



**INSTITUTO FEDERAL DA BAHIA**  
**Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais**

**LEONARDO FERREIRA DE ABREU**

**PRODUÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE UM COMPÓSITO DE MATRIZ DE AÇO  
INOX AISI 304 COM REFORÇO DE PÓ DE ALUMINA**

**SALVADOR**  
**2023**

LEONARDO FERREIRA DE ABREU

**PRODUÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE UM COMPÓSITO DE MATRIZ DE AÇO  
INOX AISI 304 COM REFORÇO DE PÓ DE ALUMINA**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Instituto Federal da Bahia (IFBA), como requisito para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador:  
Prof. Dr. Eng. Rodrigo Estevam Coelho

**SALVADOR  
2023**

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELO SISTEMA DE BIBLIOTECAS DO IFBA, COM OS  
DADOS FORNECIDOS PELO(A) AUTOR(A)

A162p Abreu, Leonardo Ferreira de

Produção e caracterização de um compósito de matriz de aço inox AISI 304 com reforço de pó de alumina / Leonardo Ferreira de Abreu; orientador Rodrigo Estevam Coelho -- Salvador, 2023.

85 p.

Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais) -- Instituto Federal da Bahia, 2023.

1. Compósito metálico. 2. Resíduos sólidos. 3. Aço inox AISI 304. 4. Alumina. I. Coelho, Rodrigo Estevam, orient. II. TÍTULO.

CDU 691.714

**INSTITUTO FEDERAL DA BAHIA**  
**PRÓ-REITORIA DE PESQUISA, PÓS-GRADUAÇÃO E INOVAÇÃO**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS - PPGEM**

**“PRODUÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE UM COMPÓSITO DE MATRIZ DE  
AÇO INOX AISI 304 COM REFORÇO DE PÓ DE ALUMINA.”**

**Leonardo Ferreira de Abreu**

Produto (s) Gerado (s): PRODUTO, PROCESSO OU TÉCNICA

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Estevam Coelho

Banca examinadora:



Documento assinado digitalmente  
**RODRIGO ESTEVAM COELHO**  
Data: 11/12/2023 08:54:24-0300  
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

---

Prof. Dr. Rodrigo Estevam Coelho (Orientador)



Documento assinado digitalmente  
**ALDEMIRO JOSE ROCHA PALMA**  
Data: 12/12/2023 11:31:53-0300  
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

---

Prof. Dr. Aldemiro José Rocha Palma - Examinador Interno - IFBA/Salvador



Documento assinado digitalmente  
**JOSE JORGE MENDES DE FREITAS**  
Data: 12/12/2023 10:30:44-0300  
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

---

Prof. Dr. José Jorge Mendes de Freitas - Examinador Interno - IFBA/Simões Filho



Documento assinado digitalmente  
**ARTHUR MORAES E VEIDEIRA**  
Data: 11/12/2023 10:25:32-0300  
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

---

Prof. Dr. Arthur Moraes e Videira - Examinador Externo - IFMT

Trabalho de Conclusão de Curso aprovado pela banca examinadora em 07/12/2023

Dedico este trabalho a minha mãe Zuleide, a meu pai Gilmar, a minha esposa Flávia e a meu filho Matheus, que sempre estiveram ao meu lado durante essa jornada.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço em primeiro lugar, a Deus, que fez com que meus objetivos fossem alcançados, durante todos os momentos da minha jornada.

Agradeço ao professor Dr. Rodrigo Estevam Coelho, por ter sido meu orientador e ter desempenhado tal função com dedicação e amizade.

Ao programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais – PPGEM/IFBA, pela oferta do curso de Mestrado Profissional em Engenharia de Materiais.

Ao Instituto Federal da Bahia - Campus Simões Filho, na figura de seus diretores e professores, pela oportunidade de realização de atividades do Mestrado possibilitando a utilização dos laboratórios e equipamentos para realização dos experimentos desta pesquisa.

Aos Professores Dr. José Jorge Mendes de Freitas, Dr. Arthur Moraes e Videira e Dr. Aldemiro José Rocha Palma pela aceitação do convite da participação da banca de avaliação.

Aos Técnicos Helder Alves Cerqueira, Carina Soares do Nascimento e Yuri Martins Campos, que possibilitaram a realização da moagem, análises de MEV, dureza e microdureza, através dos Laboratórios de Moagem de Alta Energia, Ensaio Destrutivos e Caracterização de Materiais, pertencentes ao IFBA - *Campus* Salvador.

Aos colegas Josimar Torres, Lucian Mendes e Professor Rui Mota do IFBA/Simões Filho, por estarem presentes no dia a dia compartilhando ideias no processo de desenvolvimento do projeto proposto, incentivando e estimulando nos momentos mais importantes da pesquisa.

Muito Obrigado!

## RESUMO

Os processos de fabricação na área de usinagem possuem participação direta ou indireta em todos os setores industriais da atualidade, o que ocasiona um acúmulo de grandes quantidades de resíduos sólidos na forma de cavaco. Com base nisso, este trabalho buscou a obtenção de um compósito metálico com o reaproveitamento do cavaco de aço inox AISI 304 da usinagem, na forma de pó moído por moagem de alta energia (MAE) e associado a alumina ( $Al_2O_3$ ) como reforço particulado e disperso. O compósito metálico foi processado a partir da utilização de três formulações de amostras, com valores de 5, 10 e 15% em peso de alumina. Após o processo de compactação uniaxial, as amostras a verde foram sinterizadas com a temperatura de 1150 °C a uma taxa de 10 °C/min. Para a caracterização do material compósito, as amostras foram submetidas a análise de densidade aparente, porosidade percentual, ensaio de flexão de três pontos, microdureza Vickers, dureza Rockwell e análise microestrutural através de microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). A partir dos valores obtidos através da caracterização, constatou-se uma evolução nas propriedades mecânicas do compósito relacionado ao aumento gradual do teor de alumina, de 5 até 15% em peso, apresentando uma queda significativa no percentual de porosidade, maior densidade aparente e aumento da dureza. Para a formulação de 15% de reforço, observou-se dureza pontual de 968HV, característica bastante promissora quando comparado aos valores de dureza atribuídos aos aços rápidos, que apresentam uma dureza entre 700 a 940HV.

**Palavras-chave:** Compósito metálico, resíduos sólidos, aço inox AISI 304; Alumina.

## ABSTRACT

Manufacturing processes in the machining area have direct or indirect participation in all industrial sectors today, which causes an accumulation of large quantities of solid waste in the form of chips. Based on this, this work aims to obtain a metallic composite by reusing AISI 304 stainless steel chips from machining, in the form of powder ground by high energy grinding (MAE) and associated with alumina ( $Al_2O_3$ ) as particulate reinforcement and scattered. The metallic composite was processed using three sample formulations, with values of 5, 10 and 15% by weight of alumina. After the uniaxial compaction process, the green samples were sintered at a temperature of 1150 °C at a rate of 10 °C/min. To characterize the composite material, the samples were subjected to analysis of apparent density, percentage porosity, three-point bending test, Vickers microhardness, Rockwell hardness and microstructural analysis using optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). From the values obtained through the characterization, an evolution was observed in the mechanical properties of the composite related to the gradual increase in the alumina content, from 5 to 15% by weight, presenting a significant drop in the percentage of porosity, greater apparent density and increased of hardness. For the 15% reinforcement formulation, a point hardness of 968HV was observed, a very promising characteristic when compared to the hardness values attributed to high-speed steels, which have a hardness between 700 and 940HV.

**Keywords:** Metal composite; solid waste; AISI 304 stainless; Alumina.

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 2.1:</b> Esquema de classificação para vários tipos de compósitos.....	18
<b>Figura 2.2:</b> Processo convencional de metalurgia do pó.....	29
<b>Figura 2.3:</b> Detalhes do processo de prensagem uniaxial.....	33
<b>Figura 3.1:</b> Fluxograma de materiais e métodos.....	42
<b>Figura 3.2:</b> Pó de alumina ITA 1000.....	43
<b>Figura 3.3:</b> Processo de usinagem no torno CNC.....	44
<b>Figura 3.4:</b> Processo de descontaminação do cavaco.....	45
<b>Figura 3.5:</b> Moinho Atritor.....	45
<b>Figura 3.6:</b> Processo de separação granulométrica.....	46
<b>Figura 3.7:</b> Pesagem dos pós de partida.....	47
<b>Figura 3.8:</b> Processo de mistura dos pós.....	48
<b>Figura 3.9:</b> Matriz de compactação retangular.....	49
<b>Figura 3.10:</b> Matriz de compactação cilíndrica.....	49
<b>Figura 3.11:</b> Preparação da solução aglomerante de PVA.....	50
<b>Figura 3.12:</b> Processo de compactação.....	50
<b>Figura 3.13:</b> Corpos de prova compactados.....	51
<b>Figura 3.14:</b> Corpos de prova no interior do forno.....	52
<b>Figura 3.15:</b> Preparação metalográfica.....	52
<b>Figura 3.16:</b> Microscopia Ótica.....	53
<b>Figura 3.17:</b> MEV/ Pós de Partida.....	54
<b>Figura 3.18:</b> Processo de metalização de amostras.....	54
<b>Figura 3.19:</b> Processo de absorção de água.....	56
<b>Figura 3.20:</b> Dispositivo para medição de massa imersa.....	56
<b>Figura 3.21:</b> Ensaio de flexão.....	57
<b>Figura 3.22:</b> Microdureza Vickers: (A) microdurômetro, (B) amostra em ensaio, (C) pontos de indentação .....	58
<b>Figura 3.23:</b> Ensaio de Dureza Rockwell-B.....	58
<b>Figura 4.1:</b> Cavaco selecionado para moagem.....	59
<b>Figura 4.2:</b> Evolução granulométrica: (A) sem moagem; (B) 2 horas de moagem; (C) 5 horas de moagem .....	60
<b>Figura 4.3:</b> MEV do pó de aço inox após moagem por 5 horas.....	60
<b>Figura 4.4:</b> MEV do pó de alumina.....	61
<b>Figura 4.5:</b> Amostras compactadas na matriz retangular após sinterização: (A) AA5; (B) AA10; (C) AA15 .....	62
<b>Figura 4.6:</b> Amostras cilíndricas sinterizadas AA5, AA10 e AA15.....	62

<b>Figura 4.7:</b> Amostra de formulação AA5 após preparação metalográfica.....	63
<b>Figura 4.8:</b> Amostra de formulação AA10 após preparação metalográfica.....	63
<b>Figura 4.9:</b> Amostra de formulação AA15 após preparação metalográfica.....	64
<b>Figura 4.10:</b> Micrografia (MO): (A) amostra AA5; (B) amostra AA10; (C) amostra AA15.....	64
<b>Figura 4.11:</b> Imagens da amostra AA5 obtidas no MEV.....	66
<b>Figura 4.12:</b> Imagens da amostra AA10 obtidas no MEV.....	67
<b>Figura 4.13:</b> Imagens da amostra AA15 obtidas no MEV.....	67
<b>Figura 4.14:</b> Imagens obtidas através do MEV e registro fotográfico: (A, B) AA5; (C, D) AA10; (E, F) AA15.....	68
<b>Figura 4.15:</b> Densidade aparente/ Porosidade (%).....	70
<b>Figura 4.16:</b> Curvas do ensaio de flexão (A) 5%p. de Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; (B) 10%p. de Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; (C) 15%p. de Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .....	71
<b>Figura 4.17:</b> Comparativo da curva média das tensões de cada formulação.....	72
<b>Figura 4.18:</b> Indentações: (A) na matriz da formulação AA5; (B) no aglomerado da formulação AA10; (C) na matriz da formulação AA15.....	73
<b>Figura 4.19:</b> (A) Amostras após teste de dureza Rockwell; (B) detalhe da amostra AA15 fraturada no teste de dureza; (C) detalhe da delaminação da amostra AA15.....	75
<b>Figura 4.20:</b> Comparativo da Microdureza Vickers e Dureza Rockwell.....	76

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 2.1:</b> Composição química do Aço Inoxidável AISI 304.....	21
<b>Tabela 2.2:</b> Propriedades do aço inox AISI 304.....	22
<b>Tabela 2.3:</b> Propriedades da $\alpha$ -Alumina.....	24
<b>Tabela 2.4:</b> Dureza do aço rápido e metal duro .....	28
<b>Tabela 2.5:</b> Aditivos utilizados na conformação por prensagem a seco.....	34
<b>Tabela 2.6:</b> Tipos e mecanismos de sinterização.....	36
<b>Tabela 3.1:</b> Composição química da alumina ITA 1000.....	43
<b>Tabela 3.2:</b> Percentuais de massa Aço Inox 304/ $Al_2O_3$ .....	47
<b>Tabela 4.1:</b> Valores de densidade aparente e porosidade.....	69
<b>Tabela 4.2:</b> Valores médios de tensão máxima.....	71
<b>Tabela 4.3:</b> Microdureza Vickers.....	73
<b>Tabela 4.4:</b> Pico de Dureza.....	74
<b>Tabela 4.5:</b> Dureza Rockwell-B.....	75

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA5	Compósito com 5% de alumina
AA10	Compósito com 10% de alumina
AA15	Compósito com 15% de alumina
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	Instituto Americano de Ferro e Aço ( <i>American Iron and Steel Institute</i> )
ASTM	Sociedade Americana de Testes e Materiais ( <i>American Society for Testing and Materials</i> )
CMC	Compósito de matriz cerâmica
CMM	Compósito de matriz metálica
CMP	Compósito de matriz polimérica
CNC	Comando numérico computadorizado
HRB	Dureza Rockwell B
HRC	Dureza Rockwell C
HV	Dureza Vickers
IFBA	Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia da Bahia
ISO	Organização Internacional para Padronização ( <i>International Organization for Standardization</i> )
MAE	Moagem de alta energia
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MO	Microscopia ótica
NBR	Norma Brasileira
PDC	Diamante sintético policristalino
PVA	Álcool polivinílico
PVC	Policloreto de vinil
RPM	Rotação por minuto
SE	Sinal de elétrons secundários do MEV

## LISTA DE SÍMBOLOS

Latino	Descrição	Unidade
b	Largura do corpo de prova	mm
h	Altura do corpo de prova	mm
m	Massa	g
$m_i$	Massa imersa	g
$m_s$	Massa sinterizada	g
$m_u$	Massa úmida	g
PA	Percentual de porosidade	%
v	Volume	cm <sup>3</sup>

Grego	Descrição	Unidade
$\varepsilon$	Deformação	mm
$\sigma$	Tensão	MPa
$\sigma_f^{3p}$	Tensão máxima na flexão de três pontos	MPa
$\rho$	Densidade aparente	g/cm <sup>3</sup>

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	15
1.1. DESCRIÇÃO DO TRABALHO.....	15
1.2. OBJETIVOS.....	16
<b>1.2.1. Objetivo Geral</b> .....	16
<b>1.2.2. Objetivos Específicos</b> .....	16
1.3. JUSTIFICATIVA.....	17
<b>2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA</b> .....	18
2.1. COMPÓSITOS.....	18
2.2. AÇO INOXIDÁVEL.....	20
<b>2.2.1. Aço Inoxidável AISI 304</b> .....	21
2.3. CERÂMICAS AVANÇADAS.....	22
2.4. ALUMINA.....	23
2.5. COMPÓSITO DE MATRIZ METÁLICA COM PARTÍCULAS CERÂMICAS DISPERSAS.....	24
2.6. RESÍDUOS SÓLIDOS.....	25
2.7. MATERIAIS RESIDUAIS EM COMPÓSITOS METÁLICOS.....	26
2.8. MATERIAIS PARA FERRAMENTAS DE CORTE.....	27
2.9. METALURGIA DO PÓ.....	29
2.10. PREPARAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS.....	30
<b>2.10.1. Mistura e homogeneização dos pós</b> .....	30
<b>2.10.2. Moagem de alta energia</b> .....	31
2.11. COMPACTAÇÃO.....	32
2.12. TRATAMENTO TÉRMICO.....	34
<b>2.12.1. Secagem</b> .....	35
<b>2.12.2. Queima</b> .....	35
<b>2.12.3. Sinterização</b> .....	35
<b>2.12.4. Sinterização por fase vapor</b> .....	36
<b>2.12.5. Sinterização no estado sólido</b> .....	37
<b>2.12.6. Sinterização por fase líquida</b> .....	38
<b>2.12.7. Tipos de processos de sinterização</b> .....	39
2.13. PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	39
<b>2.13.1. Dureza</b> .....	39
<b>2.13.2. Resistência à flexão</b> .....	40
<b>3. MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	42
3.1. ALUMINA.....	43
3.2. CAVACO DO AÇO INOX 304.....	44

