico nas Propriedades Mecânicas e Resistência ao Desgaste de Compósitos de Alumínio Produzidos via Metalurgia do Pó

Monografia submetida ao curso de graduação em Engenharia de Energia da Universidade de Brasília, como requisito para obtenção do Título de Bacharel em Engenharia de Energia.

Trabalho aprovado. Brasília, DF, ____ de _____ de 2023:

Professor Dr. Emmanuel Pacheco Rocha Lima

Orientador

Professor Dr. Manuel Nascimento Dias Barcelos Júnior

Convidado 1

Professor Dr. Edison Gustavo Cueva Galárraga

Convidado 2

Brasília, DF

2023

A todos aqueles que me ajudaram a conquistar o sonho de ser engenheiro.

Agradecimentos

A Deus, o Supremo Criador, pelo dom da vida e pela oportunidade a mim dada de concluir minha graduação em Engenharia de Energia.

Às mulheres da minha vida: minha mãe, Jaqueline Carvalho, e minha avó, Maria de Nazaré Carvalho – pilares fundamentais, sem os quais seria muito difícil o sonho de ser engenheiro.

Ao meu prof. orientador, Dr. Emmanuel Pacheco Rocha Lima, pela paciência e dedicação na construção deste trabalho e da minha pesquisa de iniciação científica, bem como pelo estímulo dado para o setor de Metalurgia/Materiais.

A todos os demais professores, que me ensinaram as bases do ofício de engenheiro.

A Nézio Fabiano Teles da Silva, Mateus Moreira Lima, Regina Carvalho, Delcivan Carvalho e demais amigos e familiares que me ajudaram, direta ou indiretamente, ao longo da jornada durante a graduação.

“A maior recompensa para o trabalho do homem não é o que ele ganha com isso, mas o que ele se torna com isso” (John Ruskin)

Resumo

O desenvolvimento de compósitos leves, resistentes e com maior estabilidade térmica formados por matriz metálica e particulado cerâmico como reforço, ligado a técnicas de produção menos poluentes e sem desperdícios, contribuem para o desenvolvimento industrial sustentável e de alto desempenho. Dessa forma, o objetivo do presente trabalho é obter e avaliar a influência da adição de diferentes concentrações de reforço particulado na produção de compósitos de Alumínio comercialmente puro reforçado com escória de alto forno via Metalurgia do Pó. Inicialmente, os pós materiais foram submetidos ao peneiramento sequencial para determinação da distribuição do tamanho de partículas. Em seguida, foram preparados por agitação mecânica simples os compósitos cilíndricos e retangulares nas concentrações de 5, 10 e 15% de escória de alto forno. Amostras de Alumínio sem reforço também foram preparadas para efeito de comparação em relação aos compósitos obtidos pelo mesmo processo. Todas as amostras foram submetidas à compactação uniaxial em matriz metálica a uma pressão de aproximadamente 530MPa. Por fim, todos os corpos de prova foram sinterizados em forno do tipo mufla com atmosfera de nitrogênio a uma temperatura de 620°C por 2h. Com o intuito de avaliar a densificação dos corpos de prova, medidas de densidade geométrica antes e após a sinterização foram realizadas. A caracterização mecânica e morfológica dos materiais obtidos foi realizada através de medidas de microdureza, ensaios de flexão de três pontos e microscopia eletrônica de varredura. Ensaios de desgaste pino sobre disco nas amostras cilíndricas também foram realizados com o intuito de verificar a influência da adição de diferentes concentrações da escória na resistência ao desgaste do material. Como resultado, os materiais apresentaram uma densidade relativa superior a 97% da densidade teórica, chegando a 99% para o Alumínio puro. Os compósitos apresentaram uma distribuição homogênea das partículas de reforço e melhora progressiva na microdureza com incremento da concentração da escória, produzindo aumento de cerca de 49% nesta propriedade quando comparados ao material sem reforço obtido pelo mesmo processo. As amostras apresentaram aumento progressivo da resistência à flexão e módulo de elasticidade, com aumento de 56% para o módulo de elasticidade neste e de 99% para resistência à flexão para as amostras de 15% em concentração de escória em relação às amostras sem reforço produzidas pelo mesmo processo. Contudo, quanto à resistência ao desgaste, o resultado foi o oposto, dado que o aumento do teor de escória produziu uma diminuição da resistência ao desgaste do material. Tal resultado sugere que as partículas de reforço, por serem de material cerâmico, podem ter funcionado como abrasivo ao se desprenderem da matriz de Alumínio, visto que o Alumínio comercialmente puro é extremamente maleável.

Palavras-chave: Compósito, Alumínio, escória, metalurgia do pó.

Abstract

The development of lightweight, resistant composites with greater thermal stability formed by a metallic matrix and ceramic particles as reinforcement, linked to less polluting and waste-free production techniques, contribute to sustainable and high-performance industrial development. Therefore, the objective of the present work is to obtain and evaluate the influence of the addition of different concentrations of particulate reinforcement in the production of commercially pure aluminum composites reinforced with blast furnace slag via Powder Metallurgy. Initially, the material powders were subjected to sequential sieving to determine particle size distribution. Then, cylindrical and rectangular composites were prepared by simple mechanical stirring at concentrations of 5, 10 and 15% blast furnace slag. Aluminum samples without reinforcement were also prepared for comparison purposes in relation to composites obtained by the same process. All samples were subjected to uniaxial compaction in a metal matrix at a pressure of approximately 530 MPa. Finally, all specimens were sintered in a muffle furnace with a nitrogen atmosphere at a temperature of 620°C for 2h. In order to evaluate the densification of the specimens, geometric density measurements before and after sintering were carried out. The mechanical and morphological characterization of the materials obtained was carried out through microhardness measurements, 3-point bending tests and scanning electron microscopy. Pin-on-disk wear tests on cylindrical samples were also carried out in order to verify the influence of the addition of different concentrations of slag on the wear resistance of the material. As a result, the materials presented a relative density greater than 97% of the theoretical density, reaching 99% for pure aluminum. The composites showed a homogeneous distribution of reinforcement particles and a progressive improvement in microhardness with an increase in slag concentration, producing an increase of around 49% in this property when compared to the material without reinforcement obtained by the same process. The samples showed a progressive increase in flexural strength and modulus of elasticity, with an increase of 56% for the modulus of elasticity and 99% for flexural strength for the samples with 15% slag concentration in relation to the samples without reinforcement produced. through the same process. However, regarding wear resistance, the result was the opposite, as the increase in slag content produced a decrease in the material's wear resistance. This result suggests that the reinforcement particles, being made of ceramic material, may have functioned as an abrasive when detaching from the Aluminum matrix, since commercially pure Aluminum is extremely malleable.

Keywords: Composite. Aluminium. Slag. Powder Metallurgy.

Lista de ilustrações

Figura 1 –	Vantagens em propriedades dos compósitos em relação ao aço e ao Alumínio.....	24
Figura 2 –	Classificação dos compósitos quanto ao tipo de reforço.....	25
Figura 3 –	Representação dos tipos de reforços fibrosos utilizados em Compósitos de Matriz Metálica.....	25
Figura 4 –	Comparação da resistência mecânica entre compósitos e ligas tratáveis termicamente.....	27
Figura 5 –	Ilustração dos processos envolvidos na moagem de alta energia.....	31
Figura 6 –	Principais processos de fabricação de Compósitos de Matriz Metálica.....	32
Figura 7 –	Processo de fundição via processo Osprey.....	33
Figura 8 –	Processo de Metalurgia do Pó.....	34
Figura 9 –	Processo de atomização a gás.....	35
Figura 10 –	Processo de atomização a água.....	36
Figura 11 –	Compactação Uniaxial com apresentação do mecanismo de ação: enchimento, compressão.....	38
Figura 12 –	Formação de microsoldagens (pescoço) por difusão e crescimento.....	40
Figura 13 –	Estágios da sinterização.....	41
Figura 14 –	Densificação em função da temperatura e tamanho de partícula (finas = 1-10 μm , grossas = 50-200 μm), o tempo de sinterização e a permanência das densidades a verde.....	43
Figura 15 –	Fluxograma das etapas de produção dos compósitos do trabalho.....	49
Figura 16 –	Prensas utilizadas nas compactações, onde, à esquerda, tem-se a prensa de 15t da marca Rio Sul TOOLS empregada na pesquisa, e, à direita, tem-se a prensa de 200t da marca EMIC.....	52
Figura 17 –	Moldes em aço H13 utilizados na pesquisa para a fabricação dos corpos de prova cilíndricos (à esquerda) e retangulares (à direita).....	53
Figura 18 –	Corpos de prova sinterizados utilizados na pesquisa, onde, à esquerda, têm-se os corpos de prova cilíndricos, e, à direita, os corpos de prova retangulares.....	53

Figura 19 – Forno tipo mufla FEHE-36L-KM5 da marca Aldien, onde se deram as sinterizações na pesquisa.....	54
Figura 20 – Ciclo térmico dos materiais sinterizadas na pesquisa.....	55
Figura 21 – Microdurômetro utilizado nos ensaios de microdureza Vickers na pesquisa.	58
Figura 22 – Dispositivo utilizado nos ensaios de flexão de três pontos.....	59
Figura 23 – Contato pino-disco.....	61
Figura 24 – Gráfico de distribuição de tamanho das partículas para o Alumínio comercialmente puro e para a escória de alto forno determinadas por peneiramento sequencial.....	64
Figura 25 – Fotomicrografia de MEV das partículas do pó de Alumínio comercialmente puro.....	65
Figura 26 – Fotomicrografia de MEV em detalhe das partículas do pó de Alumínio comercialmente puro.....	65
Figura 27 – Fotomicrografia de MEV das partículas do pó de escória de alto forno.....	66
Figura 28 – Fotomicrografia de MEV mostrando em detalhe partículas do pó de alto forno.....	67
Figura 29 – Densidades dos compósitos antes e depois da sinterização.....	68
Figura 30 – Densidades dos sinterizados compactados a 430 e 530MPa.....	69
Figura 31 – Fotomicrografia das amostras sinterizadas com 10% e 15% em concentração de escória – aumento de 500x.....	70
Figura 32 – Fotomicrografia de MEV do compósito de Alumínio com 10% e 15% em de concentração de escória (A e B, respectivamente) – aumento de 50x.....	71
Figura 33 – Fotomicrografia de MEV mostrando em detalhe porosidades e vazios próximos às partículas de reforço para os compósitos com 15% em teor de escória – (A) 500 x e (B) 2000 x.....	71
Figura 34 – Valores de microdureza Vickers para os compósitos produzidos a 530MPa..	72
Figura 35 – Resultados dos ensaios de resistência à flexão para os compósitos produzidos a 530MPa.....	73
Figura 36 – Valores dos módulos de Young obtidos via ensaios de flexão de 3 pontos para os compósitos produzidos a 530 MPa.....	74
Figura 37 – Gráfico de força de atrito <i>versus</i> tempo de ensaio.....	74
Figura 38 – Gráfico de perda de massa em função do teor de escória no compósito.....	75

Figura 39 – Fotomicrografia dos corpos de prova de Alumínio puro com adesão.....	76
Figura 40 – Fotomicrografia eletrônica de varredura do compósito de Alumínio reforçado com 15% de escória, com observância do desgaste com arrancamento de material.....	76

Lista de tabelas

Tabela 1 – Principais propriedades do Alumínio comparadas às propriedades do aço e do cobre.....	28
Tabela 2 – Resultados da avaliação da composição química do Alumínio comercialmente puro utilizada na pesquisa.....	50
Tabela 3 – Composição química da escória utilizada na pesquisa.....	50
Tabela 4 – Densidades do Alumínio comercialmente puro e dos compósitos reforçados com diferentes concentrações de escórias de alto forno antes e após da sinterização.....	69
Tabela 5 – Perda de massa dos ensaios.....	75

Lista de abreviaturas e siglas

a.C..	-	Antes de Cristo
ALCAN	-	Alumínio Comercial do Brasil S/A
CIP	-	<i>Cold Isostatic Pressing</i>
CMC	-	Compósito de Matriz Cerâmica
CMM	-	Compósito de Matriz Metálica
CMP	-	Compósito de Matriz Polimérica
d.C	-	Depois de Cristo
Dr.	-	Doutor
DRA	-	<i>Discontinuously Reinforced Aluminium</i>
EDS	-	Espectroscopia por Energia Dispersiva
FGA	-	Faculdade UnB Gama
HIP	-	<i>Hot Isostatic Pressing</i>
IACS	-	International Annealed Copper Standard
IAI	-	<i>International Aluminium Institute</i>
MEV	-	Microscópio Eletrônico de Varredura
Prof.	-	Professor
S.A.	-	Sociedade Anônima
UnB	-	Universidade de Basília
UP	-	<i>Uniaxial Pressing</i>

Lista de símbolos

Δm	-	Perda de massa da amostra
μm	-	micrômetro
Al	-	Alumínio
Al_2O_3	-	Óxido de Alumínio
Ar	-	Argônio
bar	-	Unidade de pressão
Cal	-	Calorias
CaO	-	Óxido de Cálcio
cm	-	Centímetro
CO_2	-	Monóxido de Carbono
E	-	Elasticidade
Fe-Cr	-	Liga Ferro-Cromo
Fe-Si	-	Liga Ferro-Silício
g	-	Gramas
GPa	-	GigaPascal
h	-	Hora
H	-	Hidrogênio
He	-	Hélio
l	-	Litro
Li	-	Lítio
M/P	-	Metalurgia do Pó
mesh	-	Unidade de granulometria
Mg	-	Magnésio
mg	-	Miligrama
MgO	-	Óxido de Magnésio
min	-	Minuto

mm	-	Milímetro
MgO	-	Óxido de Magnésio
MnO	-	Óxido de Manganês
Mo	-	Molibdênio
MPa	-	Megapascal
N	-	Nitrogênio
O	-	Oxigênio
°C	-	Graus Celsius
P ₂ O ₅	-	Fosfato
rpm	-	Rotação por Minuto
S	-	Enxofre
s	-	Segundo
SiC	-	Carbeto de Silício
SiO ₂	-	Óxido de Silício
t	-	Tonelada
Ti	-	Titânio
TiC	-	Carboneto de Titânio
TiO ₂	-	Óxido de Titânio
WC	-	Carbeto de Tungstênio
Zn	-	Zinco

Sumário

PARTE I – INTRODUÇÃO	19
1 INTRODUÇÃO	20
1.1 OBJETIVOS.....	21
1.1.1 Objetivo geral	21
1.1.2 Objetivos específicos	21
PARTE II – REFERENCIAL TEÓRICO	22
2 REFERENCIAL TEÓRICO	23
2.1 COMPÓSITOS	23
2.2 O ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	28
2.3 ESCÓRIA	29
2.4 COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA DE ALUMÍNIO	31
2.5 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA DE ALUMÍNIO COM REFORÇO PARTICULADO CERÂMICO.....	32
2.5.1 Fundição convencional	32
2.5.2 Processo Osprey	33
2.5.3 Metalurgia do pó.....	34
2.5.3.1 Obtenção dos pós	35
2.5.3.2 Dosagem e mistura dos pós	36
2.5.3.3 Compactação dos pós	37
2.5.3.4 Sinterização	39
2.5.3.4.1 Eventos da sinterização	39
2.5.3.4.2 Fatores que modificam a sinterização	41
2.6 ASPECTOS MECÂNICOS DOS COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA DE ALUMÍNIO PARTICULADO CERÂMICO	45
2.6.1 Módulo de elasticidade.....	45
2.6.2 Resistência mecânica.....	45
2.6.3 Fluência	46

2.6.4 Dureza.....	46
2.6.5 Resistência ao desgaste.....	46
PARTE III – METODOLOGIA	47
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	48
3.1 MATERIAIS	49
3.1.1 Alumínio comercialmente puro	49
3.1.2 Reforço cerâmico.....	50
3.2 METODOLOGIA EXPERIMENTAL.....	51
3.2.1 Peneiramento	51
3.2.2 Dosagem e mistura dos pós	51
3.2.3 Compactação uniaxial dos pós	52
3.2.4 Sinterização	54
3.3 CARACTERIZAÇÃO	55
3.3.1 Caracterização física dos sinterizados	55
3.3.1.1 Caracterização morfológica.....	55
3.3.1.2 Densidade geométrica	56
3.3.2 Caracterização mecânica dos sinterizados.....	57
3.3.2.1 Ensaio de Microdureza com carga de 500 gf norma ASTM E384.....	57
3.3.2.4 Ensaio pino sobre disco norma ASTM G99.....	60
PARTE IV – RESULTADOS, DISCUSSÃO, CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS	62
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	63
4.1 CARACTERIZAÇÃO FÍSICA.....	63
4.1.1 Granulometria (peneiramento sequencial).....	63
4.1.2 Aspectos morfológicos dos pós	64
4.1.4 Aspectos morfológicos dos sinterizados	70
4.2 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DOS PRODUTOS SINTERIZADOS	72
4.2.1 Microdureza Vickers	72
4.2.3 Resistência ao desgaste.....	74
4.2.2.1 Força de atrito.....	74

4.3 CONCLUSÕES	77
4.4 TRABALHOS FUTUROS	77
PARTE V – REFERÊNCIAS E APÊNDICES	78
5. REFERÊNCIAS	79
6. APÊNDICES	84
6.1 GRÁFICOS DOS RESULTADOS DE FLEXÃO DE TRÊS PONTOS DOS COMPÓSITOS.....	84
6.2 CRONOGRAMA DE ATIVIDADES.....	90

Parte I

Introdução

1 Introdução

O mundo contemporâneo é marcado pela rápida evolução tecnológica e aumento do consumo. Nesse contexto, a criação de novas tecnologias persegue não apenas a meta do lucro das empresas que as detém tampouco a mera visão mercadológica de satisfazer quem os consome, mas a criação de mecanismos que garantam a eficiência, sustentabilidade e uma economia cíclica (ELLEN MACARTHUR FOUNDATION, 2023). Dessa forma, em uma cadeia produtiva, a introdução de processos que permitam a otimização do uso das matérias-primas bem como aproveitamento dos chamados “rejeitos” constitui o cerne do paradigma da economia circular.

Dessa forma, como agente promotor de mudanças em prol da dita economia circular, a ciência e engenharia dos materiais busca soluções para os problemas quanto a utilização e desenvolvimento de materiais recicláveis e reutilizáveis. Nesse cenário, se enquadra a classe dos materiais compósitos, que podem ser definidos como quaisquer materiais multifásicos que exibam uma porção significativa de propriedades das fases dos seus constituintes, os quais diferem na forma, composição e/ou estrutura, de tal modo que se obtenha uma melhor combinação entre suas propriedades (CALLISTER JÚNIOR; RETHWISCH, 2020).

Dentre os materiais usados nas diversas aplicações industriais, destacam-se os metais como o Alumínio (Al) e o aço. Segundo o *International Aluminium Institute* (IAI) (2023), aproximadamente 75% do 1,5t bilhão de Al já produzidos ainda está em uso hoje. Estima-se elevar a produção de 86,2 t milhões, em 2020, para 119,5 t milhões, em 2023. O Al pode ser encontrado para uso em forma de partículas e lingotes. É um metal leve, durável, maleável, com boa resistência à corrosão e boa condutividade térmica. O aço, por sua vez, é um metal flexível, forte e durável.

Das formas de obtenção das ligas de aço ou Al, a fundição é a técnica mais utilizada. Ao misturar-se elementos com densidades diferentes, incorre-se no risco de não existir uma distribuição homogênea dos componentes e, conseqüentemente haver anisotropia nas propriedades mecânicas. Ademais, os processos de fundição exigem muita energia e gastam maior quantidade de matéria-prima. Como alternativa mais econômica, a Metalurgia do Pó (M/P) surge como processo viável, pois exige menos energia e desperdiça menos material que a fundição, além de permitir uma distribuição mais homogênea dos materiais e garantir, dessa forma, propriedades uniformes.

Aplicações do Al na indústria automobilística, aviação e construção civil exigem melhores propriedades mecânicas, como resistência mecânica. Dentre as formas de atingir esse requisito, reforçá-lo com material cerâmico é a mais adequada. Dessa maneira, o uso de escória de alto forno – cerâmico – é escolha adequada e sustentável na fabricação de compósitos de matriz de Al.

Assim, no presente trabalho, foi produzido um material compósito constituído por Al comercialmente puro reforçado com escória de alto forno, rejeito da produção do ferro gusa, com o intuito de melhorar as propriedades mecânicas deste metal e, dessa forma, conferir novas aplicações.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo geral

Produzir, via M/P, e caracterizar compósitos de Al comercialmente puro com diferentes concentrações de partículas de escória de alto forno.

1.1.2 Objetivos específicos

- Preparar e caracterizar os pós de Al comercialmente puro e escória (peneiramento sequencial e caracterização morfológica via microscopia eletrônica de varredura);
- Compactar uniaxialmente, em matriz metálica, os corpos de prova de Al comercialmente puro e dos compósitos, bem como determinar a densidade geométrica a verde;
- Sinterizar os corpos de prova em forno resistivo tipo mufla com atmosfera controlada de Nitrogênio (N₂);
- Determinar a densidade geométrica dos sinterizados e caracterizá-los mecânica (microdureza, resistência à flexão e módulo de elasticidade) e morfológicamente (microscopia eletrônica de varredura) e
- Avaliar a influência da adição de diferentes concentrações de escória na resistência ao desgaste via ensaio pino sobre disco.

Parte II
Referencial Teórico

2 Referencial teórico

Este capítulo visa a dar subsídios conceituais para o desenvolvimento do trabalho bem como fornecer ao leitor as condições para o seu entendimento. Aqui, apresentam-se generalidades sobre os materiais compósitos desde sua classificação, aplicação até a abordagem específica do compósito de matriz metálica reforçado com material cerâmico.

2.1 Compósitos

O avanço da tecnologia garantiu ao homem a capacidade de criar dispositivos e máquinas com melhores desempenhos e eficiências. Concomitante a esse desenvolvimento, há a demanda por materiais que satisfaçam as novas exigências de engenharia. Conforme Ashby (2018), materiais derivam de recursos naturais (metais dos minérios, polímeros do petróleo, cerâmicas e vidros dos minerais), que, não raro, são escassos. Na sua transformação para materiais, requerem energia. Nesse contexto, a eficiência dos materiais adquire importância tal como a eficiência energética, cujo paradigma é caracterizado por uma economia circular de materiais, em que se reutiliza o máximo possível e minimiza-se o esgotamento das fontes dos recursos naturais. Ademais, conforme Faria *et al.* (2007), a matéria-prima usada nas diversas aplicações (materiais metálicos, poliméricos e cerâmicos), apesar da sua aplicabilidade, tem sido paulatinamente substituída por materiais compósitos.

O grupo dos materiais compósitos compreende um amplo espectro, desde os polímeros reforçados com fibras, os materiais híbridos metal/compósito e os concretos estruturais, e outros compósitos que incorporam matriz metálica ou matriz cerâmica. Logo, a característica básica dos compósitos é combinar ao menos duas fases distintas denominadas matriz e reforço (LEVY NETO; PARDINI, 2016).

Os materiais compósitos são capazes de conjugar propriedades incomuns, não encontradas individualmente nos costumeiros materiais monolíticos (metais, cerâmicas e polímeros). Um material compósito é constituído pela junção de dois ou mais macro ou microconstituintes – reforço (fase dispersa) e matriz (fase contínua) que diferem em composição química, estrutura e/ou forma e que, essencialmente, são insolúveis uns nos outros (CALLISTER JÚNIOR; RETHWISCH, 2020; DANIEL; ISHAI, 2005). Não obstante, existem

casos em que ocorrem reações químicas ou outros processos entre a matriz e o reforço, passando a existir interfase ou *interface* (DANIEL; ISHAI, 2005). O reforço, com característica descontínua e dispersa, apresenta maior dureza e resistência; a matriz, mantém o reforço na sua posição geométrica e transmite tensão através do componente, possibilitando simultaneamente a resistência química. Os materiais compósitos são usados em um amplo espectro de aplicações nos setores aeronáutico, automotivo, construção civil, energia e esportivo. Outrossim, existem diversos processos de fabricação, que se diferenciam conforme o tipo de aplicação, taxa de produção e tamanho dos componentes (RAGONDET, 2005).

A criação de compósitos tem como objetivo melhorar combinações de características mecânicas (tenacidade e rigidez) e as resistências às condições ambientais, como altas temperaturas e corrosão. Posto que as propriedades dos compósitos garantem melhor desempenho que a dos materiais monolíticos, há um interesse crescente por estes materiais, evidenciado no gráfico a seguir.

A figura 1, a seguir, aponta a relação entre os materiais mais aproveitados em engenharia – o aço e o Al, por exemplo – com os materiais compósitos. Evidencia-se que estes possuem maior gama de aplicação posto que possuem propriedades superiores.

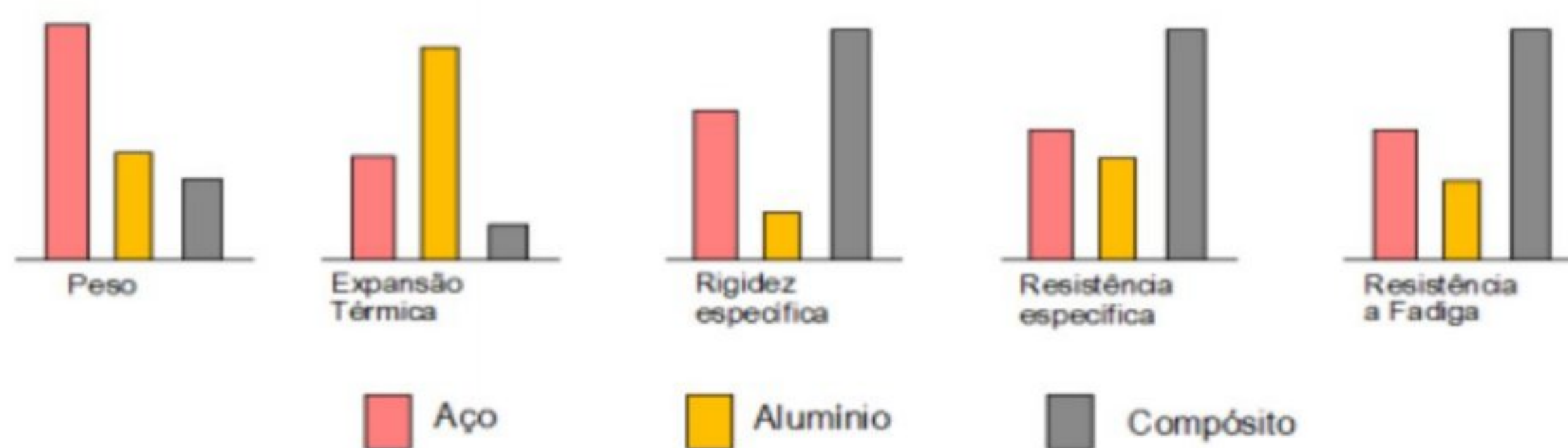


Figura 1 – Vantagens em propriedades dos compósitos em relação ao aço e ao Alumínio – Fonte: (NASCIMENTO, 2009).

A considerar os tipos e arranjos dos reforços, os compósitos podem ser classificados em três grandes categorias, quais sejam: 1) Reforço particulado; 2) Reforço fibroso; e, 3) Reforço estrutural. Se o reforço está na forma de fibras, há como dispô-las em feixes paralelos entre si, para formar e orientar o reforço em multidireções, multicamadas ou em camadas isoladas ou lâminas. O reforço é qualificado quanto à composição química, dimensões, formato e distribuição no espaço ao longo da matriz. Os compósitos com camadas isoladas subdividem-se em compósitos com fibras contínuas ou fibras curtas (LEVY NETO; PARDINI, 2016).

Conquanto possuam propriedades mecânicas inferiores quando comparados aos compósitos com fibras contínuas, os compósitos com fibras descontínuas garantem maior facilidade de processamento a menor custo. Os extremos das fibras são geralmente pontos concentradores de tensões, que induzem tensões cisalhantes na interface (SILVA, 2005). A figura 2, a seguir, ilustra a classificação dos materiais compósitos quanto ao tipo de reforço.

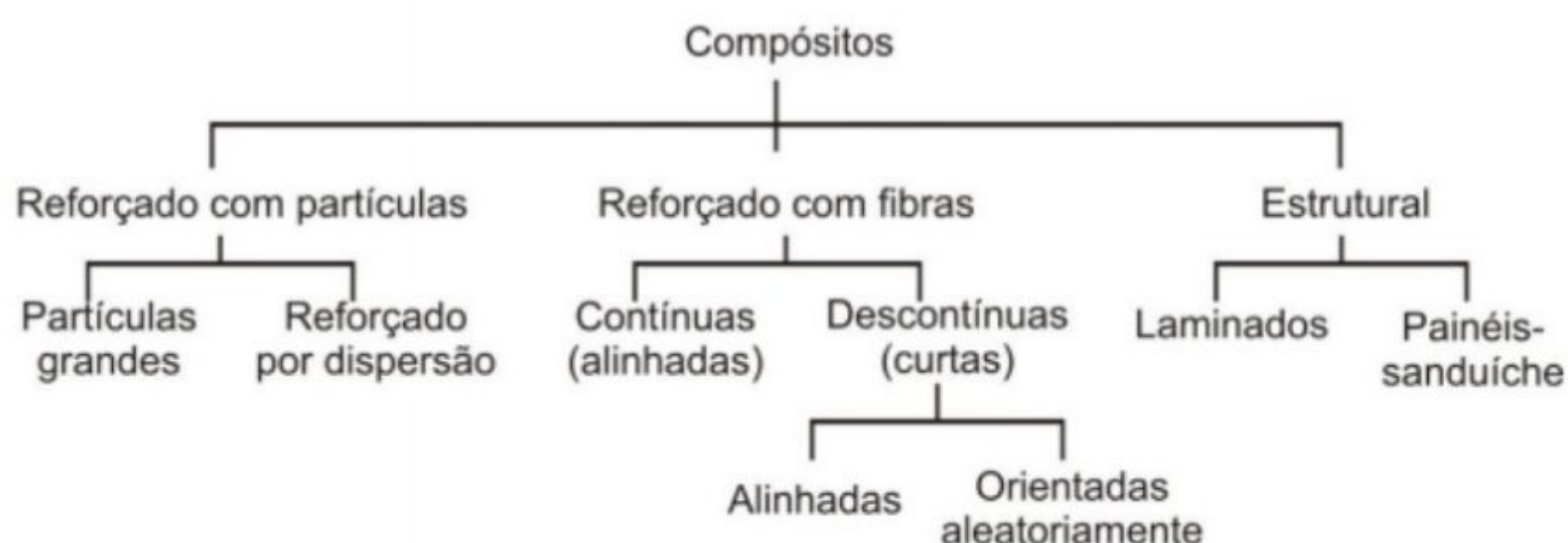


Figura 2 – Classificação dos compósitos quanto ao tipo de reforço – Fonte: (CALLISTER JÚNIOR; RETHWISCH, 2020).

Os reforços fibrosos podem ser classificados em: contínuos (fibras longas de diâmetro entre 3 e 200 μm e comprimento variável); descontínuos (em geral, fibras curtas com dimensões da ordem de 10 μm); *whiskers* (com diâmetros médios entre 0,1 a 0,5 μm e comprimentos de 20 a 100 μm); e, partículas (com tamanhos entre 0,1 e 50 μm). Na figura 3, a seguir, encontram-se as representações de cada um desses reforços fibrosos (Mourisco, 1995).