3.3.	MOAGEM DE ALTA ENERGIA (MAE).....	45
3.4.	ANÁLISE GRANULOMÉTRICA DO PÓ DE AÇO INOX 304.....	46
3.5.	MISTURA DOS PÓS DE PARTIDA.....	46
3.6.	COMPACTAÇÃO.....	48
3.7.	SINTERIZAÇÃO.....	51
3.8.	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	52
3.9.	MICROSCOPIA ÓTICA.....	53
3.10.	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA - MEV.....	53
3.11.	DENSIDADE APARENTE E PERCENTUAL DE POROSIDADE.....	55
3.12.	ENSAIO DE FLEXÃO EM TRÊS PONTOS.....	57
3.13.	MICRODUREZA VICKERS.....	57
3.14.	DUREZA ROCKWELL.....	58
<b>4.</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>59</b>
4.1.	TORNEAMENTO E SELEÇÃO DO CAVACO.....	59
4.2.	CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS DE PARTIDA.....	59
4.2.1.	<b>Moagem e Análise Granulométrica do Pó de Aço Inox 304.....</b>	<b>59</b>
4.2.2.	<b>Análise Granulométrica da Alumina.....</b>	<b>60</b>
4.3.	FORMULAÇÕES DO COMPÓSITO.....	61
4.4.	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA CARACTERIZAÇÃO E ENSAIOS.....	62
4.5.	MICROSCOPIA ÓTICA (MO).....	64
4.6.	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV).....	65
4.7.	DENSIDADE APARENTE E POROSIDADE.....	69
4.8.	ENSAIO DE FLEXÃO EM TRÊS PONTOS.....	70
4.9.	DUREZA.....	73
4.9.1.	<b>Microdureza Vickers.....</b>	<b>73</b>
4.9.2.	<b>Dureza Rockwell.....</b>	<b>75</b>
<b>5.</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>77</b>
<b>6.</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>78</b>
	<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>79</b>

## 1. INTRODUÇÃO

### 1.1. DESCRIÇÃO DO TRABALHO

Os processos de usinagem possuem participação direta ou indiretamente em toda cadeia industrial da atualidade, sendo capaz de produzir peças das mais complexas e variadas geometrias, com precisão e bom acabamento (MACHADO *et al.*, 2015). Atrelado a grande produção do setor, está a geração de resíduos e o excesso de material desperdiçado. Os cavacos de aço são uma dessas formas de desperdício (ALWAELI, 2016). Outro ponto relevante está relacionado com a produção mundial de aço, que no caso dos inoxidáveis, aumentou de 24,9 para 52,2 milhões de toneladas na última década. (ABOUELATA *et al.*, 2021)

Os problemas derivados do desperdício têm um caráter único e complicado: eles podem não ser apenas tratados como lastro problemático, mas ainda carregam tanto o valor do trabalho humano subjetivo quanto a energia usada para sua produção. Esses resíduos constituem uma fonte potencial de materiais secundários (ALWAELI, 2016).

Atualmente, o método tradicional de reaproveitamento do cavaco de usinagem é a britagem seguida de centrifugação e prensagem dos briquetes para refusão. Uma vantagem dessa abordagem tecnológica é a alta produtividade, que pode ser alcançada automatizando toda a cadeia tecnológica, porém exige alto consumo de energia (RAZUMOV *et al.*, 2021).

Uma das opções para o redirecionamento desse resíduo, seria a produção de compósitos metálicos com reforço cerâmico. Cerâmicas avançadas, embora com alta dureza e inércia química, podem sofrer falhas catastróficas prematuras quando submetidas a tensões externas devido à sua fragilidade intrínseca. Incorporar ligantes metálicos entre as partículas de cerâmica para fabricar compósitos de metal-cerâmica com dureza e tenacidade ajustadas constitui um aspecto importante da estratégia de projeto para materiais resistentes ao desgaste com durabilidade prolongada, conforme descrito por Lou *et al.* (2021).

Com utilização ampla no setor industrial, especialmente as cerâmicas avançadas, podem ser utilizadas diretamente em produtos acabados ou parte fundamental de um conjunto de materiais (compósitos). As cerâmicas especiais são aplicadas atualmente em implantes médicos, aparelhos eletrônicos, sensores

diversos, ferramentas de corte, entre outros (SETZ *et al.*, 2019). Conforme Lou *et al.*, (2021), um exemplo de sucesso utilizado em ferramentas de corte, estão os compósitos de cerâmica-metal de metais duros WC-Co, muito requisitados pelas indústrias de manufatura e mineração.

Em seu artigo, Rathod *et al.* (2021), afirma a possibilidade de melhoramento das propriedades mecânicas dos metais e cerâmicas, a partir da utilização de compósitos metal-cerâmicos, utilizando como matriz o aço, tendo em vista consideráveis propriedades mecânicas, baixo custo e facilidade de fabricação. A partir desta perspectiva de utilização de compósitos de metal-cerâmica, a exemplo dos metais duros em ferramentas de corte, surge a possibilidade da aplicação de matrizes metálicas e reforços cerâmicos mais acessíveis, como o óxido de alumínio e o aço inoxidável AISI 304, gerando a oportunidade do processamento de um novo compósito e o estudo de viabilidade de aplicação do mesmo como ferramenta de corte na tornearia, após a sua devida caracterização.

A partir de levantamento criterioso da literatura, a pesquisa tem como base após fabricação do compósito, avaliar as propriedades físicas e mecânicas do material em proporção matriz/reforço diversa, visando a aplicação do compósito como elemento cortante em ferramentas de tornearia, como mais uma alternativa no direcionamento de resíduos sólidos e a redução de custos para aquisição de ferramentas de corte na área de usinagem.

## 1.2. OBJETIVOS

### 1.2.1. Objetivo Geral

Produzir e avaliar a viabilidade técnica e científica do compósito de matriz metálica a base aço inox AISI 304 a partir do cavaco moído em moagem de alta energia, reforçado com Alumina Alfa ( $\alpha$ -  $Al_2O_3$ ).

### 1.2.2. Objetivos Específicos

- Produzir um compósito de matriz metálica com particulado moído do cavaco de aço inox AISI 304 e alumina;
- Avaliar as condições físicas e químicas dos materiais que compõem o compósito;
- Definir as formulações (proporções matriz/reforço);

- Preparar e caracterizar, verificando os resultados e comportamento mecânico do compósito a partir de cada proporção utilizada;
- Definir e relacionar o ciclo térmico da sinterização, visando obtenção de melhor desempenho do material compósito, e relacionando com as propriedades alcançadas;

### 1.3. JUSTIFICATIVA

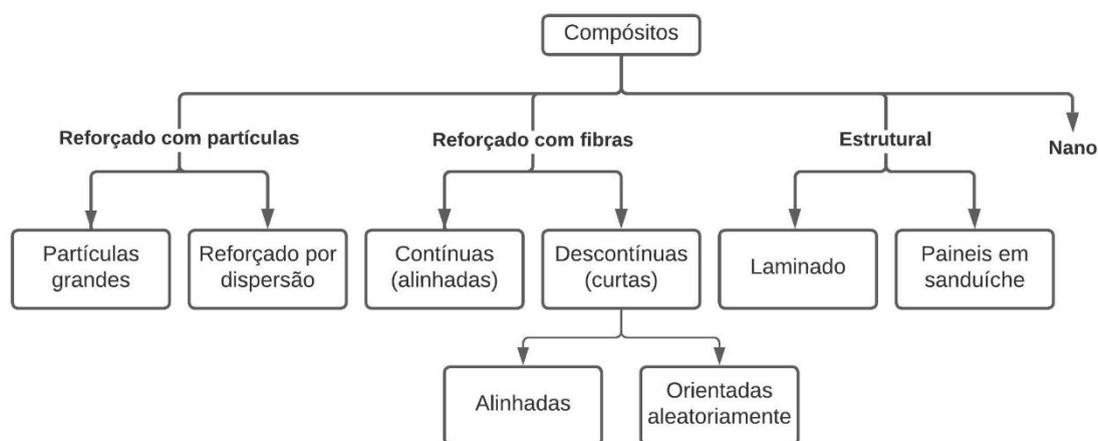
No campo da usinagem, com a grande produção de resíduos na forma de cavaco surge a necessidade de um direcionamento mais apropriado para este material. Outro fator relacionado a este setor, está vinculado à demanda de ferramentas de corte que apresentem maior durabilidade, tendo em vista os custos envolvidos. Por esse motivo, a possibilidade de processamento dos resíduos da usinagem, especificamente de ligas metálicas para produção de compósito metal-cerâmico, com reforço cerâmico de baixo custo, a exemplo do óxido de alumínio, pode apresentar viabilidade para produção de compósito que apresente propriedades que possibilitem o uso em ferramentas de corte.

## 2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

### 2.1. COMPÓSITOS

Os materiais compósitos são misturas de fases macroscópicas, com características mecânicas e morfológicas distintas, sendo a fase contínua denominada de matriz, que geralmente é o constituinte menos rígido responsável por envolver a fase descontínua, denominada de reforço, e que pode se apresentar na forma de fibras, partículas ou laminados, e são subdivididos e classificados conforme mostra o esquema da Figura 2.1. O desenvolvimento de um material compósito tem por finalidade a obtenção das melhores combinações de propriedades que cada constituinte possui isoladamente. Ou seja, o compósito pode ser qualquer material com duas ou mais fases, com proporções significativas das propriedades de ambas as fases constituintes, de modo a obter a melhor combinação de propriedades. (CALLISTER, 2016).

Figura 2.1: Esquema de classificação para vários tipos de compósitos



Fonte: (CALLISTER, 2016) - Adaptada

As propriedades dos compósitos dependem basicamente de três fatores relevantes: propriedades das fases de seus constituintes, das suas quantidades relativas e da geometria da fase dispersa ou reforço (HARRIGAN JR, 1998).

Os materiais compósitos podem ser classificados de algumas formas gerais de acordo com o tipo de matriz, que pode ser polimérica (CMP's), cerâmica (CMC's) ou metálica (CMM's), além da classificação pelo tipo e disposição da fase de reforço, ou

descontínua, conforme esquema de classificação na Figura 2.1 (NIIHARA, 1991 *apud* AZEVEDO, 2016).

Os compósitos de matriz metálica ou cerâmica, buscam combinar a elevada resistência mecânica a uma excelente ductilidade, elevando a dureza em materiais metálicos ou uma maior tenacidade dos materiais cerâmicos. A técnica mais eficiente para o processamento deste material é conhecido como metalurgia do pó ou tecnologia do pó, classificando o material como compósito reforçado por partículas, que podem ser grandes ou dispersas. O grau de reforço ou de melhoria do comportamento mecânico depende de uma ligação forte na interface matriz-partícula, característica principal do processo de metalurgia do pó, e quando comparada a outros processos como laminação e fundição, constata-se menor temperatura no processo que evitam reações indesejadas entre a matriz/fase dispersa. Outra questão de grande relevância da metalurgia do pó está relacionada a uniformidade na distribuição da fase dispersa, possibilitando um melhoramento das propriedades estruturais, bem como a reprodutibilidade dessas propriedades (TORRALBA, *et al.*, 2003; AZEVEDO; CALLISTER, 2016).

Com o rápido avanço da ciência de alta tecnologia, a demanda por materiais metálicos com propriedades superiores aumentou significativamente. Em resposta a esta necessidade, os compósitos de matriz metálica surgiram como uma solução promissora. No entanto, o alto custo, os métodos de preparação complexos e a capacidade de fabricação limitada de fibras contínuas limitaram seu uso até certo ponto (DONG *et al.*, 2023).

O reforço de partículas tornou-se a opção mais utilizada pelos pesquisadores que buscam melhorar as propriedades mecânicas, físicas e de amortecimento de materiais metálicos (WONG *et al.*, 2005), principalmente o reforço cerâmico duro que é embutido em uma matriz de metal ou liga pura. Os compósitos de matriz metálica combinam propriedades do metal (ductilidade e tenacidade) com características cerâmicas (alta resistência mecânica, dureza e módulo de elasticidade) (FRANCO *et al.*, 2022).

Os compósitos de matriz metálica reforçados com partículas micrométricas de cerâmica são materiais altamente desejáveis para aplicações leves em campos como aeroespacial, automotivo e biotecnológico devido às suas excelentes propriedades

mecânicas, incluindo alta resistência específica, boa resistência ao desgaste e alto módulo de elasticidade (KUMAR *et al.*, 2019; KAREEM *et al.*, 2021).

Outra via também muito aplicada no processamento de compósitos, é a incorporação de ligantes metálicos apropriados entre as partículas de cerâmica para fabricação de compósitos de metal-cerâmica, com dureza e tenacidade ajustadas constituindo um aspecto importante da estratégia do projeto para materiais resistentes ao desgaste com durabilidade prolongada. Um exemplo bem sucedido de compósito de cerâmica-metal são os metais duros WC-Co amplamente usados nas indústrias de manufatura e mineração. Outro exemplo típico de compósito metalocerâmico é o aço de alto Mn + 50% em peso de TiC (LOU *et al.*, 2021).

A proporção de peso com valores iguais ou maiores que 50% para fase metálica (ligante) e a fase cerâmica, são constatadas nos materiais compósitos classificados como Cermets, amplamente utilizados em ferramentas de corte. Na produção do Cermets os metais ligantes mais utilizados são o níquel e o cobalto, porém o seu alto custo tem levado a um número elevado de artigos científicos abordando compósitos de metal e cerâmica ligados a ligas de ferro. Os ligantes a base de Fe usados em Cermets de TiC e WC podem ser classificados como: aços carbono, aços liga, aços inoxidáveis e intermetálicos (KÜBARSEPP *et al.*, 2020).

## 2.2. AÇO INOXIDÁVEL

Os aços inoxidáveis são materiais amplamente utilizados pelos diversos setores da engenharia, como petróleo, indústria química, maquinário, energia nuclear e diversos campos, e isto se deve principalmente devido à sua excelente resistência à corrosão em variados meios e suas propriedades mecânicas. Para ser considerado inoxidável, o mesmo deve conter, no mínimo, 12% de Cromo (ZHANG *et al.*, 2022).

As primeiras pesquisas para aprimoramento do aço e consequente construção dos aços inoxidáveis surgiram no início do século XX. Vários países, principalmente Alemanha e Inglaterra, descreviam suas pesquisas relacionadas ao tema, descobrindo e desenvolvendo ligas com alta resistência à corrosão. Os aços inoxidáveis surgiram de estudos realizados em 1912, na Inglaterra, onde foi estudada a liga ferrosa com Fe-Cr a 13%, que através de ensaios metalográficos, verificou uma alta resistência a grande parte dos reagentes que se utilizavam na época. De início,

essa liga ficou denominada de “stainless steel”, quer dizer “aço sem manchas”. Um ano mais tarde na Alemanha, Eduard Maurer, estudou uma liga Fe-Cr que continha além dos elementos da liga de Brearly cerca de 8% de Ni. Como resultado observou que a liga resistiu vários meses a vapores agressivos no laboratório no qual trabalhava. Esses novos aços descobertos, hoje tem a nomenclatura conhecida como AISI 420 (martensítico) e AISI 302 (austenítico), (OLIVEIRA, 2013).

De forma geral, este aço pode ser classificado em cinco principais tipos: austeníticos, ferríticos, martensíticos, ferrítico-austenítico (duplex) e os endurecidos por precipitação. Os aços inoxidáveis austeníticos são essencialmente ligas ternárias ferro-cromo-níquel contendo cerca de 16% a 25% Cr e 7 a 20% Ni. A presença do Ni em sua composição possibilita que a estrutura CFC se mantenha em temperatura ambiente, e conseqüentemente essa estrutura é a responsável pela elevada capacidade de deformação dos aços inoxidáveis austeníticos, tendo como exemplo o aço inox AISI 304 (ZHANG *et al.*, 2022).

### 2.2.1. Aço Inoxidável AISI 304

O aço inoxidável AISI 304 é essencial para indústrias vitais, por exemplo, aeroespacial, usinas nucleares, farmacêutica, química e médica e de equipamentos industriais devido ao seu excelente trabalho a frio, ductilidade e certa resistência à corrosão. (ABOUELATA *et al.*, 2021). De todas as classes dos aços inoxidáveis, são os que têm maior facilidade de serem conformados, tanto a frio, quanto a quente. É o aço inoxidável mais comum na classe dos austeníticos, também conhecido como 18-8, se referindo à porcentagem do cromo, 18%, e do níquel, 8%, conforme demonstrado na Tabela 2.1 (PANG *et al.*, 2023).

**Tabela 2.1: Composição química do Aço Inoxidável AISI 304**

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni
Teor/% em peso	0,08	2,0	0,045	0,02	1,0	18 – 20	8 – 11

Fonte: (PANG *et al.*, 2023)

Dentre os aços inoxidáveis, do tipo austeníticos, e principalmente o AISI 304, é o mais utilizado em mancais, indústrias químicas e equipamentos cirúrgicos e marítimos, tendo em vista sua resistência ao desgaste (MOHAMMED, 2020). O comportamento do desgaste é um fenômeno do material e a taxa de desgaste

específico é uma das propriedades de superfície mais importantes para a seleção de materiais suscetíveis ao atrito e ao desgaste, no qual o aço inoxidável AISI 304 se enquadra, levando-se em consideração seu desempenho e custo em relação às demais ligas inoxidáveis (RABABA *et al.*, 2011; SUTHAR *et al.*, 2015). Na Tabela 2.2, são indicados os valores das propriedades do aço AISI 304.

**Tabela 2.2: Propriedades do aço inox AISI 304**

<b>Propriedades</b>	<b>Valores</b>
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	7 - 9
Temperatura de fusão (C°)	1450 - 1520
Coeficiente de expansão térmica (µm/m.C°)	16 - 18
Módulo de elasticidade (GPa)	170 - 190
Resistencia a tração (MPa)	500 - 700
Dureza (HB)	130 - 180

Fonte: (REMY *et al.*, 2002; CHIAVERINI, 2008)

### 2.3. CERÂMICAS AVANÇADAS

O advento da ciência dos materiais proporcionou ao homem o desenvolvimento de novas tecnologias e o aprimoramento daquelas existentes nas mais diferentes áreas, que passaram a exigir materiais com alto grau de especificidade. Tais materiais passaram a ser desenvolvidos a partir de matérias-primas sintéticas de altíssima pureza por meio de processos rigorosamente controlados. De acordo com a área de aplicação, são classificados como: eletroeletrônicos, magnéticos, ópticos, térmicos, mecânicos, biológicos e nucleares (SETZ *et al.*, 2019; ABCeram, 2023).

As cerâmicas avançadas fazem parte de um grupo cerâmico bastante amplo, com aplicações nas diversas áreas, tendo como exemplos: implantes médicos, aparelhos eletrônicos, ferramentas de corte, sensores, vela de ignição, entre outros. As matérias-primas para as cerâmicas avançadas podem ser obtidas por meio de processos de transformação físicos ou químicos das matérias-primas naturais, ou então por rotas de síntese a partir de reagentes sintéticos, muito diferente das cerâmicas tradicionais, que são obtidas por meio de matérias primas naturais, ou seja extraídas da natureza. Dentre as principais cerâmicas avançadas estão: Alumina, Carbetto de silício, Cimento aluminoso, Espinélio, Magnésia, Mulita sintética, Mulita-zircônia, Óxido de zinco e Sílica ativa (SETZ, *et al.*, 2019).

O perfil de resposta de cada tipo de cerâmica avançada, na condição de produto acabado, gerados a partir de particulados (pó), dependerá da sua matéria prima, como também do processo utilizado na sua fabricação. As características relacionadas às propriedades terão relação direta com o método utilizado no seu desenvolvimento (GARCIA *et al.*, 2012; ANDRADE, 2016).

## 2.4. ALUMINA

A “alumina” é um termo químico especificamente utilizado para definir o óxido de alumínio ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), sendo encontrada na crosta terrestre como componente em minerais alumino silicatos como a bauxita. A principal forma de obtenção é através do processo Bayer. A bauxita, para extração do metal alumínio, é encontrada no Brasil, Indonésia, Austrália e China, contendo como principais impurezas o óxido de sódio, ferro e sílica. Em torno de 92% da alumina produzida pelo processo Bayer é utilizada para fabricação de alumínio. Na área comercial existem uma variedade de tipos de alumina disponíveis, como a calcinada, a baixa solda, a hidratada, a gama, a tubular, a eletrofundida, entre outras. (GOLDFAJN, 2013; ABCeram, 2023).

A alumina possui temperatura de fusão de 2053 °C, é insolúvel em água e pode apresentar-se em diferentes formas cristalográficas (ABREU, 2011). De acordo Davis (2010), a estrutura do óxido de alumínio é encontrada na forma hexagonal ou octaédrica. A presença de oxigênio em sítios octaédricos é responsável por permitir a ligação forte, e conseqüentemente dará origem às características e propriedades da alumina.

Segundo Gomes (1995), a alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) apresenta-se nas mais diversas configurações cristalográficas, porém as que possuem maior utilização são:

- $\alpha$ -Alumina: possui superfície específica relativamente baixa, da ordem de 20  $\text{m}^2/\text{g}$ , e suas principais aplicações são em peças estruturais e em cerâmicas refratárias devido a propriedades como alta dureza, estabilidade química, além de refratariedade.
- B-Alumina: a principal propriedade específica é ser bom condutor iônico, e por isso tem grande aplicação como eletrólito sólido.
- $\gamma$ - Alumina: devido à sua alta superfície específica (100 – 200  $\text{m}^2/\text{g}$ ), este tipo de alumina torna-se extremamente adequado para aplicações como catalisadores.

O potencial do uso da alumina em aplicações na engenharia é muito grande pelo fato de possuir propriedades como inércia química e alta resistência elétrica, entretanto, sua fragilidade limita essas aplicações (WANG *et al.*, 2002). A Tabela 2.3 descreve algumas propriedades da alumina.

**Tabela 2.3: Propriedades da  $\alpha$ -Alumina**

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

Fonte: (STAINER; HOTZA; SANTA, 2014)

A partir desta perspectiva, Ekstrom (1993) e Gomes (1995), trazem que a adição de impurezas, mesmo que em quantidades pequenas, afetam drasticamente as propriedades da peça cerâmica de alta alumina, e quando a impureza está relacionada com inclusões metálicas, podem servir como frentes para inibição de propagação de trincas, resultando numa melhora da tenacidade do material.

## 2.5. COMPÓSITO DE MATRIZ METÁLICA COM PARTÍCULAS CERÂMICAS DISPERSAS

Em comparação com os demais reforços, a exemplo do fibroso, o reforço particulado apresenta maior disponibilidade no mercado e um processamento mais simples. Devendo ser levado em conta o tamanho da partícula, sua distribuição e fração volumétrica, tendo em vista a influência direta nas propriedades térmicas e mecânicas dos compósitos particulados (PARDINI, 2006 *apud* GOMES, 2015).

Compósitos de matriz metálica são materiais que possuem excelente combinação de propriedades mecânicas, térmicas, químicas, magnéticas e elétricas, possibilitando a produção de componentes com elevada resistência mecânica,

dureza, tenacidade e, ainda assim, mais leves. Isso é explicado pelo fato de que esses compósitos têm seu reforço cerâmico na forma de partículas submicrométricas muito bem distribuídas. As matrizes metálicas mais usadas em engenharia são de alumínio, ferro, níquel, tungstênio, cobre, e os reforços podem ser óxidos, nitretos, boretos e compostos intermetálicos (SURYANARAYANA, 2001 *apud* VIEIRA *et al.*, 2009).

A dispersão de óxidos, a exemplo da Alumina, agem como reforço à matriz metálica, aumentando principalmente suas resistências mecânica, química, térmica, elétrica, óptica e magnética seja sob temperaturas elevadas ou condições agressivas (YING *et al.*, 2000 *apud* VIEIRA *et al.*, 2009).

Os compósitos de matriz de ferro e aço, reforçados por partículas cerâmicas, estão se desenvolvendo rapidamente e são utilizados em substituição aos materiais metálicos em muitas aplicações que a envolvem a resistência ao desgaste, em virtude das suas propriedades aprimoradas, como tenacidade e dureza (KHAZAAL *et al.*, 2022).

## 2.6. RESÍDUOS SÓLIDOS

Devido ao rápido crescimento industrial, os resíduos sólidos tornaram-se uma das ameaças significativas à vida humana nas últimas décadas (Li *et al.*, 2020). Portanto, métodos alternativos de reciclagem devem ser explorados para resolver o problema da gestão de resíduos sólidos. As estratégias científicas e sustentáveis não só desempenharão um papel fundamental na conversão do lixo em riqueza, mas também protegerão o meio ambiente (DHAMI *et al.*, 2022).

A partir da preocupação que envolve o melhor direcionamento dos resíduos sólidos, são criadas normas estabelecidas pela Política Nacional de Resíduos Sólidos (PNRS), instituída pela *Lei Nº 12.305, de 2 de agosto de 2010* (BRASIL, 2010), que traz alguns princípios, objetivos e instrumentos, como:

- A visão sistêmica, na gestão dos resíduos sólidos, que considere as variáveis ambiental, social, cultural, econômica, tecnológica e de saúde pública;
- A responsabilidade compartilhada pelo ciclo de vida dos produtos;
- O reconhecimento do resíduo sólido reutilizável e reciclável como um bem econômico e de valor social, gerador de trabalho e renda e promotor de cidadania;

- Não geração, redução, reutilização, reciclagem e tratamento dos resíduos sólidos, bem como disposição final ambientalmente adequada dos rejeitos;
- Adoção, desenvolvimento e aprimoramento de tecnologias limpas como forma de minimizar impactos ambientais;
- Incentivo à indústria da reciclagem, tendo em vista fomentar o uso de matérias-primas e insumos derivados de materiais recicláveis e reciclados;
- Capacitação técnica continuada na área de resíduos sólidos;
- Pesquisa científica e tecnológica.

## 2.7. MATERIAIS RESIDUAIS EM COMPÓSITOS METÁLICOS

Na área de processamento de pós metálicos para produção de compósitos de grande desempenho e aplicação, existem algumas linhas de pesquisa que surgem de forma tímida a partir da questão problemática que envolve o direcionamento dos resíduos sólidos metálicos industriais (LI *et al.*, 2020).

Os resíduos sólidos produzidos pelas indústrias vêm se tornando uma questão cada vez mais preocupante para o meio ambiente, saúde e economia. As indústrias de corte de metal e as usinas termelétricas a carvão produzem respectivamente cavacos de metal e cinzas volantes de carvão ( $\text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$ ) em abundância. Em contraste com a utilização e reciclagem tradicionais, uma nova abordagem é concebida para fabricar compósitos de matriz metálica (CMM's) através da técnica de metalurgia do pó (SINGH *et al.*, 2022).

Os resíduos de usinagem na forma de cavaco têm sido de interesse secundário para a maioria das comunidades de pesquisa da área de usinagem. A reciclagem de cavacos de resíduos metálicos tem sido menos enfatizada, resultando no desafio do gerenciamento de resíduos metálicos. Os métodos tradicionais de reciclagem são inadequados para lidar com a quantidade e o tipo de cavacos produzidos por diferentes processos de usinagem (KISHORE *et al.*, 2022).

Um dos métodos mais promissores de reciclar aparas de sucata de aço tem sido a fabricação de materiais de baixa qualidade, como ferros fundidos, tendo em vista que o consumo de energia para a fabricação de aço a partir do minério de ferro é muito maior do que a reciclagem de sucata pela rota de fusão convencional. Entre as muitas técnicas de fabricação monolítica e composta, a metalurgia do pó é

amplamente adequada para a fabricação de componentes prontos para uso a custos mais baixos e com menor produção de resíduos sólidos. O consumo de energia, o tempo necessário, a carga de trabalho e a emissão de CO<sub>2</sub> na técnica de metalurgia do pó são muito menores em comparação com as técnicas de fusão (RANE, 2018; WAGIMAN, 2020). Além das propriedades térmicas, mecânicas e físicas, a fluidez dos pós de partida, mistura da matriz e fases de reforço desempenham um papel importante na fabricação de compósitos de matriz metálica. A fluidez do pó fino certamente ajuda a atingir a densidade máxima durante a compactação de misturas de pó (HAN *et al.*, 2017).

A partir do processamento via metalurgia do pó, tem sido explorada a utilização de cavacos de usinagem como base em compósitos de matriz metálica. É uma das soluções economicamente viáveis e seguras na reciclagem de cavacos metálicos sólidos. Os compósitos fabricados utilizando os resíduos industriais são um salto significativo para permitir a fabricação verde e limpa de compósitos (HEIDARZADEH *et al.*, 2021).

## 2.8. MATERIAIS PARA FERRAMENTAS DE CORTE

A usinagem agrega alguns tipos de operações, como: torneamento, fresamento, furação, aplainamento e retificação. No caso do torneamento, a peça executa o movimento de rotação, enquanto a ferramenta realiza um movimento de translação, e geralmente é utilizado na fabricação de peças simétricas de revolução, a exemplo dos eixos. Para cada operação de fabricação por usinagem, existem exigências necessárias específicas, fazendo-se necessário o uso de características distintas para cada ferramenta de corte (TONELLO, 2013; CHIBÉRIO, 2021).

Para que o processo de usinagem ocorra, utiliza-se ferramentas fabricadas em materiais mais duros do que a peça produzida. Porém a usinagem de materiais frágeis e/ou operações de cortes interrompidos, necessitam da utilização de uma ferramenta com material capaz de suportar os impactos relativos ao processo. Outro fator está relacionado a modernização das máquinas, com a automatização, resultando menor tempo improdutivo, e demandando maior durabilidade das ferramentas e conseqüentemente redução nos tempos de corte para minimização do tempo total de usinagem de uma peça (MEDEIROS, 2018; CHIBÉRIO, 2021).

Para seleção do material mais adequado para uma ferramenta, uma série de parâmetros devem ser levados em consideração, dentre eles: material a ser usinado, processo de usinagem, tipo de máquina operatriz, características e dimensões da ferramenta, rotação, custo do material da ferramenta, precisão e acabamento desejado, condições da usinagem e condições da operação (DINIZ *et al.*, 2014).

Existem materiais com excelentes propriedades mecânicas, com alta dureza e elevada resistência ao desgaste, porém com elevado custo. Por este motivo o equilíbrio entre qualidade e custo deverá ser adequado a necessidades específicas (OLIVEIRA, 2019).

Na seleção da ferramenta mais adequada, algumas propriedades devem ser levadas em consideração, segundo Machado *et al.* (2011), são elas:

- Alta dureza;
- Tenacidade suficiente para evitar falha por fratura;
- Alta resistência ao desgaste abrasivo;
- Alta resistência à compressão;
- Alta resistência ao cisalhamento;
- Boas propriedades mecânicas e térmicas em temperaturas elevadas;
- Alta resistência ao choque térmico;
- Alta resistência ao impacto;
- Ser inerte quimicamente.

Considerando a característica química de cada material, Diniz *et al.* (2014), classifica e agrupa cada material para ferramenta da seguinte forma: aços rápidos, metal duro, cermets, materiais cerâmicos, nitreto cúbico de boro e diamante. A Tabela 2.4. indica a dureza das ferramentas de aço rápido e metal duro.

**Tabela 2.4: Dureza do aço rápido e metal duro**

<b>Material</b>	<b>Dureza (HV)</b>
Aço rápido	700 - 940
Metal duro (WC)	1050 - 1900
Metal duro (TiC)	2600 - 3200

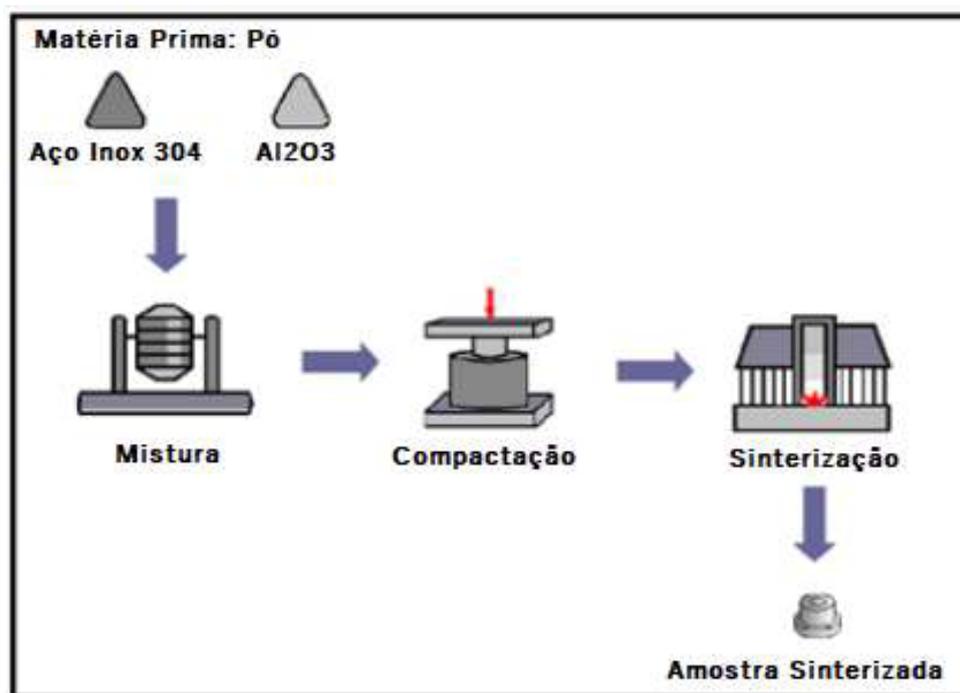
Fonte: (ZENGLI, 1998; DINIZ *et al.* 2014)

## 2.9. METALURGIA DO PÓ

A metalurgia do pó é um tipo de processamento para obtenção de produtos a partir dos pós das substâncias constituintes. Esses produtos podem ser peças rígidas, porosas, maleáveis ou apenas camadas para cobertura de outro material obtido a partir de um processo de fabricação distinto. Com essa técnica é possível a produção de uma peça virtualmente sem poros, com propriedades equivalentes às do material de origem completamente denso. Adicionalmente, peças que requerem tolerâncias dimensionais muito restritas (por exemplo, buchas e engrenagens), podem ser produzidas de forma econômica pela técnica (CALLISTER, 2016; SILVA, 2017).