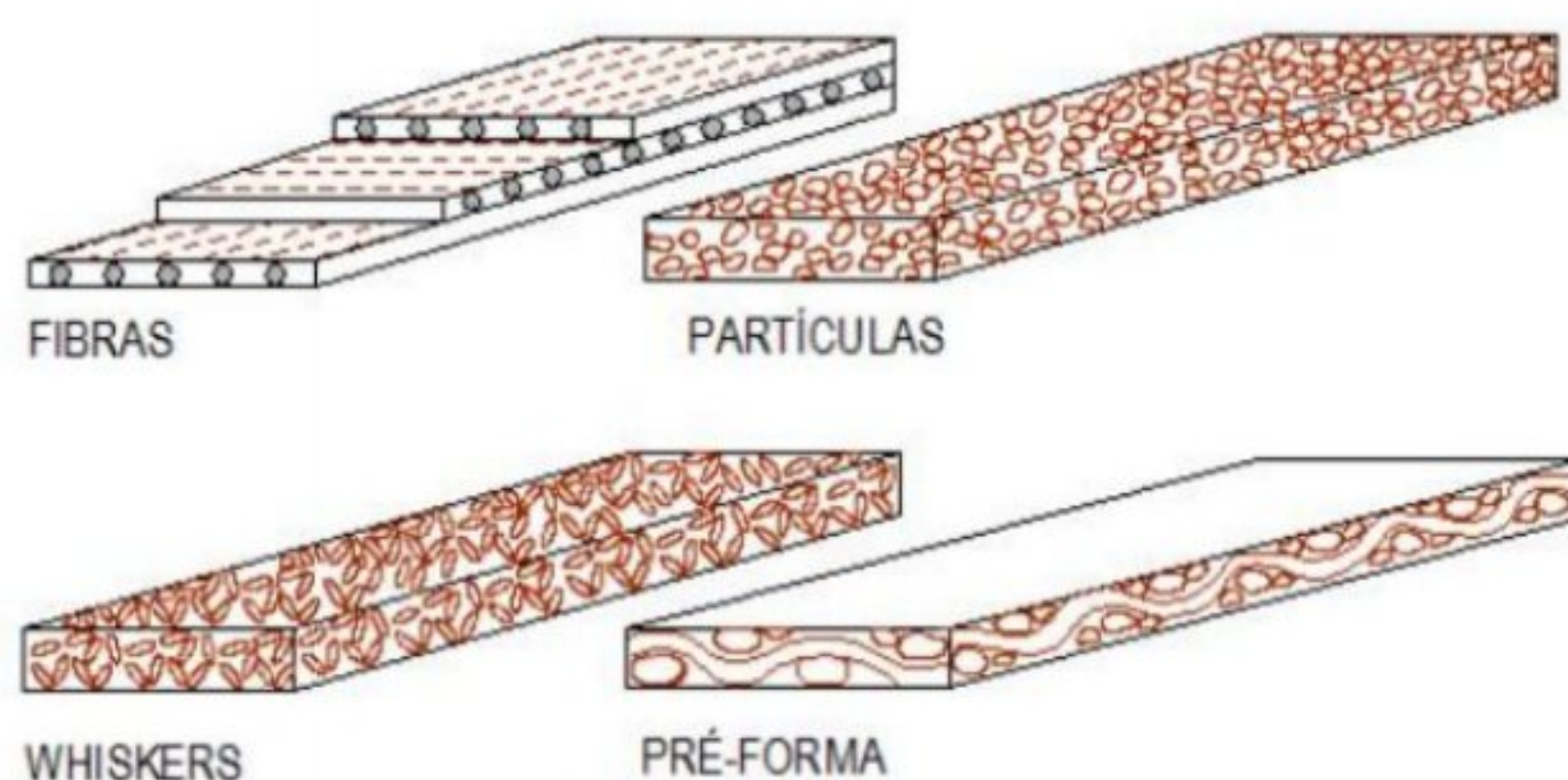


Figura 3 – Representação dos tipos de reforços fibrosos utilizados em Compósitos de Matriz Metálica – Fonte: (MOURISCO, 1995).

Mourisco (1995) assinala que os compósitos podem ser classificados em relação aos tipos de matrizes que possuem, sendo assim, divididos: Compósitos de Matriz Metálica (CMMs); Compósitos de Matriz Polimérica (CMPs); e, Compósitos de Matriz Cerâmica (CMCs).

Os CMMs são aqueles materiais nos quais ao menos um de seus constituintes é metal ou liga metálica a compor uma base tal que o outro componente – o reforço – esteja inserido nessa base. Como exemplos de matrizes desse tipo de compósitos destacam-se o Magnésio (Mg), Titânio (Ti), fibras de aço e Al.

Os compósitos reforçados por partículas podem ser divididos em duas subclassificações, a saber: compósitos com partículas grandes e compósitos reforçados por dispersão (CALLISTER JÚNIOR E RETHWISCH, 2020). A diferença entre ambos se dá no mecanismo do reforço ou do aumento da resistência. Usa-se o termo “grande” para apontar que as interações matriz/partícula não podem ser abordadas do ponto de vista atômico ou molecular. Tais partículas de reforço levam à restrição do movimento da fase matriz na vizinhança de cada partícula. Dessa forma, a matriz transfere parte da tensão às partículas. Os compósitos que possuem sua resistência aumentada por dispersão são, de forma ampla, muito menores, com diâmetros inferiores a aproximadamente $0,5\mu\text{m}$ (500nm), as denominadas partículas com tamanho nanométrico. Lima (2002) ressalta que, à temperatura ambiente, os compósitos reforçados por dispersão além de serem mais resistentes que as ligas usuais sujeitas a envelhecimento, que são endurecidas por precipitados coerentes, conseguem manter esta propriedade com o acréscimo de temperatura, dado que não há envelhecimento ou coalescência da fase dispersa. A resistência à fluência, também, é superior à maioria dos metais e ligas tratadas termicamente. A figura 4, a seguir, ilustra os limites de escoamento de compósito de pó de Al sinterizado reforçado com partícula cerâmica reforçado por dispersão com ligas de Al de estrutura bifásica e alta resistência.

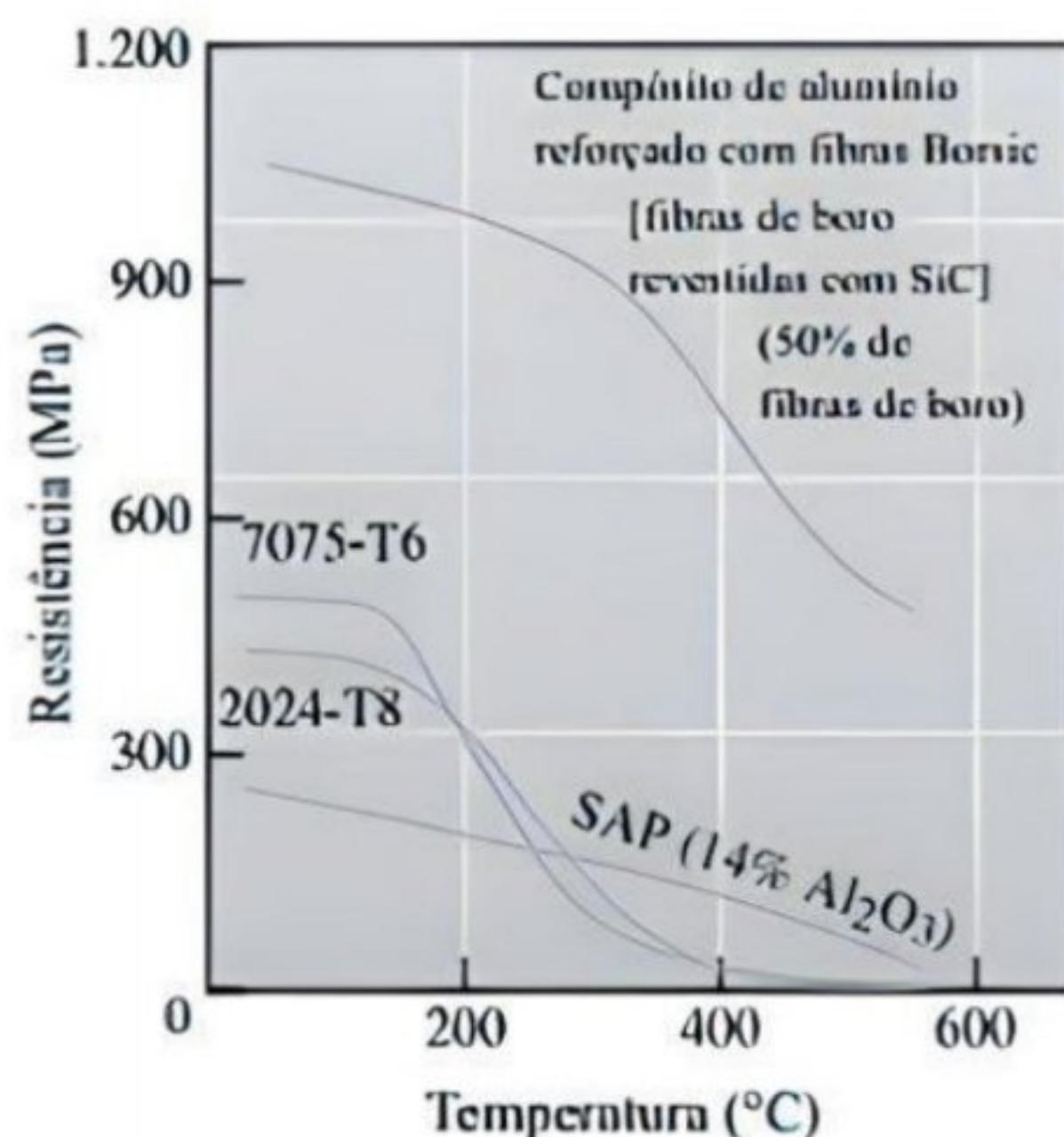


Figura 4 – Comparação da resistência mecânica entre compósitos e ligas tratáveis termicamente – Fonte: (ASKELAND; WRIGHT, 2019).

Conforme Asthana (1998) e Rossi (1998), dentre os reforços mais comuns usados em CMM estão os cerâmicos, ressaltando-se o carbono; carbetos (Carbeto de Silício – SiC, Carboneto de Titânio – TiC e Carbeto de Tungstênio – WC); óxidos (Óxido de Alumínio – Al₂O₃ e Óxido de Silício – SiO₂), nitretos e boretos, dadas as suas características de módulo de Elasticidade (E) e dureza. CMMs reforçados com material cerâmico tem um aumento significativo dos limites de temperatura de operação, maior resistência à fluência, tenacidade, resistência mecânica, estabilidade térmica, resistência ao desgaste quando comparados com os materiais sem a presença de reforço (GORDO *et al.*, 2000).

Em um compósito do tipo CMM, as principais funções do reforço incluem:

- Retenção ou prevenção do surgimento de trincas no material compósito, bem como a geração de fissuras (RABIEI; VENDRA, 1996);
- Provimento de desempenho às características mecânicas da matriz (resistência, rigidez), resistência ao desgaste e dureza (ASTHANA, 1998);
- Possibilidade de aderência necessária à matriz para garantir transferência de cargas, de modo a aumentar as tensões exercidas sobre o material compósito (MANOHARAN; GUPTA, 1999; XU; WATT, 1994); e
- Aumento da resistência das ligas em sua utilização a altas temperaturas de serviço.

2.2 O Alumínio e suas ligas

O Al é o elemento metálico mais abundante na crosta terrestre (COPPERMETAL, 2023). Detém propriedades lhe atribuem grande versatilidade. Quando selecionado em projeto, alguma(s) das seguintes características entram em jogo, a saber: baixo peso associado à resistência mecânica; alta resistência à corrosão com elevada condutibilidade térmica etc.

O Al possui as seguintes características:

- Baixa densidade (equivale a um terço da do cobre);
- Maleabilidade e alta ductibilidade (opção viável para mecanização e fundição);
- Boa condutibilidade elétrica e térmica;
- Impermeabilidade;
- Alta relação resistência/peso;
- Soldabilidade;
- Resistência à Corrosão;
- Reciclabilidade (COPPERMETAL, 2023).

A tabela 1, a seguir, compara os valores das principais propriedades do Al.

Propriedades físicas típicas	Metal		
	Alumínio	Aço	Cobre
Densidade (g/cm ³)	2,70	7,86	8,96
Temperatura de fusão (°C)	660	1500	1083
Módulo de elasticidade (MPa)	70000	205000	110000
Coefficiente de dilatação térmica (L/°C)	23.10-6	11,7.10-6	16,5.10-6
Condutibilidade térmica a 25°C (Cal/cm/°C)	0,53	0,12	0,94
Condutibilidade elétrica (%IACS)	61	14,5	100

Tabela 1 – Principais propriedades do Alumínio comparadas às propriedades do aço e do cobre – Fonte: (ABAL, 2023).

O Al pode ser produzido sob duas formas, quais sejam: 1) Lingotes, via fusão; ou, 2) Pós, via atomização.

A fundição é um dos processos mais antigos para obtenção das ligas de Al. Dentre os principais processos de fundição das ligas de Al, destacam-se:

- Fundição areia e conchilha de aço, onde o Al vaza para o preenchimento por gravidade via canal de injeção. Apresenta como vantagens o custo inicial relativamente baixo e a alta gama de geometrias possíveis. Dentre as desvantagens, tem-se a possibilidade de surgimento de porosidade, rechupes, soldas frias, cascas e falhas no preenchimento;
- Fundição sob pressão, onde o Al é vazado via força gravitacional e, após o vazamento, injeta-se pressão no Al ainda líquido (7 a 8 bar). A diferença de pressão entre o centro do bloco de Al e a superfície do bloco em contato com a atmosfera faz com que os resíduos de ar e demais porosidades gasosas saiam do bloco. Tem como vantagens o amplo espectro de ligas passíveis de ser fabricadas e variabilidade de geometrias. Apresenta como desvantagens a falta de repetibilidade e a possível falta de homogeneidade em grandes blocos dada a solidificação precoce; e
- Fundição em matriz metálica, caracterizada pela injeção sob alta pressão de Al em molde metálico. Tem como vantagens a alta qualidade superficial do acabamento e precisão dos detalhes. Tem como desvantagens o alto custo inicial e a restrição de ligas de injeção para uso (METALTHAGA, 2017).

É possível, via atomização, fornecer o pó de Al em vários espectros de pureza e granulometria (ALCOA, 2023). Este pó atomizado possui dificuldade em se dispersar pelo ar, dirimindo os riscos de acidentes. Os derivados do pó de Al possuem propriedades físicas e químicas que se adequam a aplicações em produtos químicos, explosivos, refratários e siderúrgicos. Na seção 2.5.3.1 serão tratados com mais detalhes as formas de obtenção dos pós de Al.

2.3 Escória

As escórias se formam pela fusão das impurezas do minério de ferro, aliada à adição de fundentes (calcário e dolomita) e as cinzas do coque (carvão mineral) (SILVA, 2005).

Ademais, Furtado (2016) atenta que as escórias são formadas por óxidos, tais como: SiO_2 , Óxido de Cálcio (CaO), Óxido de Magnésio (MgO) e Al_2O_3 ; e, silicatos, tais como: (FeO.SiO_2), (CaO.SiO_2) e (MnO.SiO_2), apesar das variações nas concentrações de cada qual. Posto que na indústria siderúrgica são os resíduos com maior volume de geração, diz-se que são coprodutos.

As escórias proveem do alto forno, aciaria, forno-panela e forno elétrico. Participam da absorção de elementos indesejados na formação do aço e isolam do banho da atmosfera (impedem a reoxidação do ferro e a diminuição de calor). Nesse processo de purificação, a diferença de densidade e a imiscibilidade entre as duas fases – escória e metal fundido – faz com que as impurezas sejam retiradas sob a forma de escória, na fase líquida. Após isso, segue-se a solidificação. Nessa etapa, a escória pode gerar aspectos diversos, o que concorre para diferentes aplicações e destinos (FURTADO, 2016).

Há, segundo Prado, Fernandes e Natale (2001), dois tipos de escórias na indústria siderúrgica, a saber: 1) Alto forno a carvão (vegetal/coque); e, 2) Aciaria.

As escórias de alto forno originam-se do processo de fusão das impurezas do minério de ferro, bem como cinzas do carvão decorrentes das combustões no alto forno. Dessa forma, a escória apresenta composição química variada por ser uma impureza.

Os pós de escória são obtidos via moagem de alta energia. Segundo Torres e Schaeffer (2009), o processo consiste em uma síntese mecânico-química onde as partículas são moídas conjuntamente para obtenção de material homogêneo via transferência de massa. Nesse processo, as partículas de pó são mutualmente deformadas, soldadas a frio, quebradas e resoldadas. Para tanto, usa-se esferas de aço ou outro material de alta dureza colocados em vaso de moagem feito, geralmente, do mesmo material das esferas. Através do movimento de vibração e rotação as esferas se chocam contra as paredes do vaso e geram uma prensagem do pó após cada impacto, sendo este levado repetidamente a solda, fratura e ressolda em processo de transferência de energia que resulta na nanoestruturação dos materiais moídos (SURYANARAYANA, 2001). Os processos mecânicos envolvem moagem ou trituração. Para materiais duros e frágeis (tais como ligas Fe-Cr e Fe-Si) a moagem é o processo mais utilizado. Usa-se moinhos de esferas constituídos por cilindro de rotação que agitam, se colidem e promovem a moagem. Nessa técnica, reinam as seguintes forças:

- De impacto, que proveem da colisão entre dois objetos;
- De corte, que geram a quebra das partículas e vem combinadas com outras forças;
- De compressão, que geram tensões compressivas e esmagam o material; e
- De atrito, que decorrem da fricção entre as partículas de pó e ocasionam o seu desgaste.

A figura 5, a seguir, representa o processo de moagem de alta energia.



Figura 5 – Ilustração dos processos envolvidos na moagem de alta energia – Fonte: (TORRALBA; COSTA; VELASCO, 2003).

As escórias de aciaria, por sua vez, originam-se do resfriamento da escória em estado líquido, da aciaria, a ser posta em recipiente de escória e levada a um local para resfriamento. É coproduto do refino do aço, formada por óxidos (CaO , MgO , P_2O_5 – Fosfato e Al_2O_3 , por exemplo) e expansível.

2.4 Compósitos de Matriz Metálica de Alumínio

Na década de 1990, os estudos e projetos com CMMs aumentaram de forma considerável. Nesse cenário, deu-se prioridade a CMMs mais leves com o uso de Al devido ao potencial de melhoria da resistência específica para as indústrias automobilística e aeroespacial (ASM INTERNATIONAL, 2001). Outrossim, a definição de CMMs-Al ou DRA (*Discontinuously Reinforced Aluminium*) baseia-se no arranjo das melhores características de dois materiais diversos para alcançar propriedades superiores àquelas dos seus constituintes isolados (ASM INTERNATIONAL, 2001). Daí que se opte pelo uso de reforço cerâmico em CMMs de Al.

Xu e Watt (1994) relatam que as vantagens obtidas pelos CMMs-Al em relação às ligas ferrosas se traduzem na melhoria do desempenho e diminuição de peso. Dentre as aplicações econômicas de tais ligas, destacam-se aquelas no setor automobilístico, aeronáutico e elétrico (MEIJER; ELLYIN; XIA, 2000). A matriz do compósito e os tratamentos térmicos a que serão submetidos posteriormente são decisivos na determinação de suas propriedades finais. Tais tratamentos influenciam sobremaneira no desempenho ante a corrosão e as propriedades mecânicas, tais como: tenacidade, ductibilidade e resistência à fratura dos mesmos (ASTHANA, 1998).

2.5 Processos de fabricação de Compósitos de Matriz Metálica de Alumínio com reforço particulado cerâmico

Conforme Furtado (2016), pode-se dividir os processos de fabricação dos CMMs-Al em três tipos, quais sejam: 1) Fundição convencional; 2) Processo Osprey; e, 3) M/P.

Duarte e Banhart (2000) aponta que alguns cuidados devem ser adotados nos processos de fabricação de CMMs, quais sejam:

- Promover a molhabilidade na ligação entre matriz e reforço;
- Preservar a resistência dos reforços ao longo de todas as etapas do processo de fabricação; e
- Obter espaçamento, orientação e fração volumétrica desejada dos reforços no interior da matriz.

Ademais, a escolha do processo de fabricação se em função do sistema matriz-reforço e da configuração da peça em compósito (DUARTE; BANHART, 2000). A figura 6, a seguir, ilustra as principais rotas de processos de fabricação de CMMs.

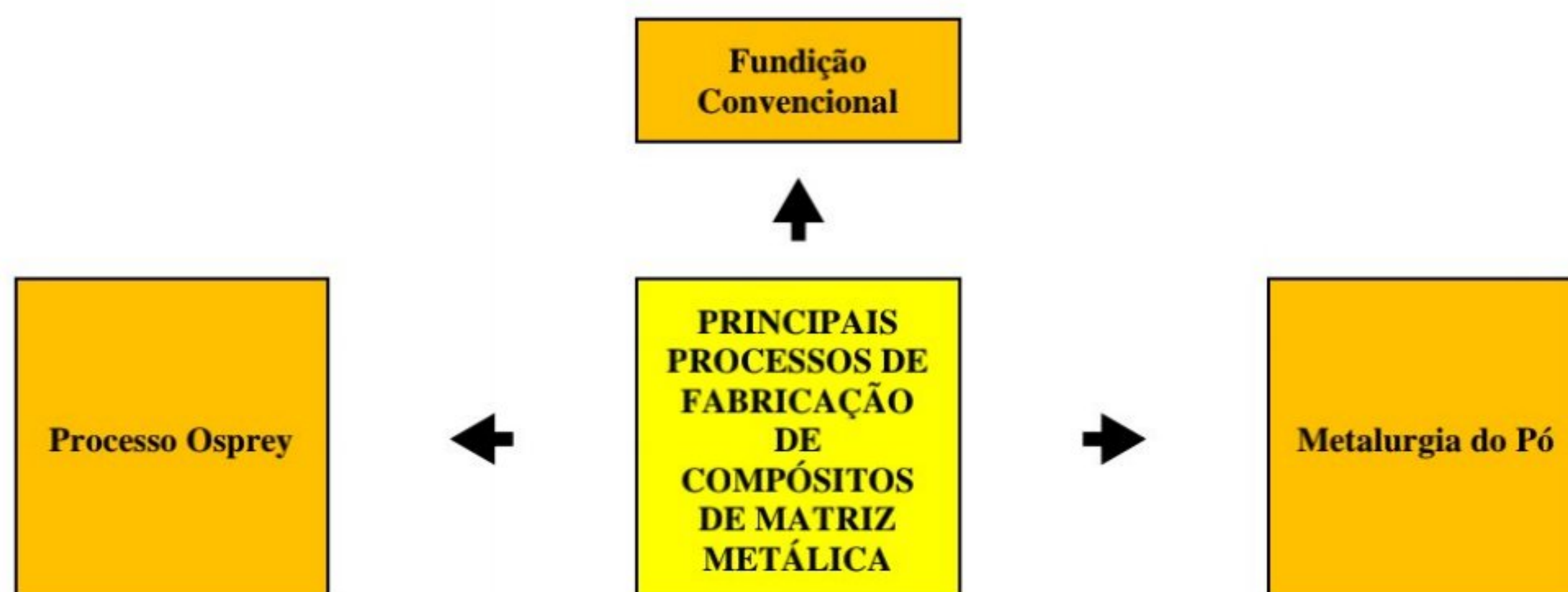


Figura 6 – Principais processos de fabricação de Compósitos de Matriz Metálica – Fonte: Reprodução própria.

2.5.1 Fundição convencional

Segundo Mourisco (1995), a técnica de fundição convencional pertence ao escopo daquelas de metal líquido com o reforço disperso em banho sob agitação para evitar formação de aglomerados. Tal técnica carrega a desvantagem de não gerar grandes lingotes por conta das

consideráveis segregações possíveis por conta da diferença de densidade das fases constituintes e um limite de fração volumétrica das partículas adicionadas devido ao aumento da viscosidade do metal líquido, fator que impede o correto escoamento.

2.5.2 Processo Osprey

Furtado (2016) afirma ser o processo Osprey uma técnica baseada em mecanismo de pulverização. Consiste na concepção de material bruto via direcionamento de fluxo atomizado de metal líquido sobre coletor na parte interna de câmara fechada. Posteriormente, a ALCAN ajustou a técnica para o fabrico de CMM através da injeção concomitante de partículas cerâmicas, malgrado o pouco sucesso comercial (DANIEL; ISHAI, 2005). Caracteriza-se pela versatilidade – pode-se produzir compósitos *in situ* ou reforço pode ser posto em camadas (LINDROOS; TALVITIE, 1995) –, garantindo a produção de produtos acabados, semiacabados ou mesmo a aplicação para o recobrimento de superfícies.

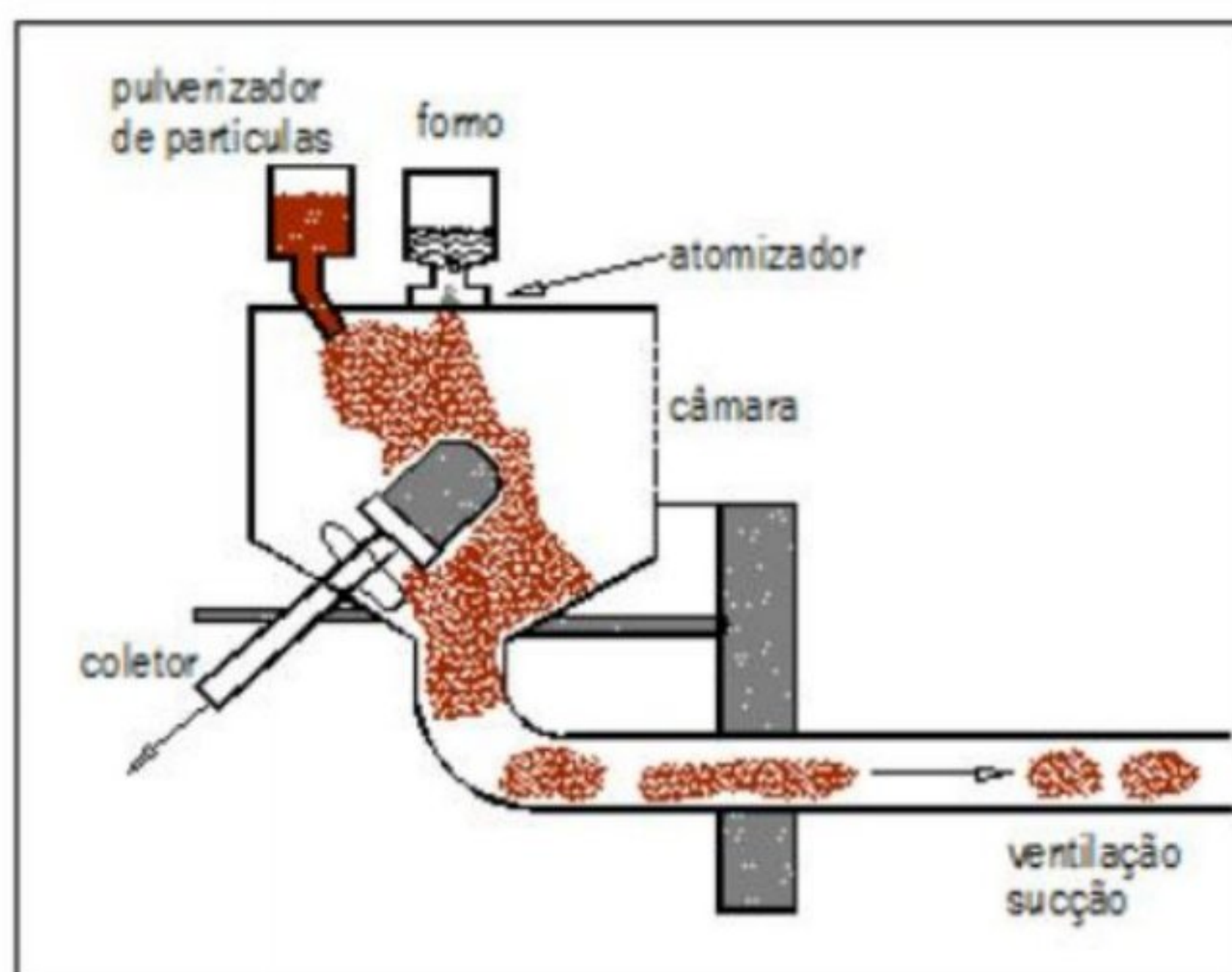


Figura 7 – Processo de fundição via processo Osprey – Fonte: (FURTADO, 2016).

2.5.3 Metalurgia do pó

Segundo Ferreira (2002), a M/P é o conjunto de procedimentos para a concepção de pós de materiais metálicos bem como o seu processamento em produtos metalúrgicos consolidados em uma massa de pós compacta sob aplicação de altas pressões com subsequente ação de calor – a uma temperatura abaixo do ponto de fusão dos materiais metálicos principais – formadores dos pós.

Monteiro (2016) aponta que a M/P envolve as quatro etapas que se seguem:

- Obtenção dos pós;
- Dosagem e mistura dos pós;
- Compactação/prensagem; e
- Sinterização.

Tais etapas estão devidamente ilustradas na figura 8, a seguir.

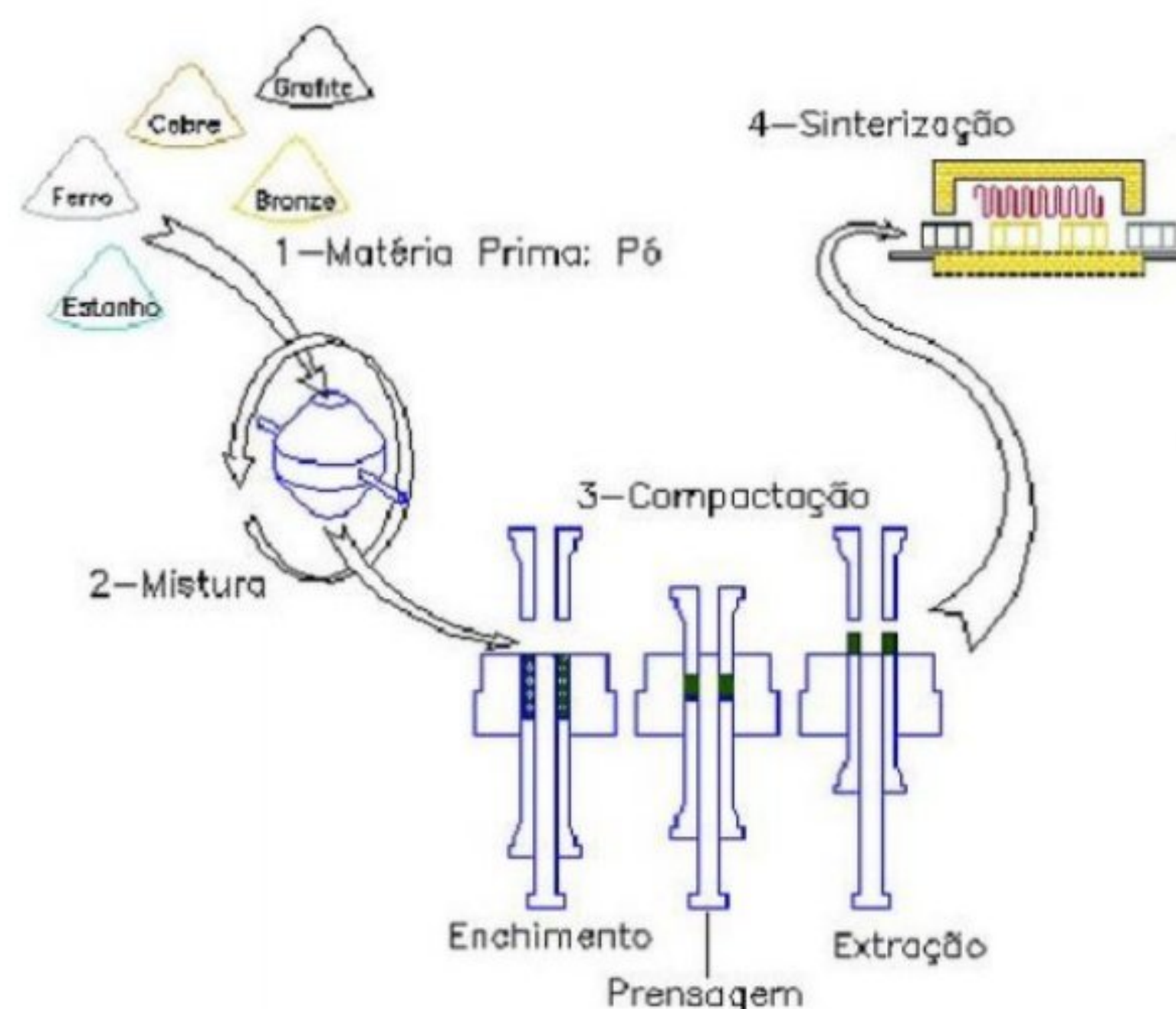


Figura 8 – Processo de Metalurgia do Pó – Fonte: (MONTEIRO, 2016).

Segundo Ferreira (2002), os processos de compactação e sinterização dos pós são feitos pelo homem há milhares de anos. Como exemplo, têm-se os tijolos de construção obtidos via sinterização, de pós cerâmicos compactados, via aquecimento em fornos a céu aberto. Tal aplicação da M/P persiste até os dias de hoje, sendo tida como operação primária para a

produção de peças cerâmicas (tijolos, abrasivos, porcelanas etc.). Concomitantemente, o uso da M/P para produzir objetos metálicos remonta à Antiguidade, como peças de joalheria de pós de ouro e platina sinterizadas no Egito (3000 a.C.) e na Índia (300 d.C.). Já na Era Moderna, a M/P passa a ser empregada em diversos setores, desde a confecção de filamentos de tungstênio, velas para automóveis, pós de bióxido de urânio, peças para indústrias de base a aparelhos domésticos.

Conforme Lumley (2011), a M/P, quando comparada a processos de produção convencionais, apresenta a vantagem de produção de pós a partir da sucata, produção de peças em série, baixo custo por componente e baixo custo energético quando comparado com as demais tecnologias de fabricação.

2.5.3.1 Obtenção dos pós

Os processos de obtenção dos pós podem ser divididos em três grupos, quais sejam: 1) Mecânicos; 2) Físicos; e, 3) Químicos. Os mecânicos envolvem a moagem de alta energia. Os físicos, por sua vez, podem ser divididos em atomização a gás e a atomização a água. Na atomização a gás, o gás pressurizado, geralmente N ou Argônio (Ar), desintegra filete de metal líquido via impacto direto em um injetor, formando um *spray* de gotas que se solidificam em pó. Tal processo gera pós esféricos com excelente escoamento. A figura 9, a seguir, ilustra o processo de atomização a gás.