A técnica consiste genericamente da compactação dos pós de partida já misturados de forma homogênea, moldado a partir do processo de compactação em matrizes para obtenção da forma desejada e aquecimento (etapa chamada de sinterização), conforme ciclo detalhado na Figura 2.2 (PATNAIK, 2002 *apud* SILVA, 2017).

Figura 2.2: Processo convencional de metalurgia do pó



Fonte: (TORRES, 2009) – Adaptada

A rota de metalurgia do pó apresenta vantagens em relação a outros métodos de processamento de compósitos de matriz metálica (CMM's), principalmente quando envolve material insolúvel, necessidade de precisão dimensional, compósitos de alto ponto de fusão, menor produção de resíduos e maior controle de porosidade. Devido

a esses benefícios da metalurgia do pó, ela é considerada uma das melhores técnicas para produção de CMM's (SAXENA *et al.*,2023).

## 2.10. PREPARAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS

A obtenção dos pós cerâmicos e metálicos podem ocorrer de diversas formas ou técnicas, resultando nas mais variadas características, relacionadas à forma do grão, tamanho, distribuição, dentre outras variáveis relacionadas aos pós, sendo indispensável o total domínio do processo de obtenção e caracterização dos pós, para se chegar a uma peça final que atenda os quesitos de engenharia (OLIVEIRA, 2019).

As técnicas podem ser englobadas em três grandes áreas: processos químicos, processos físicos e processos mecânicos, sendo possível a utilização de mais de um processo (GOMES, 1995).

A caracterização deve estar presente em todas as etapas do processamento de um material. Seja para identificar a formação de uma determinada fase durante o processo de síntese, seja para identificar a distribuição dos tamanhos das partículas geradas durante um processo de moagem. Basicamente a caracterização consiste na utilização de métodos ou técnicas (difração de raios X (DRX), microscopia eletrônica de varredura, análise da granulometria, etc) determinando condições e características dos pós, tais como: tamanho e forma da partícula, superfície específica, densidade, dentre outros. A partir dessas características, será possível determinar alguns parâmetros que serão utilizados nas etapas seguintes do processamento do material (OLIVEIRA; SETZ *et al.*, 2019).

### 2.10.1. Mistura e homogeneização dos pós

O processo de mistura e homogeneização dos pós consiste em uma etapa que depende muito do material com o qual se está trabalhando e o que se deseja produzir com ele. O processamento tem basicamente dois objetivos: dar ao pó condições necessárias para um posterior processamento (possível compactação), e produzir pós com alta dispersão dos constituintes (SILVA, 1996; AZEVEDO, 2018).

O resultado da mistura e homogeneização depende muito do tamanho e forma das partículas. Pois quanto maior a uniformidade do tamanho da partícula do material

a ser misturado e homogeneizado, maior será a possibilidade de obter-se resultados uniformes e consistentes (CHIAVERINI, 2001).

A mistura uniforme possibilita uma microestrutura homogênea ao final do processo, e para melhorar essa homogeneização se faz necessário a utilização de um lubrificante a mistura de pós, com o qual será possível reduzir o atrito entre as partículas da mistura e também das partículas com as paredes da matriz(molde) durante o processo de compactação (SANTOS, 2009; OLIVEIRA, 2019)

### **2.10.2. Moagem de alta energia**

No estudo e processamento dos compósitos cerâmica-metal, um dos maiores contribuintes para o melhoramento do desempenho do material é a distribuição homogênea do seu reforço. Porém alguns fatores podem dificultar essa distribuição homogênea, são eles: diferença de tamanho entre as partículas, densidades, geometria e fluxo; e por fim, o desenvolvimento de cargas estáticas que contribuem para aglomeração das partículas. A partir do conhecimento desses fatores, é importante a aplicação da técnica correta, visando minimizar e/ou anulação dos mesmos. Uma das formas de se conseguir uma maior homogeneidade das partículas se dá pela moagem de alta energia (MAE) (COSTA, 2004).

O processo de Moagem de Alta Energia (MAE) é uma síntese mecânico-química em que a mistura de pós de diferentes metais, ligas, cerâmicas ou polímeros são moídas conjuntamente para obtenção de uma liga homogênea através da transferência de massa. Durante o processo de moagem, as partículas de pó são continuamente deformadas, soldadas a frio, quebradas e ressoldadas (OLIVEIRA, 2019).

No processo de moagem existem alguns parâmetros que possuem efeito direto na constituição do produto final: tipo de moinho, recipiente de moagem, velocidade de processamento, tempo de processamento, tipo e dimensões dos meios de moagem, como também sua distribuição, razão entre a massa de bolas (corpo de moagem) e a massa de pó, quantidade de material a ser moído, agentes de controle do processo, atmosfera e temperatura de processamento (OLIVEIRA, 2019).

De acordo com Hewitt *et al.* (2009), o tempo de moagem é um dos parâmetros mais importantes a ser controlado. Geralmente, é definido de modo a alcançar um

estado estável entre a fratura e a soldagem a frio das partículas do pó. Para longos períodos de moagem, a uma tendência no aumento do teor de contaminação e acontecer a formação de fases indesejáveis. Então é importante que o pó seja moído em tempos curtos o suficiente, levando em conta o estado final desejado (SURYANARAYANA, 2001 *apud* AZEVÊDO, 2018).

A moagem de alta energia é um processo dinâmico, logo torna-se um grande desafio estabelecer modelos matemáticos que descrevem com exatidão os vários mecanismos neste processo (ZHANG, 2004 *apud* AZEVÊDO; 2018).

Existem vários tipos de moinhos, basicamente eles podem ser divididos em: (a) moinhos convencionais como o acrobata (ou de copo) que possui baixa energia; (b) os moinhos de alta energia assim como os moinhos shaker, atritor e o moinho do tipo planetário (OLIVEIRA, 2019).

A moagem planetária de alta energia tem sido geralmente usada para sintetizar pós de partículas finas (KIM *et al.*, 2015). No entanto, o método de moagem de esferas planetárias de alta energia não pode ser ampliado facilmente (ZHANG, 2004). O método de moagem por atritor pode ser uma boa alternativa. Em geral, dois tipos de fenômenos ocorrem durante a moagem de alta energia. A primeira é a fragmentação (quebra das amostras) e a outra é a soldagem a frio (aumento do tamanho das partículas) (EL-ESKANDARANY, 1998 *apud* JUNG *et al.*, 2007). O método de moagem de esferas por atritor tem melhor eficiência de fragmentação e é favorável para produção em massa (grandes quantidades), em comparação com a moagem de esferas do tipo planetário (HA *et al.*, 2021).

## 2.11. COMPACTAÇÃO

A etapa de compactação é necessária para colocar as partículas de pó tão próximas quanto possíveis, a fim de reduzir ao máximo a porosidade residual durante a sinterização (BALDACIM, 2000). A compactação é um dos procedimentos fundamentais durante o processamento do material através da metalurgia do pó. Nesta etapa e de acordo com Azevêdo (2018), busca-se estabelecer alguns objetivos, tais como:

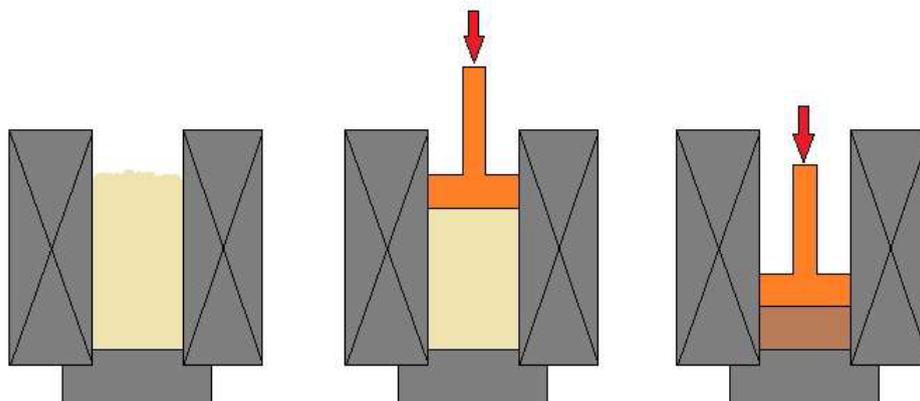
- Consolidar o pó no formato predeterminado;

- Estabelecer tanto quanto possível as dimensões finais para diminuir efeitos da variação dimensional na sinterização;
- Atingir o nível de porosidade desejada;
- Dar a resistência mecânica adequada ao manuseio do pó compacto.

A principal variável que afeta a compactação é a compressibilidade do pó, que pode ser definida como a extensão segundo a qual uma massa de pó pode ser densificada com a aplicação de pressão. A compressibilidade é uma característica importante, pois determina a pressão a ser exercida pelo ferramental para se conseguir uma determinada densidade da peça (SANTOS, 2009; OLIVEIRA, 2019).

De acordo com Gomes (1995), dentre as técnicas de compactação, as mais empregadas são aquelas que aplicam cargas sobre os pós, onde se destacam: a prensagem em matriz de aço (uni, bi e tri-axial), a prensagem isostática, o forjamento e a extrusão, sendo as compactações com matrizes uniaxiais as mais largamente utilizadas devido a sua praticidade. Ainda existem outras técnicas que não aplicam carga sobre o pó, como colagem (slip casting), gravimetria e vibratório (OLIVEIRA, 2019). A Figura 2.3 ilustra o processo de compactação por compressão dos pós em uma prensa uniaxial.

Figura 2.3: Detalhes do processo de prensagem uniaxial.



Fonte: (SETZ et. al., 2019) - Adaptada

A prensagem dos pós é responsável pela definição da geometria, e parcialmente responsável pela densificação das misturas dos pós. As matrizes empregadas têm o formato do produto final desejado. O tamanho da matriz deve ser superior ao tamanho do produto final, prevendo-se a retração dimensional que ocorre durante a fase final de sinterização. Algumas dessas matrizes possuem um alto custo,

pois geralmente, são feitas com insertos de carboneto de tungstênio. Normalmente, as pressões utilizadas na compactação a frio são da ordem de 200 Mpa, e o uso de pressões muito elevadas provocam maior desgaste na matriz (GERMAN, 1994 *apud* AZEVÊDO, 2018).

Segundo Setz *et al.* (2109), há uma sequência de fenômenos que ocorrem durante o processo de compactação em matriz rígida, e que está enquadrado dentro da técnica de prensagem uniaxial, sendo seguintes:

- Estágio I: rearranjo dos grânulos;
- Estágio II: deformação ou fragmentação dos grânulos e eliminação de porosidade entre os grânulos (macroporosidade intergranular);
- Estágio III: eliminação da microporosidade presente inicialmente no interior dos grânulos (microporosidade intragranular) por meio da reorganização ou fragmentação das partículas.

No processo de prensagem, e especificamente a seco, dependendo das condições dos pós e dos equipamentos, faz-se uso de diversas espécies de aditivos. Geralmente no trabalho envolvendo a utilização de uma cerâmica técnica (avançada), como forma de melhorar o empacotamento e facilitar o trabalho de conformação, muitas vezes é requisitado o uso de aglomerantes (ligantes) e lubrificantes (SETZ *et al.* 2019). As descrições de alguns aditivos, bem como suas funções no processo de conformação a seco, são apresentadas na Tabela 2.5.

**Tabela 2.5: Aditivos utilizados na conformação por prensagem a seco**

<b>Aglomerante (ligantes)</b>	<b>Lubrificantes</b>
Álcool polivinílico	Estearato de Mg
Polietilenoglicol	Talco
Emulsão de cera microcristalina	Cera
Polissacarídeos	Ácido oleico
Lignosulfonatos	Estearato de Zn

Fonte: (SETZ *et al.*, 2019) – Adaptada

## 2.12. TRATAMENTO TÉRMICO

O processamento térmico é de fundamental importância para a obtenção de produtos cerâmicos, pois dele depende o desenvolvimento das propriedades finais destes produtos. Este tratamento compreende basicamente as etapas de pré-queima,

ou pré-sinterização, e de queima, na qual a sinterização propriamente dita está incluída (SETZ *et al.*, 2019).

### **2.12.1. Secagem**

O processo denominado de pré-sinterização engloba as etapas de secagem e vaporização de água combinada (desidratação). A primeira etapa é executada após conformação, e pode ser feita ao ar livre, em estufas ou em muflas, enquanto as outras etapas acontecem durante aquecimento para alcançar a sinterização dos produtos conformados. O processo de eliminação da água através da secagem deve ocorrer de forma lenta e gradual, a temperaturas que variem entre 50 °C e 150 °C (SILVA; SETZ *et al.*, 2019).

### **2.12.2. Queima**

A etapa de queima, muitas vezes denominada também de sinterização, é de vital importância no processamento do material metal-cerâmico, uma vez que nela se desenvolvem as propriedades finais desejadas do produto. As peças, após secagem, são submetidas a tratamento térmico em temperaturas elevadas, que para a maioria dos produtos situam-se entre 800 °C e 1700 °C. De acordo com Setz *et al.* (2019), a queima pode ser dividida basicamente em três fases:

- Aquecimento da temperatura ambiente até a temperatura desejada;
- Patamar durante certo tempo na temperatura especificada;
- Resfriamento até temperaturas inferiores a 200 °C.

Durante a queima, uma série de transformações em função dos componentes da massa, como: perda de massa, desenvolvimento de novas fases cristalinas, formação de fase vítrea e soldagem dos grãos (sinterização). Portanto, em função do tratamento térmico e das características das diferentes matérias-primas, são obtidos produtos para as mais diversas aplicações (SILVA; SETZ, 2019).

### **2.12.3. Sinterização**

No processamento de materiais por metalurgia do pó, a sinterização é uma das etapas mais importantes. Nesta fase, a massa de partículas já conformada ganha

resistência mecânica e adquire quase todas suas propriedades finais, sendo, portanto, considerada como a responsável pela densificação (eliminação de porosidade do agregado de pó em contato físico (SILVA *et al.*, 1998 *apud* AZEVÊDO, 2016).

A partir da energia de ativação térmica, que é definida em um valor abaixo da temperatura de fusão, e conforme Boch *et al.* (2001) e Barbosa (2009), está entre 2/3 a 3/4 da mesma, ocorre o transporte de massa por difusão, como também outros efeitos tais como: reações químicas; perda e transporte atômico ou de íons; mudanças de fase; combinações químicas com o surgimento de novas fases; mudanças nos sítios dos defeitos; diminuição da área superficial dos particulados; crescimento da densificação; crescimento de grãos e usualmente diminuição ou extinção da porosidade por difusão e coalescência entre os pós (GERMAN, 1996 *apud* RICHERSON, 2006; CALLISTER, 2009).

Conforme Setz *et al.* (2019), o processo de sinterização pode ser dividido em três tipos básicos, identificados de acordo com cada tipo de mecanismo de transporte de massa. Cada tipo de mecanismo pode agir sozinho ou combinado com outro, a fim de aumentar a densificação. Os tipos e mecanismos de sinterização estão resumidos na Tabela 2.6.

**Tabela 2.6: Tipos e mecanismos de sinterização**

<b>Tipo de sinterização</b>	<b>Mecanismo de transporte de massa</b>	<b>Força motriz</b>
Fase vapor	Evaporação - Condensação	Diferença na pressão de vapor.
Estado sólido	Difusão	Diferenças na energia livre ou potencial químico.
Fase líquida	Fluxo viscoso, Difusão	Pressão capilar, tensão superficial.

Fonte: (SETZ *et al.*, 2019) – Adaptada

#### **2.12.4. Sinterização por fase vapor**

A sinterização por fase vapor é importante somente para alguns poucos sistemas materiais. O transporte de matéria ocorre da superfície das partículas, com raio de curvatura positivo e uma pressão de vapor relativamente elevada, para região de contato entre as partículas, que tem raio de curvatura negativo e pressão de vapor muito menor (SETZ *et al.*, 2019).

Durante o processo de sinterização por fase de vapor, os átomos das superfícies próximas vaporizam pela diferença de pressão de vapor e se depositam nas regiões de contato entre as partículas, formando os pescoços. Há uma forte influência do tamanho de partícula neste tipo de sinterização, e reduzindo-se o tamanho das partículas, aumenta-se o raio de curvatura positivo e, como consequência, há um aumento na força motriz do sistema para que ocorra a sinterização (REED, 1995 *apud* RICHERSON, 2006).

### **2.12.5. Sinterização no estado sólido**

A sinterização em fase sólida ocorre numa temperatura onde nenhum dos elementos do sistema atinge o ponto de fusão (AZEVEDO, 2016). A sinterização no estado sólido envolve o transporte material por difusão de volume.

O movimento de átomos ou vacâncias junto da superfície ou dos contornos de grãos, ou ainda, por meio do volume do material, é o responsável pela difusão. A difusão superficial, assim como o transporte por fase de vapor, não resulta em retração e densificação. A difusão de volume é feita por meio dos contornos de grão ou dos deslocamentos de rede. A força motriz responsável pelo transporte de massa neste tipo de sinterização é a diferença na energia livre ou potencial químico existente entre a superfície livre das partículas e os pontos de contato entre as partículas adjacentes, a região do pescoço (SETZ *et al.*, 2019).

Segundo Silva (2017) e Setz *et al.* (2019), a sinterização no estado sólido pode ser dividida em três estágios: Inicial, intermediário e final.

No estágio inicial, as partículas ligam-se aos pontos de contato, e, à medida que o processo se desenvolve, novos pontos de contato são formados. Uma das forças responsáveis pela adesão entre partículas são as forças de Van Der Waals, sendo que maiores serão as forças de atração entre partículas quanto mais próximas elas estiverem. O crescimento dos grãos nesse estágio ocorre de forma independente, pois o tamanho dos pescoços ainda é pequeno. No decorrer da sinterização, a estrutura de poros tende a diminuir, o que leva ao estágio intermediário (SETZ *et al.*, 2019).

No segundo estágio ou intermediário, ocorrem: crescimento de pescoços e redução o volume; aumento dos contornos de grãos; e continuidade no crescimento

dos pescoços e aumento dos contornos de grão, redução de volume e crescimento de grãos.

O terceiro estágio é chamado de fase final da sinterização e envolve, essencialmente: o crescimento de grãos com descontinuidade dos poros; crescimento de grãos com redução de porosidade; e crescimento de grãos com eliminação de porosidade, e este processo final de remoção da porosidade ocorre por difusão de vacâncias ao longo dos contornos de grão. (SETZ *et al.*,2019). A densificação, a coalescência e engrossamento de grãos, como também de poros, acontecem simultaneamente durante esse estágio (GERMAN, 1996).

Os óxidos dopados são exemplos de materiais que possuem um bom resultado quando sinterizados por fase sólida. A dopagem pode aumentar o número de defeitos pontuais no material e conseqüentemente aumentar a taxa de difusão, melhorando a sinterização via estado sólido (RICHERSON, 1995 *apud* SETZ *et al.*,2019).

#### **2.12.6. Sinterização por fase líquida**

A sinterização por fase líquida é bastante interessante para obtenção de peças cerâmicas compactadas, pois proporciona altas densidades, geralmente utilizadas em materiais com dificuldade de sinterização por estado sólido e que não obtêm densificação desejada (SETZ *et al.*, 2019). Nesse tipo de sinterização, o sistema consiste de pelo menos dois componentes. Um deles é a fase líquida que surge a uma determinada temperatura, sendo consequência da fusão de um dos componentes ou resultado de uma reação entre eles. A presença do líquido é responsável pelo percentual de densificação da estrutura (AZEVEDO, 2016; SETZ *et al.*,2019).

A maior vantagem desse processo é a velocidade de sinterização pela formação de uma fase líquida; a desvantagem está na dificuldade de controle dos parâmetros da sinterização que deixam os materiais suscetíveis à deformação (GERMAN, 1996).

As condições necessárias para que a sinterização por fase líquida ocorra são três: existência de líquido na temperatura de sinterização; molhabilidade do líquido no sólido; e solubilidade do sólido no líquido. (SETZ *et al.*,2019).

A sinterização por fase líquida pode ser dividida em três estágios, com diferentes taxas de densificação, que são: rearranjo, solução- precipitação e

coalescência, ou densificação final. Todos os estágios contribuem para a densificação do material. A variação da densidade no processo em seus respectivos estágios dependerá da quantidade de líquido formado durante a sinterização (SETZ *et al.*, 2019).

### **2.12.7. Tipos de processos de sinterização**

As pesquisas e estudos envolvendo a otimização e melhorias no processamento de novos materiais, com objetivo de alcançar estruturas e menores custos sustentáveis dos compósitos de materiais metálicos e cerâmico, perpassam pela definição do tipo mais adequado para sinterização do corpo verde, pois os resultados finais das propriedades do produto final também dependem desta fase do processo, conforme retratado por diversos estudos (TANG *et al.*, 2012; ANDRADE, 2016).

Entre os processos de sinterização mais utilizados nas mais diversas áreas de pesquisas, dentre outros, podemos citar: sinterização convencional por forno resistivo; sinterização sob pressão; à gás sob pressão; sob pressão à quente; sob pressão à quente isostática; queima rápida; sinterização com micro-ondas; por centelha plasma e sinterização por indução com alta frequência (HA *et al.*, 2015; ANDRADE, 2016).

## **2.13. PROPRIEDADES MECÂNICAS**

### **2.13.1. Dureza**

A dureza é um parâmetro normalmente utilizado para avaliar a resistência da superfície do material à deformação plástica causada pela penetração de um outro material duro. Dureza não é uma propriedade intrínseca do material definida em termos de massa, tamanho ou tempo. O valor obtido para a dureza de um corpo é geralmente em função do processo de estimativa dessa propriedade e, seu valor auxilia na caracterização da resistência à deformação, densificação e fratura do material (CAMPOS, 2016; QUINN, 2023).

De acordo com Askeland (1992), a dureza também pode ser definida como resistência à abrasão, ao desgaste, ao corte, à usinagem e ao risco. Vários métodos são utilizados para medidas de dureza, dentre elas, a microdureza é usualmente

aplicada para determinação desta propriedade para materiais frágeis. (QUINN *et al.*, 2004 *apud* ANDRADE, 2016).

O valor de microdureza do material é em função do nível de impressão permanente após aplicação do indentador, ou seja, quanto menor o valor das diagonais deixadas no material ensaiado, maior será o valor da medida de microdureza Vickers. O método de medida de microdureza Vickers foi desenvolvido e aplicado por Smith e Sandland em 1925, e recebe este nome devido a companhia responsável pela fabricação da primeira máquina para operacionalizar o método, Companhia Vickers-Armstrong Ltda (ANDRADE, 2016). Para determinação da dureza Vickers, o indentador possui base quadrada com geometria piramidal com ângulo de  $136^\circ$  (CAPRILI *et al.*, 2023).

### **2.13.2. Resistência à flexão**

A tensão máxima que um corpo pode suportar depende do número de ligações que precisam ser rompidas e do afastamento entre os átomos das ligações a serem quebradas, ou seja, a tensão máxima de ruptura é dependente da direção cristalina (TANG *et al.*, 2012 *apud* CAMPOS, 2016). Em virtude dos tipos de ligações que formam os materiais compósitos de metal e cerâmica, e estes conseqüentemente possuem uma elevada resistência teórica, especialmente pela presença da cerâmica, a resistência sob tensões de compressão é muito elevada, pois os defeitos como poros, trincas, defeitos superficiais e inclusões, tendem a fechar, sendo necessário a utilização de outros mecanismos para consumir a energia e conseqüentemente provocar a fratura do material (OLIVEIRA *et al.* 2007; ANDRADE, 2016).

Ao contrário do ensaio de compressão, quando o material está submetido a tração, ele demonstra uma resistência mecânica inferior, pois a natureza do ensaio possibilitará a abertura e propagação de defeitos internos presentes no material, atingindo um tamanho crítico e ruptura prematura do mesmo. Portanto, a solicitação de tração não se apresenta como a melhor forma de avaliar a resistência mecânica de um corpo que combina propriedades mecânicas de um metal com uma cerâmica avançada (OLIVEIRA *et al.*, 2007; CAMPOS, 2016).

Os ensaios de flexão são aplicados com maior frequência na avaliação de resistência dos materiais com as características de um compósito metálico com

reforço particulado de cerâmica, tendo em vista o custo mais baixo, por gerar dados precisos, pela facilidade de preparação de corpos de prova e pela simplicidade na execução do ensaio propriamente dito. Os ensaios podem ser realizados com 3 ou 4 pontos de apoio (PFEIFER *et al.*; ANDRADE, 2016). Para o ensaio a 3 pontos é admitido as tensões oriundas da flexão da região entre os apoios, a expressão para o cálculo final da tensão resistiva, para amostras de secção quadrada ou retangular, está descrita na Equação 2.1.

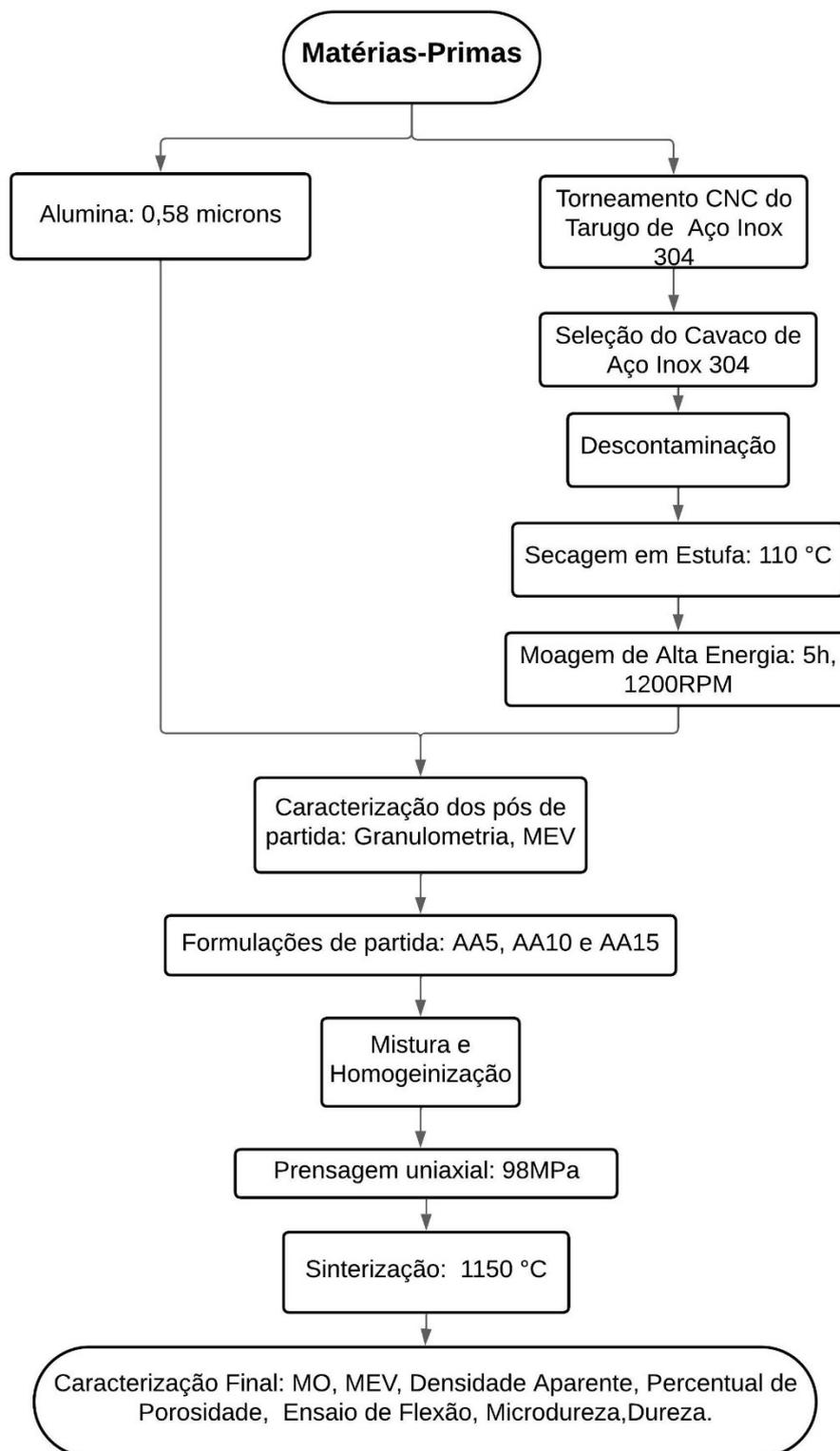
$$\sigma_f^{3p} = \frac{3PL}{2bh^2} \quad (2.1)$$

P = carga; L = distância entre apoios; b = base e h = altura

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo da pesquisa, os materiais e a fase experimental seguem detalhados conforme sequência descrita no fluxograma da Figura 3.1.

Figura 3.1: Fluxograma de materiais e métodos

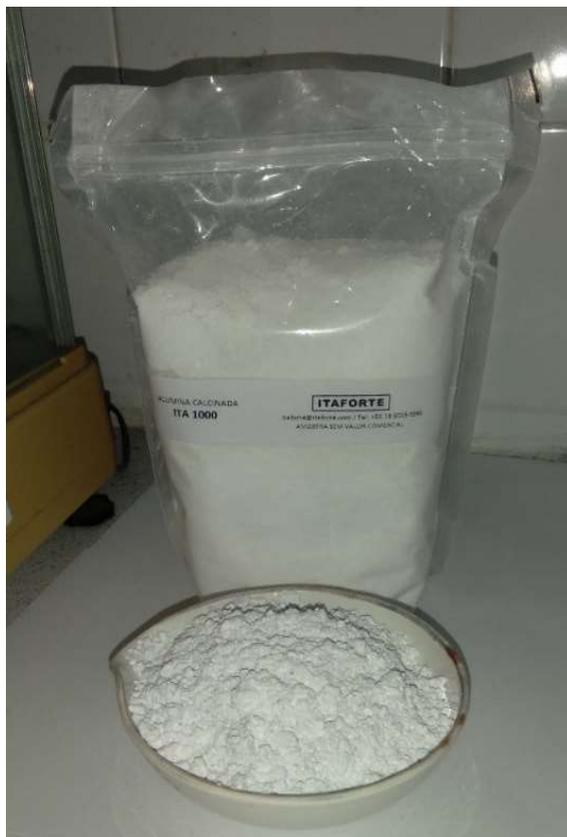


Fonte: Próprio autor

### 3.1. ALUMINA

O pó de Alumina utilizado foi fornecido pela Oxyal Itaforte Industria e Minérios LTDA, classificada como ITA 1000 ( $\alpha$ -Alumina) conforme Figura 3.2., com granulometria média (d50) de 0,58 $\mu$ m.

Figura 3.2: Pó de alumina ITA 1000



Fonte: Próprio autor

Na Tabela 3.1. segue a composição química da alumina ITA 1000, informada pelo fabricante.

Tabela 3.1: Composição química da alumina ITA 1000

Características Químicas	Resultados (%)
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	99,87
CaO	0,024
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,040
SiO <sub>2</sub>	0,012
Na <sub>2</sub> O	0,080

Fonte: (ITAFORTE, 2023)

### 3.2. CAVACO DO AÇO INOX 304

Para obtenção do cavaco do aço inox AISI 304, foi executado o processo de torneamento CNC (comando numérico computadorizado) em um eixo com diâmetro de 31,89mm e 300mm de comprimento, utilizando uma profundidade de corte de 0,2mm por ciclo, e avanço de 0,1mm por rotação com a rotação máxima de 2000 RPM (rotação por minuto). O equipamento utilizado para o processo de usinagem foi o Torno CNC Centur 30D do fabricante Romi, pertencente ao Laboratório de Usinagem do IFBA/ *Campus* Simões Filho. A Figura 3.3 ilustra o processo de torneamento CNC.

**Figura 3.3: Processo de usinagem no torno CNC**



Fonte: Próprio autor

Após o processo de usinagem, o cavaco foi descontaminado, para remoção do fluido de corte e demais óleos lubrificantes presentes no processo. Para descontaminação do cavaco, foi utilizado a solução desengraxante a base de hidrocarbonetos alifáticos (99,15%), hidrocarbonetos aromáticos totais ( $\leq 0,80\%$ ) e benzeno ( $\leq 0,05\%$ ), do fabricante Maxxi Rubber (Figura 3.4), ficando submerso durante 2 horas. Em seguida foi lavado em água destilada e retirado o excesso de umidade em filtro de papel, sendo colocado em estufa para secagem por 24 horas, antes de ser submetido a moagem de alta energia.

**Figura 3.4: Processo de descontaminação do cavaco**



Fonte: Próprio autor

### 3.3. MOAGEM DE ALTA ENERGIA (MAE)

Para o processo de moagem de alta energia, foi utilizado um moinho do tipo Atritor (Figura 3.5), pertencente ao Laboratório de Moagem de Alta Energia - IFBA/Salvador.