Figura 9 – Processo de atomização a gás – Fonte: (SLYDEPLAYER, 2023).

Na atomização a água, por sua vez, a pressurização é obtida por bombeamento. O bocal de atomização, peça metálica que direciona o jato d'água contra o filete de metal líquido,

possibilita a formação de pós de formato irregular dada a rápida solidificação das gotas de metal (FERREIRA, 2002). A figura 10, a seguir, ilustra o processo de atomização a água.

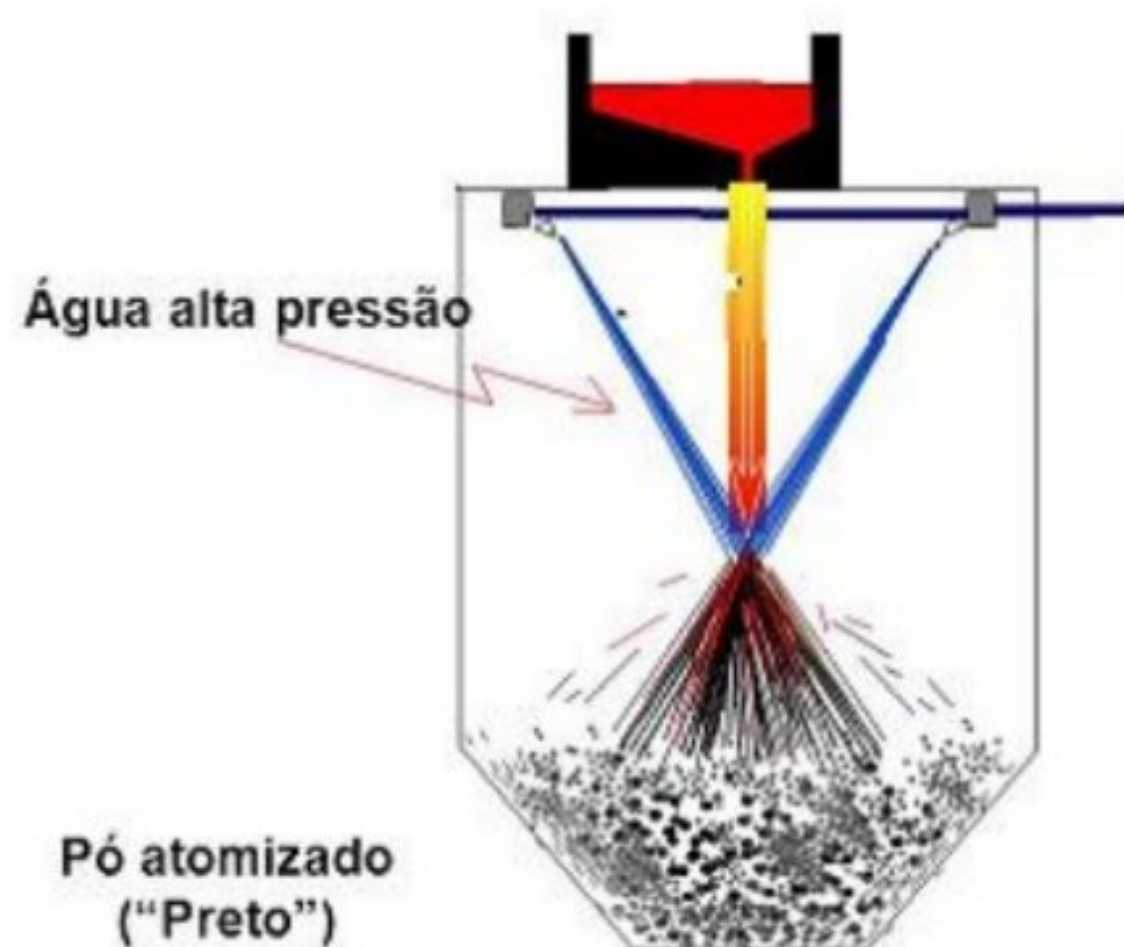


Figura 10 – Processo de atomização a água – Fonte: (SLYDEPLAYER, 2023).

Logo após a passagem do filete de metal líquido pelo gás ou água, ocorre a redução drástica da temperatura a uma alta taxa de resfriamento (em torno de 1000°C/s), de modo a gerar um pó fino e homogêneo. Ressalta-se também que há variações da técnica de atomização, quais sejam: as que se valem do emprego da força centrífuga, vaporização a vácuo ou ultrassons.

2.5.3.2 Dosagem e mistura dos pós

Nesse estágio, de acordo com Furtado (2016), ocorre a mistura dos pós nas proporções definidas em projeto seguido da homogeneização das fases que visa a produzir uma mistura uniforme e homogênea dos pós constituintes evitando a aglomeração e a segregação, que podem ocorrer em função da natureza morfológica e da distribuição dos pós. Ressalta-se que uma distribuição normal/gaussiana dos pós garante melhor distribuição dos tamanhos das partículas e maior eficiência na compactação. Aqui, o tempo é um dos parâmetros fundamentais.

Ademais, conforme Ferreira (2002), tem-se a possibilidade de se adicionar aditivos e lubrificantes nessa fase. A função desses aditivos é dirimir o desgaste, via redução do atrito entre a massa do pó e a superfície do molde e entre as partículas. Sua adição ocorre em quantidades pequenas, usualmente entre 0,5% a 1,0% da massa total da mistura dos pós. Além disso, há a possibilidade de se usar aditivos aglomerantes indutores de fase líquida. Acresce-se

do risco de extrusão dos lubrificantes da superfície das partículas e perda de propriedade mecânica do compactado se os mesmos estiverem em quantidades superiores às usuais. Citam-se como lubrificantes os estearatos de Zinco (Zn), Lítio (Li), ácido esteárico, parafina, sulfato de Molibdênio e cera.

2.5.3.3 Compactação dos pós

Segundo Chiaverini (2001), a operação de compactação/prensagem visa conformar o pó de acordo com o projeto, conferir o contato adequado para as partículas de pó, bem como a resistência mecânica para posterior manejo e conferir adequada densificação do material via rompimento da camada superficial de óxido das partículas de pó, garantindo-lhes adequado contato – fato que possibilita deformação por cisalhamento entre as duas superfícies metálicas, a carretando no empilhamento a frio.

Entre os principais processos de compactação, tem-se: a Compactação Uniaxial (*Uniaxial Pressing* – UP); a Compactação Isostática a Frio (*Cold Isostatic Pressing* – CIP); e, a Compactação Isostática a Quente (*Hot Isostatic Pressing* – HIP).

Garcia *et al.* (2016) afirmam que a UP é o método mais utilizado na M/P – processo que faz uso de ferramental rígido movimentado por uma prensa, dividido nas seguintes etapas:

- 1) Enchimento (movimentação excessiva do pó pode causar a segregação das partículas);
- 2) Compactação (de simples ação ou dupla ação, com a prensa do pó no formato desejado);
- 3) Extração ou ejeção (retirada da peça do molde) e
- 4) Remoção (retirada da peça do local de compactação).

A figura 11, a seguir, ilustra a UP, com seus componentes e mecanismos de ação.

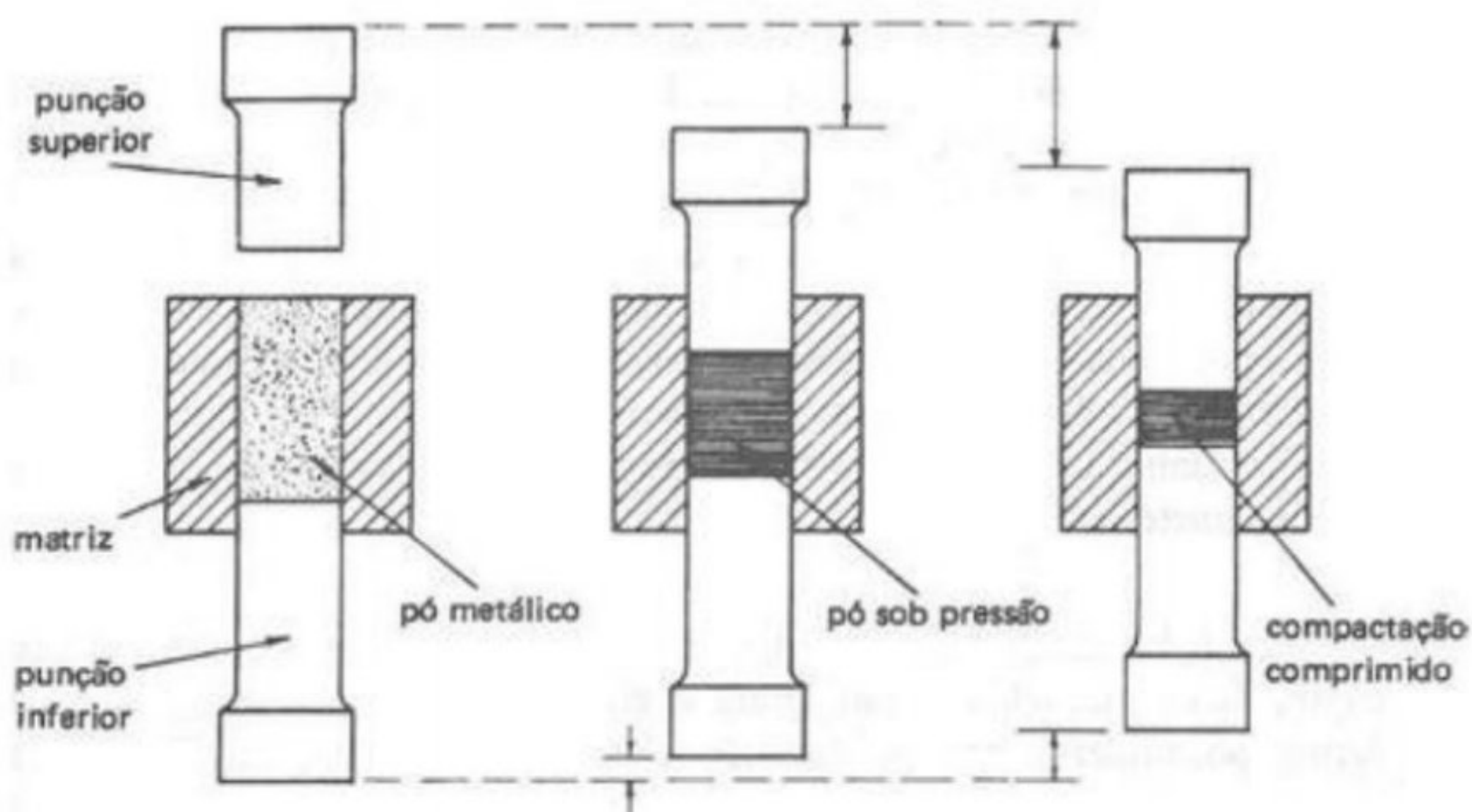


Figura 11 – Compactação Uniaxial com apresentação do mecanismo de ação: enchimento, compressão – Fonte: (MOURISCO, 1995).

Segundo Liberati (2001), a CIP é um processo no qual o corpo é moldado por compressão uniformemente aplicada por toda sua superfície, através de um meio de pressurização. Já a HIP é uma técnica de processamento de materiais que associa elevadas temperaturas com altas pressões, aplicada isostaticamente a peças ou pré-compactados de pó. Produz a união das partículas e peças com valores de densidade iguais ou superiores a 98% da densidade teórica, apesar da possibilidade de produção de peças parcialmente densas. Como desvantagem, tem-se que o processo exige altas temperaturas e pressões.

A compactação uniaxial a frio é o método mais utilizado para prensagem de pós metálicos (FERREIRA, 2002) – técnica que permite o deslocamento múltiplo de vários dispositivos, efetuada à temperatura ambiente e a pressões que vão de 150 MPa a 800 MPa. Ademais, a plasticidade das partículas dos pós metálicos tem importância basilar na compactação em prensas uniaxiais. Nessa técnica, há maiores possibilidades de usinagem do compactado verde e os pós podem ser prensados isostaticamente a seco, sem água ou lubrificantes.

Um aumento na pressão de compactação resulta no retardo do aumento de densidade de compactação devido ao encruamento das partículas e atrito.

2.5.3.4 Sinterização

A sinterização é um processo de tratamento térmico para a ligação coerente das partículas em um arranjo sólido por transporte de massa e difusão (FERREIRA, 2002). Nesse aspecto, o princípio basilar da M/P é a difusão no estado sólido – evento que permite às partículas compactadas aglutinação, sem que se atinja o estado completo de fusão. Tais partículas geram ligações metalúrgicas, densificando a estrutura sob ação térmica e produzindo melhor resistência mecânica a uma baixa energia do sistema.

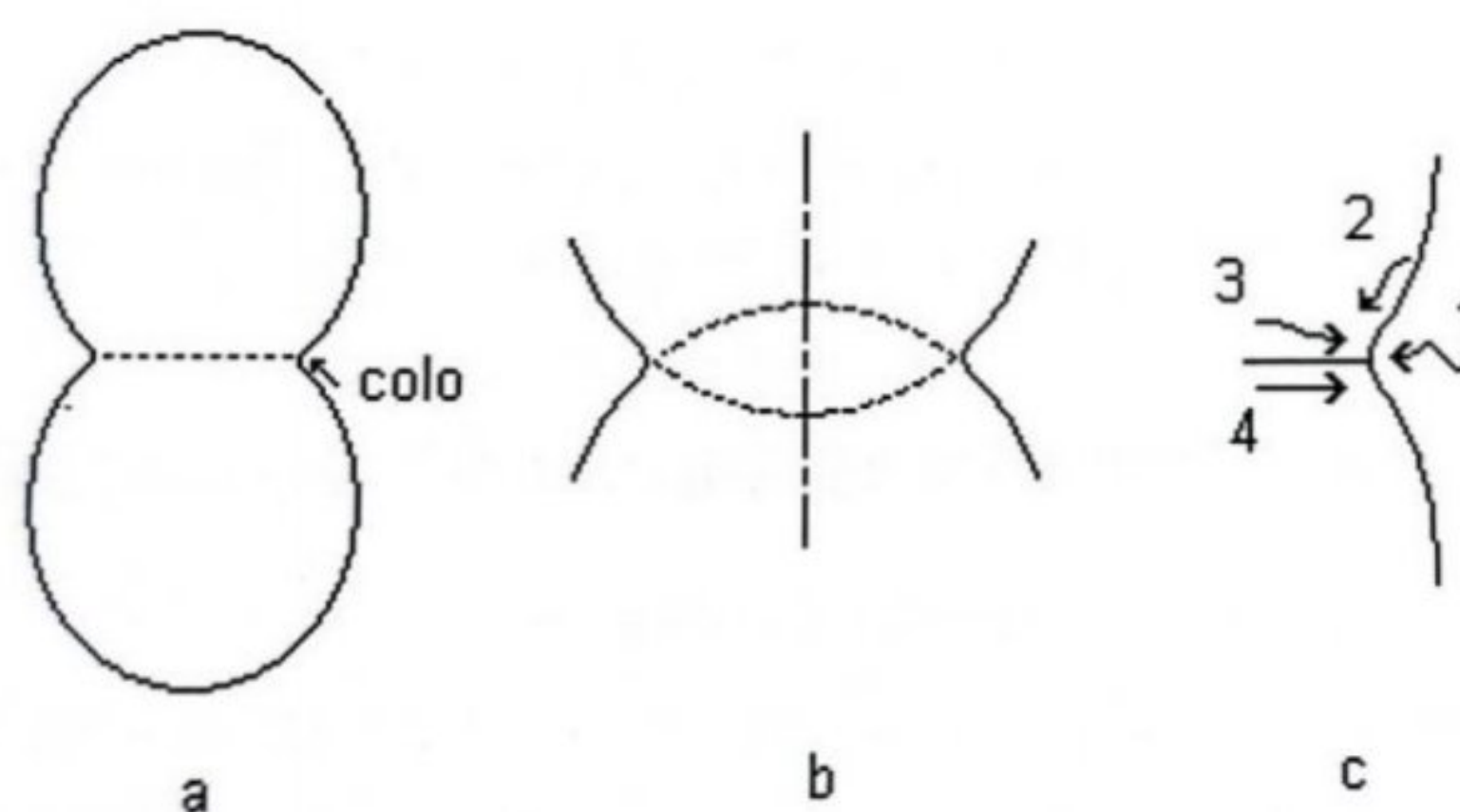
Os parâmetros da sinterização são fundamentais para o bom grau de densificação do material sinterizado e relacionam-se às condições de compactação.

2.5.3.4.1 Eventos da sinterização

Conforme Ferreira (2002), na sinterização, é verificada a difusão em nível atômico, de modo que as superfícies das partículas unidas na compactação se soldam e crescem – na área soldada – para formar massa compacta com superfície exterior homogênea e sem poros. Nesse viés, consideram-se quatro mecanismos mediante os quais a matéria pode ser transportada na sinterização, a saber:

- 1) Transporte na fase de vapor (evaporação e condensação);
- 2) Difusão superficial;
- 3) Difusão no volume; e
- 4) Escoamento macroscópico do material.

A figura 12, a seguir, ilustra a formação de microssoldagens (pescoço) por difusão e crescimento.



Onde: a) Partículas esféricas unidas; b) Expostas a um escoamento plástico; e, c) Tipos de transporte de matéria por difusão na interface comum.

Figura 12 – Formação de microsoldagens (pescoço) por difusão e crescimento – Fonte: (FERREIRA, 2002).

De acordo com Salazar (2007), o fenômeno de sinterização pode ser dividido em quatro etapas, quais sejam:

- 1) Fase de adesão, caracterizada pelo contato e união inicial das partículas;
- 2) Fase inicial, de aumento das pontes de enlace e dos pescoços entre partículas;
- 3) Fase intermediária, marcada pelo isolamento dos canais, desenvolvimento de poros e arredondamento dos poros; e
- 4) Fase final, marcada pelo fechamento e coalescência parcial ou total dos poros com densificação final.

Verifica-se que o aumento do pescoço reduz a área superficial das partículas, mas nem sempre é acompanhado de mudança significativa de densidade do compacto sinterizado (FERREIRA, 2002). As etapas do processo de sinterização são ilustradas na figura 13, a seguir.

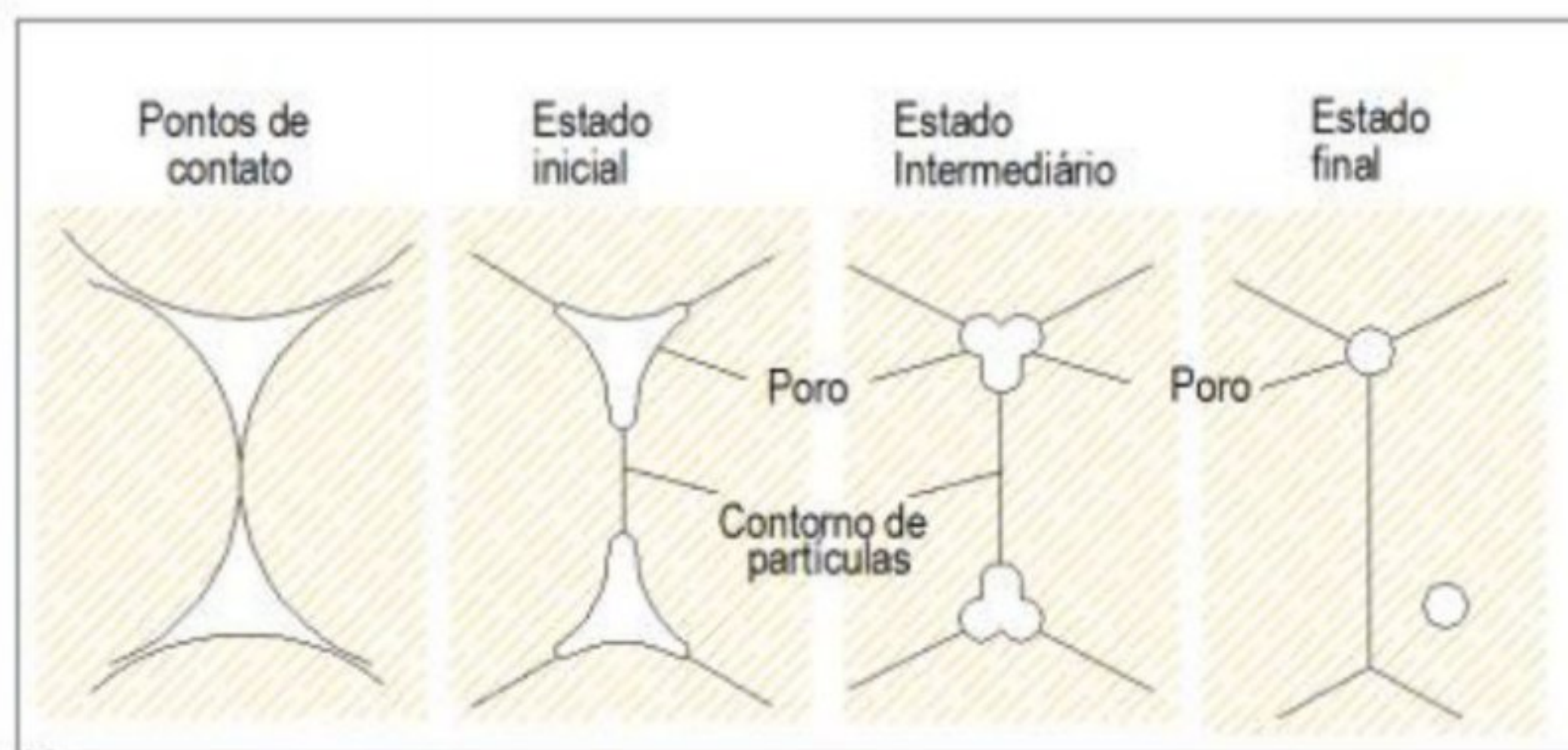


Figura 13 – Estágios da sinterização – Fonte: (FERREIRA, 2002).

Fredei, Alarcon e Klein (1990) afirmam que alguns processos influenciam no processo de sinterização. Cita-se, assim:

- Formação de ligas metálicas, cujo processo ocorre mediante difusão sólida a altas temperaturas;
- Crescimento de grão, causado pelo decréscimo de energia das superfícies e da ação da temperatura; é prejudicado pela presença de poros, impurezas e partículas dispersas;
- Transformações de fase, que ocorrem durante o aumento, a manutenção e a redução da temperatura;
- Reações químicas, que ocorrem deliberada ou acidentalmente, sendo influenciadas pela presença de atmosferas especiais;
- Alterações de densidade e dimensão, decorrentes da dilatação e/ou contração do material, da eliminação de aditivos, da redução da porosidade e de outros mecanismos químicos; e
- Parâmetros de homogeneização, quais sejam, o tamanho das partículas, a temperatura e o tempo de sinterização.

2.5.3.4.2 Fatores que modificam a sinterização

2.5.3.4.2.1 Tamanho, geometria e distribuição das partículas

A nível de energia, conforme Ferreira (2002), verifica-se que quanto menor o tamanho do pó, maior sua área superficial específica e sua relação energia-volume. Tal redução acelera

a sinterização. A distribuição normal do tamanho das partículas dos pós aumenta o empacotamento e a densidade do compacto.

2.5.3.4.2 Densidade a verde do compactado

A densidade a verde se relaciona com a pressão de compactação e é influenciada por dois parâmetros: a compressibilidade e compactação. A compressibilidade indica a capacidade de densificação de um pó; a compactação, a estabilidade estrutural do compactado a verde a uma dada pressão (German, 1984).

2.5.3.4.3 Temperatura, taxa de aquecimento e tempo de sinterização

Altas temperaturas aumentam a difusão dos átomos e aceleram a sinterização; quando exacerbadas, ocasiona expansão dos contornos de grão e surgimento de grandes poros (LOBERTO, 2009).

Conforme Ferreira (2002), a sinterização deve ocorrer a uma temperatura situada entre 60 a 90% do ponto de fusão dos metais principais ou de suas ligas. Loberto (2009) assinala que a faixa de temperatura de sinterização para o Al deve ser entre 595 e 625°C. Todavia, para mistura de pós, a temperatura de sinterização pode ser superior à menor temperatura de fusão de um dos metais constituintes, a exemplo do cobre/baixas ligas, ferro fundido/cobre de forma que a sinterização ocorre em presença de fase líquida. Assim, é fundamental restringir a quantidade de fase líquida para evitar prejuízos à forma geométrica e propriedades mecânicas do componente M/P.

A dimensão das partículas dos pós, outrossim, influencia a temperatura de sinterização dos mesmos. Nesse aspecto, para pós com tamanhos de partículas grosseiras e baixas temperaturas de sinterização, há baixa densificação do material. Em contrapartida, para pós finos e a altas temperaturas, haverá alta densificação.

Quanto à taxa de aquecimento, tem-se que a velocidade de aquecimento dos pós mais finos é superior à dos pós mais grosseiros – o que garante maior difusão em volume. Logo, altas taxas de aquecimento de materiais que possuem baixa difusão em volume são favorecidos se alcançar altas temperaturas de aquecimento. Altas temperaturas reduzem a aglomeração dos grãos, dado que o crescimento de grãos grosseiros ocorre devido difusão superficial do compactado e dos mecanismos de transporte. E ainda, o tempo de sinterização influencia na

resistência dos materiais compactados; a gradativa ampliação do tempo de sinterização a melhora, pois permite melhor compactação dos poros (SCHATT, 1997).

A figura 14, a seguir, relaciona a densificação com a temperatura de sinterização para partículas finas e grossas ao longo do tempo.

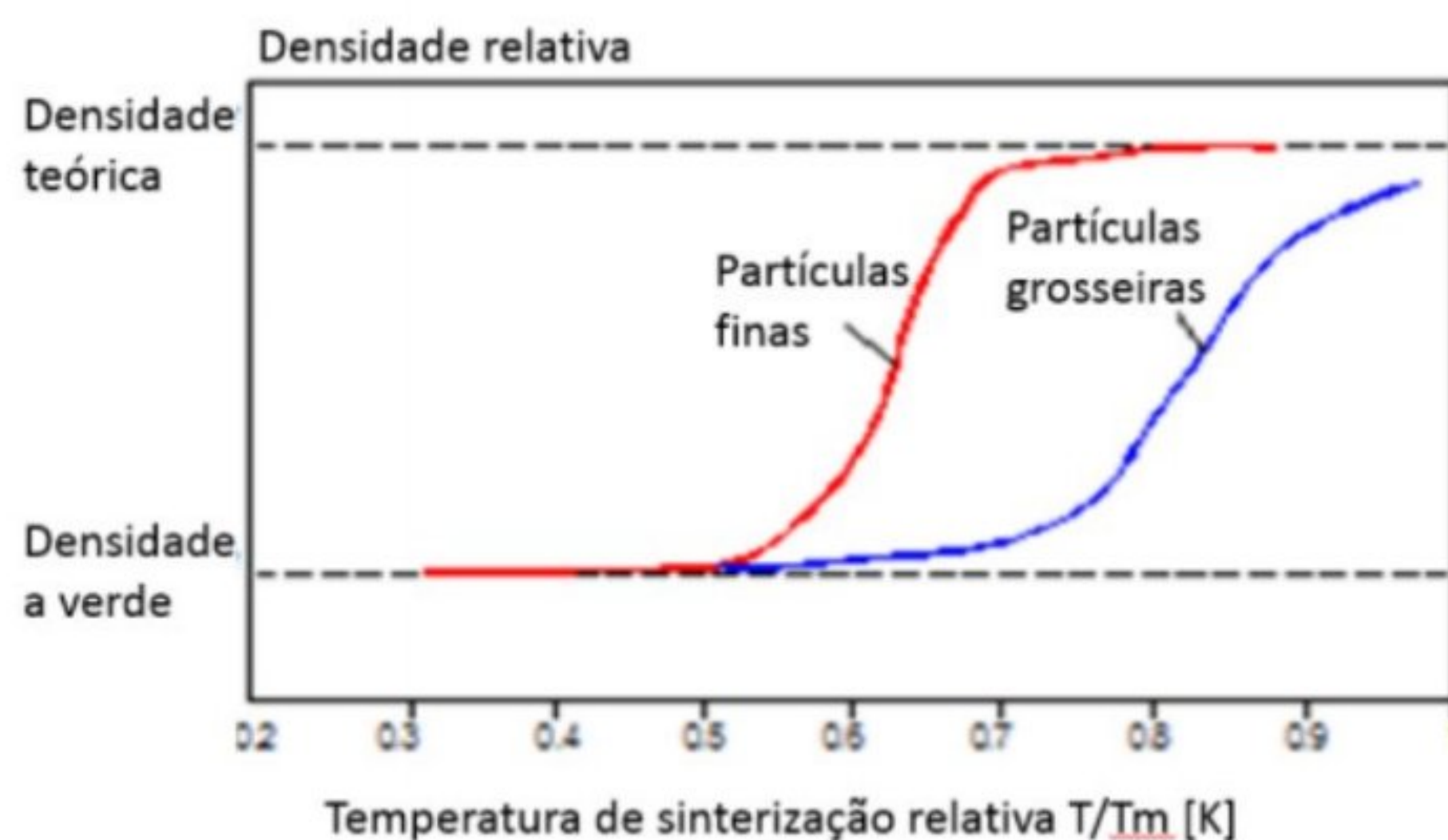


Figura 14 – Densificação em função da temperatura e tamanho de partícula (finas = 1-10 μm , grossas = 50-200 μm), o tempo de sinterização e a permanência das densidades a verde – Fonte: (THUMMLER, 1993 *apud* SALAZAR, 2007).

2.5.3.4.2.4 Pressão de compactação

A densidade a verde aumenta com a pressão de compactação se o material se deforma plasticamente (SCHATT, 1997 *apud* SALAZAR, 2007). Assim, usam-se curvas de compressibilidade como instrumento para se obter melhores características mecânicas, sobretudo resistência e ductibilidade. A densidade a verde obtida a dada pressão de compactação é função da geometria e do tamanho das partículas. Com o aumento da pressão de compactação, incrementa-se a densidade relativa dos materiais, sobretudo, se empregados pós de tamanhos de partículas finas, que favorecem a compactação. O aumento temperatura a valores próximos da de fusão da matriz (até 80% do valor da temperatura de fusão) otimizam a densificação do material.

2.5.3.4.2.5 Atmosfera de sinterização

Segundo Ferreira (2002), a superfície específica exposta de um compacto verde é muito superior à do componente sólido correspondente devido à porosidade. Tal fato, associado a altas temperaturas, permite a ocorrência de reações químicas entre a superfície dos pós e a atmosfera envolvente na sinterização.

Para uma boa sinterização, a atmosfera selecionada deve atender alguns requisitos, quais sejam:

- Impedir a entrada de ar com Oxigênio (O) dentro do forno;
- Controlar teores de carbono dentro e na superfície dos componentes ferrosos;
- Controlar oxidação no resfriamento;
- Conduzir energia térmica eficiente e uniformemente; e
- Ser capaz de remover das superfícies elementos estranhos e reduzir óxidos superficiais das partículas.

Conforme Ferreira (2002), a atmosfera mais usada na sinterização é a de Nitrogênio (N₂). Silva *et al* (2016), ao sinterizar Al12%Si em atmosfera de argônio (Ar) e em nitrogênio, verificou que a microdureza foi maior nas amostras sinterizadas em nitrogênio (melhoria de 21,09% em relação à amostra de argônio). Essa atmosfera tem a vantagem de garantir melhor limpeza, maior aderência e melhor composição específica. Gases inertes (Hélio – He, Ar), amônia dissociada e dióxido de carbono (CO₂) também são boas alternativas, embora seus custos sejam elevados.

Por outro lado, tem-se a sinterização a vácuo, caso especial de atmosfera controlada, mas que por ser altamente dispendiosa ainda não conseguiu ser usada para produção em série, salvo para a produção de aços rápidos e metais de alta liga (BALSHIN; KIPARISOV, 1980).

2.6 Aspectos mecânicos dos Compósitos de Matriz Metálica de Alumínio particulado cerâmico

2.6.1 Módulo de elasticidade

O módulo de elasticidade (E) pode ser determinado por meio de diversos ensaios, tais como: flexão (3 e 4 pontos), tração, ultrassom e pelo método da excitação por impulso. Tal propriedade é fundamental para se determinar a rigidez de um material, entendida como a capacidade de resistir a deformações no regime elástico.

Sobre a questão, ressalta-se que o módulo de elasticidade depende da temperatura, da pressão e do tipo de ligação química de que é formado. O módulo de elasticidade teórico do compósito pode ser calculado pela regra das misturas (tomando por base os módulos de elasticidades teóricos dos constituintes e suas respectivas quantidades). No entanto, vale ressaltar que o aumento dessa propriedade está condicionado ao tamanho das partículas de reforço e da densificação do material, além da qualidade da interface matriz/reforço (GERMAN, 1984).

O módulo de elasticidade pode ser obtido experimentalmente através de curvas tensão-deformação mediante ensaios de tração com precisão confiável para esse tipo de medição. Ademais, pode-se usar o método de ultrassom, através do qual se verificam as velocidades longitudinal e transversal de uma onda no interior do material (Norma ASTM E 494-75) (FONSECA, 2005).

Conforme Cubberly (1979), o valor do módulo de elasticidade para ligas de Al varia entre 60GPa (ligas Al 1100) a 72GPa (ligas Al 2024), obtidos por fusão. No mesmo sentido, ASM Metals Handbook (1992) assinala que o módulo de elasticidade do Al puro varia entre 60 a 69GPa.

2.6.2 Resistência mecânica

O ganho de resistência mecânica de CMMs-Al reforçado por partículas ocorre através de mecanismos mecânicos, quais sejam o aumento da resistência da matriz relativo ao material e o incremento dada a tensão decorrente da resistência que as partículas cerâmicas imprimem à movimentação das discordâncias e deslizamento de planos. A resistência mecânica de um

material pode ser avaliada por meio de ensaios mecânicos (tração e flexão, por exemplo), pelo método de excitação por impulso entre outros.

2.6.3 Fluência

Segundo Taya, Lulay e Lloyd (1991), a fluência nos CMMs tem propriedades semelhantes à das ligas endurecíveis por dispersão, que são: a energia de ativação aparente para fluência é muito mais elevada do que a da alta difusão do Al. Supõe-se que a fluência nos CMMs-Al reforçado por partículas é possivelmente controlada por difusão no reticulado da matriz. Ademais, conforme André (2019), partículas de reforço da ordem de 10 μ m ou maior proporcionam um compósito com pouco ganho na resistência à fluência; partículas da ordem de 3,5 μ m ou menos, tendem a promover um aumento considerável na resistência à fluência, posto que as mesmas agem bloqueando as discordâncias da rede cristalina.

2.6.4 Dureza

Os reforços cerâmicos são os mais utilizados nos CMMs por apresentarem baixa tenacidade à fratura e alta dureza. A fração volumétrica dos reforços e da matriz metálica tem relação direta nas características finais dos compósitos. Fogagnolo (2003) afirma ser a dureza uma característica importante para aferir o grau de homogeneidade do reforço em compósitos reforçados por partículas, uma vez que para amostras diversas, valores não muito distantes sugerem boa distribuição do reforço ao longo da matriz. Tal fato leva à dureza, embora propriedade localizada, ser útil para a caracterização mecânica desse tipo de compósito.

2.6.5 Resistência ao desgaste

A resistência ao desgaste dos materiais é a aptidão de um determinado material ou revestimento superficial de resistir à perda de massa posta alguma ação mecânica ou interação da superfície à determinados meios (RIJEZA METALURGIA, 2023). Ela determina a vida útil de trabalho de componentes de equipamentos de todos os ramos da indústria. Tal tipo de desgaste, em se tratando de materiais compósitos reforçado por partículas cerâmicas, normalmente é de natureza abrasiva. Esse desgaste ocorre em um material pela ação de protuberâncias ou partículas duras forçadas e movidas ao longo da superfície.

Parte III
Metodologia

3 Materiais e métodos

O presente capítulo visa a descrever os materiais e métodos usados neste trabalho. Inicialmente, os pós dos materiais foram submetidos ao peneiramento sequencial para determinação do tamanho de partículas. Após isso, procedeu-se à análise granulométrica para aferir distribuição do tamanho de partículas, composição química e morfologia. Em seguida, foram preparados por agitação mecânica simples os compósitos nas concentrações de 5, 10 e 15% em teor de escória. Amostras de Al sem reforço também foram preparadas para efeito de comparação em relação aos compósitos obtidos pelo mesmo processo. Todas as amostras foram submetidas à compactação uniaxial em matriz metálica a uma pressão de aproximadamente 530MPa. Por fim, todos os corpos de prova foram sinterizados em forno tipo mufla com atmosfera de nitrogênio (N_2) a uma temperatura de 620°C por 2h.

Com o intuito de avaliar a densificação dos corpos de prova, medidas de densidade geométrica foram realizadas. A caracterização mecânica e morfológica dos materiais obtidos foi realizada através de medidas de microdureza, resistência à flexão, módulo de elasticidade, resistência ao desgaste e microscopia eletrônica de varredura, respectivamente.

A figura 15, a seguir, apresenta o fluxograma com as etapas seguidas para a produção dos compósitos.

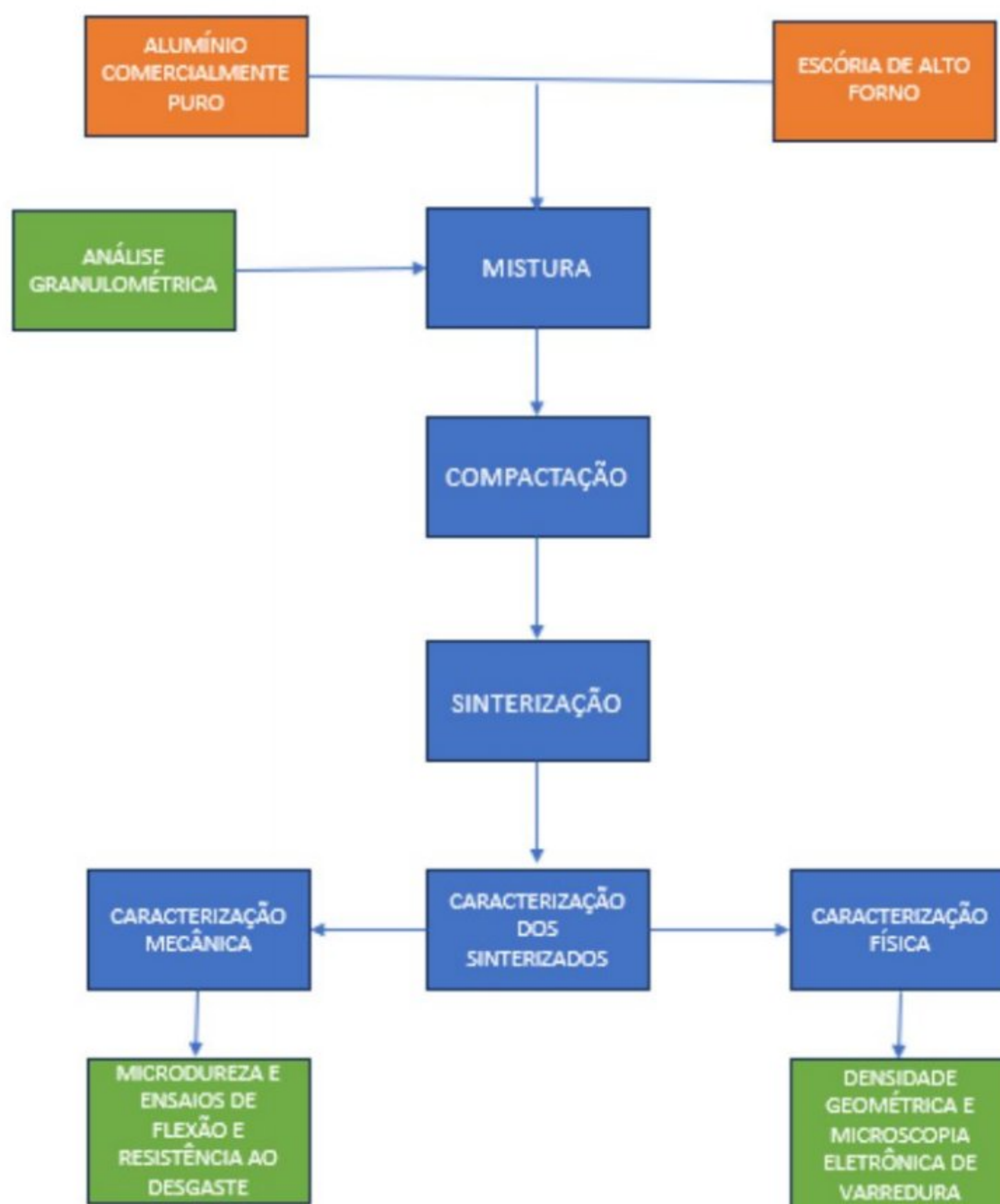


Figura 15 – Fluxograma das etapas de produção dos compósitos do trabalho – Fonte: Reprodução própria.

3.1 Materiais

3.1.1 Alumínio comercialmente puro

A matriz utilizada na presente pesquisa foi de Al comercialmente puro em pó, comercialmente puro, fornecida pela Alcoa Alumínio S.A. A seguir, tem-se os resultados das análises realizadas em fluorescência de raios-X para o pó do Al então utilizado.

Elemento	EDS	Fluorescência
Al	99,81	97,98
O	1,19	2,01
Outros	0	0,01

Onde: Al – Alumínio; Outros – Outros elementos; O – Oxigênio.

Tabela 2 – Resultados da avaliação da composição química do Alumínio comercialmente puro utilizada na pesquisa – Fonte: Reprodução própria.

Conforme o exposto, a presença do Oxigênio (O) na composição sugere que houve oxidação parcial do material durante a análise.

3.1.2 Reforço cerâmico

O reforço cerâmico usado foi a escória de alto forno em pó fornecido pelo fabricante Siderúrgica ArcelorMittal, localizado em Vitória, Espírito Santo. A seguir, tem-se a tabela 3, fornecida pela fabricante da composição química da escória determinada por fluorescência de raios-X.

Elemento	Composição (%)
Al ₂ O ₃	41,6
CaO	0,74
MgO	7,86
MnO	0,52
S	0,84
SiO ₂	36,2
TiO ₂	0,64
Outros	1,0

Onde: Al₂O₃ – Óxido de Alumínio; CaO – Óxido de Cálcio; MgO – Óxido de Magnésio; MnO – Óxido de Manganês; S – Enxofre; SiO₂ – Óxido de Silício; e, TiO₂ – Óxido de Titânio.

Tabela 3 – Composição química da escória utilizada na pesquisa – Fonte: (ARCELORMITTAL DO BRASIL, 2023).

3.2 Metodologia experimental

Aqui procura-se descrever, em sequência, os procedimentos realizados com a descrição dos equipamentos.

Foram feitos os seguintes procedimentos:

- Peneiramento sequencial dos pós dos materiais para determinação da distribuição do tamanho de partículas (granulometria) em peneiras de 100, 200, 300 e 400 mesh;
- Dosagem e mistura dos pós da liga de Al comercialmente puro, com a escória de alto forno em concentrações mássicas de 5, 10 e 15%;
- Compactação uniaxial em matriz metálica dos pós de Al comercialmente puro e dos compósitos à pressão de 530MPa;
- Caracterização física dos compactados a verde (densidade geométrica);
- Sinterização dos compactados a 620°C por 2h em atmosfera de N₂;
- Caracterização das propriedades físicas dos produtos finais sinterizado (densidade geométrica e morfologia) e mecânicas (microdureza, resistência à flexão, módulo de elasticidade e resistência ao desgaste analisada através da perda de massa).

3.2.1 Peneiramento

Para a determinação da distribuição do tamanho das partículas dos pós do Al e da escória e a posterior seleção da granulometria adequada foram feitos peneiramentos sequenciais dos materiais isolados. Os peneiramentos foram realizados utilizando peneiras de 100, 200, 300 e 400 mesh. Para o reforço, foram utilizados pós passantes na peneira de 400 mesh, ou seja, com tamanho de partículas inferior a 37µm.

3.2.2 Dosagem e mistura dos pós

Tal processo é realizado para garantir uma distribuição mais homogênea das partículas da matriz e do reforço, uma vez que uma distribuição irregular ocasiona irregularidades na microestrutura com implicações negativas na qualidade física e mecânica. O procedimento de mistura por agitação mecânica por 1 min em recipiente plástico foi feito nas concentrações de 5, 10 e 15% em peso de teor de escória para o reforço cerâmico passante na peneira de 400

mesh. Para tanto, foi utilizada uma balança digital AD330 da marca Marte com 0,001g de precisão.

3.2.3 Compactação uniaxial dos pós

Tendo em vista as análises de trabalhos anteriores, verificou-se que as amostras deveriam ser compactadas a uma pressão mínima de 530 MPa. Todos os pós foram conformados por compactação uniaxial, em matrizes metálicas, com obtenção dos compactados a verde para subsequente sinterização. Para esta etapa, foram utilizadas uma prensa hidráulica de 15 toneladas de capacidade, marca RioSul TOOLS para os compósitos cilíndricos e prensa hidráulica EMIC de 200 toneladas para os compósitos retangulares. As prensas estão apresentadas na figura 16, a seguir.



Figura 16 – Prensas utilizadas nas compactações, onde, à esquerda, tem-se a prensa de 15t da marca Rio Sul TOOLS empregada na pesquisa, e, à direita, tem-se a prensa de 200t da marca EMIC – Fonte: Reprodução própria.

Após essa etapa, foram feitas medidas de densidade geométrica dos compactados a verde. Para tanto, usou-se a balança digital AD330 da marca Marte com 0,001g de precisão e um paquímetro analógico DIGIMESS 150mm com graduação de 0,05mm. A figura 17, a seguir, apresenta os moldes metálicos utilizados para a fabricação dos corpos de prova.

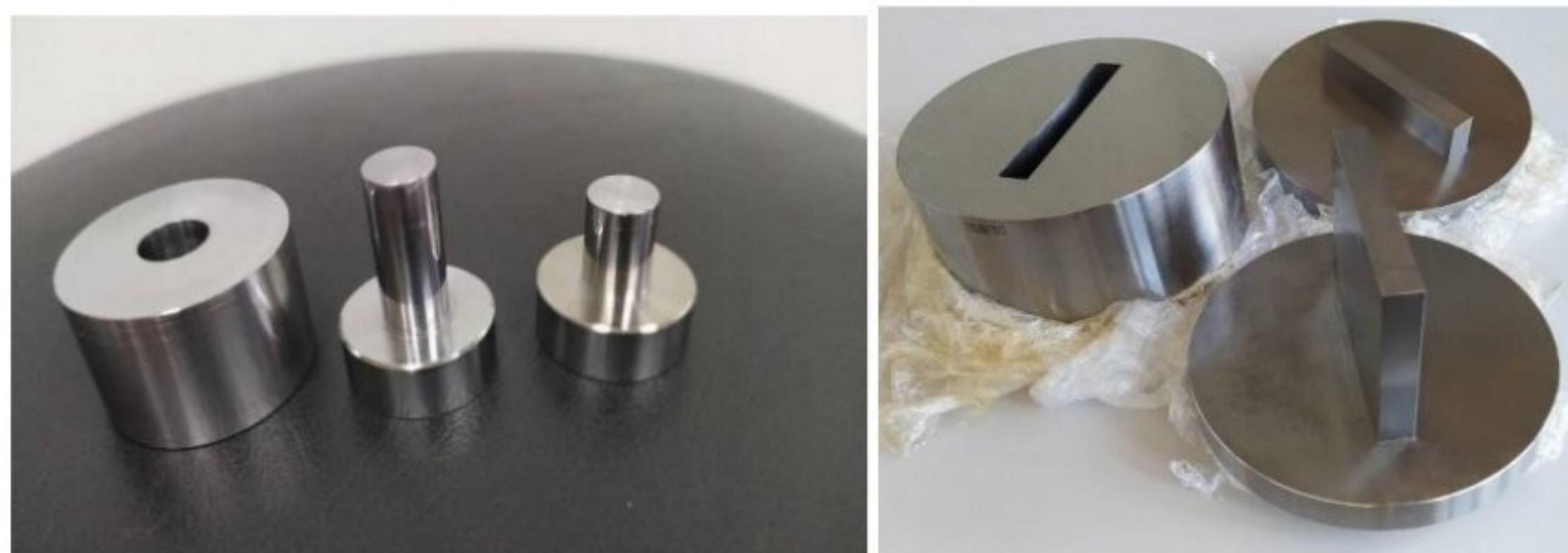


Figura 17 – Moldes em aço H13 utilizados na pesquisa para a fabricação dos corpos de prova cilíndricos (à esquerda) e retangulares (à direita) – Fonte: Reprodução própria.

No preparo de cada corpo de prova, usou-se estearato de zinco como desmoldante sobre a superfície do molde em contato com os pós para facilitar a retirada do compactado a verde. Os corpos de prova obtidos apresentam geometria cilíndrica com 12 mm de diâmetro e alturas variáveis em função da quantidade de pó (aproximadamente 7 mm). Os corpos de prova retangulares apresentam dimensões de 13 mm de largura, 90 mm de comprimento e altura variável em função da quantidade de pó em torno de 14 mm. A figura 18, a seguir, mostra os corpos de prova obtidos no projeto.



Figura 18 – Corpos de prova sinterizados utilizados na pesquisa, onde, à esquerda, têm-se os corpos de prova cilíndricos, e, à direita, os corpos de prova retangulares – Fonte: Reprodução própria.

3.2.4 Sinterização

Para finalizar o processo de fabricação dos corpos de prova, fez-se a sinterização dos mesmos – etapa mais importante da M/P. Nessa etapa, ocorre significativo ganho de propriedades mecânicas e físicas (aumento de resistência e densificação). Os corpos de provas foram colocados em um forno tipo mufla FEHE-36L-KM5 da marca Aldien (capacidade de 36 litros) em atmosfera controlada com nitrogênio a uma vazão de 7l/min para evitar a oxidação. Na figura 19, a seguir, tem-se o forno no qual foram feitas as sinterizações.



Figura 19 – Forno tipo mufla FEHE-36L-KM5 da marca Aldien, onde se deram as sinterizações na pesquisa – Fonte: Reprodução própria.

A taxa de aquecimento foi de 15°C/min, temperatura de sinterização de 620°C com tempo de sinterização de 2h seguido de resfriamento à temperatura ambiente a uma taxa de 10°C/min. Na figura 20, a seguir, tem-se o gráfico que descreve o ciclo de sinterização do compósito.

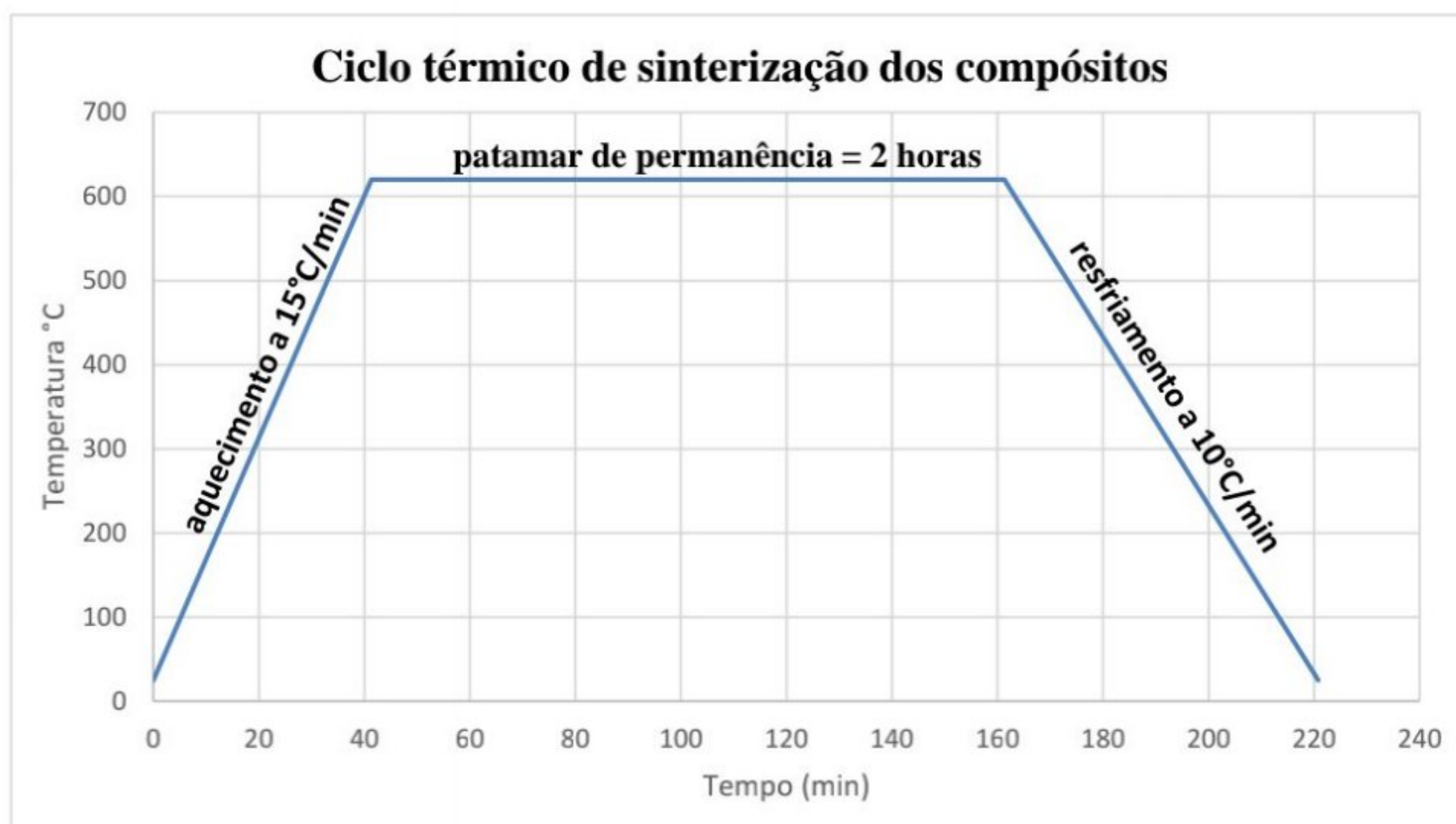


Figura 20 – Ciclo térmico dos materiais sinterizadas na pesquisa – Fonte: Reprodução própria.

3.3 Caracterização

3.3.1 Caracterização física dos sinterizados

Na análise das propriedades físicas dos sinterizados, verificaram-se as características morfológicas e a densificação.

3.3.1.1 Caracterização morfológica

Para a caracterização microestrutural dos corpos de prova sinterizados foi usado um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). As amostras foram preparadas por técnicas convencionais de metalografia tradicional (lixamento sequencial com lixas de 150, 400, 800 e 1200 granas seguido de polimento com alumina de 1 μ m).

3.3.1.2 Densidade geométrica

Para a aferição do grau de densificação do material sinterizado, fez-se o cálculo da densidade a verde dos compactados seguido do mesmo procedimento para os corpos de prova sinterizados. O cálculo da densidade geométrica baseia-se na equação (1), que se segue:

$$D_{\text{geométrica}} = \frac{M}{V} \quad (1)$$

Onde:

D geométrica – Densidade do corpo de prova (a verde “Dv” ou do sinterizado “Ds”);

M – Massa do corpo de prova (a verde “Mv” e do sinterizado “Ms”); e

V – Volume do corpo de prova (a verde “Vv” e do sinterizado “Vs”).

Ressalta-se que, sendo o corpo de prova como cilíndrico, o volume é calculado pela equação (2), que se segue:

$$V = \frac{H\pi D^2}{4} \quad (2)$$

Onde:

H – Altura do corpo de prova (a verde “Hv” e do sinterizado “Hs”);

D – Diâmetro do corpo de prova (a verde “Dv” e do sinterizado “Ds”).

A densidade teórica da escória é calculada pela composição química da mesma. Para o trabalho foram preparadas quatro amostras e calculadas a média de suas densidades geométricas e seus desvios padrões. Considerando as densidades teóricas do Al puro e da escória de alto forno, calculada a partir de sua composição química (FURTADO, 2016), foi possível determinar as densidades relativas dos materiais sinterizados.

A densidade dos compósitos é calculada pela equação (3) (regra das misturas), que se segue:

$$D_c = D_m \cdot V_m + D_r \cdot V_r \quad (3)$$

Onde:

Dc – Densidade teórica do compósito;

Dm – Densidade da matriz;

Vm – Volume percentual da matriz;

Dr – Densidade do reforço; e

Vr – Volume percentual do reforço.

A densidade relativa, por sua vez, é a relação entre a densidade geométrica pela densidade teórica do material, conforme a equação (4), que se segue:

$$D (rel) = \frac{d \text{ geométrica}}{d \text{ teórica}} \quad (4)$$

Onde:

D – Densidade.

3.3.2 Caracterização mecânica dos sinterizados

Nessa etapa da investigação, verificou-se as propriedades mecânicas dos materiais produzidos a partir dos ensaios de microdureza e flexão de três pontos e a resistência ao desgaste via ensaio pino sobre disco.

3.3.2.1 Ensaio de Microdureza com carga de 500 gf norma ASTM E384

O ensaio de microdureza Vickers utiliza uma escala contínua de dureza com medição de amplo espectro de valores de dureza em uma escala única. Este ensaio aplica-se a materiais de praticamente qualquer espessura, e pode também ser usado para medir durezas superficiais.

No trabalho foram feitas cinco medições para cada amostra no microdurômetro modelo DUROTWIN-D Plus apresentado na figura 21, a seguir.



Figura 21 – Microdurômetro utilizado nos ensaios de microdureza Vickers na pesquisa – Fonte: Reprodução própria.

3.3.2.2 Ensaio de flexão de três pontos norma ASTM B312

3.3.2.2.1 Resistência à flexão

A resistência à flexão foi medida por ensaios de flexão de três pontos. Na determinação da resistência a verde de um corpo de prova de geometria retangular, este é amparado pelas extremidades do acessório de ensaio deixando um vão livre entre extremidades, de 80 mm. O ensaio foi executado conforme a norma ASTM B312- MFPI Standard 15 em uma máquina de tração. A figura 22, a seguir, apresenta o dispositivo utilizado para os ensaios de flexão de três pontos.

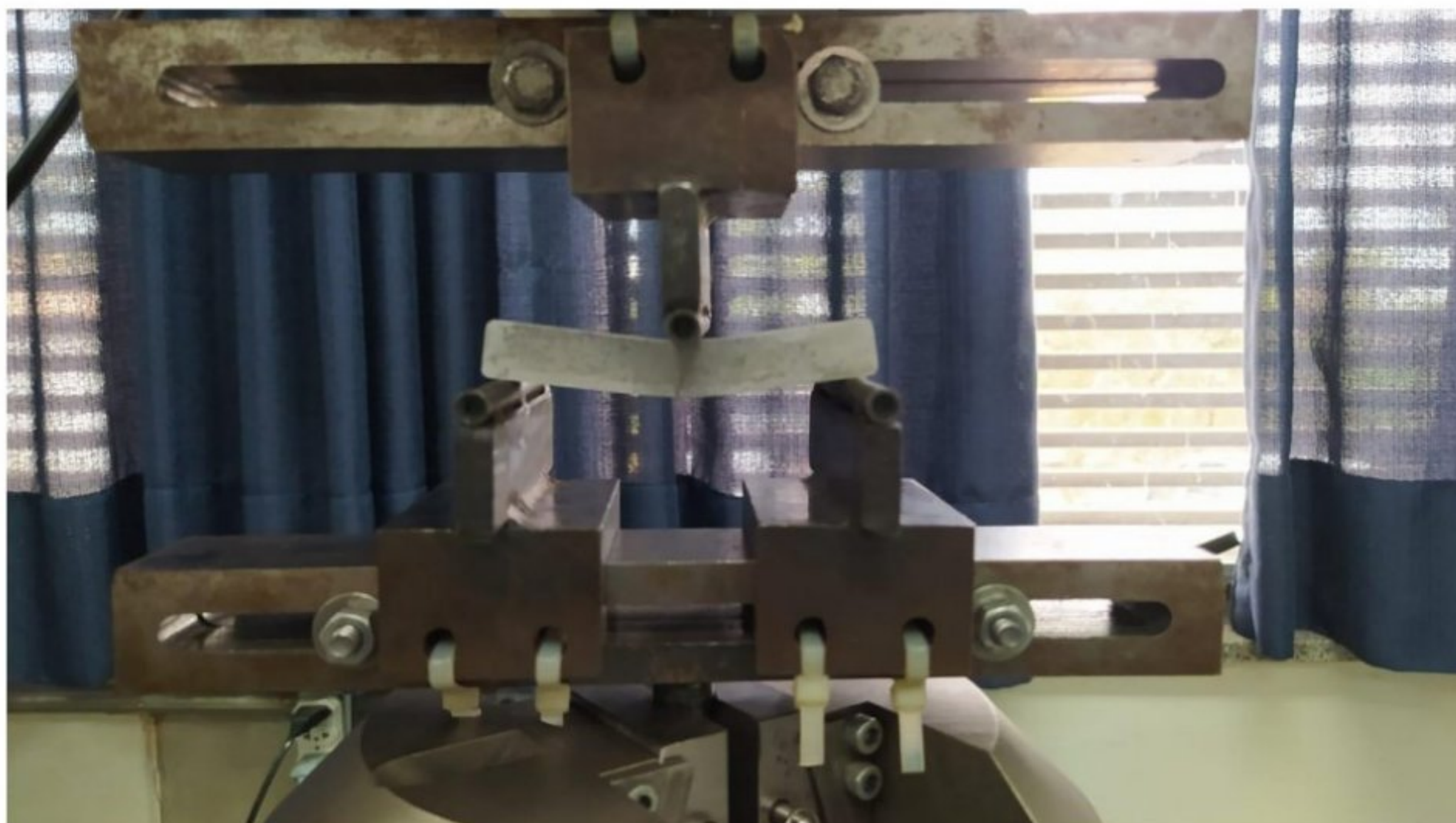


Figura 22 – Dispositivo utilizado nos ensaios de flexão de três pontos – Fonte: Reprodução própria.

O valor da resistência à flexão é dado pela equação (5), que se segue:

$$TRS = \frac{3PL}{2Wt^2} \quad (5)$$

Onde:

TRS – Resistência à flexão (MPa);

P – Força aplicada (N);

W – Largura do corpo de prova (mm);

t – Espessura do corpo de prova (mm) e

L – Distância entre os suportes (mm).

3.3.2.2.2 Módulo de Elasticidade

O módulo de elasticidade foi obtido através dos ensaios de flexão de três pontos e, conforme a norma ASTM B312-MFPI Standard 15, é dado pela equação (6), que se segue:

$$E = \frac{Pl^3}{4wvh^3} \quad (6)$$

Onde:

E – Módulo de elasticidade (GPa);

l – Distância entre os apoios (mm);

P – Carga (N);

h – Altura do corpo de prova (mm);

w – Largura do corpo de prova (mm); e

v – Flexa (deslocamento) (mm).

3.3.2.4 Ensaio pino sobre disco norma ASTM G99

Para analisar a resistência ao desgaste foram realizados ensaios pino sobre disco. Os materiais sinterizados foram usados como pinos; os discos foram de aço SAE1045 com dimensões aproximadas de 60mm de diâmetro e 20mm de altura.

O ensaio foi realizado no Laboratório de Tribologia da Universidade de Brasília (UnB), com uso da bancada de ensaios de desgastes projetada e construída por Clemente e Cueva (2017 *apud* KARSOKAS FILHO *et al.*, [s. n. t.]), conforme as normas ASTM G99.

As superfícies dos pinos e discos foram preparadas com lixa de granulometria 400 granas e aqueles com granulometria variando de 80 a 2500 granas. Foram realizados os ensaios na condição sem lubrificação (a seco) a uma velocidade de rotação do disco de 350 rpm e carga normal de 5 Newtons tendo duração de 20 min. Foram feitos ao menos dois ensaios para cada concentração de reforço do sinterizado (pino). A figura 23, a seguir, apresenta o arranjo experimental do ensaio de desgaste a seco.

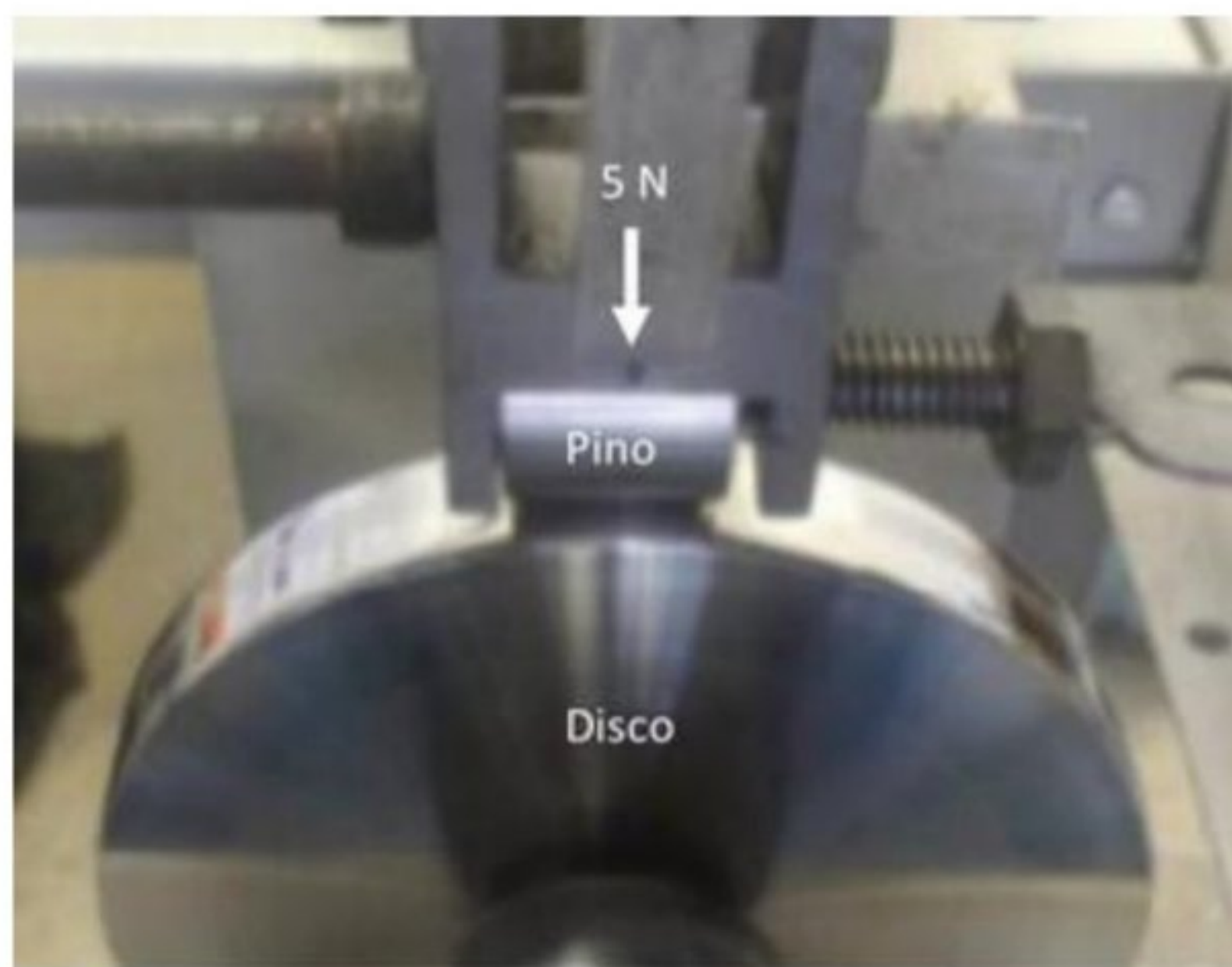


Figura 23 – Contato pino-disco – Fonte: (CUEVA *et al.*, 2023).