**Figura 3.5: Moinho Atritor**



Fonte: Próprio autor

O processo de moagem foi realizado com a rotação de 1200 RPM, e uma carga de esferas metálicas de 2 kg. A moagem foi dividida em dois períodos, de 2 e 3 horas, separados por uma parada para análise visual da evolução granulométrica do cavaco de aço inox 304, totalizando 5 horas de moagem.

### 3.4. ANÁLISE GRANULOMÉTRICA DO PÓ DE AÇO INOX 304

O processo de análise e separação granulométrica foi realizado no Laboratório de Materiais Não Metálicos/IFBA - *Campus* Simões Filho, com a utilização de um agitador de peneiras do fabricante da Pavitest, submetido a dois ciclos de agitação, com 30 minutos cada. Foi utilizada a sequência de peneiras de 100,120,140 e 200 mesh. A Figura 3.6 ilustra o processo de separação granulométrica.

**Figura 3.6: Processo de separação granulométrica**



Fonte: Próprio autor

### 3.5. MISTURA DOS PÓS DE PARTIDA

Para a produção do compósito, os pós de partida foram separados em três formulações de Aço Inox 304/Alumina, com proporções distintas, conforme Tabela 3.2:

Tabela 3.2: Percentuais de massa Aço Inox 304/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Formulações	Aço Inox 304 % peso	Alumina % peso
AA5	95%	5%
AA10	90%	10%
AA15	85%	15%

Fonte: Próprio autor

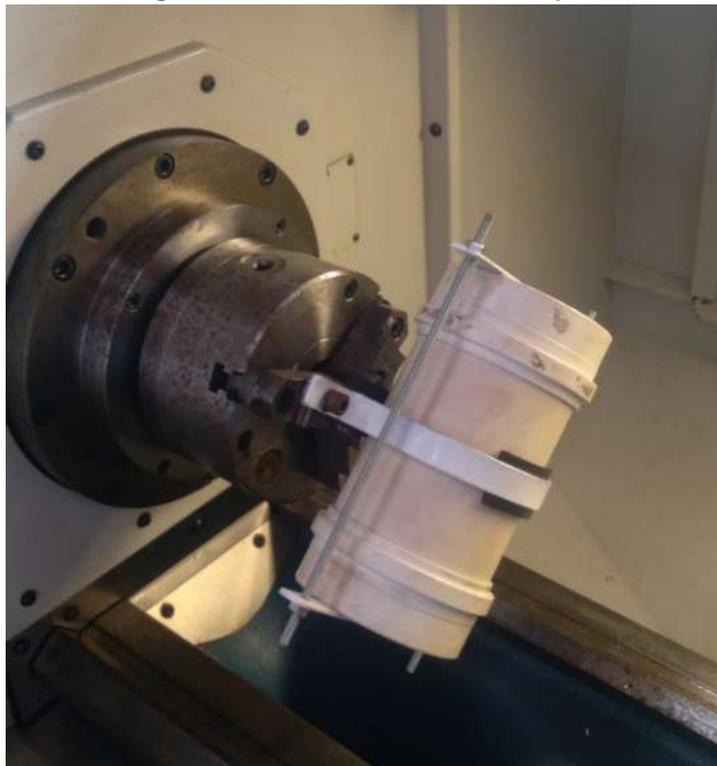
As proporções foram pesadas e separadas em porções de 180g, e atendendo aos seus respectivos percentuais de cada material. O processo de pesagem foi realizado com a utilização de uma balança de precisão do fabricante Marte Slim, modelo M200, com 0,001g de resolução, conforme Figura 3.7.

Figura 3.7: Pesagem dos pós de partida



Fonte: Próprio autor

O processo de mistura dos pós foi realizado de forma mecânica com a utilização de um dispositivo de mistura em PVC, possuindo um volume de 1500 cm<sup>3</sup>, que foi acoplado a placa giratória de um torno automatizado e com rotação programada em 40 RPM, rotacionando em ciclos de 30 minutos para cada proporção. A Figura 3.8 ilustra o processo de mistura.

**Figura 3.8: Processo de mistura dos pós**

Fonte: Próprio autor

Após o processo de mistura das formulações, o pó foi mantido em estufa à 110°C até a realização do processo de compactação.

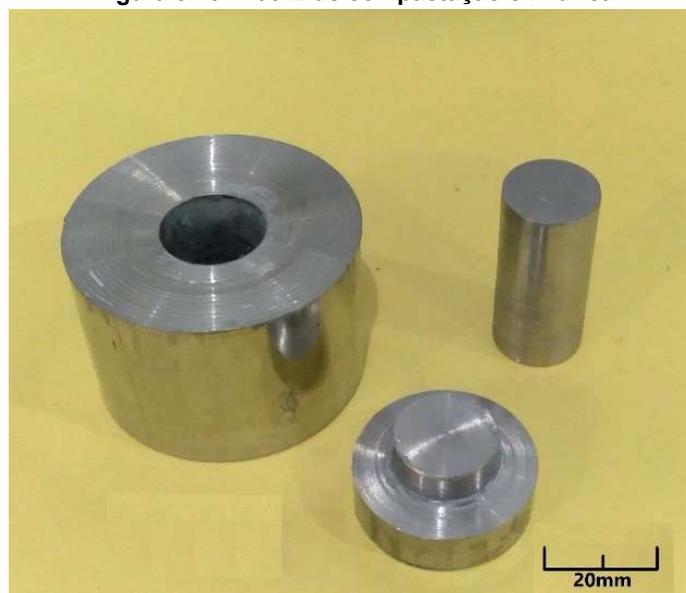
### 3.6. COMPACTAÇÃO

A compactação das formulações de pó foi realizada com a utilização de duas matrizes em aço inox 316L, uma retangular com dimensões de 60mm X 20mm X 5mm (Figura 3.9), e outra de perfil cilíndrico com 18 mm de diâmetro (Figura 3.10). Para produção de cada corpo de prova, foram necessários 25g da formulação. Os corpos de prova retangulares foram direcionados para realização do ensaio de flexão, análise de densidade aparente e percentual de porosidade. As amostras de perfil cilíndrico foram utilizadas para realização dos ensaios de microdureza, dureza, análise por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

**Figura 3.9: Matriz de compactação retangular**

Fonte: Próprio autor

A matriz de perfil retangular foi produzida e cedida pelo Grupo de Pesquisa de Compósitos Poliméricos e Cerâmicos do IFBA – *Campus* Salvador. A matriz de perfil cilíndrico foi obtida a partir de produção própria.

**Figura 3.10: Matriz de compactação cilíndrica**

Fonte: Próprio autor

Para o processo de compactação, foi incorporado 8% de ligante nas formulações, composto de água destilada, mais 16%p. de álcool polivinílico (PVA), diluído a quente através de uma manta térmica e um balão de fundo reto (Figura 3.11). Para lubrificação e desmoldagem dos corpos de prova, foi aplicado estearato de zinco na cavidade e punção da matriz, através de pincelagem. A prensagem foi realizada em uma prensa hidráulica do fabricante Bovenau, modelo P15ST de carga máxima

de 15ton (do Laboratório de Materiais Não Metálicos do IFBA – *Campus Simões Filho*). A carga aplicada em cada compactação foi de 117,6kN para matriz retangular e 24,9kN para matriz cilíndrica, equivalente a 98MPa (1tonf/cm<sup>2</sup>).

**Figura 3.11: Preparação da solução aglomerante de PVA**



Fonte: Próprio autor

Para cada formulação de aço inox 304/alumina, foram compactadas 6 amostras de perfil retangular e 2 amostras de perfil cilíndrico. O processo de compactação segue registrado na Figura 3.12.

**Figura 3.12: Processo de compactação**



Fonte: Próprio autor

Após compactação, os corpos de prova a verde foram armazenados em estufa, permanecendo na temperatura de 110°C por 48 horas, e em seguida foram pesados em balança de precisão da marca Marte, modelo MT200, e medidos em paquímetro digital do fabricante Pantec, com resolução de 0,01mm. Na Figura 3.13 podem ser visualizados os corpos de prova da formulação AA15 de perfil retangular e as formulações compactadas no perfil cilíndrico, antes da sinterização.

Figura 3.13: Corpos de prova compactados



Fonte: Próprio autor

### 3.7. SINTERIZAÇÃO

O processo de sinterização dos corpos de prova foi realizado em um forno do tipo mufla, do fabricante Fornitec Indústria de Fornos LTDA (do Laboratório de Materiais Não Metálicos do IFBA – *Campus Simões Filho*), parametrizado através do controlador da Novus N480D, dimensões internas de 10cm x 12cm x 15cm, e 1200°C de temperatura máxima de operação. Para sinterização do compósito proposto na pesquisa, a taxa de aquecimento (ou rampa) foi ajustada em 10°C/min, e patamar de 1150°C por 60 minutos, com resfriamento dos corpos de prova no interior do forno, removidos após 24 horas. A figura 3.14 ilustra a disposição dos compactados no interior do forno.

**Figura 3.14: Corpos de prova no interior do forno**

Fonte: Próprio autor

### 3.8. PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Para realização dos testes de microscopia ótica, microdureza e MEV, as amostras de perfil cilíndrico das três formulações foram submetidas ao processo de lixamento e polimento com utilização de uma politriz metalográfica do fabricante Teclago (do Laboratório de Metalografia/IFBA - *Campus* Simões Filho), e atendendo a seguinte sequência granulométrica das lixas: 180, 220, 320, 400, 600, 1200, 1500, seguida do polimento com alumina de  $0,05\mu\text{m}$ , e sem ataque químico. Segue ilustrado na Figura 3.15 o processo de preparação metalográfica e equipamento utilizado.

**Figura 3.15: Preparação metalográfica**

Fonte: Próprio autor

### 3.9. MICROSCOPIA ÓTICA

A análise das amostras através de microscopia ótica foi realizada com equipamento do fabricante Topcon (pertencente ao Laboratório de Metalografia/IFBA – Campus Simões Filho), com ampliação de 400x e imagens registradas fotograficamente. A análise foi realizada em duas amostras de perfil cilíndrico de cada formulação, verificando a disposição microestrutural em pontos ao longo de toda face da amostra. A Figura 3.16 ilustra a análise por microscopia ótica.

**Figura 3.16: Microscopia Ótica**



Fonte: Próprio autor

### 3.10. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA - MEV

As amostras dos pós de partida e formulações sinterizadas foram analisadas no MEV através da detecção de elétrons secundários (SE), para obtenção de imagens da topografia dos materiais analisados. O equipamento utilizado foi do modelo VEGA 3 LMU do fabricante Tescan (pertencente ao Laboratório de Caracterização de Materiais/IFBA – *Campus* Salvador). O equipamento foi ajustado com a tensão de aceleração em 25kV. A Figura 3.17 ilustra o processo de análise no MEV.

**Figura 3.17: MEV/ Pós de Partida**

Fonte: Próprio autor

A amostra de pó de alumina foi submetida ao processo de metalização, visando a introduzir a condução elétrica e consequente escoamento de elétrons pela amostra durante a análise no MEV, realizado através da eletrodeposição de partículas de ouro na superfície do pó. A metalização foi realizada através da metalizadora modelo Q150R-ES do fabricante Quorum, conforme indicado na Figura 3.18.

**Figura 3.18: Processo de metalização de amostras**

Fonte: Próprio autor

### 3.11. DENSIDADE APARENTE E PERCENTUAL DE POROSIDADE

Para realização das medidas de densidade aparente e percentual de porosidade das três formulações matriz/reforço propostas no estudo, foi utilizado o método de Arquimedes, conforme norma NBR ISO 10545-3/20. Esta técnica consiste na medição das massas dos compactados sinterizados e secos ( $ms$ ), dos compactados úmidos ( $mu$ ), e da massa dos compactados imersos em água destilada ( $mi$ ), para utilizá-las nas Equações 3.1 e 3.2.

$$\rho = \frac{ms}{(mu-mi)} \cdot \rho_{\text{água}} \quad (3.1)$$

$\rho$  = densidade aparente;  $\rho_{\text{água}}$  = densidade da água;  $ms$  = massa do compactado seco;  $mu$  = massa do compactado úmido;  $mi$  = massa do compactado imersa.

$$PA(\%) = \frac{(mu-ms)}{(mu-mi)} \cdot 100 \quad (3.2)$$

PA = Porosidade

Para o procedimento foram utilizadas 5 amostras de perfil retangular de cada formulação, iniciando com a medição da massa dos compactados secos ( $ms$ ), utilizando uma balança de precisão da marca Marte Slim, modelo M200, com resolução de 0,001g. Para medida da massa úmida ( $mu$ ), os corpos de prova foram submetidos anteriormente à absorção de água por 24 horas para a saturação dos mesmos em água e visando eliminação de instabilidades no momento de leitura do valor de massa imersa. A Figura 3.19 ilustra o processo de absorção de água.

**Figura 3.19: Processo de absorção de água**

Fonte: Próprio autor

Para realização da medida de massa imersa ( $m_i$ ) através do método de Arquimedes, foi montado um dispositivo de suporte a uma balança de precisão da marca Marte Slim, modelo M2000, com resolução 0,01g e de capacidade máxima de 2000g, conforme ilustra a Figura 3.20.

**Figura 3.20: Dispositivo para medição de massa imersa**

Fonte: Próprio autor

### 3.12. ENSAIO DE FLEXÃO EM TRÊS PONTOS

O ensaio de flexão foi realizado em uma máquina universal de ensaios, fabricado pela *Time Group Inc.*, modelo *WDW-20 classe 05*, com célula de carga *Celtron* entre 0,4kN a 20kN (do Laboratório de Ensaios Mecânicos/IFBA- *Campus Simões Filho*). Para cada formulação de matriz/reforço, foram utilizados cinco corpos de prova, com espaçamento entre apoios de 40 mm, referente a 2/3 do comprimento total do corpo de prova, conforme estabelece a norma ASTM E855-21, e com velocidade de aplicação de carga de 0,5 mm/min. O ensaio segue ilustrado na Figura 3.21.

Figura 3.21: Ensaio de flexão

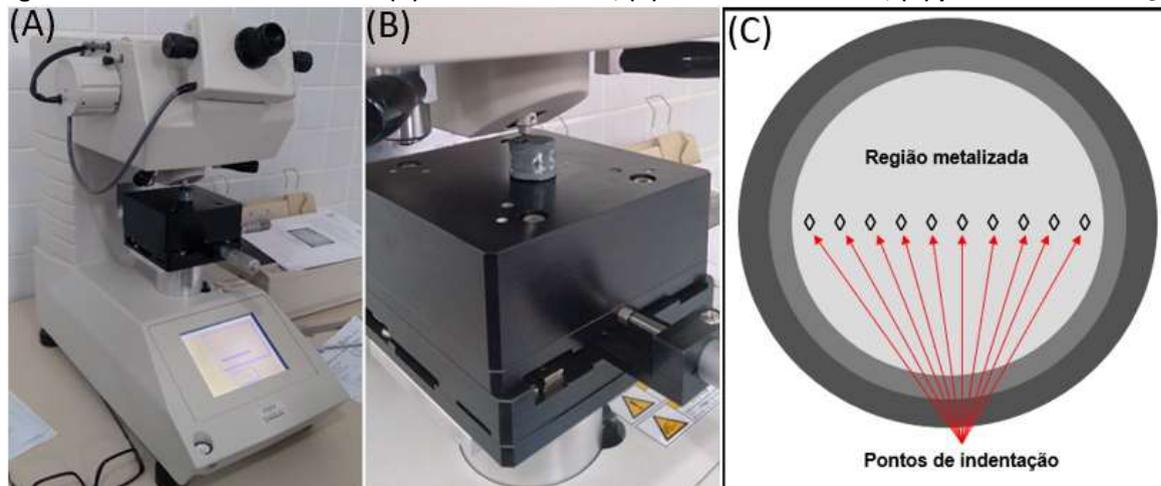


Fonte: Próprio autor

### 3.13. MICRODUREZA VICKERS

O teste de microdureza Vickers foi realizado no equipamento do fabricante Shimadzu (do Laboratório de Inspeção e Ensaios Destrutivos/IFBA – *Campus Salvador*), com aplicação de uma carga de 100gf durante 10 segundos. Para cada formulação foram efetuadas 10 indentações ao longo do diâmetro da face circular do corpo de prova do tipo cilíndrico (Figura 3.22-C), conforme norma ASTM E384-22. A Figura 3.22 ilustra o equipamento de teste de microdureza durante o processo de medição.

Figura 3.22: Microdureza Vickers: (A) microdurômetro, (B) amostra em ensaio, (C) pontos de indentação



Fonte: Próprio autor

### 3.14. DUREZA ROCKWELL

O ensaio de Dureza Rockwell do tipo *B* foi realizado com a utilização de um durômetro do fabricante Mitutoyo, modelo DT-20D (do Laboratório de Inspeção e Ensaios Destrutivos/IFBA – *Campus Salvador*). Com penetrador esférico de 1/16”, a pré-carga aplicada foi de 10kgf e carga final de 100kgf, com 5 impressões em cada amostra, conforme atendimento a norma NBR ISO 6508-1/2019. A Figura 3.23 ilustra o processo de ensaio.