Fez-se, também, medidas das massas dos pinos antes e após os ensaios. Para tanto, usou-se uma balança analítica AD330 da marca Marte com 0,001g de precisão. O resultado da perda de massa é dado como a média dos valores medidos após cada teste e contra-teste.

Parte IV

Resultados, Discussão, Conclusões e Trabalhos Futuros

4 Resultados e discussão

Aqui são expostos os resultados obtidos nas etapas experimentais do trabalho, quais sejam: quanto às características morfológicas, mecânicas e físicas dos compósitos de Al comercialmente puro com escória de alto forno.

4.1 Caracterização física

4.1.1 Granulometria (peneiramento sequencial)

Os resultados do peneiramento sequencial para determinação da distribuição de tamanhos de partículas do Al comercialmente puro e da escória de alto forno podem ser observados no gráfico da Figura 24, a seguir. Tem-se ali os pós de Al uma distribuição normal de tamanho de partículas, indicando que a maioria delas são menores que $74\mu\text{m}$ (mais de 87%) e cerca de 20% são menores que $37\mu\text{m}$. Para a escória, mais de 95% das partículas são menores que $37\mu\text{m}$, ou seja, quase toda a escória passou pela peneira de malha 400. Para o preparo das amostras, os pós selecionados foram aqueles que passaram pela última peneira, portanto com tamanhos menores que $37\mu\text{m}$. O pó de Al foi produzido por atomização à água e pó de escória por meio de moagem de alta energia. A distribuição de tamanho das partículas para o pó de Al apresentou-se de forma normal ou gaussiana, condição essa favorável à compactação (empacotamento, onde as partículas menores preenchem os espaços entre as partículas maiores) de modo a se obter boa densificação do material.

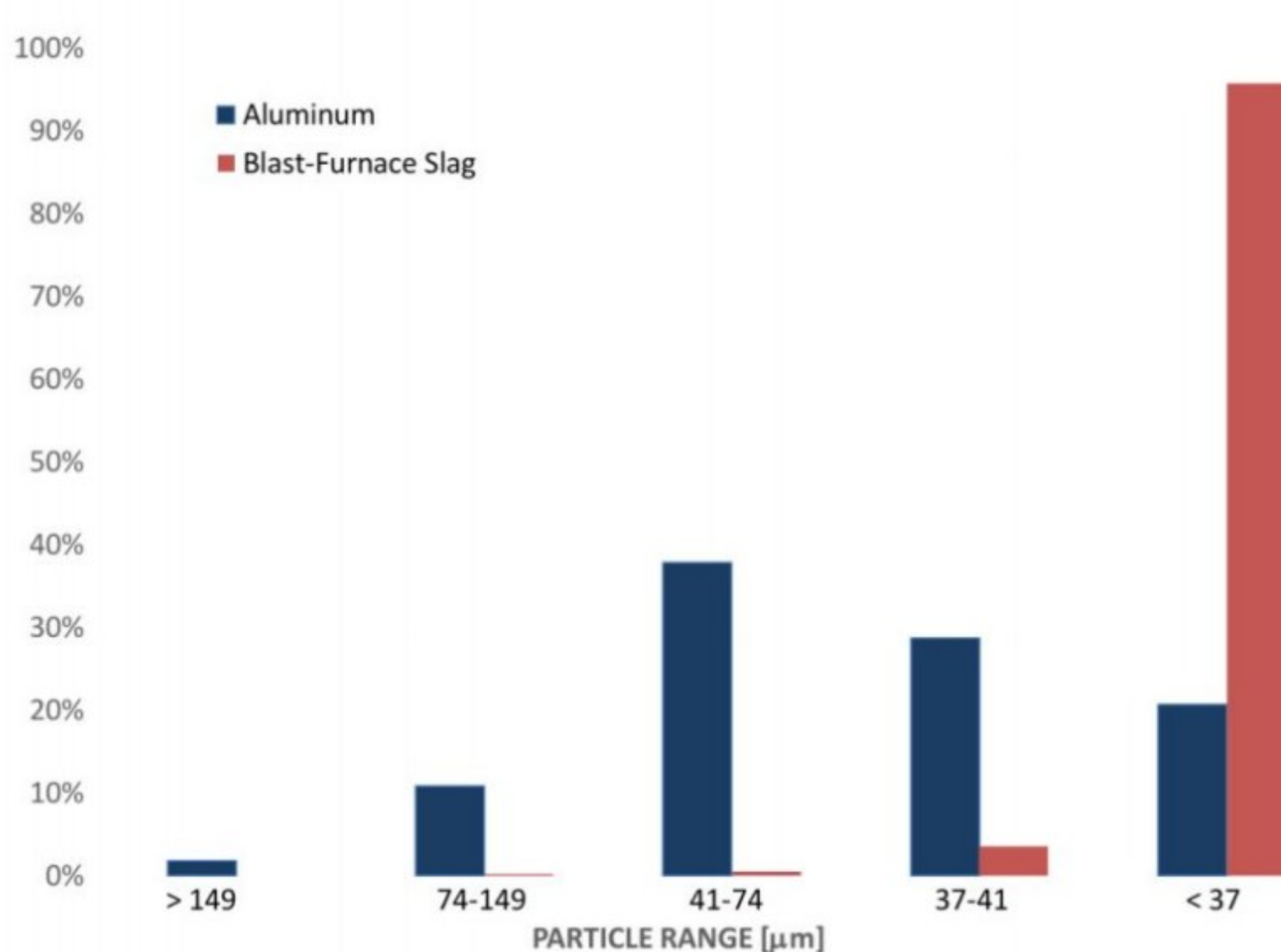


Figura 24 – Gráfico de distribuição de tamanho das partículas para o Alumínio comercialmente puro e para a escória de alto forno determinadas por peneiramento sequencial – Fonte: Reprodução própria.

4.1.2 Aspectos morfológicos dos pós

As figuras 25 e 26, a seguir, apresentam os resultados da caracterização morfológica das partículas de pó do Al comercialmente puro e da escória de alto forno. As morfologias das partículas de pó do metal revelam formato arredondado e irregular, característicos do processo de atomização à água, com tamanho médio inferior a $20\mu\text{m}$.

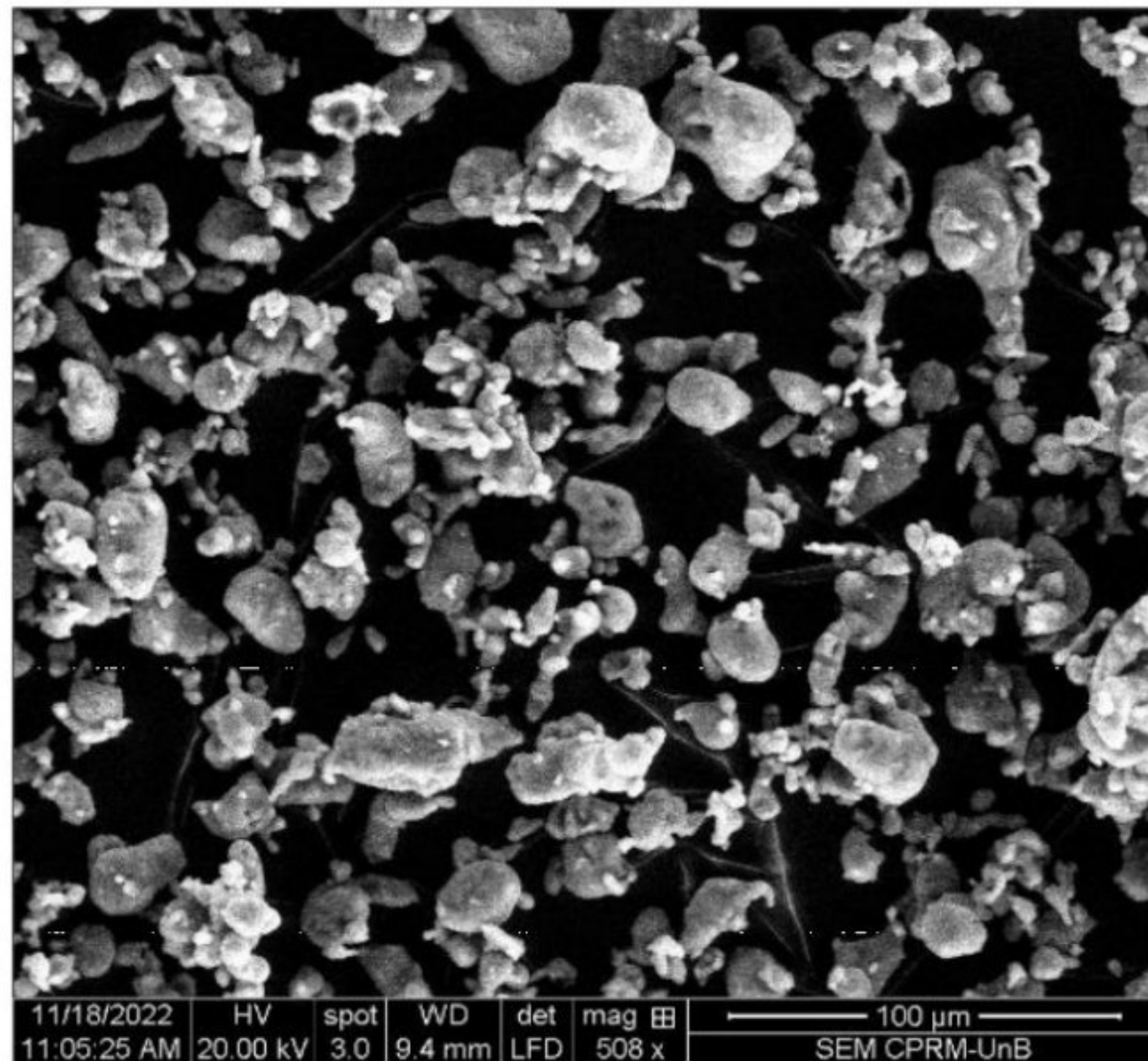


Figura 25 – Fotomicrografia de MEV das partículas do pó de Alumínio comercialmente puro – Fonte: Reprodução própria.

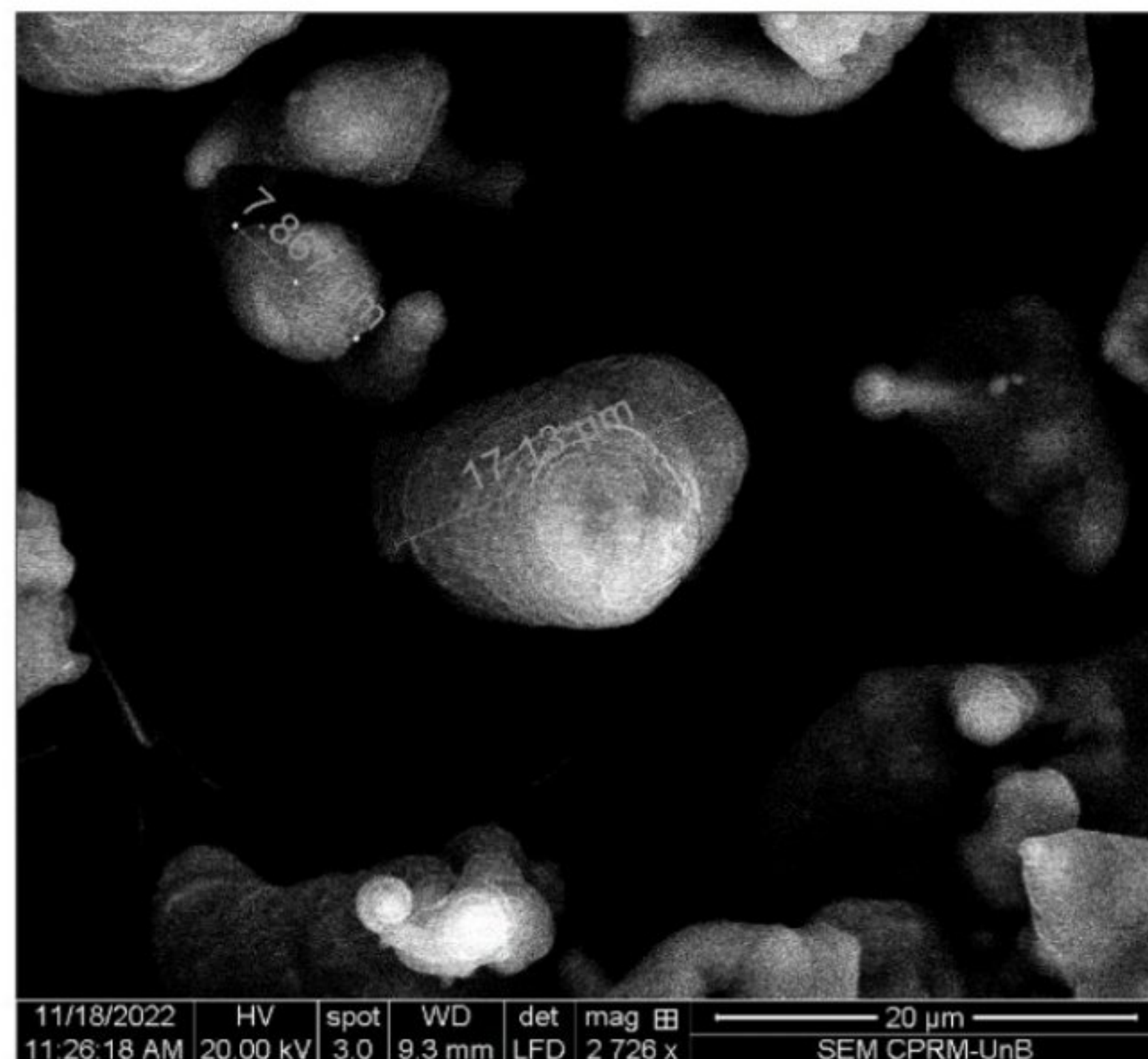


Figura 26 – Fotomicrografia de MEV em detalhe das partículas do pó de Alumínio comercialmente puro – Fonte: Reprodução própria.

As figuras 27 e 28, a seguir, por sua vez, revelam a morfologia das partículas de pó da escória de alto forno. Verifica-se que o material possui granulometria de formato irregular com cantos “vivos”, característico dos pós frágeis obtidos por moagem de alta energia. Além disso, observa-se que o tamanho médio das partículas foi inferior a 15 μm .

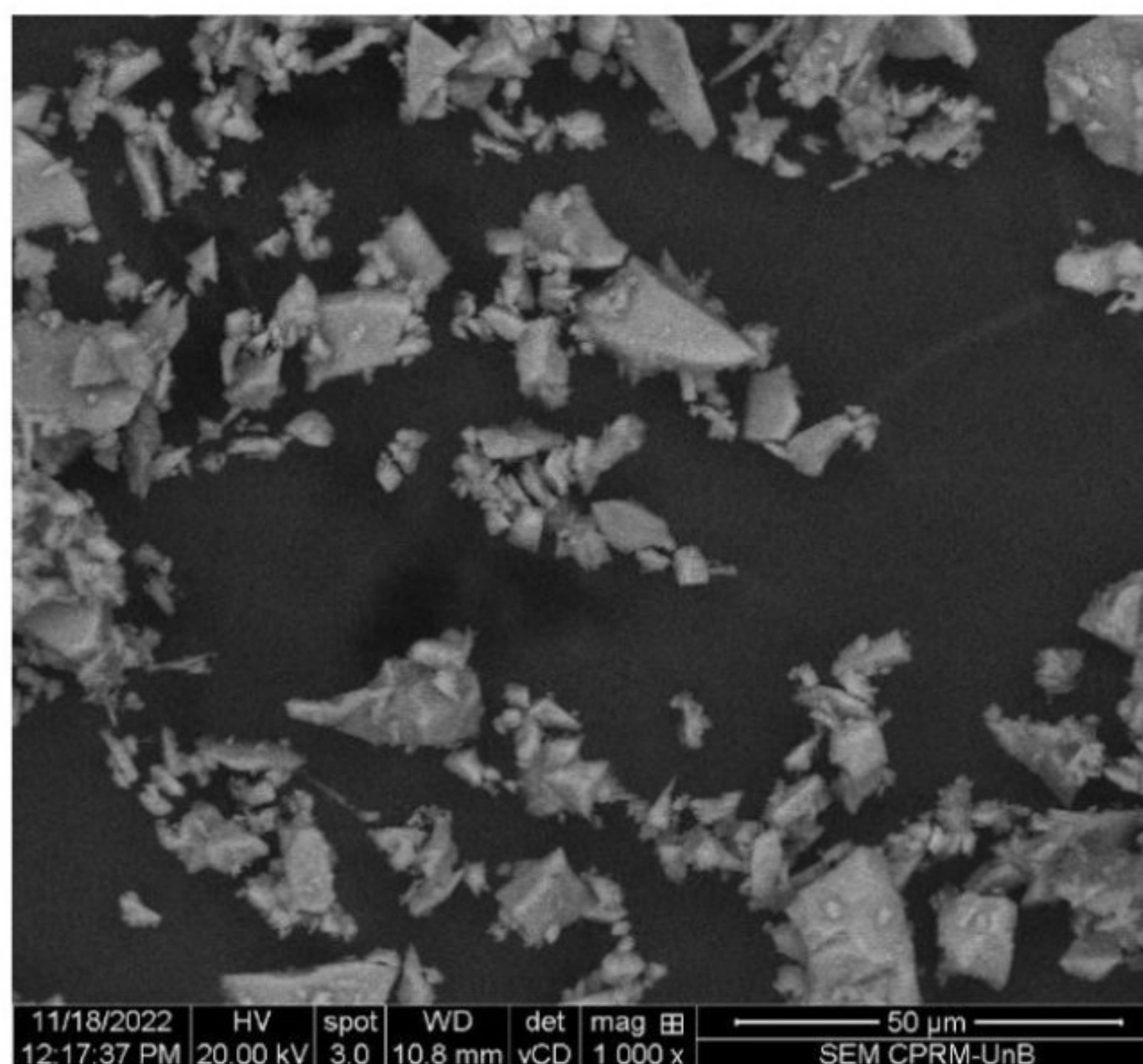


Figura 27 – Fotomicrografia de MEV das partículas do pó de escória de alto forno – Fonte: Reprodução própria.

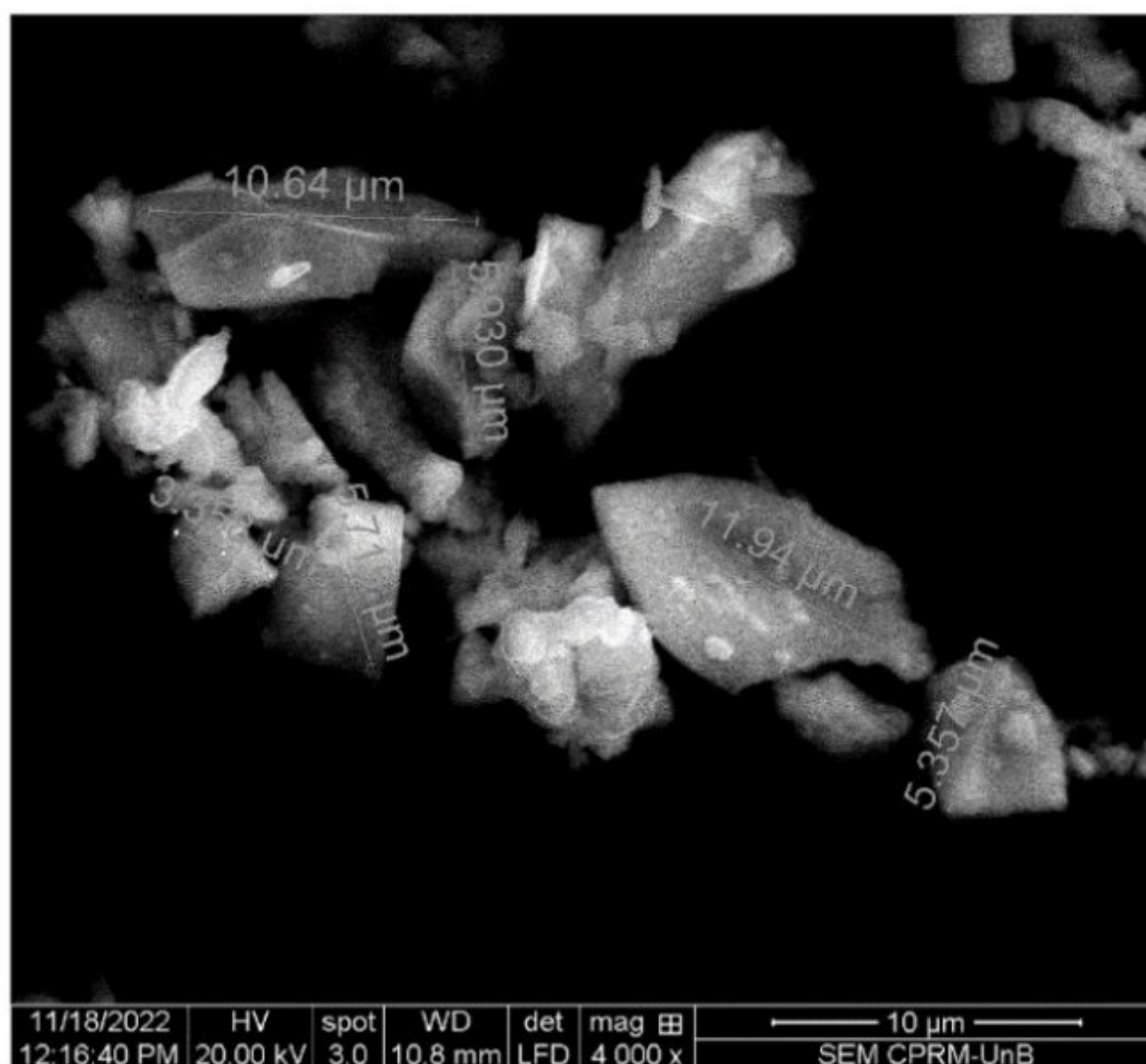


Figura 28 – Fotomicrografia de MEV mostrando em detalhe partículas do pó de alto forno –
Fonte: Reprodução própria.

4.1.3 Densidade dos Compósitos

A Figura 29, a seguir, apresenta as densidades das amostras compactadas, antes e após o processo de sinterização, para Al puro (sem reforço) e para compósitos reforçados com diferentes concentrações de escória. Para cada condição analisada foram preparadas quatro amostras e calculada a média de suas densidades geométricas.

É possível observar um aumento progressivo nas densidades verde e sinterizado a partir da adição de escória até uma concentração de 10% em relação ao material sem reforço. Porém, para a concentração de 15%, houve redução significativa nas densidades verde e dos sinterizados. Esse comportamento, aliado aos resultados da microscopia eletrônica de varredura mostrados nas Figuras 30 e 31, sugere que, de alguma forma, acima de determinada quantidade, a escória dificulta a compactação e a sinterização do material, por se tratar de uma partícula que não se deforma plasticamente e por possuir baixa difusividade (material isolante e refratário) quando comparado ao Al, reduzindo sua densificação e provocando o aparecimento de porosidade, principalmente em regiões próximas às partículas de reforço.

Furtado (2016) e Lins (2016), por exemplo, ao trabalharem com compósitos de liga de Al e particulado cerâmico, chegaram às mesmas observações acerca do comportamento da escória acima de certa concentração na matriz. De igual maneira, na fabricação de compósitos de Al puro com escória de alto forno na parte inicial deste trabalho (a 430MPa, verificou-se resultado semelhante.

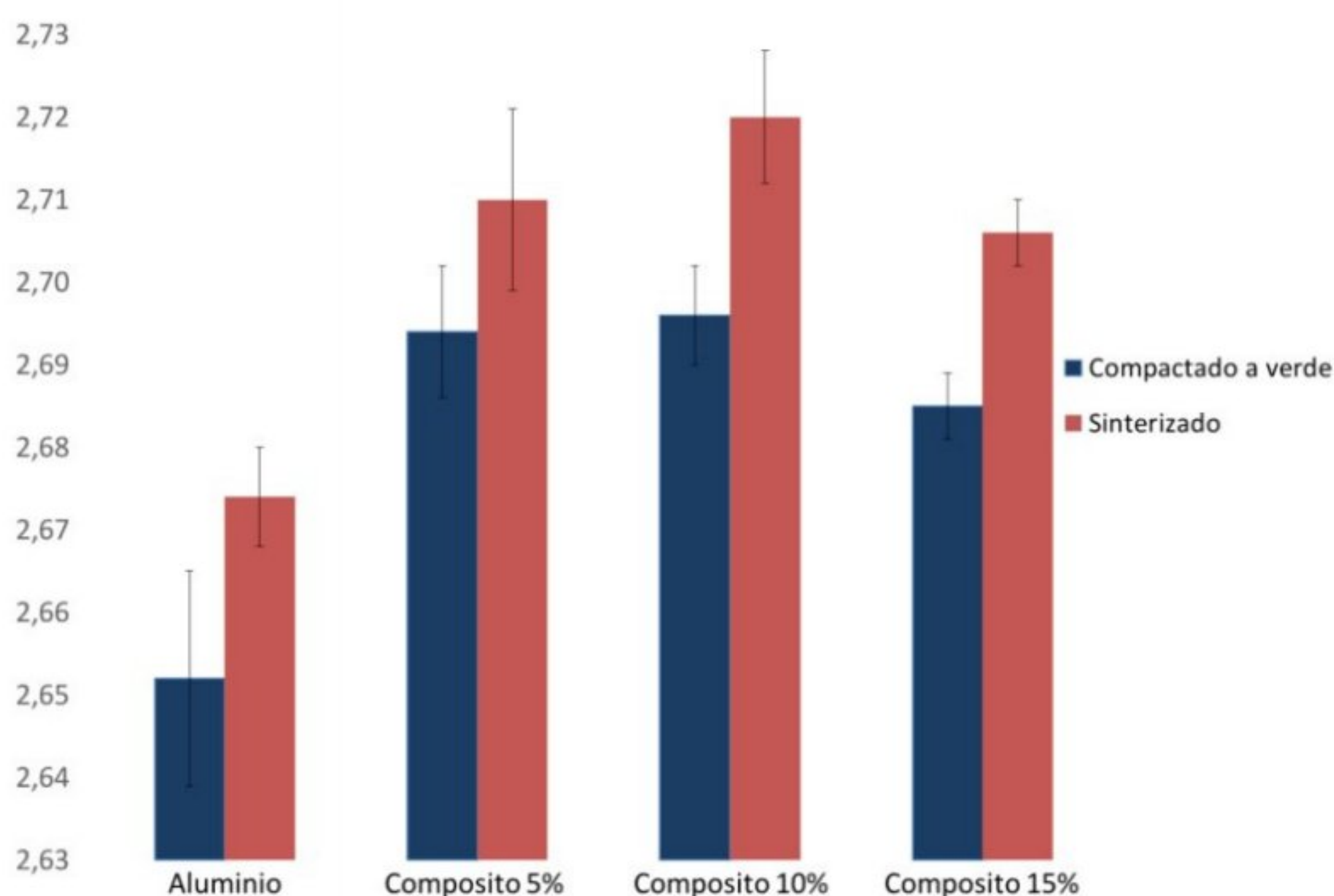


Figura 29 – Densidades dos compósitos antes e depois da sinterização – Fonte: Reprodução própria.

Levando-se em consideração o cálculo das densidades relativas, obtidas a partir da relação entre a densidade geométrica medida e a densidade teórica para cada concentração de compósito, pode-se observar pela tabela 4 um elevado grau de densificação para os materiais obtidos, chegando próximo a 99% para o Al comercialmente puro. Outros autores como Lins (2016), chegaram a uma densificação máxima de 88,02% para amostras com 5% de teor de reforço cerâmico em matriz de Al. Também é possível observar uma diminuição destas densidades à medida que se aumenta a concentração do reforço, apesar da densidade da escória ser maior que a do Al. Tal resultado reforça a hipótese de que de alguma forma a escória dificulta tanto a compactação quanto a sinterização do material.

Densidade	Alumínio	Compósito		
		5%	10%	15%
Teórica[g/cm ³]	2,700	2,730	2,752	2,775
A verde[g/cm ³]	2,652 ± 0,013	2,694 ± 0,008	2,696 ± 0,006	2,685 ± 0,004
Sinterizado[g/cm ³]	2,674 ± 0,006	2,71 ± 0,011	2,72 ± 0,008	2,706 ± 0,004
Relativa [%]	99,03 ± 0,10	99,25 ± 0,24	98,83 ± 0,18	97,51 ± 0,21

Tabela 4 – Densidades do Alumínio comercial puro e dos compósitos reforçados com escória de alto forno antes e após a sinterização. Fonte: Reprodução própria.

Quando comparadas com os compósitos preparados a uma pressão de 430 MPa e sinterizados em 610°C (conforme feito na primeira etapa da pesquisa), verifica-se significativa melhora na densidade dos compósitos. Observou-se um aumento médio de aproximadamente 20% da densidade na pressão de 530 MPa em relação aos compósitos compactados a 430 MPa. Dessa forma, optou-se por seleccionar estes últimos parâmetros (pressão de 530 MPa e temperatura de sinterização de 620°C) para produção de compósitos maiores nos quais foram feitos ensaios de flexão de três pontos.

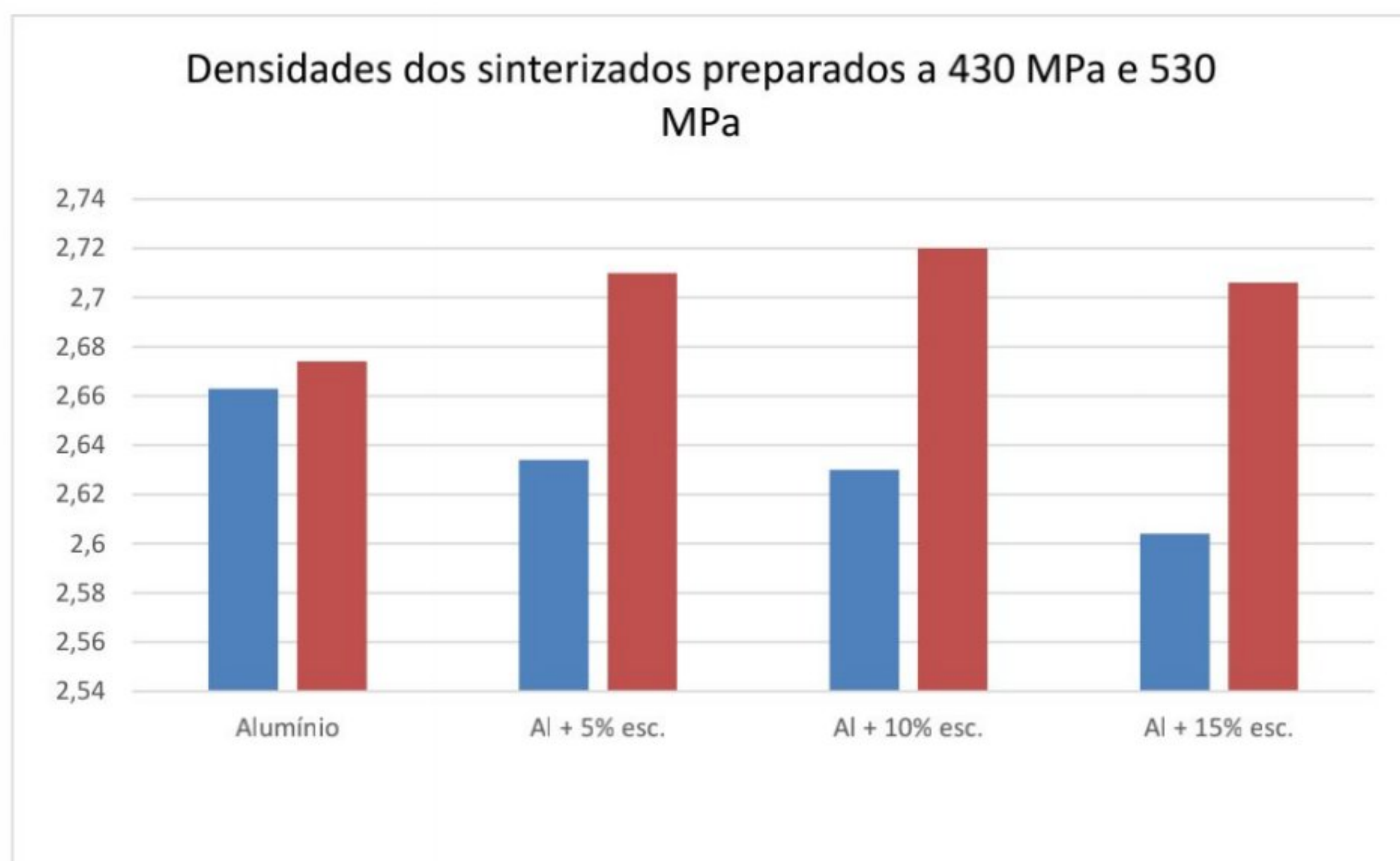


Figura 30 – Densidades dos sinterizados compactados a 430 e 530MPa. Fonte: Reprodução própria.

4.1.4 Aspectos morfológicos dos sinterizados

É possível observar na amostragem A da figura 31, a seguir, que a sinterização do Al puro (sem reforço) mostrou-se eficaz por não indicar porosidade aparente, resultado este corroborado pela alta densidade relativa atingida. O mesmo pode ser observado na amostragem B da mesma figura 31, para o compósito com adição de 5% de escória, onde também é possível notar uma dispersão relativamente uniforme das partículas de reforço. Para os compósitos com 10% e 15% de escória – amostragens A e B, respectivamente, da figura 32, a seguir –, tem-se um aumento significativo na concentração de partículas de escória, que também se apresentam uniformemente distribuídas na matriz de Al e sem porosidade aparente.

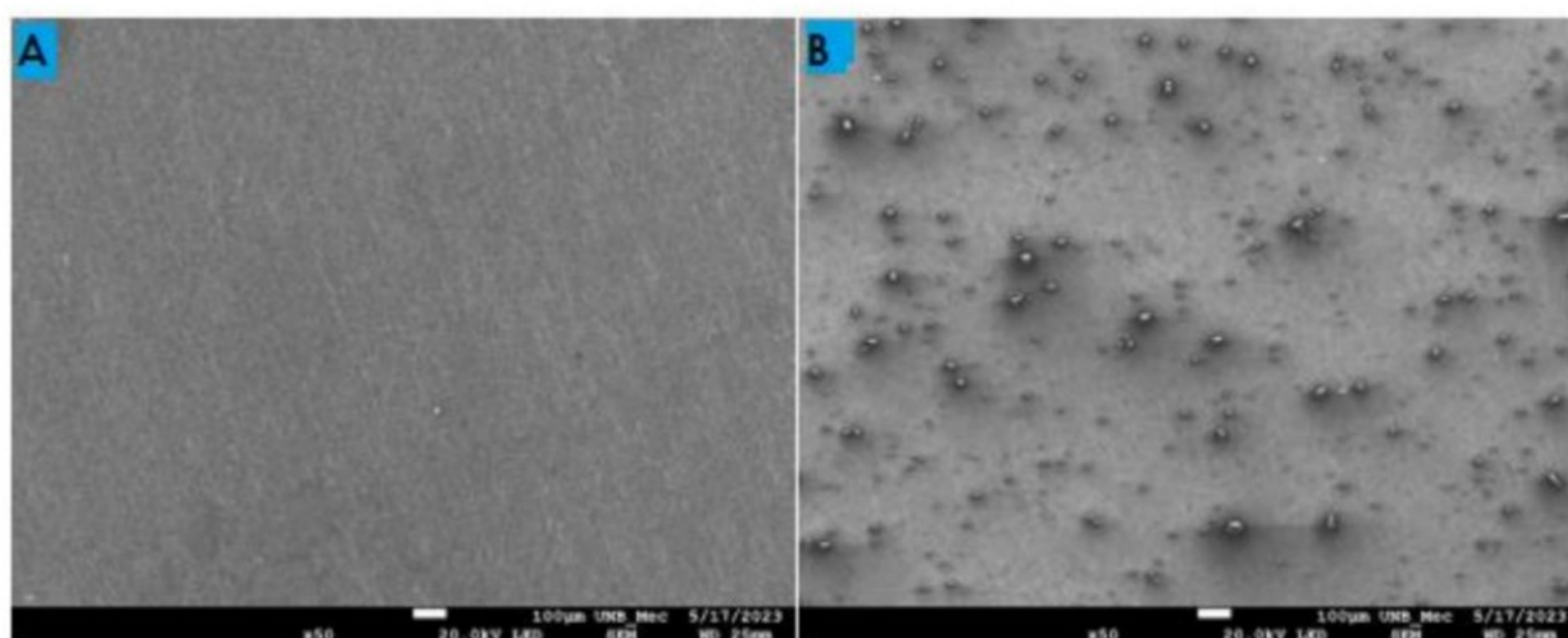


Figura 31 – Fotomicrografia de MEV do Alumínio comercialmente puro sinterizado (A) e do compósito de Alumínio com 5% de concentração de escória (B) – aumento de 50x – Fonte: Reprodução própria.

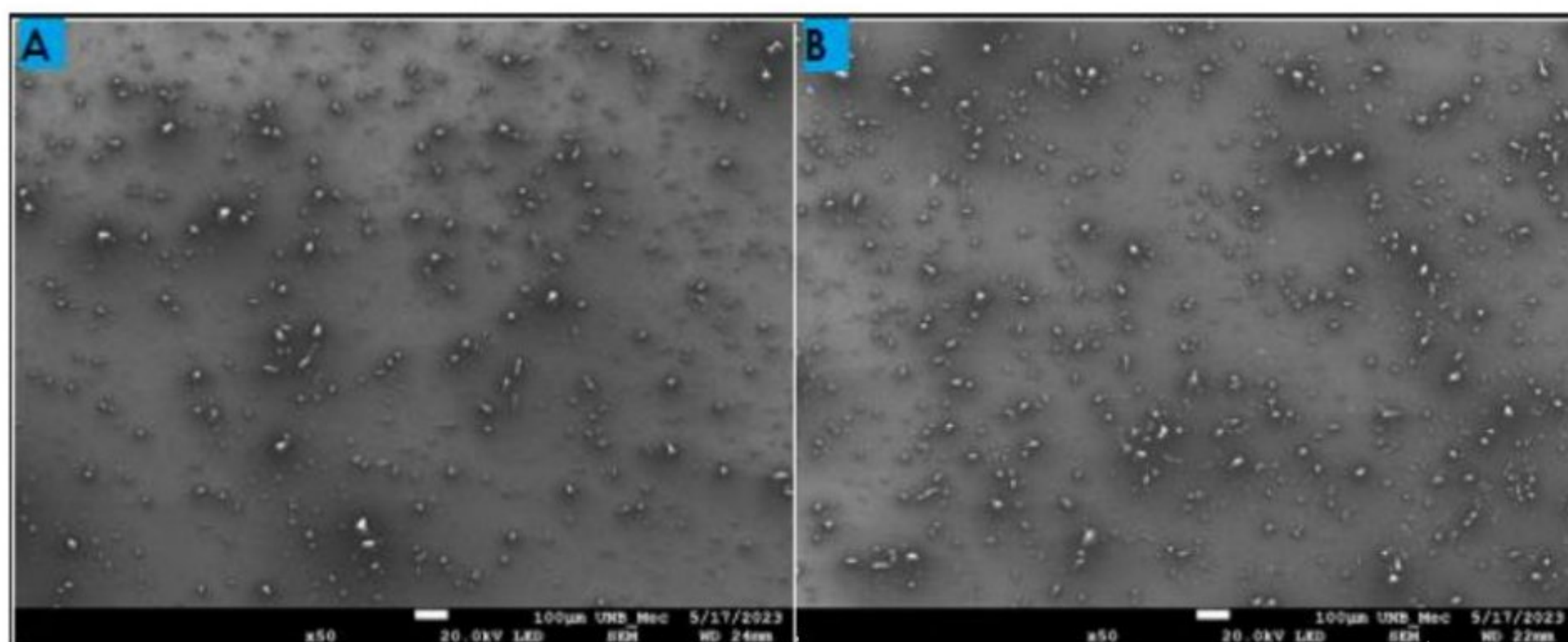


Figura 32 – Fotomicrografia de MEV do compósito de Alumínio com 10% e 15% em de concentração de escória (A e B, respectivamente) – aumento de 50x – Fonte: Reprodução própria.

No entanto, em algumas regiões, para as amostras com 15% de concentração de escória, verificaram-se porosidades e vazios próximos às partículas de reforço (vide figura 33, a seguir) – o que pode ser explicado pelo caráter isolante e, portanto, pela baixa difusividade da escória, aliado ao fato das partículas de escória não se deformarem plasticamente, o que dificulta a densificação do compactado a verde e a sinterização do material, conforme discutido na seção anterior.

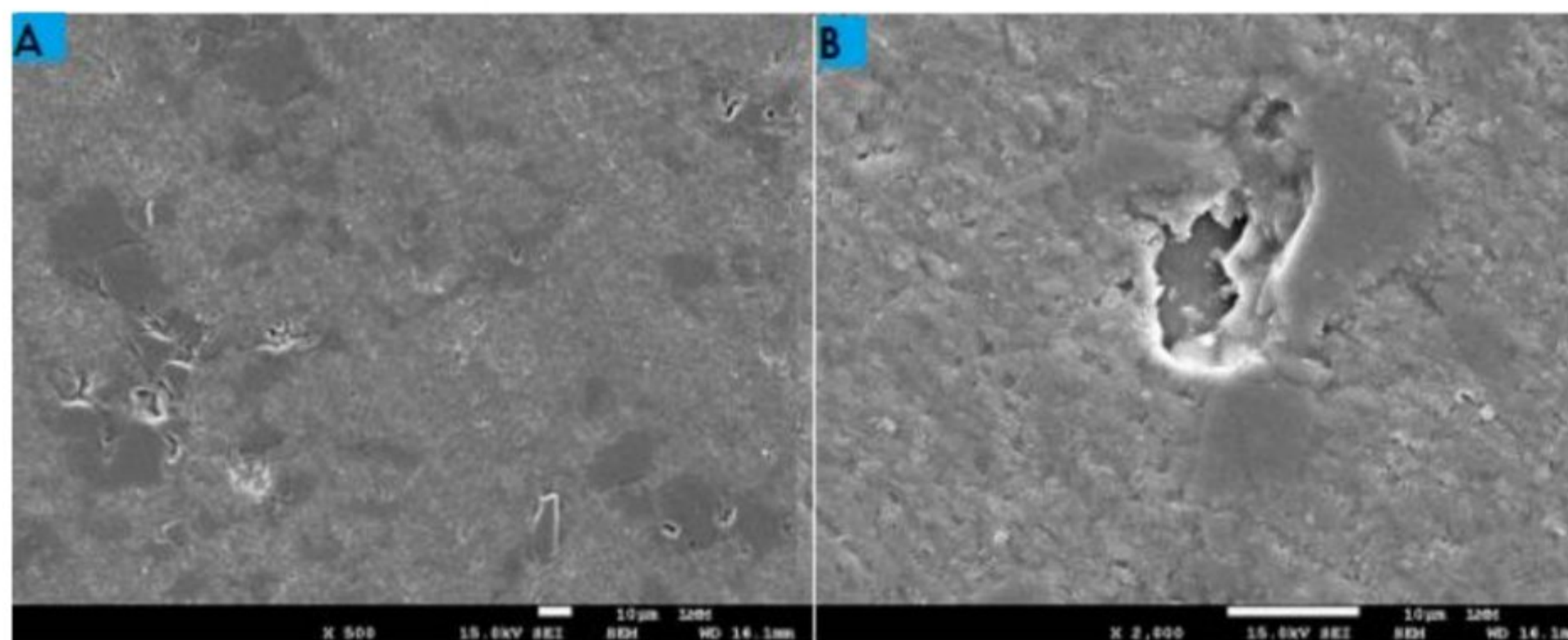


Figura 33 – Fotomicrografia de MEV mostrando em detalhe porosidades e vazios próximos às partículas de reforço para os compósitos com 15% em teor de escória – (A) 500 x e (B) 2000 x – Fonte: Reprodução própria.

4.2 Caracterização mecânica dos produtos sinterizados

4.2.1 Microdureza Vickers

A figura 34, a seguir, apresenta um gráfico com resultados de microdureza Vickers para Al puro (sem reforço) e para compósitos com diferentes concentrações de escória. Pode-se observar um aumento progressivo desta propriedade com o incremento na concentração de escória quando comparado ao Al comercialmente puro pelo mesmo processo e nas mesmas condições. O aumento produzido pela adição de escória foi superior a 43% para amostras com 15% de reforço. O valor de microdureza Vickers encontrado para o Al comercialmente puro produzido via metalurgia do pó foi compatível com o do Al comercialmente puro produzido via fusão (ASM METALS HANDBOOK, 1992), o que indica que as condições de processamento utilizadas se mostraram eficientes.

Embora seja considerada uma propriedade específica e, portanto, sujeita a variações devido às heterogeneidades inerentes aos materiais compósitos, mostrou-se bastante uniforme (baixa dispersão), indicando que o material, para todas as concentrações produzidas, apresentou boa homogeneidade.

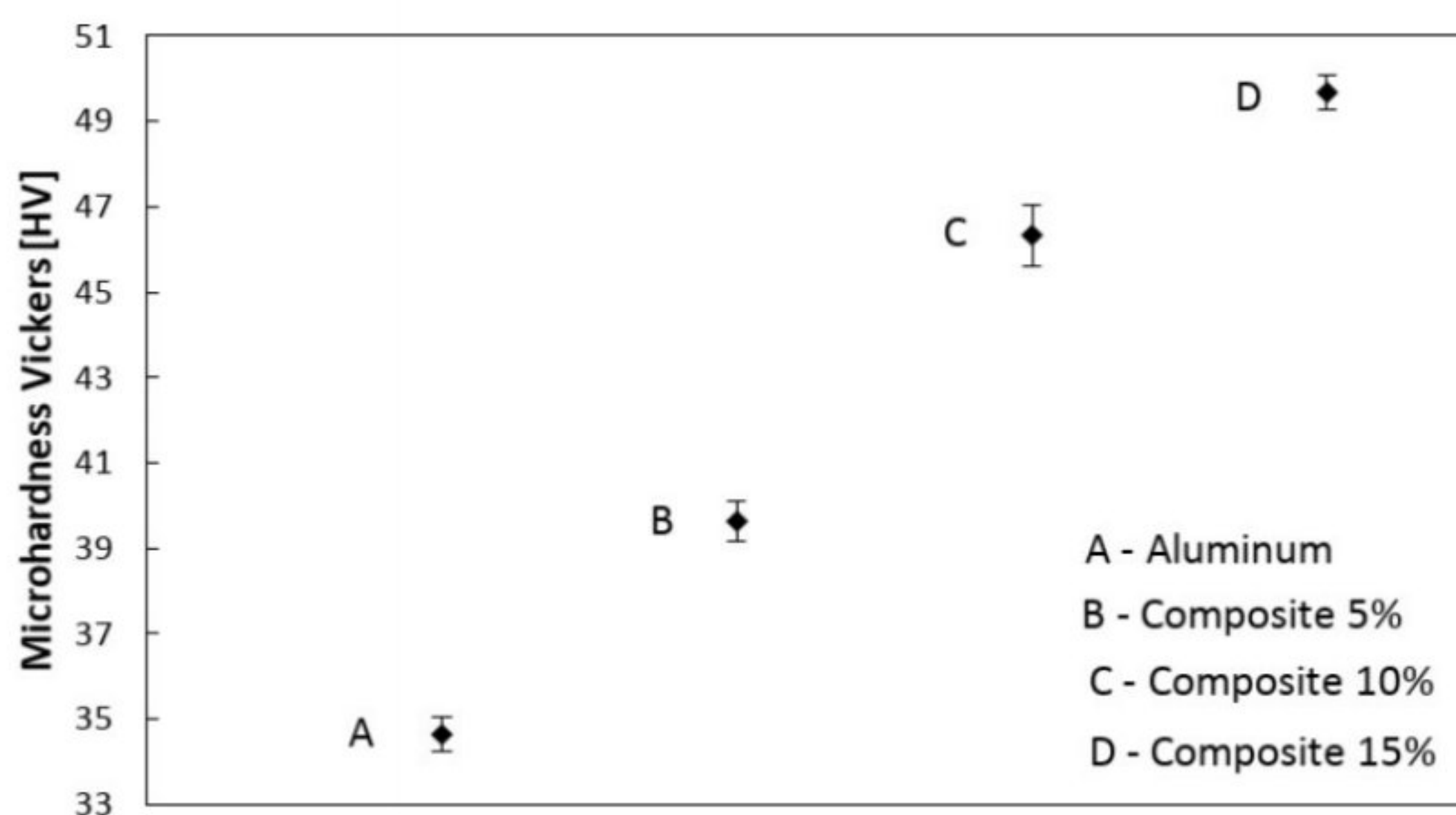


Figura 34 – Valores de microdureza Vickers para os compósitos produzidos a 530MPa. Fonte: Reprodução própria.

4.2.2 Resistência à Flexão e Módulo de Elasticidade

Os resultados dos ensaios de resistência à flexão e módulo de elasticidade para os materiais sinterizados (alumínio comercialmente puro e compósitos) podem ser observados nos gráficos das figuras 35 e 36, a seguir. Tem-se ali que a adição de escória no Al comercialmente puro produziu um progressivo aumento na resistência à flexão e no módulo de elasticidade do material em relação ao Al puro obtido pelo mesmo processo. Para o compósito com 15% de escória, observou-se um aumento no módulo de elasticidade de 56% e a resistência à flexão praticamente dobrou (mais de 99% de aumento), quando comparado ao material sem reforço. Esse aumento nas propriedades do material causado pela adição de escória pode ser explicado pela presença de particulado fino (partículas menores que $25\mu\text{m}$) gerando distorções na rede cristalina, dificultando a movimentação do deslocamento causando o enrijecimento do material (CALLISTER, 2008). Semelhante aos resultados de dureza, os valores de resistência à flexão e módulo de elasticidade encontrados apresentaram baixa dispersão entre os corpos de prova ensaiados. O valor do módulo de elasticidade encontrado para o Al comercialmente puro produzido via metalurgia do pó foi compatível com o do mesmo material produzido via fusão (ASM METALS HANDBOOK, 1992), o que indica, semelhante aos resultados de dureza, que as condições de processamento utilizadas se mostraram eficientes.

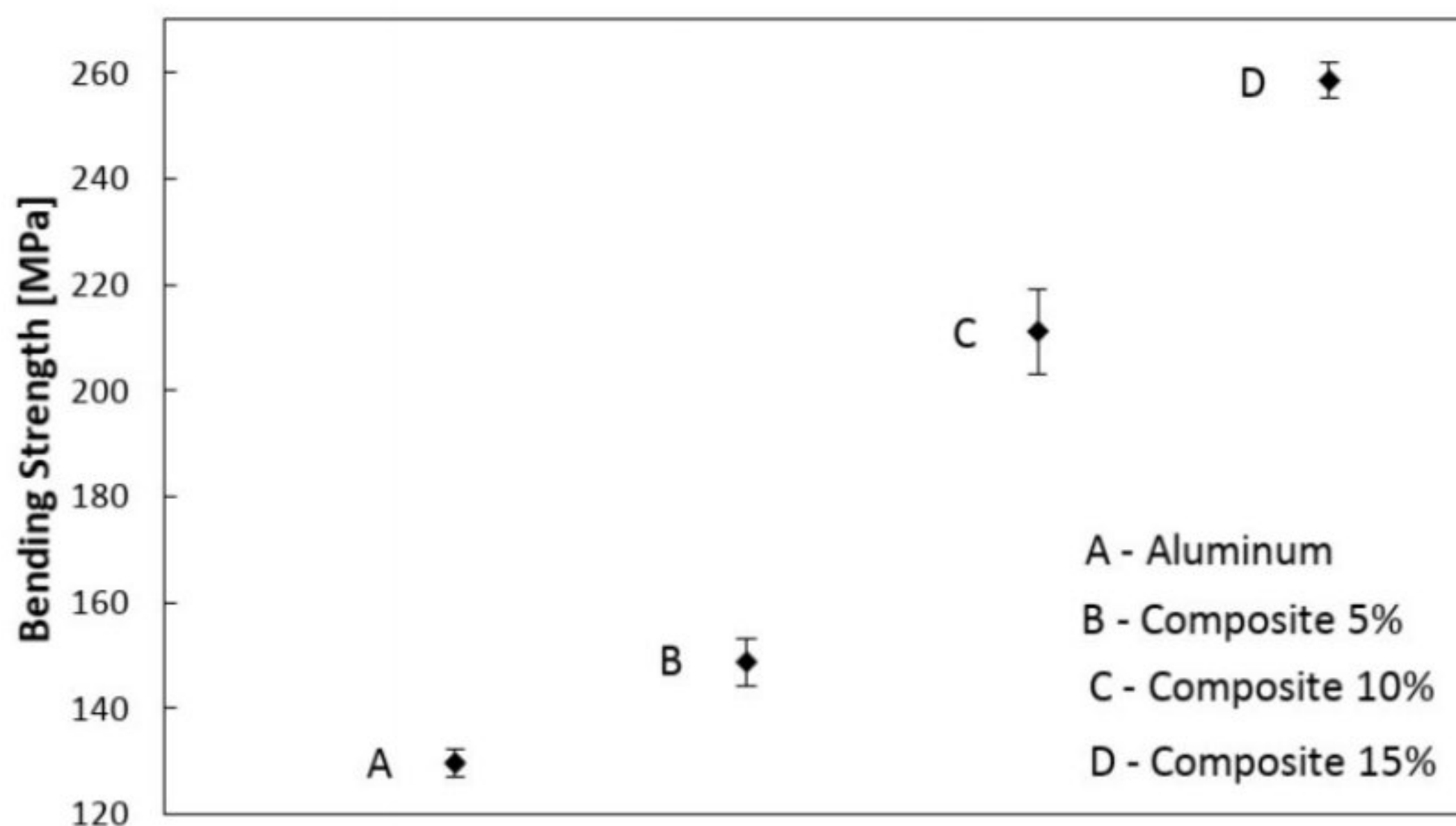


Figura 35 – Resultados dos ensaios de resistência à flexão para os compósitos produzidos a 530MPa – Fonte: Reprodução própria.

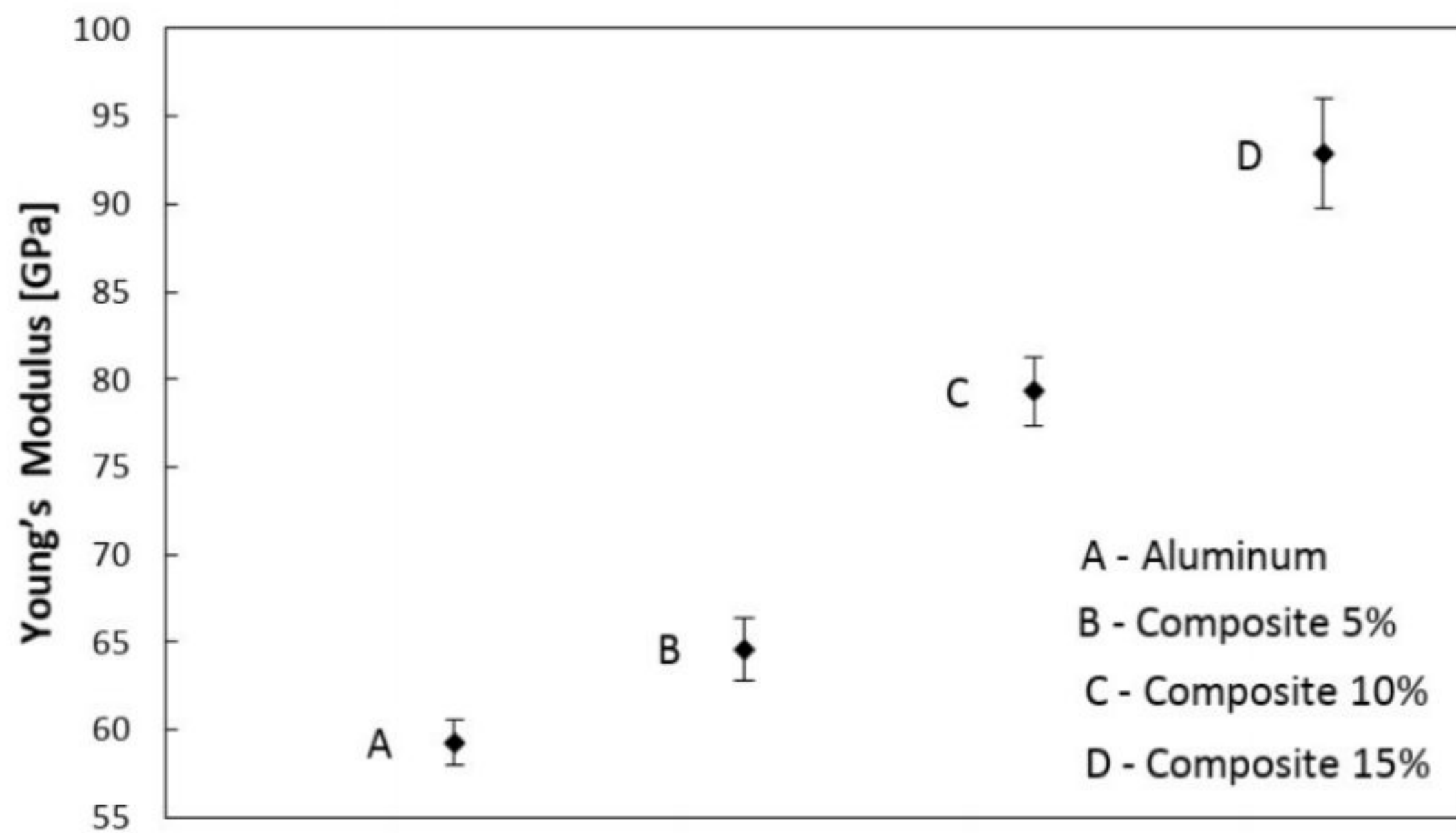


Figura 36 – Valores dos módulos de Young obtidos via ensaios de flexão de 3 pontos para os compósitos produzidos a 530 MPa – Fonte: Reprodução própria.

4.2.3 Resistência ao desgaste

4.2.2.1 Força de atrito

Na figura 37, a seguir, tem-se o gráfico das forças de atrito para o Al e os compósitos.

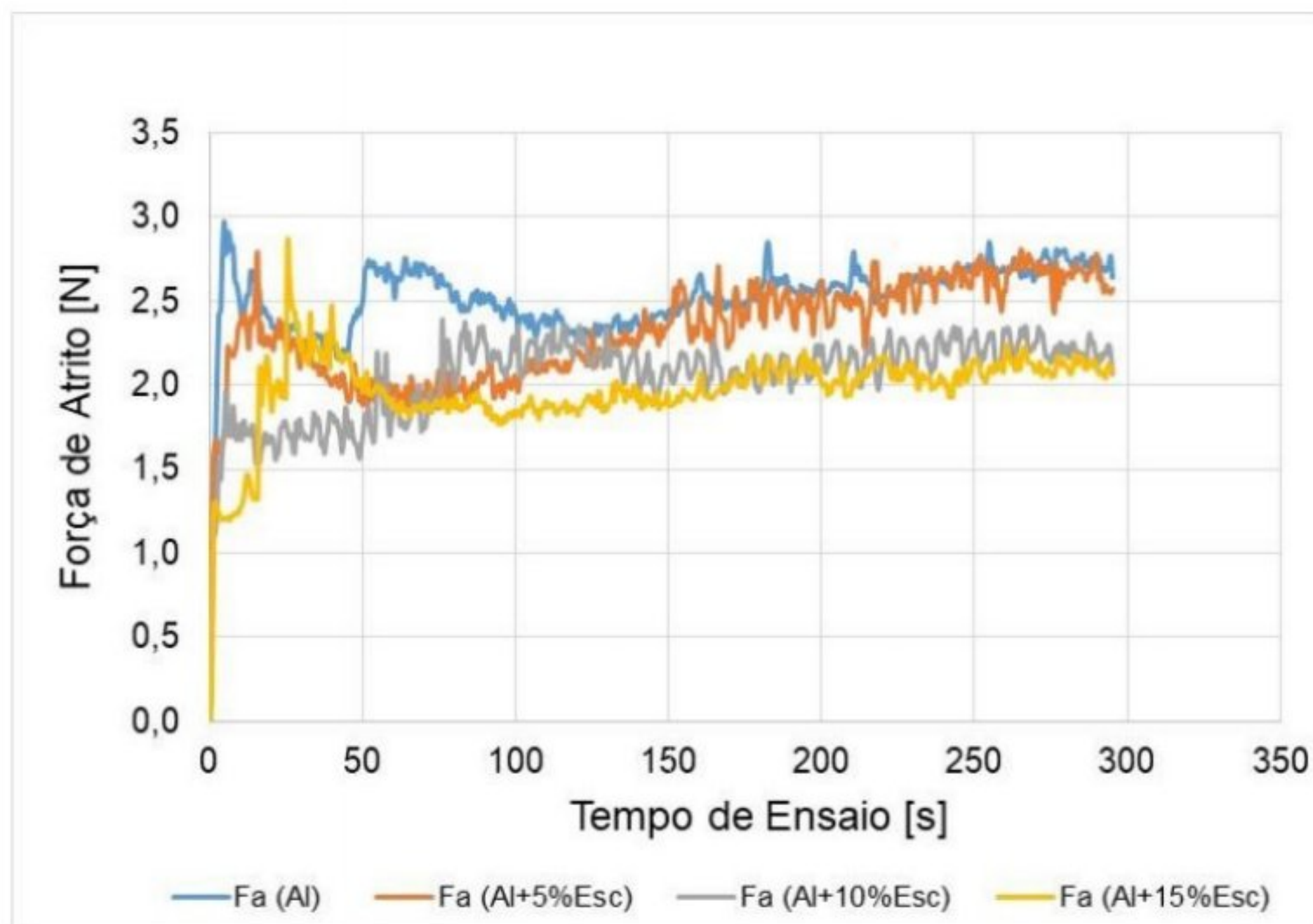


Figura 37 – Gráfico de força de atrito *versus* tempo de ensaio – Fonte: (CUEVA, 2023).

Foi possível notar que as forças de atrito são maiores nas amostras ensaiados com Al puro e com 5% de escória.

Na tabela 5 e na figura 38, a seguir, têm-se os valores de perda de massa dos pinos, medidos depois dos ensaios de desgaste. Verifica-se que a perda de massa é diretamente proporcional ao aumento do teor de escória no compósito – constatação que corrobora com as curvas de força de atrito.

Material do pino	Δm (mg)	Desvio padrão (mg)
Al puro	5	0,5
Al + 5% Escória	7	0,5
Al + 10% Escória	10	1
Al + 15% Escória	10	0,4

Onde: Al – Alumínio; mg – miligramas.

Tabela 5 – Perda de massa dos ensaios – Fonte: (CUEVA *et al.*, 2023).