Figura 3.23: Ensaio de Dureza Rockwell-B



Fonte: Próprio autor

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1. TORNEAMENTO E SELEÇÃO DO CAVACO

Através do processo de usinagem foi obtido um cavaco curto e descontínuo com comprimento médio de aproximadamente 4mm, que possibilitou um melhor processamento na moagem de alta energia, com redução de tempo e maior capacidade de acomodação do material no tambor do moinho. A Figura 4.1 ilustra o cavaco produzido durante o processo de torneamento por CNC.

Figura 4.1: Cavaco selecionado para moagem



Fonte: Próprio autor

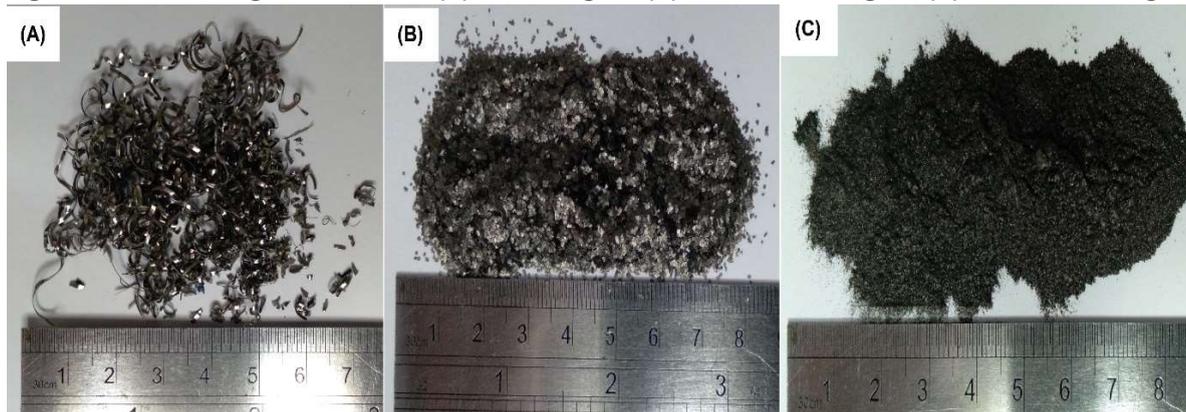
O processo de descontaminação do cavaco para remoção de óleo e outros contaminante presentes durante o processo de usinagem, possibilitou a adesão do ligante a base de álcool polivinílico utilizado no processo de compactação dos corpos de prova.

### 4.2. CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS DE PARTIDA

#### 4.2.1. Moagem e Análise Granulométrica do Pó de Aço Inox 304

O processo de moagem de alta energia (MAE) e separação granulométrica proporcionaram o refino do pó conforme evolução ilustrados na Figura 4.2, e resultando em uma granulometria menor ou igual a  $74\mu\text{m}$ .

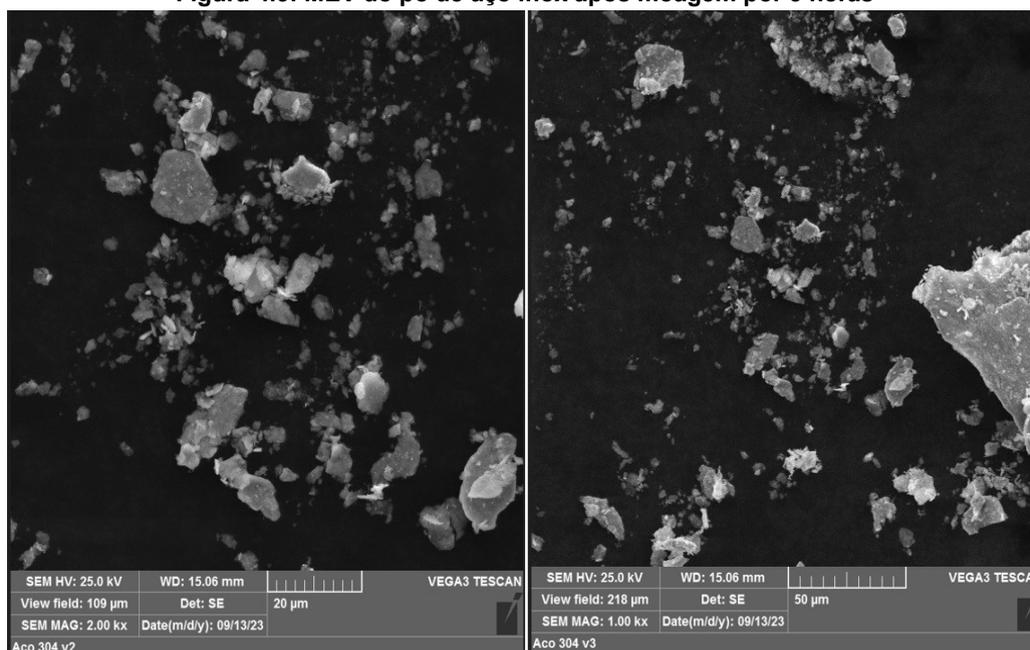
**Figura 4.2: Evolução granulométrica: (A) sem moagem; (B) 2 horas de moagem; (C) 5 horas de moagem.**



Fonte: Próprio autor

Através da análise do MEV foi possível constatar a presença de uma fração de particulado do pó de aço inox com comprimento entre  $20\mu\text{m}$  a  $50\mu\text{m}$ . A geometria geral do particulado apresentou-se nos formatos do tipo irregular ou “flake”, conforme Figura 4.3 ilustra a seguir.

**Figura 4.3: MEV do pó de aço inox após moagem por 5 horas**



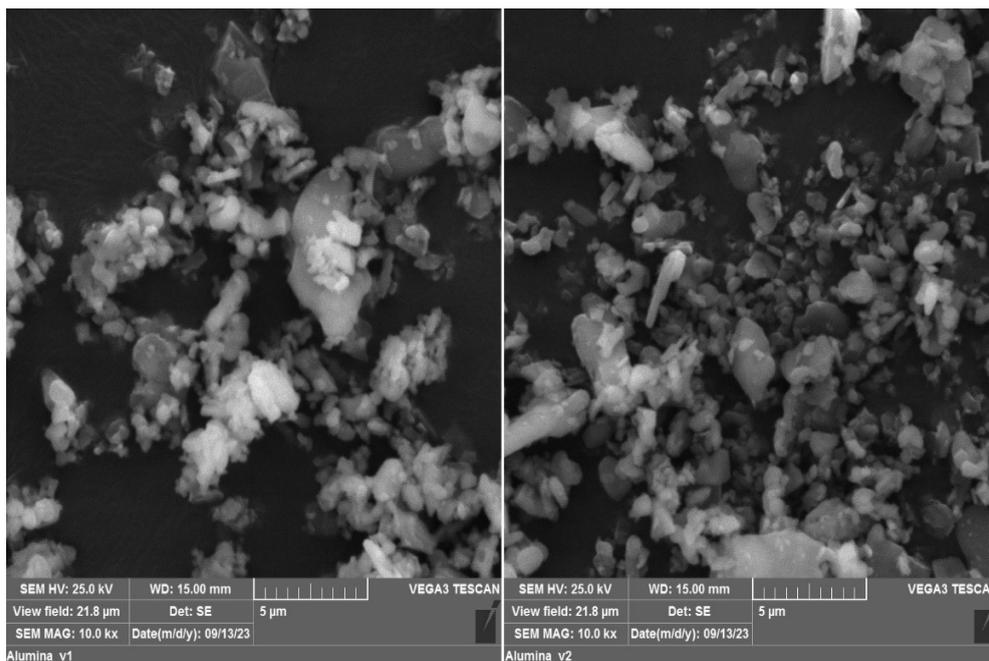
Fonte: Próprio autor

#### 4.2.2. Análise Granulométrica da Alumina

Em avaliação granulométrica do pó de alumina através análise no MEV, foi constatando a presença de uma grande fração de partículas com tamanhos próximos ou menores que  $0,50\mu\text{m}$  (Figura 4.4), valores compatíveis com a especificação do fabricante, que indicou o tamanho médio do particulado em  $0,58\mu\text{m}$ . Os grãos apresentaram um formato do tipo arredondado, e este fator é de grande relevância,

pois conforme estudo de Mortensen (2010), a angularidade das partículas de cerâmica produz locais de elevada concentração de tensões dentro do compósito quando este é tensionado, causando por sua vez uma aceleração do acúmulo de danos dentro do material, o que reduz drasticamente a sua ductilidade. O arredondamento de partículas trituradas para eliminar tais locais de concentração de tensão levou a melhorias significativas na ductilidade do compósito.

Figura 4.4: MEV do pó de alumina



Fonte: Próprio autor

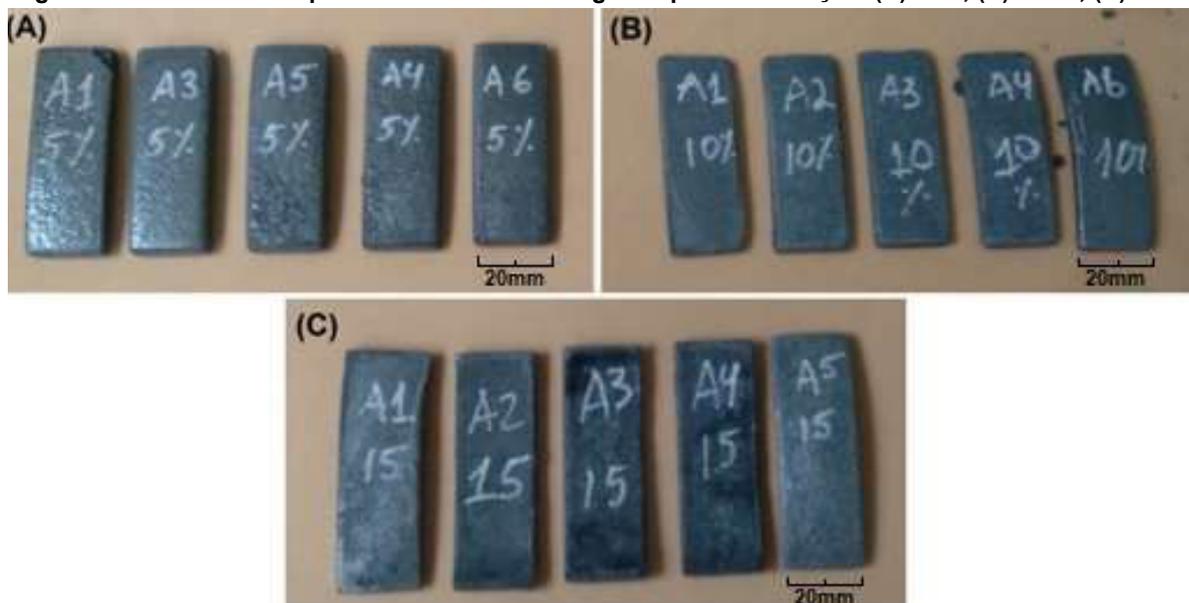
O tamanho das partículas da matriz (aço inox) e o reforço (alumina), confirmadas através da análise granulométrica e MEV, no qual a diferença das partículas dos pós metálicos versus os da cerâmica fina foi relatada no trabalho de Saxena (2023), como um parâmetro que leva a um empacotamento mais eficiente das partículas.

### 4.3. FORMULAÇÕES DO COMPÓSITO

As três formulações do compósito, identificadas como AA5, AA10 e AA15, apresentaram boa dispersão do particulado de alumina após mistura e homogeneização dos pós de partida, não sendo constatado a formação de partículas aglomeradas. Os compactados a verde obtiveram boa consolidação para ambas as matrizes de compactação, e sem constatação de defeitos superficiais visíveis após a

sinterização, como delaminação ou trincas. As Figuras 4.5 e 4.6 ilustram as amostras das três formulações compactadas na matriz retangular e cilíndrica respectivamente.

Figura 4.5: Amostras compactadas na matriz retangular após sinterização: (A) AA5; (B) AA10; (C) AA15



Fonte: Próprio autor

Figura 4.6: Amostras cilíndricas sinterizadas AA5, AA10 e AA15



Fonte: Próprio autor

#### 4.4. PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA CARACTERIZAÇÃO E ENSAIOS

Através do processo de lixamento (preparação metalográfica), ficou evidenciado a formação de três regiões (ou camadas) em todas as formulações. A camada mais externa apresentou características de fragilidade e de fácil remoção, uma intermediária com elevada porosidade perceptível a olho nu, e a mais interna com a superfície metalizada. Nas Figuras 4.7, 4.8 e 4.9 são apresentados os resultados após a preparação das amostras.

**Figura 4.7: Amostra de formulação AA5 após preparação metalográfica.**



Fonte: Próprio autor

**Figura 4.8: Amostra de formulação AA10 após preparação metalográfica.**



Fonte: Próprio autor

Figura 4.9: Amostra de formulação AA15 após preparação metalográfica



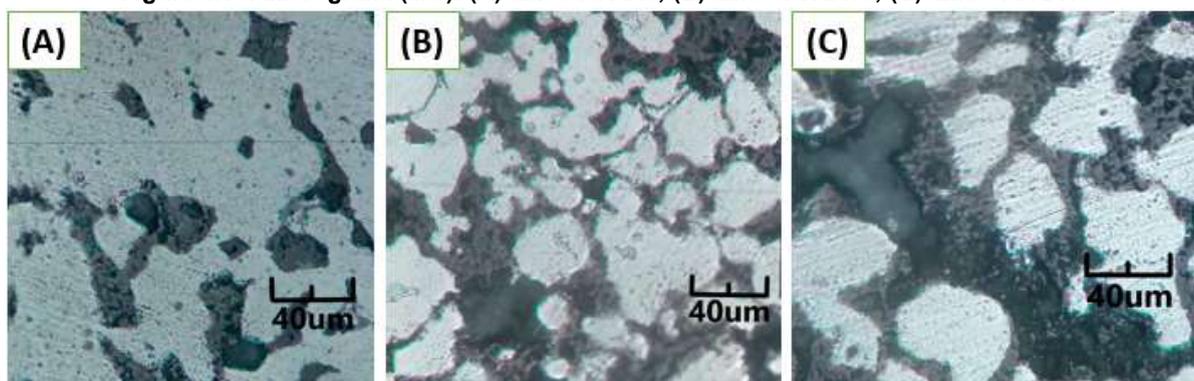
Fonte: Próprio autor

Devido às características das três regiões encontradas na face das amostras, apenas a região metalizada se mostrou apta para a indentação dos ensaios de dureza.

#### 4.5. MICROSCOPIA ÓTICA (MO)

Na Figura 4.10 estão apresentadas as micrografias (MO) dos corpos de prova das três formulações: AA5, AA10 e AA15.

Figura 4.10: Micrografia (MO): (A) amostra AA5; (B) amostra AA10; (C) amostra AA15



Fonte: Próprio autor

Nas imagens fica evidenciado o grau de concentração dos pontos de aglomerados, que se acentuam à medida que a proporção de alumina aumenta. A fase mais clara representa a matriz metálica.

Karayannis *et al.* (2006) em seu estudo para fabricação de um compósito de Fe-Ni reforçado com 10 e 20% de alumina, descreve que as fases metálica e cerâmica permanecem separadas devido à falta ou interdifusão muito limitada, molhabilidade e solubilidade sólida dos materiais da matriz com o  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . A difusão atômica entre as partículas de cada metal durante o tratamento térmico dos compactos forma pescoços típicos de sinterização no estado sólido que interligam a matriz e ligam os compósitos. Na fase cerâmica, existem alguns aglomerados que podem, pelo menos em parte, ser atribuídos ao amplo tamanho das partículas, bem como às diferenças de gravidade específica entre os pós metálicos e o  $\text{Al}_2\text{O}_3$  comercial fino. Esses fatores influenciam fortemente a capacidade de mistura dos pós durante os procedimentos de mistura a seco. Consequentemente, é difícil conseguir uma mistura homogênea durante a mistura e um certo grau de aglomeração é normalmente esperado neste tipo de material.