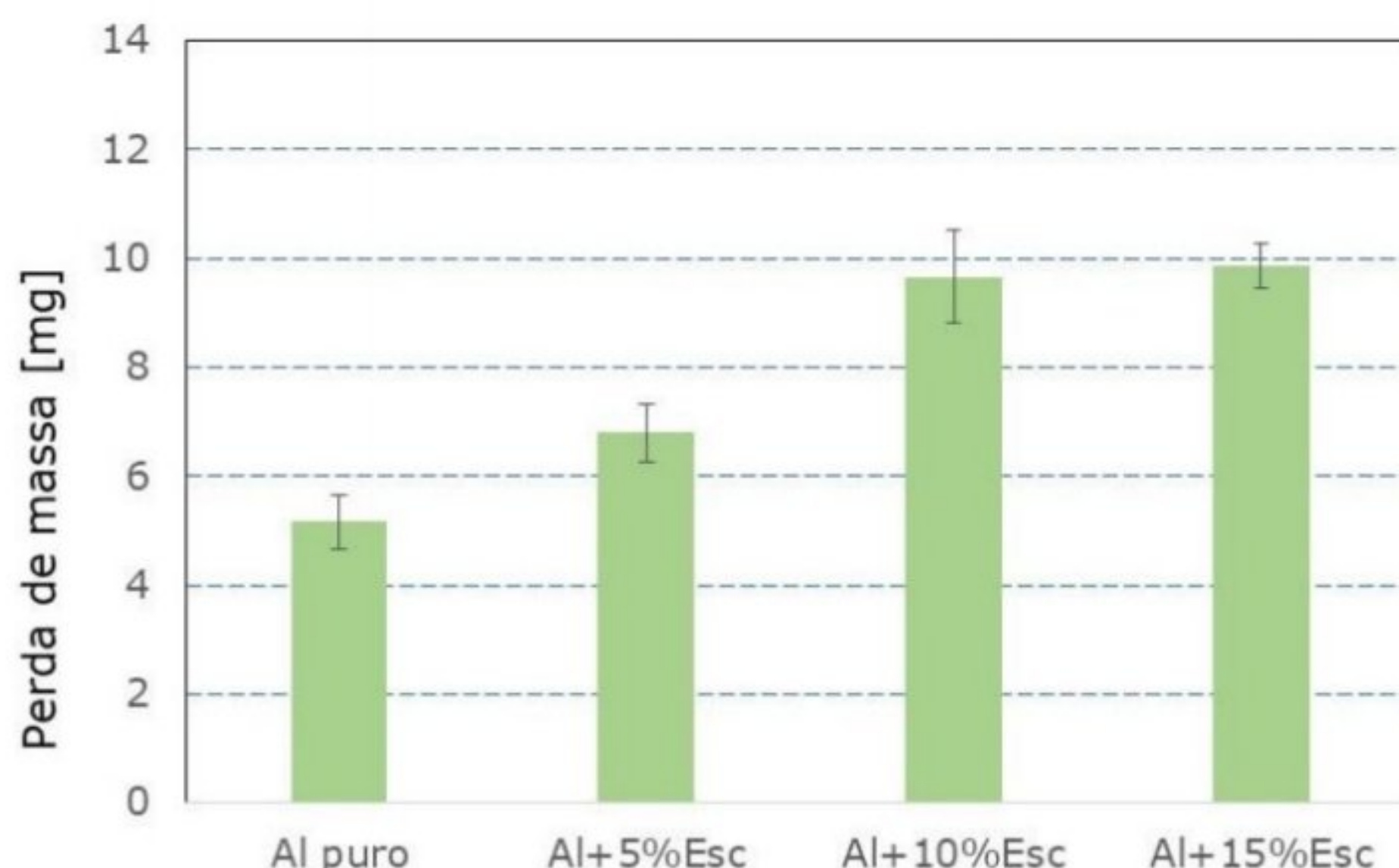
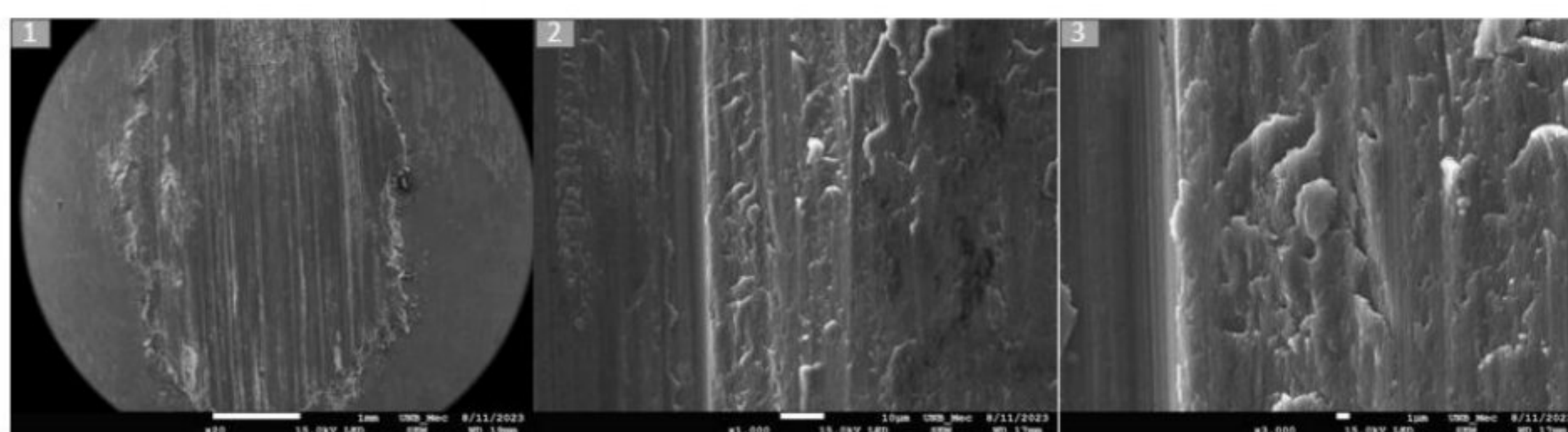


Figura 38 – Gráfico de perda de massa em função do teor de escória no compósito – Fonte: (CUEVA, 2023).

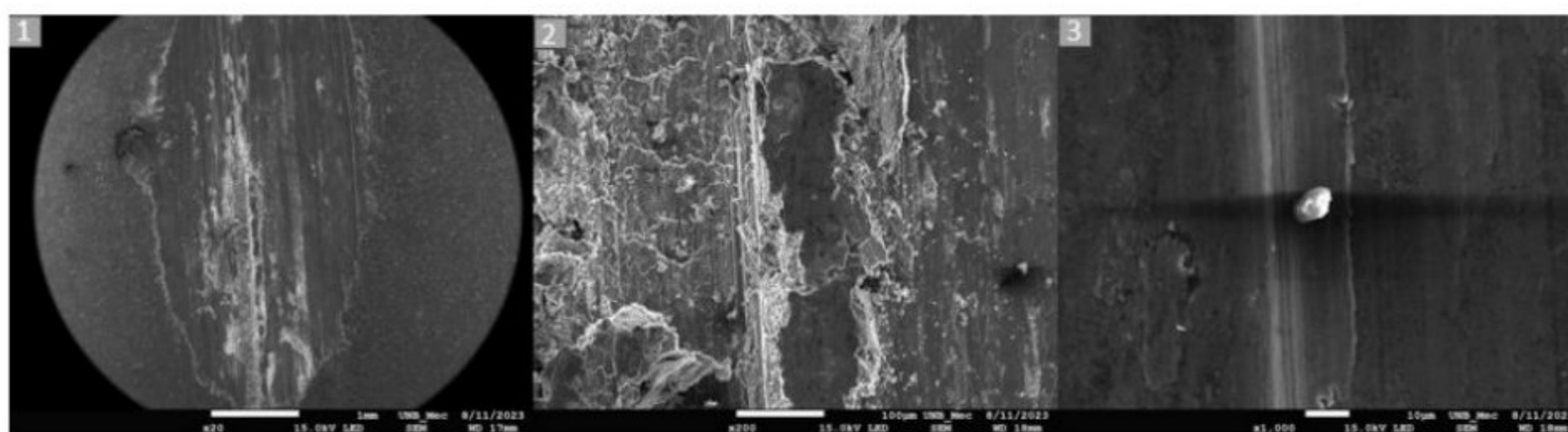
Tal fato pode ser explicado pelo Al ser um material de alta maleabilidade e que, quando do atrito contra o aço, se degrada e gera uma camada transferida sobre a superfície do disco, tal qual um revestimento. Quando esta camada é transferida, o atrito posterior ocorrerá entre Al e Al, que potencializa a adesão entre materiais. Nas figuras 39 e 40, a seguir, têm-se as fotomicrografias das amostras de Al puro submetidas ao ensaio de desgaste.

De igual modo, tem-se que o aumento do teor de escória (10% e/ou 15%) gera diminuição da força de atrito. Tal fato sugere que a matriz de Al, que envolve as partículas de escória, não tem resistência mecânica suficiente para impedir que as partículas de escória sejam removidas das superfícies dos pinos, provocadas pelas forças tangenciais de atrito desenvolvidas durante os ensaios de desgaste. Logo, algumas partículas de escória removidas poderiam ficar presas à superfície do disco ou soltas entre as superfícies deslizantes, atuando como partículas abrasivas que acelerariam a perda de massa dos pinos. Tal fenômeno de remoção de partículas de escória reduziria os mecanismos adesivos de perda de massa, que leva à redução da força de atrito e perda de massa.



Onde: 1) Aumento de 20x; 2), Aumento de 1000x; e, 3) Aumento de 3000x.

Figura 39 – Fotomicrografia dos corpos de prova de Alumínio puro com adesão – Fonte: Reprodução própria.



Onde: 1) Aumento de 20x; 2), Aumento de 200x; e, 3) Aumento de 3000x – onde se verifica partícula cerâmica solta na linha de desgaste.

Figura 40 – Fotomicrografia eletrônica de varredura do composto de Alumínio reforçado com 15% de escória, com observância do desgaste com arrancamento de material – Fonte: Reprodução própria

4.3 Conclusões

Como conclusão dos procedimentos experimentais aqui empreendidos, citam-se:

- A possibilidade de obtenção de compósito de Al comercialmente puro com diferentes concentrações de escória de alto forno via M/P;
- Os valores de densificação dos sinterizados (acima de 97,03% da densidade teórica do Al comercialmente puro) apontam que os parâmetros usados no processo de fabricação dos compósitos compactados a 530 Mpa (pressão de compactação, temperatura, tempo e atmosfera de sinterização) foram satisfatórios e melhores que os usados nos compósitos a 430 MPa;
- A adição do particulado de escória de alto forno no Al causou um aumento na microdureza do material superior a 43%;
- Os resultados dos ensaios de flexão de três pontos apresentaram aumento progressivo do aumento da resistência à flexão e módulo de elasticidade dos materiais em relação aos conteúdos adicionados. Para o compósito com 15% de escória, o módulo de elasticidade aumentou mais de 56% e a resistência à flexão praticamente dobrou (mais de 99% de aumento) em relação ao material sem reforço obtido pelo mesmo processo;
- Ao contrário do esperado, os resultados dos ensaios de resistência ao desgaste sugerem que as partículas de escória agiram como abrasivo, desprendendo-se da matriz de Al e prejudicando o desempenho do compósito ante ao desgaste; e
- Embora seja considerado um resíduo da indústria siderúrgica, a escória de alto forno mostra-se útil, em forma particulada, constitui-se um reforço eficaz ao Al comercialmente puro e garante a esse resíduo a possibilidade do seu reuso na indústria.

4.4 Trabalhos futuros

Dos resultados obtidos neste trabalho, sugere-se para trabalhos futuros a adição de material cerâmico nanoparticulado a fim de se verificar a influência da diminuição do tamanho médio de partículas nas propriedades mecânicas do material.

O trabalho obedeceu ao cronograma apontado em Apêndice, que descreve todas as atividades realizadas ao longo de toda a pesquisa, com suas respectivas durações.

Parte V

Referências e Apêndices

5. Referências

ALCOA. *Alcoa in Brasil*. [S. l.], 2023. Disponível em: <https://www.alcoa.com/brasil/pt>. Acesso em: 23 ago. 2023.

ANDRÉ, P. S. *Estudo químico e estrutural da matriz metálica 25%Fe-50%Cu-25%NbH sinterizada por prensagem a quente*. 2019. 118 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Rede Temática em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, MG, 2019.

ARCELORMITTAL DO BRASIL. [S. l.], 2023. Disponível em: <https://brasil.arcelormittal.com/>. Acesso em: 23 ago. 2023.

ASHBY, M. *Seleção de materiais no projeto mecânico*. 2. ed. São Paulo: GEN LTC, 2018. 712 p.

ASKELAND, D. R.; WRIGHT, W. J. *Ciência e engenharia dos materiais*. Tradução da 4. ed. norte-americana. São Paulo: Cengage Learning Brasil, 2019.

ASM INTERNATIONAL. *Metallography and microstructures: volume 9*. USA: Metals Handbook, 2001.

ASM METALS HANDBOOK. *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials – Properties of Pure Metals: volume 2*. ASM International, 1992. p. 2925-2927.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). *Fundamentos e aplicações do Alumínio*. São Paulo: ABAL, 2007.

ASTHANA, R. Processing effects on the engineering properties of cast Metal-Matrix Composites. *Advanced Performance Materials*, [s. l.], v. 5, n. 3, 213-255, dez. 1998.

BALSHIN, M. Y.; KIPARISOV, S. S. *General principles of powder metallurgy*. Moscow: MIR Publishers, 1980.

CALLISTER JÚNIOR, W. D.; RETHWISCH, D. G. *Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução*. 10. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2020. 864 p.

CHIAVERINI, V. *Metalurgia do pó*. 4. ed. São Paulo: ABM, 2001.

CUBBERLY, W. H. *Properties and selection: non-ferrous alloys and pure metals*. Metals Handbook. 9. Ed ASM, Metals Park. 1979.

COPPERMETAL. *Alumínio: o metal mais utilizado pela humanidade!*. [S. l.], 2023. Disponível em: <https://www.coppermetal.com.br/aluminio/>. Acesso em: 23 ago. 2023.

CUEVA, E. G.; LIMA, E. R.; PAIVA, I. S.; JESUS, L. S.; GOBIRA, L. F.; LASO, C. A. resistência ao desgaste erosivo de aços inoxidáveis. In: VII Encontro de Ciência e Tecnologia (ECT - FGA/UnB), Brasília, 2015. *Anais [...]*, Brasília, 2015.

DANIEL, I. M.; ISHAI, O. *Engineering mechanics of composite materials*. 2. ed. New York: Oxford University Press, 2005. 411 p.

DUARTE, I.; BANHART, J. A study of aluminium foam formation – Kinetics and microstructure. *Acta Materialia*, [s. l.], v. 48, n. 9, p. 2349-2362, maio 2000.

ELLEN MACARTHUR FOUNDATION. [S. l.], 2023. Disponível em: <https://ellenmacarthurfoundation.org/>. Acesso em: 23 ago. 2023.

FARIA, G. S.; LIMA, A. M.; PINHEIRO, W. A.; RIBEIRO, A. A.; BRANDÃO, L. P. M. Compósitos cobre-grafeno produzidos por Metalurgia do Pó com compactação a frio. In: 72º Congresso Anual da ABM, São Paulo, p. 2553-2560, 2017. *Anais [...]*, São Paulo, 2017.

FERREIRA, J. M. G. C. *Tecnologia da pulverometalurgia*. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 2002. 344 p. (Manuais Universitários).

FOGAGNOLO J. B. et al. *The effects of mechanical alloying on the compressibility of aluminium matrix composite powder*. Campinas, SP, A 355, 2003.

FONSECA, E. *Determinação indireta das propriedades mecânicas de aço ASTM A36 laminado com o uso de ultra-som*. 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2005. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/6662/000488009.pdf?sequence=1>. Acesso em: 23 ago. 2023.

FREDEI, M. C.; ALARCON, E. E.; KLEIN, A. N. Componentes de Al sinterizado: tecnologia de fabricação e caracterização mecânico-microestrutural. In: CBECIMAT, Águas de São Pedro, SP, 1990. *Anais [...]*, Águas de São Pedro, SP, 1990.

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

GARCIA, G. S.; SILVA, M. M.; ARENHARDT, S. L.; MARTINS, V.; CARDOSO, G.; ROCHA, A. S. Sinterização a plasma do Alumínio com a utilização a técnica Active Screen. In: 71º Congresso Anual da ABM - Internacional, 16º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, Rio de Janeiro, 26-30 set. 2016. *Anais...* Rio de Janeiro, 2016.

GORDO, E.; VELASCO, F.; ANTÓN, N.; TORRALBA, J. M. Wear mechanisms in high speed steel reinforced with (NbC)_p and (TaC)_p MMCs. *Wear*, [s. l.], v. 239, p. 251-259, 2000. HUTCHINGS, I. M. *Tribology: friction and wear of engineering materials*. Cambridge: Elsevier Limited, 1992. v. 1.

INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE (IAI). London, 2023. Disponível em: <https://international-aluminium.org/>. Acesso em: 23 ago. 2023.

KARSOKAS FILHO, N.; BRITO, S. L. M.; GUIMARÃES, K. L.; ROSSETO, C. M. *Influência de parâmetros como distribuição e tamanho de partículas e pressão de compactação na porosidade de compactos a verde de aço inoxidável para fabricação de filtros*. [S. n. t.]. Disponível em: <http://bt.fatecsp.br/system/articles/177/original/10silvionelsonkleber.pdf>. Acesso em: 23 ago. 2023.

LEVY NETO, F.; PARDINI, L. C. *Compósitos estruturais: ciência e tecnologia*. 2. ed. rev. e ampl. São Paulo: Blucher, 2016. 416 p.

LIBERATI, J. F. *Compactação isostática a quente do pó de aço rápido AISI M2*. 2001. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2001. Disponível em: http://pelicano.ipen.br/PosG30/TextoCompleto/Joao%20Franklin%20Liberati_M.pdf. Acesso em: 23 ago. 2023.

LIMA, E. P. R. *Estudo da ciência de recristalização de liga de Alumínio AA 8011 na condição H18*. 2002. 80 p. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2002.

LINDROOS, V. K.; TALVITIE, M. J. Recent advances in metal matrix composites. *Journal of Materials Processing Technology*, Lausanne, v. 53, n. 1-2, p. 273-284, ago. 1995.

LINS, A. E. P. *Fabricação de Compósitos de Matriz Metálica da Liga de Alumínio AA1100 com Reforço Cerâmico de Óxido de Zinco através de Técnicas de Metalurgia do Pó*. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2015.

LUMLEY, R. (ed.). *Fundamentals of Aluminium metallurgy: production, processing and applications*. Oxford: Woodhead Publishing Limited, 2011. 862 p.

MANOHARAN, M.; GUPTA, M. Effect of silicon carbide volume fraction on the work hardening behaviour of thermomechanically processed aluminium-based Metal-Matrix Composites. *Composites Part B: Engineering*, [s. l.], v. 30, n. 1, p. 107-112, jan. 1999.

MEIJER, G.; ELLYIN, F.; XIA, Z. Aspects of residual thermal stress/strain in particle reinforced Metal Matrix Composites. *Composites Part B: Engineering*, [s. l.], v. 31, n. 1, p. 29-37, jan. 2000.

METALTHAGA. *Fundição de Alumínio: saiba como é feita*. Novo Hamburgo, RS, 4 dez. 2017. Disponível em: <https://metalthaga.com.br/artigos/fundicao-de-aluminio-saiba-como-e-feita/>. Acesso em: 23 ago. 2023.

MONTEIRO, A. D. *Obtenção de compósito Nb-Cu via Metalurgia do Pó*. 2016. Dissertação (Mestrado) – Faculdade UnB Gama, Universidade de Brasília, Brasília, 2016.

MOURISCO, A. J. *Preparação e caracterização de Compósito de Matriz de Alumínio 1100 com partículas de SiC por metalurgia do pó*. 1995. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1995. Disponível em: http://pelicano.ipen.br/PosG30/TextoCompleto/Aroldo%20Jose%20Mourisco_M.pdf. Acesso em: 23 ago. 2023.

PRADO, R. M.; FERNANDES, F. M.; NATALE, W. *Uso agrícola da escória de siderurgia no Brasil: estudos na cultura da cana-de-açúcar*. Jaboticabal, SP: FUNEP, 2001. 67 p.

RAGONDET, A. *Experimental characterization of the vacuum infusion process*. 2005. Tese (Doutorado) – University of Nottingham, Nottingham, 2005.

RABIE, A.; VENDRA, L. J. A comparison of composite metal foam's properties and other comparable metal foams. *Materials Letters*, [s. l.], v. 63, n. 28, p. 533-536, 1996.

RIJEZA METALURGIA. *O que é resistência ao desgaste?*. São Leopoldo, RS, 2023. Disponível em: <https://rijeza.com.br/blog/o-que-e-resistencia-ao-desgaste/>. Acesso em: 7 set. 2023.

ROSSI, J. L. Reinforcements for Metal Matrix Composites produced by Powder Metallurgy. In: PM World Congress, [s. l.], 1998. p. 157-161. *Anais [...]*, [s. l.], 1998.

SALAZAR, J. A. B. *Estudo do processo de fabricação de compósitos AA6061+TiCN por sinterização do produto*. 2007. 200 p. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 2007.

SCHATT, W.; WITERS, K. *Powder metallurgy – Processing and materials*. Shrewsbury: European Powder Metallurgy Association, 1997.

SILVA, N. G. *Desenvolvimento do compósito Al-5,0Si-1,0Cu/Al₂O₃: caracterização microestrutural e trabalhabilidade*. 2005. 64 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2005.

SLYDEPLAYER. *Metalurgia do Pó*. [S. l.], 2023. Disponível em: <https://slideplayer.com.br/slide/3490005/>. Acesso em: 23 ago. 2023.

SURYANARAYANA, C. Mechanical alloying and milling. *Progress in Materials Science*, [s. l.], v. 46, p. 1-184, jan. 2001.

TAYA, M.; LULAY, K. E.; LLOYD, D. J. Strengthening of a particulate metal MaU-ix Composite by Quenching. *Acta Metallurgica et Materialia*, [s. l.], v. 39, n. 1, p. 73-87, 1991.

TORRALBA, J. M.; COSTA, C. E.; VELASCO, F. P/M aluminium matrix composites: an overview. *Journal of Materials Processing Technology*, [s. l.], v. 133, n. 1-2, p. 203-206, fev. 2003.

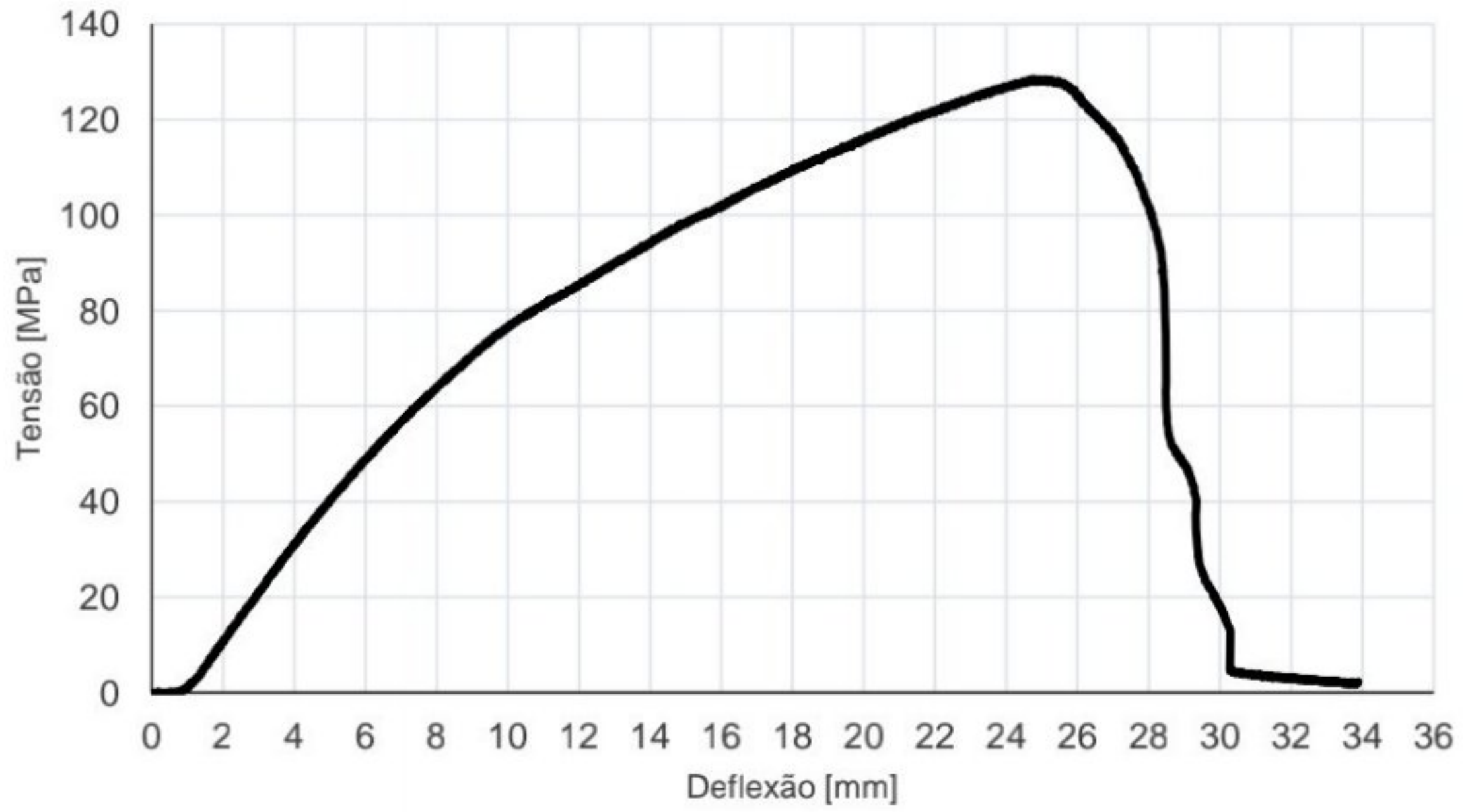
TORRES, C. S.; SCHAEFFER, L. Sinterização do compósito metal duro WC-CO. *Revista Eletrônica de Materiais e Processos*, [s. l.], v. 4, n. 3, p. 58-63, 2009. Disponível em: <http://www2.ufcg.edu.br/revista-remap/index.php/REMAP/article/view/133/127>. Acesso em: 23 ago. 2023.

XU, X. Q.; WATT, D. F. Basic role of a hard particles in a metal metrix subjected to tensile loading. *Acta Metallurgica et Materialia*, [s. l.], v. 42, n. U, p. 3717-3729, 1994.

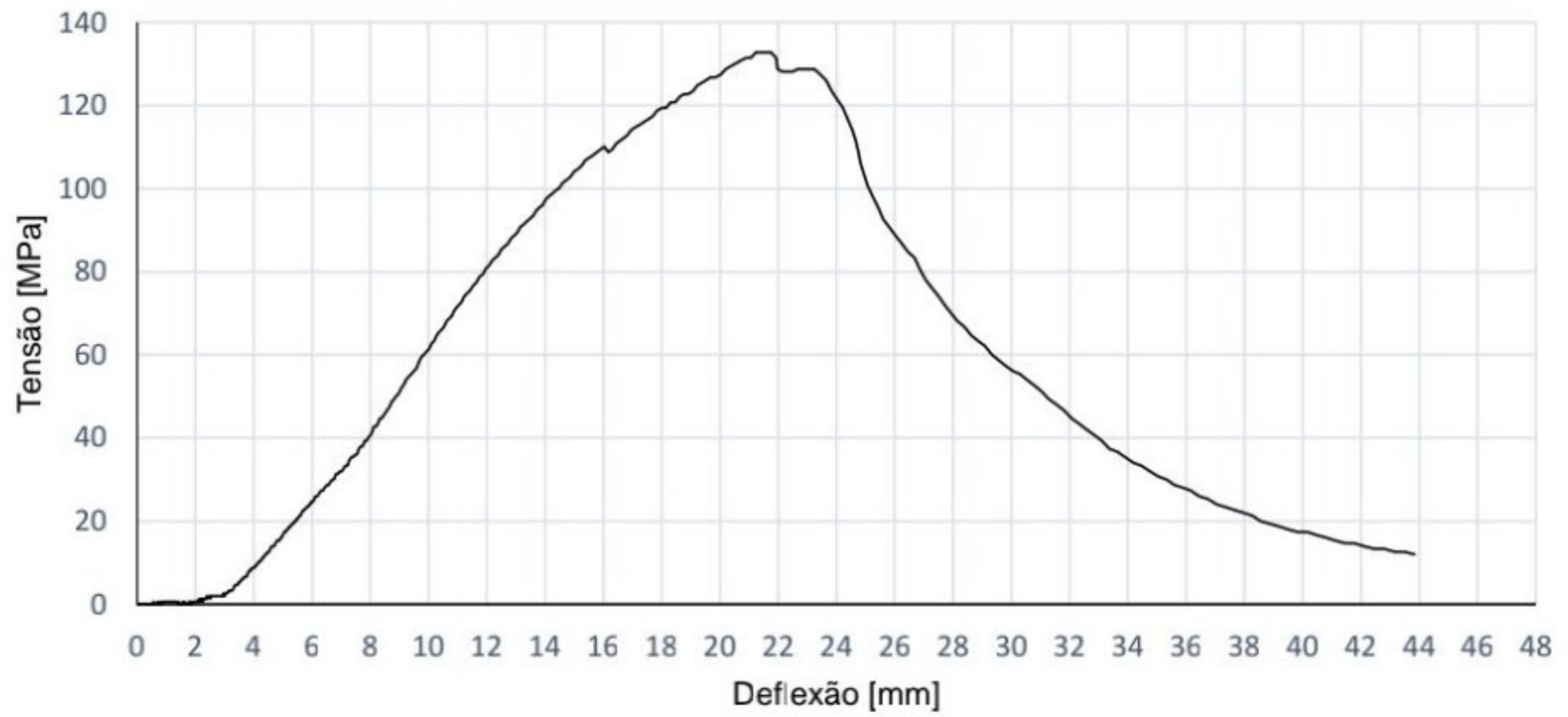
6. Apêndices

6.1 Gráficos dos resultados de flexão de três pontos dos compósitos

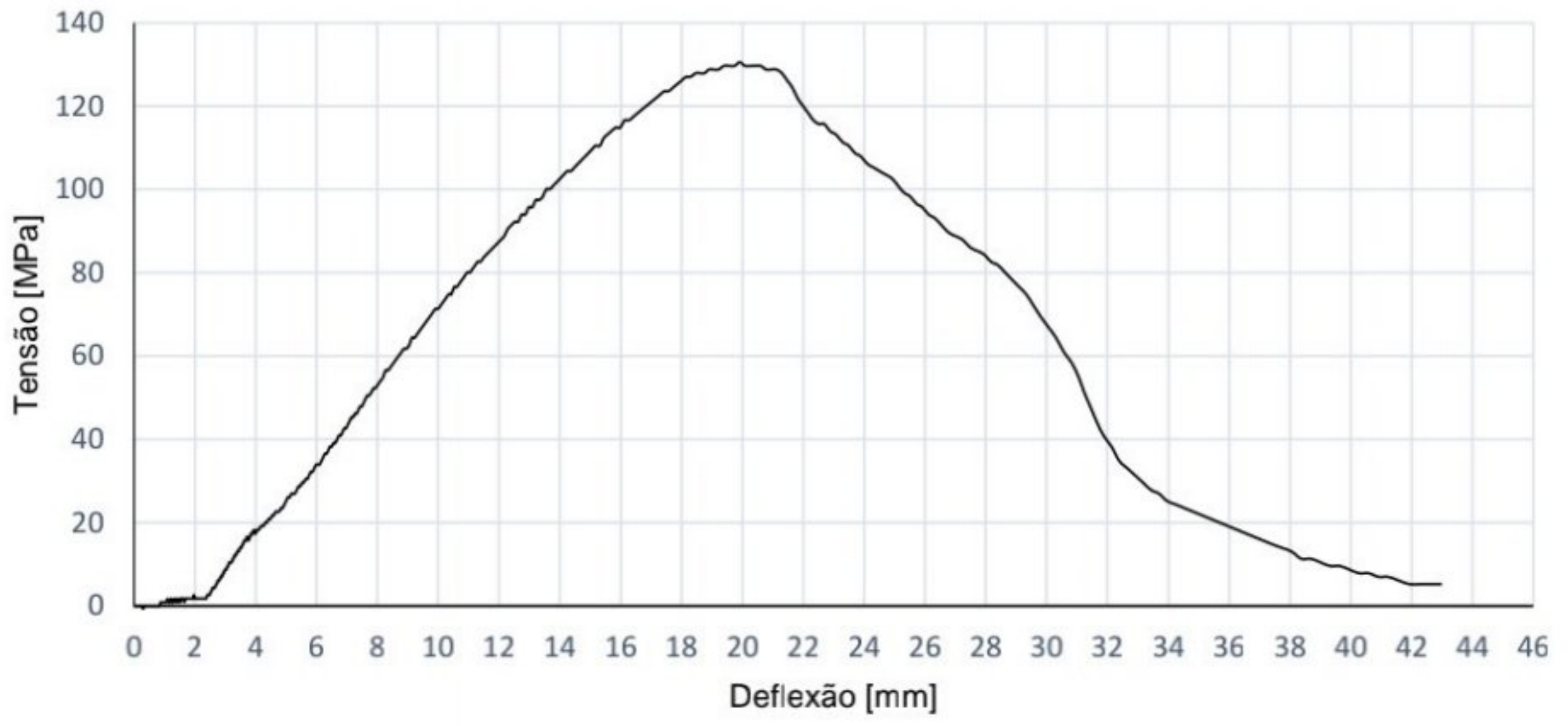
CORPO DE PROVA 1



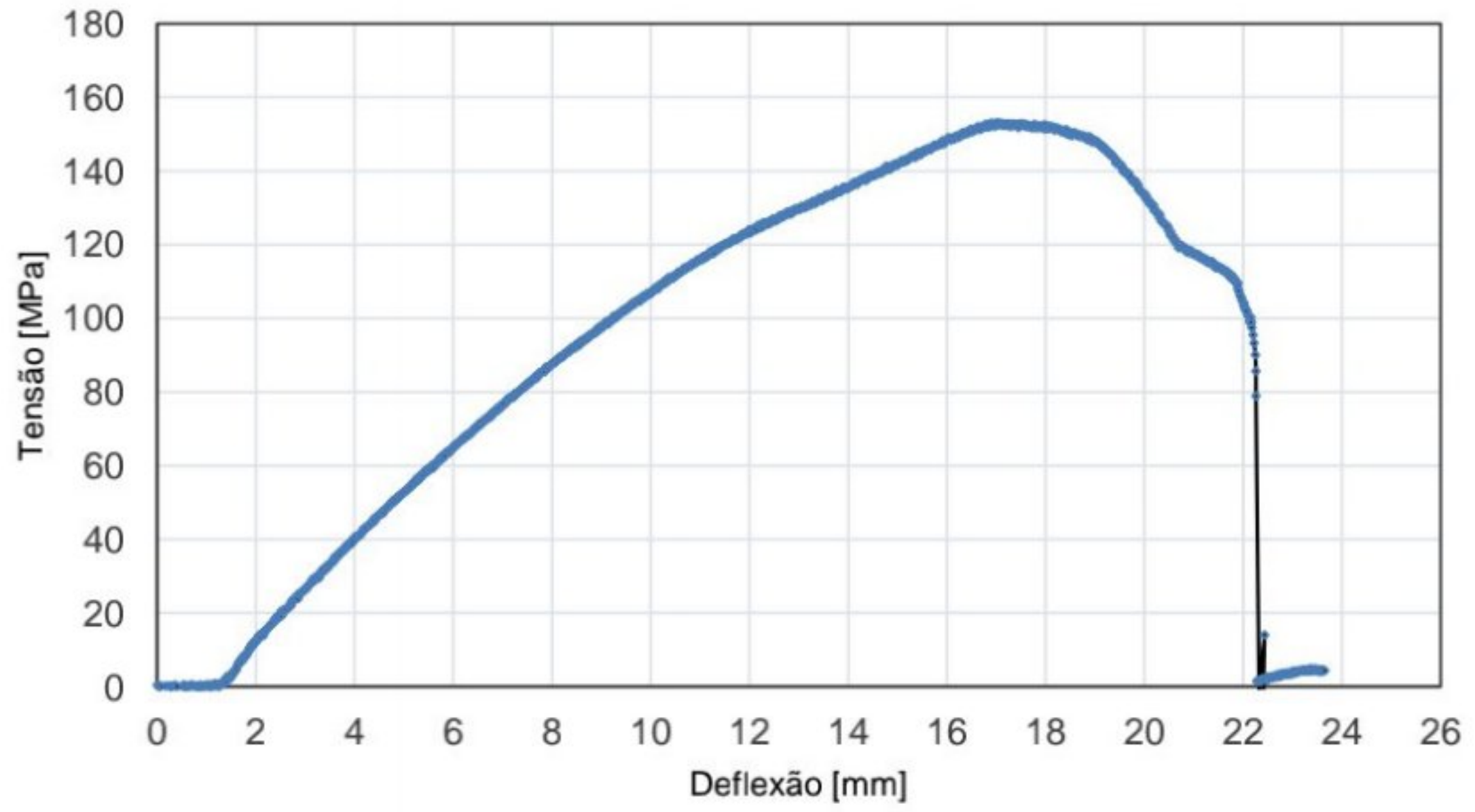
CORPO DE PROVA 2



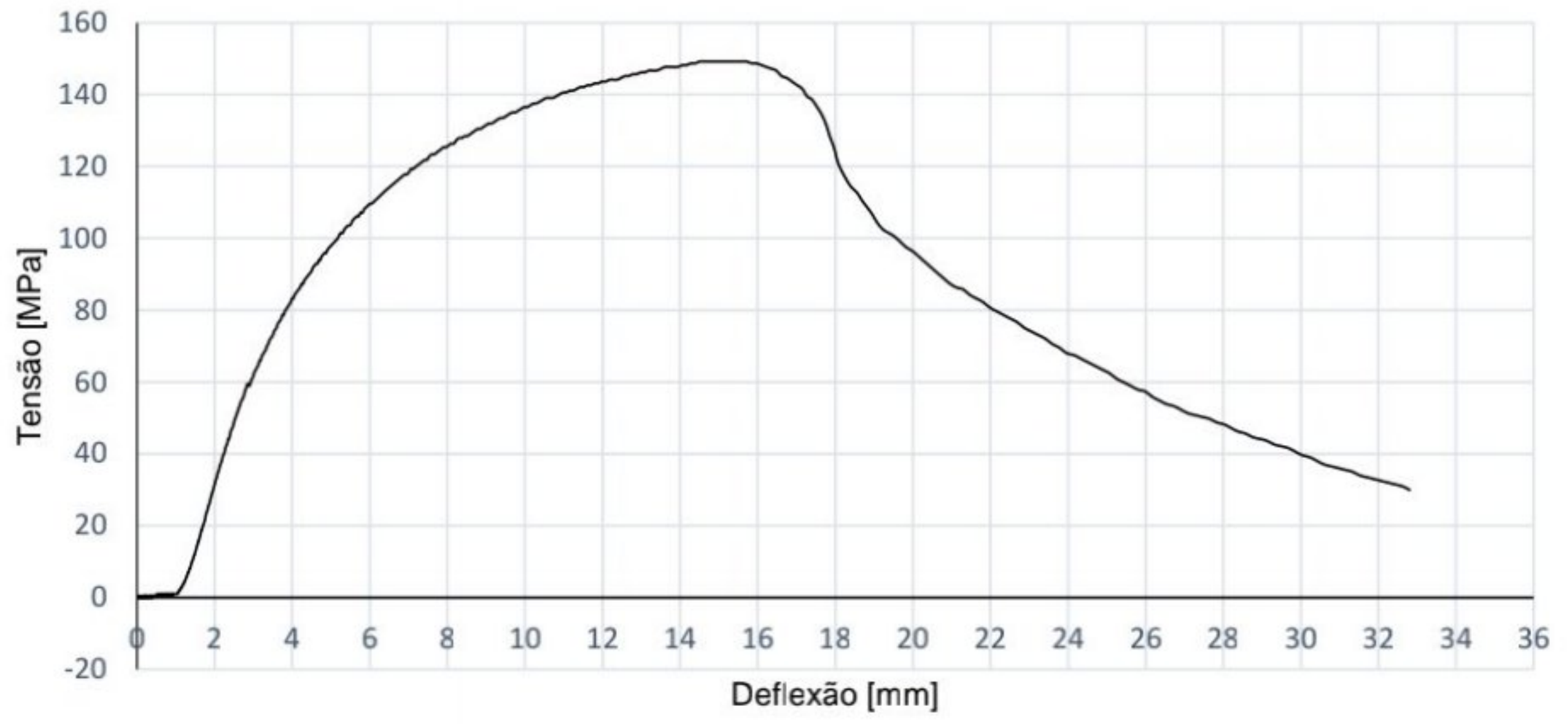
CORPO DE PROVA 3



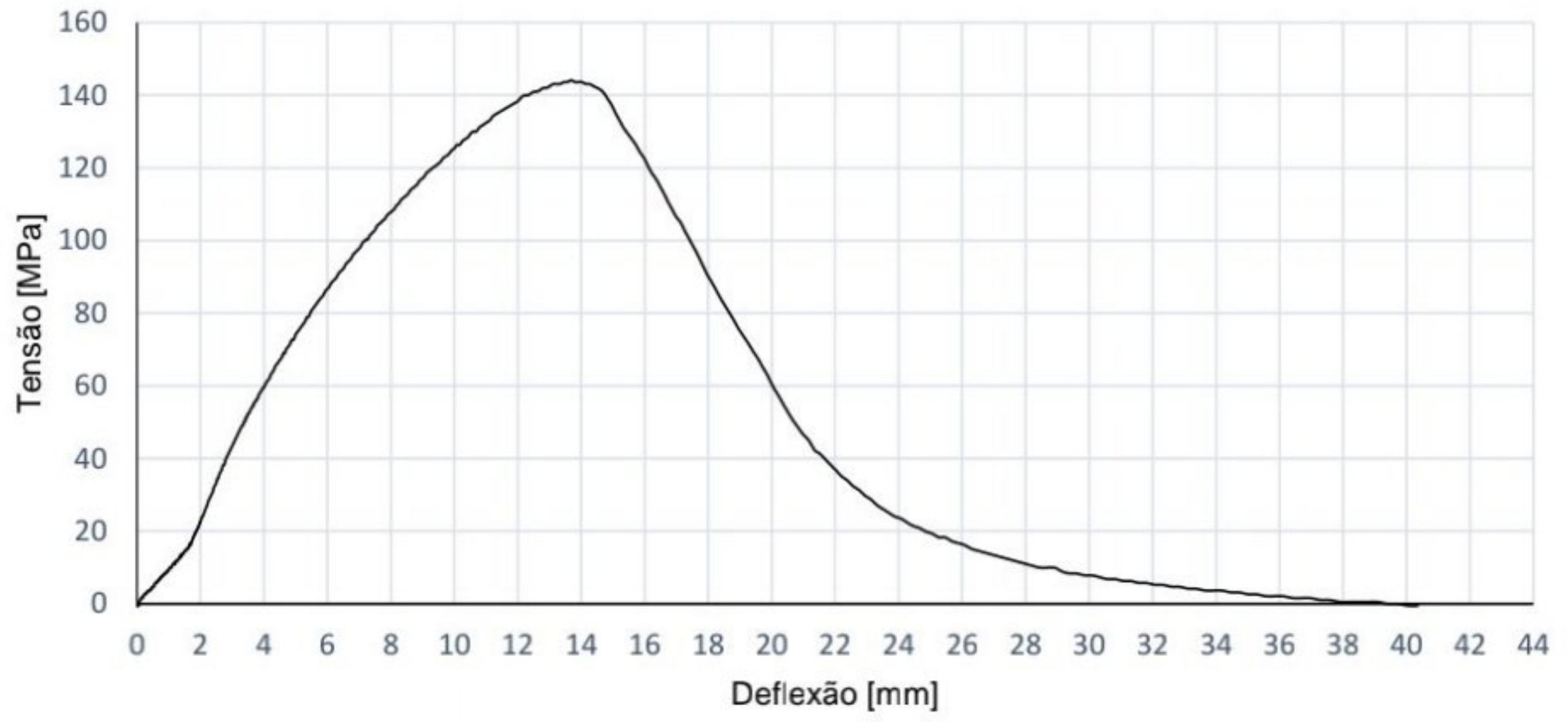
CORPO DE PROVA 1



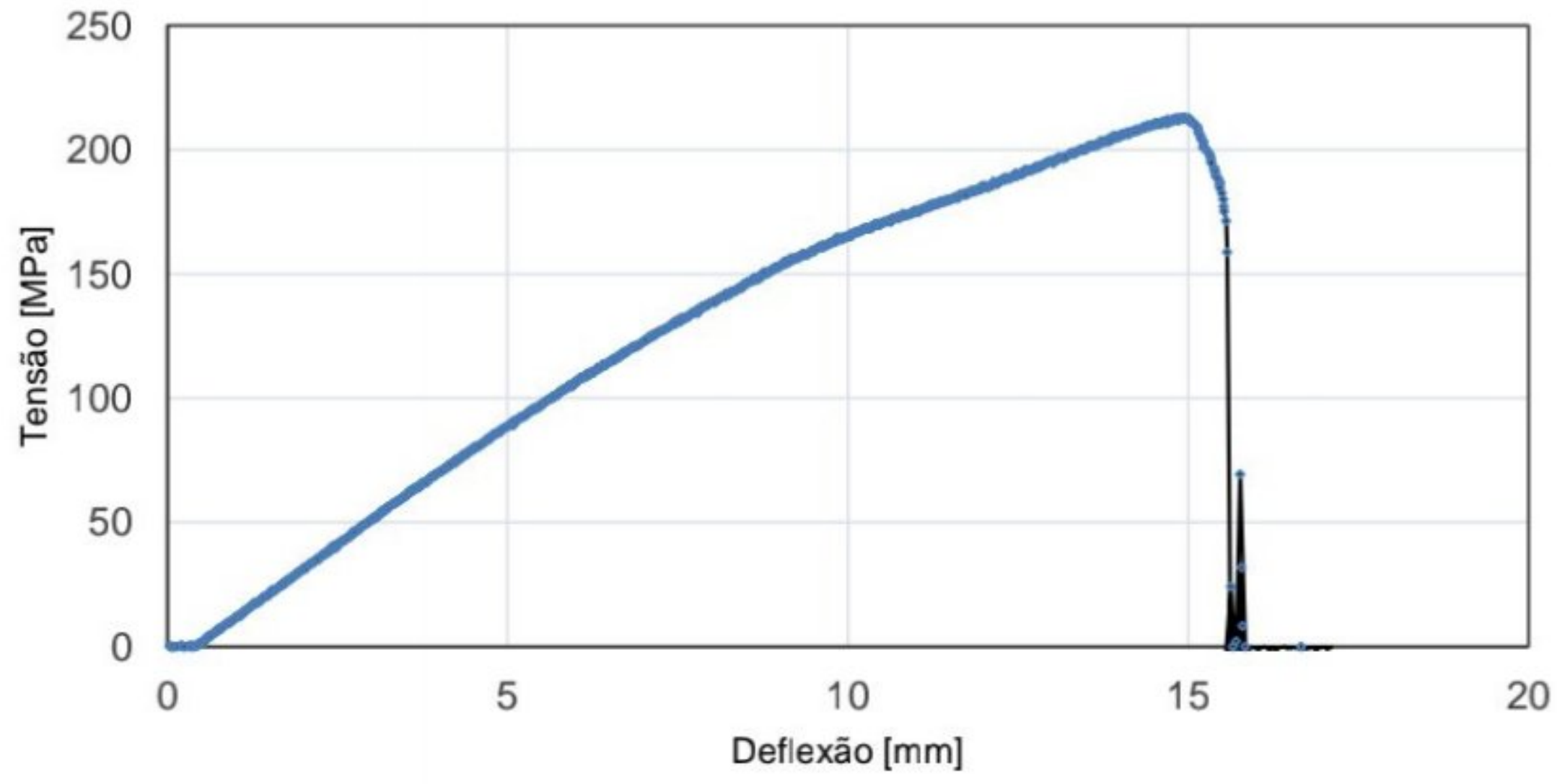
CORPO DE PROVA 2



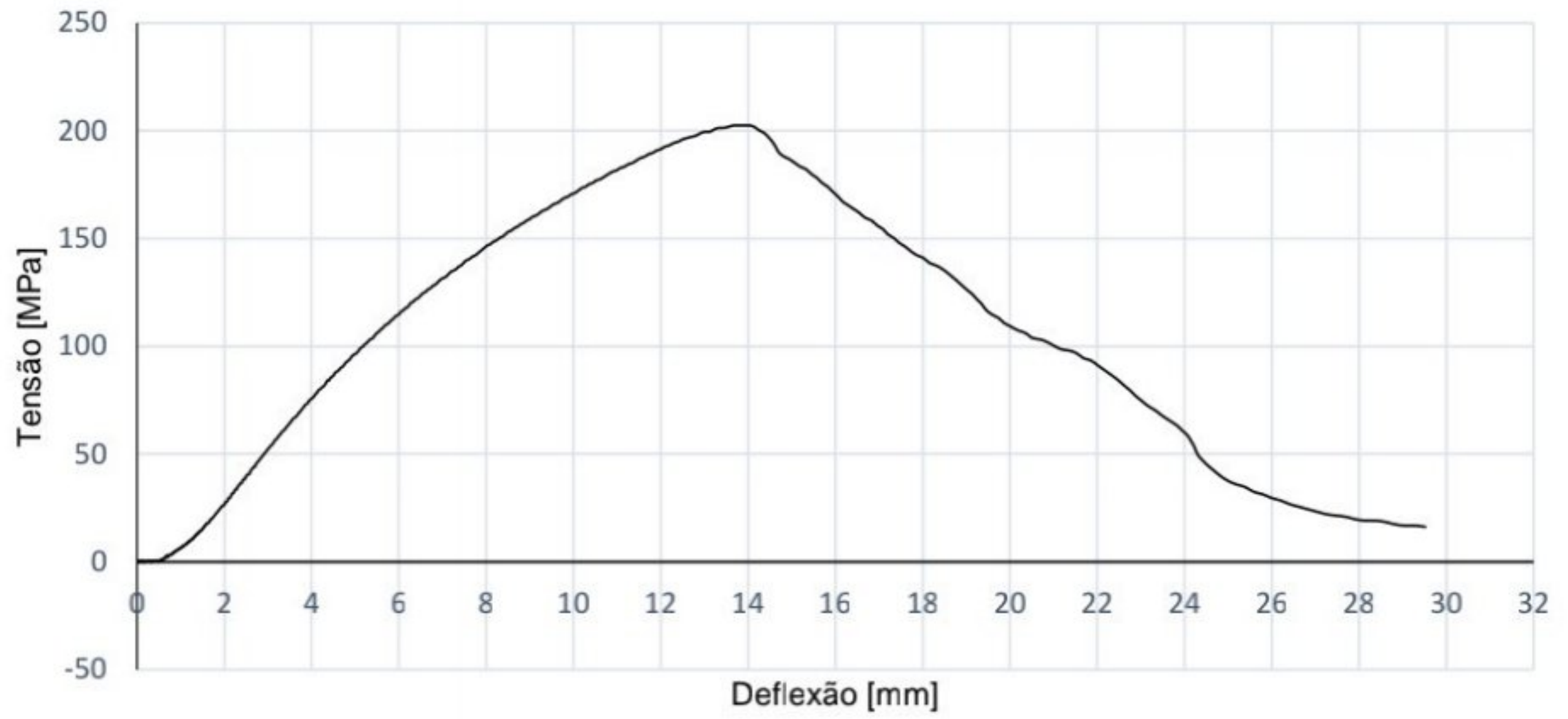
CORPO DE PROVA 3



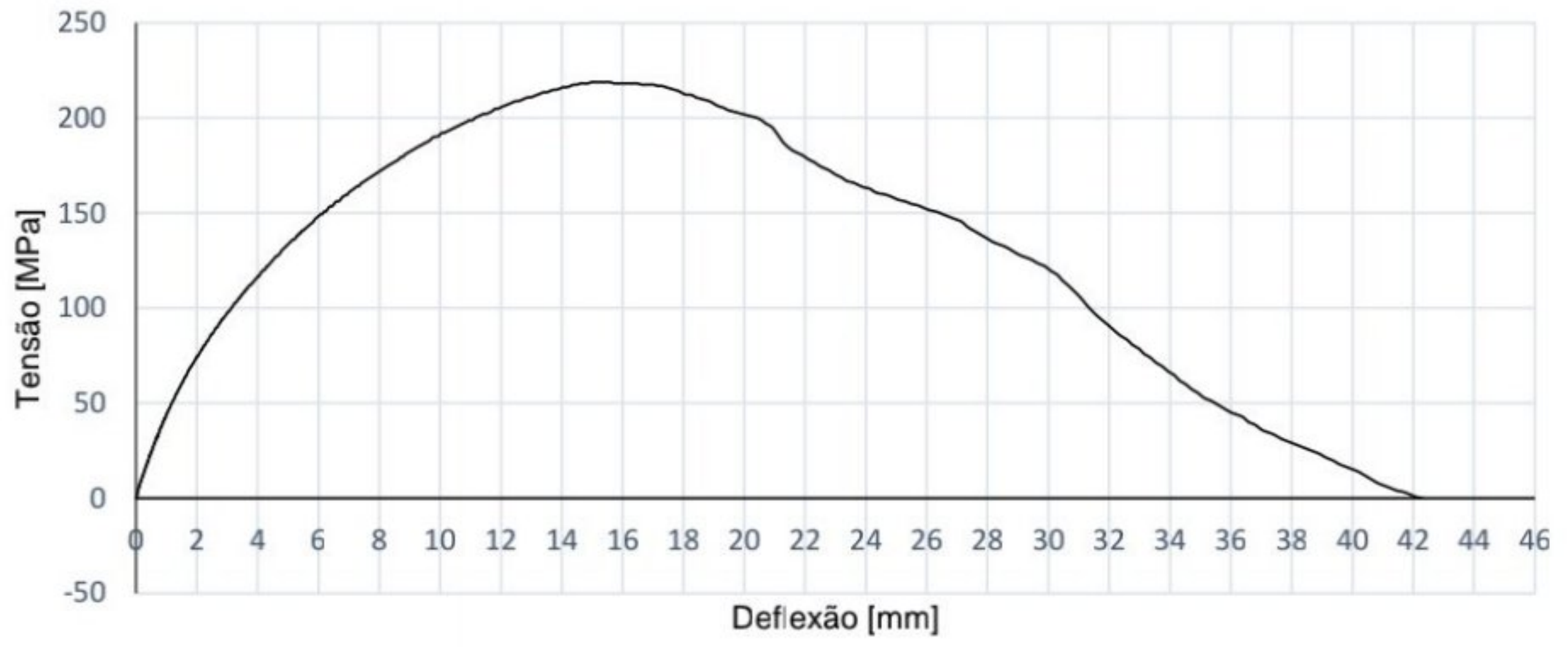
CORPO DE PROVA 1



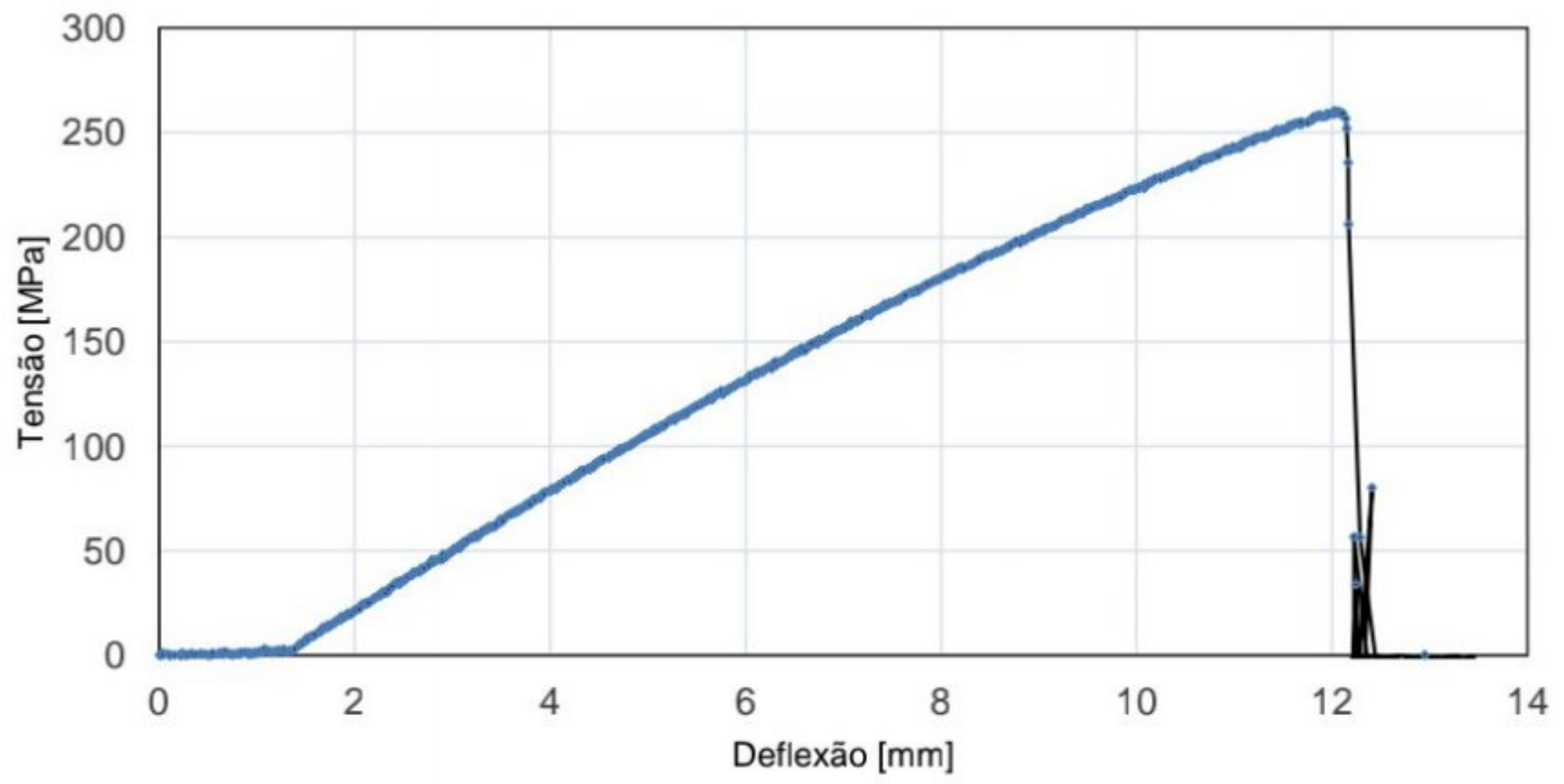
CORPO DE PROVA 2



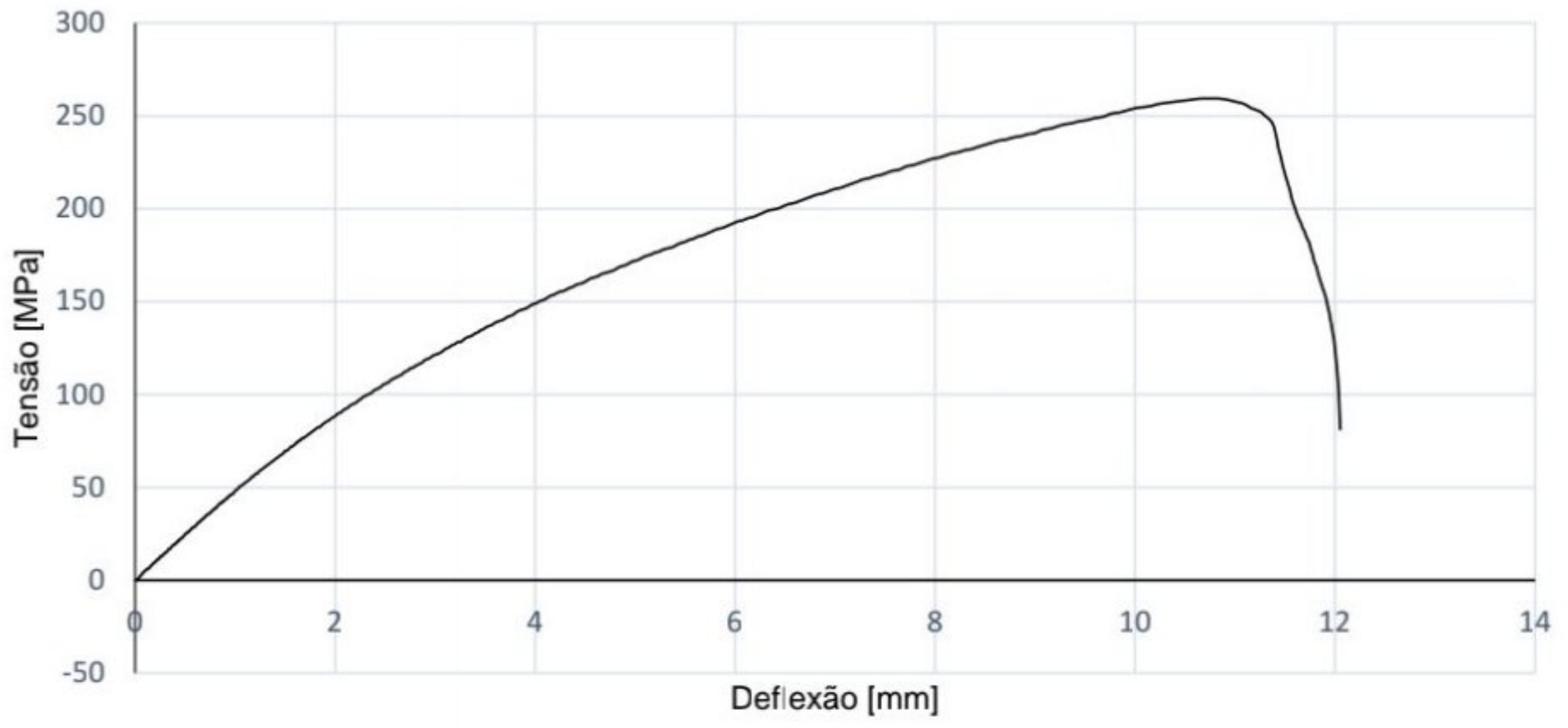
CORPO DE PROVA 3



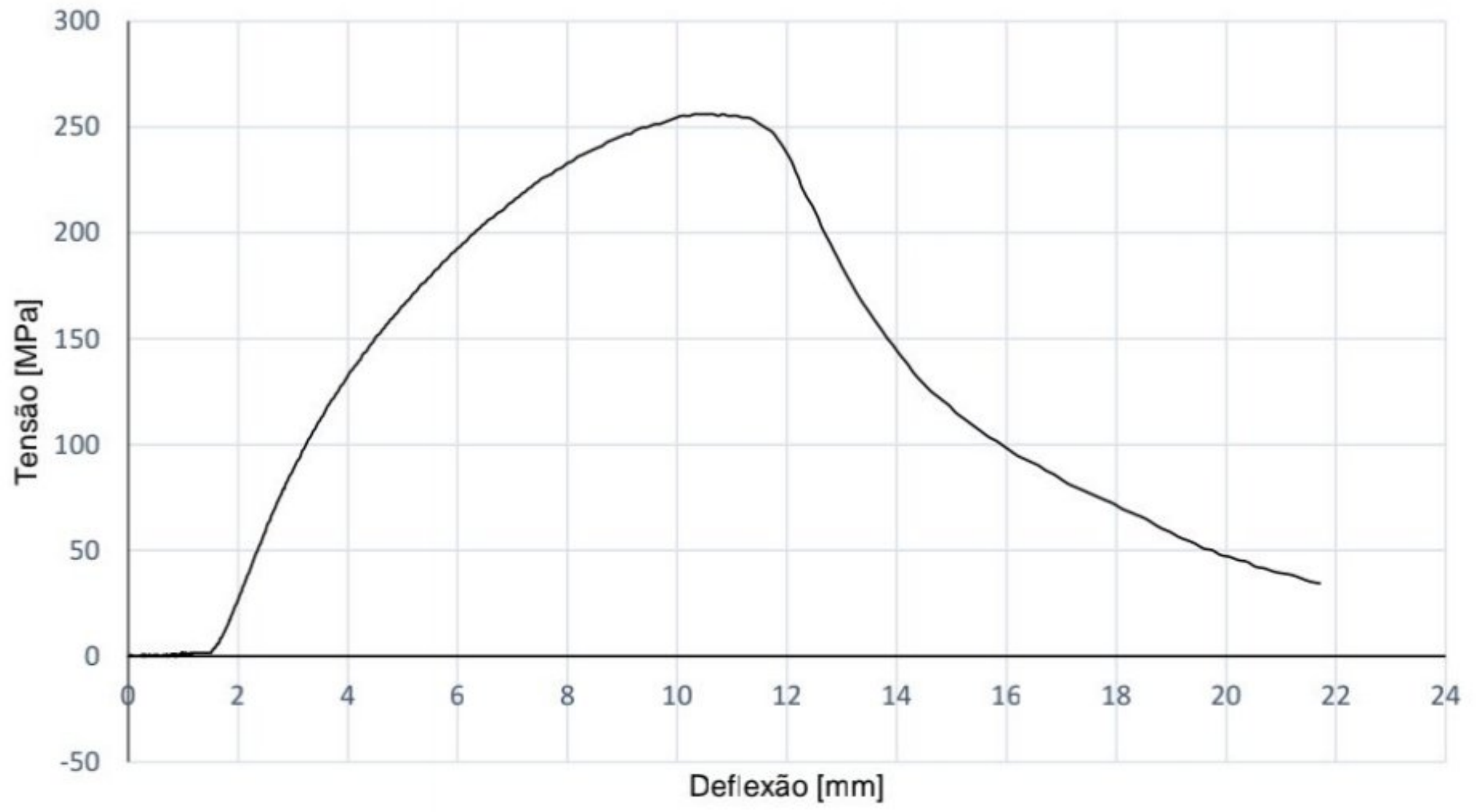
CORPO DE PROVA 1



CORPO DE PROVA 2



CORPO DE PROVA 3



6.2 Cronograma de atividades

Atividade	Ano															
	2022				2023											
	Set.	Out.	Nov.	Dez.	Jan.	Fev.	Mar.	Abr.	Mai.	Jun.	Jul.	Ago.	Set.	Out.	Nov.	Dez.
Revisão bibliográfica	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
Confecção dos moldes	X	X	X													
Caracterização dos pós					X	X	X	X	X							
Caracterização inicial dos compósitos										X	X					
Elaboração do TCC1 1											X	X				
Ajustes dos parâmetros para o TCC 2											X	X				
Produção das amostras maiores												X	X			
Caracterização dos compósitos														X	X	
Elaboração do TCC1 2															X	X