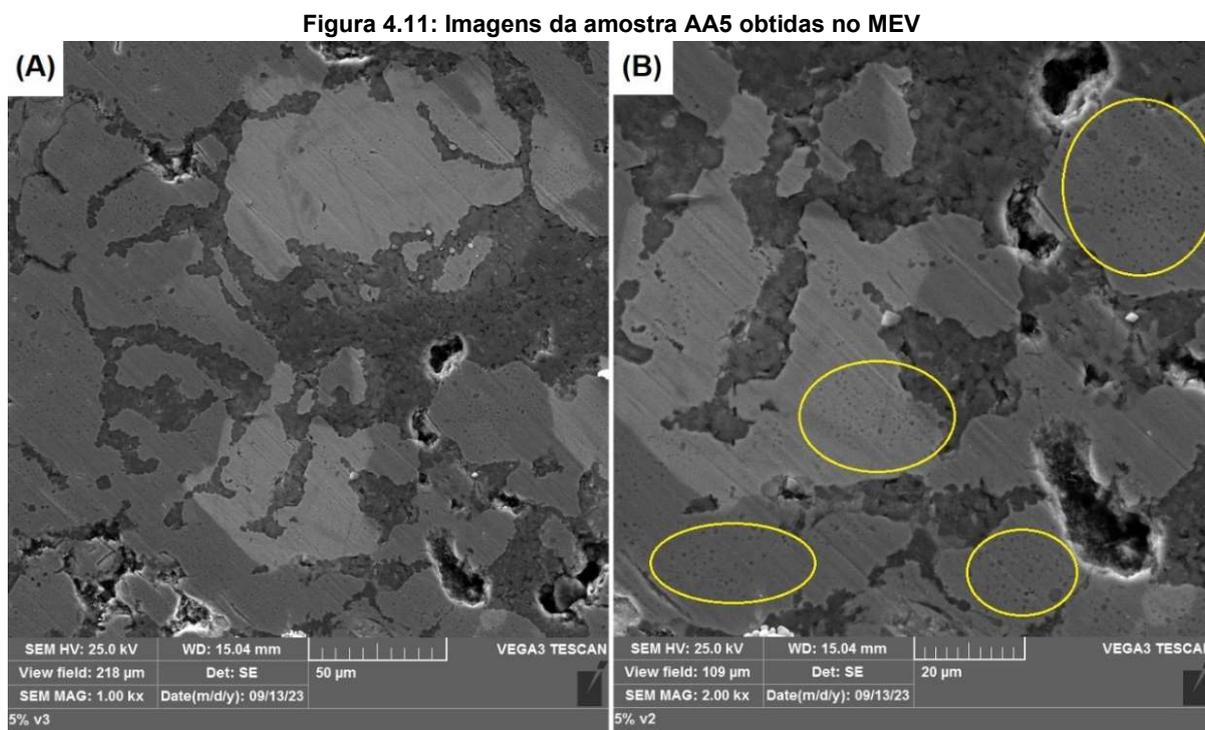
Martínez *et al.* (2022) em seu estudo para adição de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  como reforço particulado em uma matriz metálica de níquel, constatou a presença de aglomerados distribuídos na matriz, descrevendo que a porosidade diminuiu com o aumento do teor de alumina no compósito, que é atribuído a um melhor arranjo dos particulados devido à formação de aglomerados, constatadas a partir do comparativo das formulações de 10 e 15% de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

#### 4.6. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

Nas figuras 4.11 a 4.13 estão apresentadas as imagens do MEV, em duas magnitudes, com a distribuição da alumina na matriz metálica de aço inox AISI 304 para as três formulações do compósito.

Conforme Figura 4.11-(A) da amostra AA5, fica evidenciado a presença de uma região de matriz metálica (na cor clara) com características definidas e bem delimitadas. A fase de reforço se apresenta em alguns aglomerados distribuídos de forma regular por toda superfície analisada. Poucas ramificações entre esses aglomerados e alguns pontos de porosidade foram constatadas. No detalhe da Figura

4.11-(B), verifica-se que além da formação de aglomerados, existe a presença de partículas individuais segregadas e dispersas na matriz.

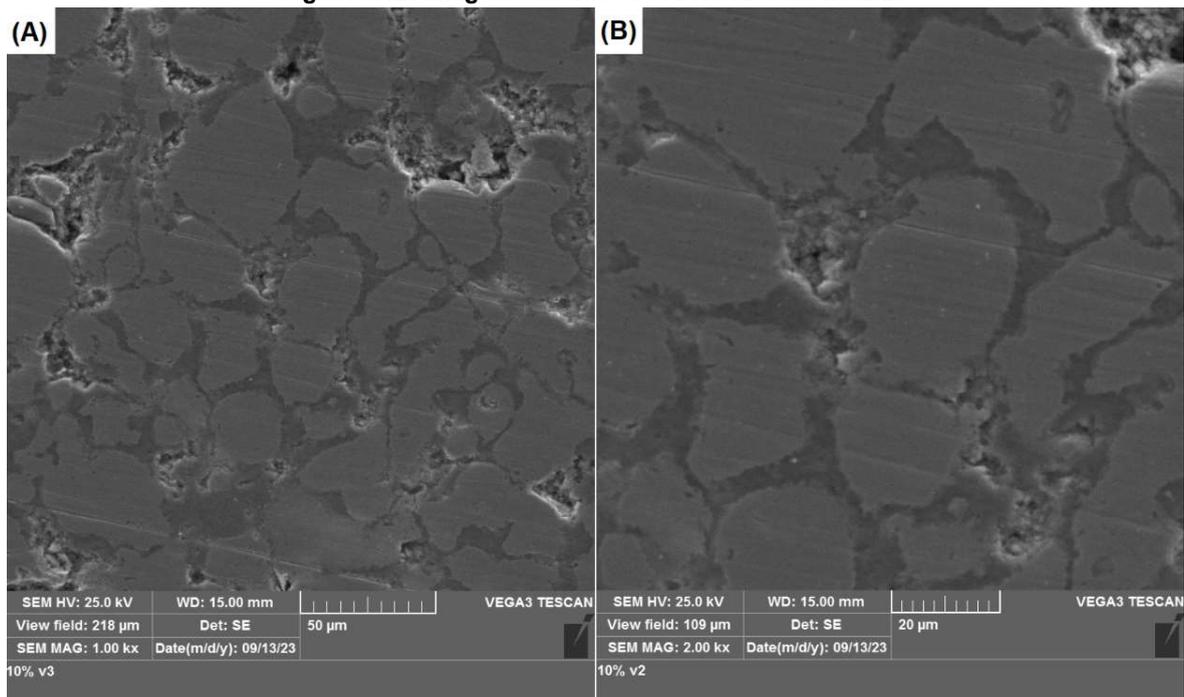


Fonte: Próprio autor

Martínez *et al.* (2022) em seu estudo, descreve que apesar da dispersão da alumina pareça ser homogênea em todas as amostras, algum efeito de agrupamento pode ser observado em imagens de baixa ampliação constatadas nas formulações com 15 e 20%p. de alumina em uma matriz metálica de níquel. Porém, como pode ser verificado através de imagens do MEV registrado com grandes ampliações da amostra de formulação com 15% de alumina, fica claro que o "agrupamento" (aglomerados) de partículas visto em imagens obtidas através de microscopia óptica de baixa ampliação não afeta a incorporação de partículas individuais. Este resultado confirma que o particulado de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  está disperso homoganeamente.

Na Figura 4.12 referente a amostra AA10, verifica-se o aumento da concentração de aglomerados e a presença de ramificações (ou ligações) entre eles, não ficando evidente a presença de partículas individuais segregadas como constatado na amostra de formulação AA5. Alguns pontos de porosidade também foram observados.

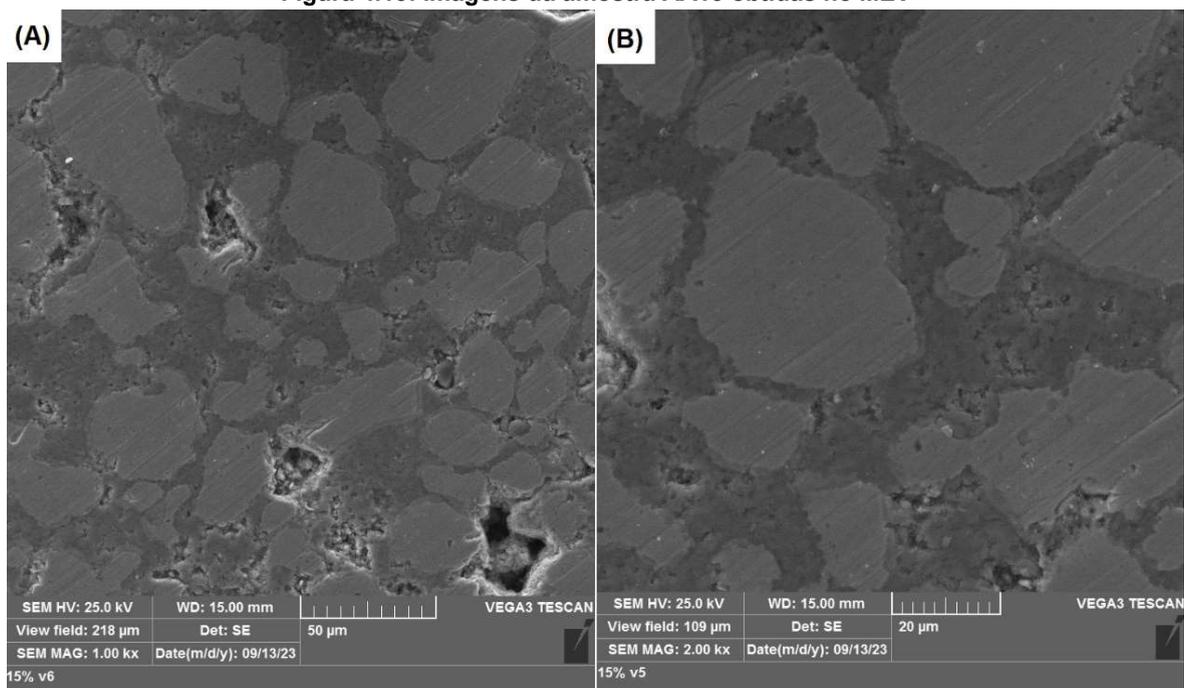
Figura 4.12: Imagens da amostra AA10 obtidas no MEV



Fonte: Próprio autor

Na figura 4.13, constata-se um aumento do número de aglomerados, e conseqüentemente um maior número de ramificações entre eles. Percebe-se que a dimensão dos aglomerados na formulação AA15 foram maiores que os visualizados na amostra de formulação AA10. Alguns pontos de porosidade também foram verificados.

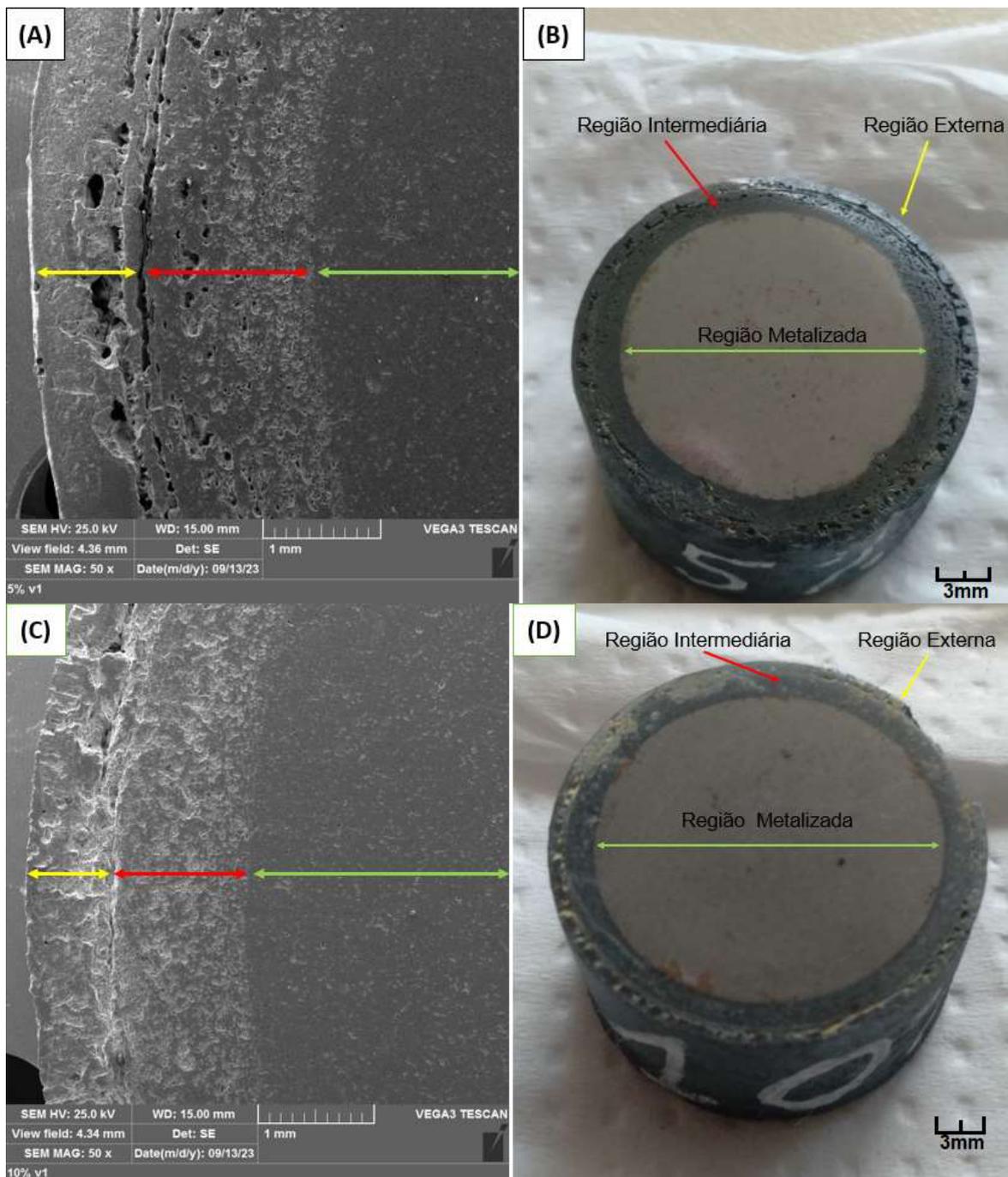
Figura 4.13: Imagens da amostra AA15 obtidas no MEV

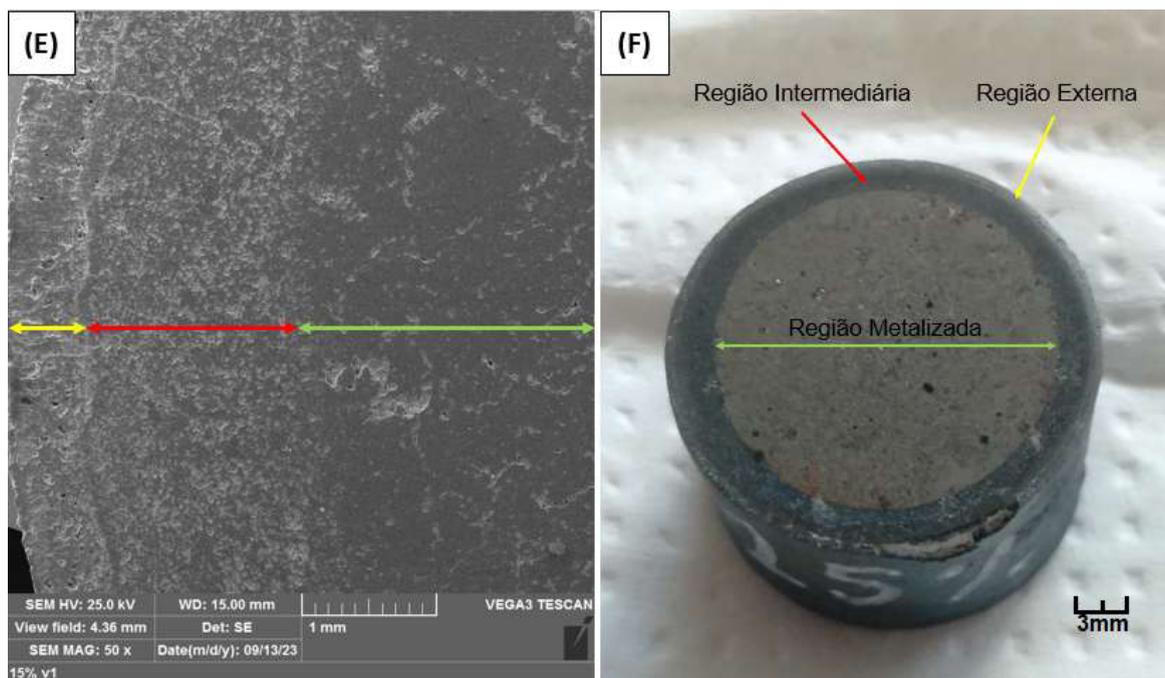


Fonte: Próprio autor

A Figura 4.14, ilustra através do MEV o detalhe das três regiões de sinterização constatadas em cada formulação, e classificadas como: região externa da amostra (casca), região intermediária e a região metalizada, que apresenta uma estrutura mais consolidada pelo processo de sinterização.

Figura 4.14: Imagens obtidas através do MEV e registro fotográfico: (A, B) AA5; (C, D) AA10; (E, F) AA15





Fonte: Próprio autor

Através da análise comparativa das imagens do MEV das amostras das três formulações, é possível constatar além da formação de três regiões que compõem o corpo das amostras, a redução gradual da porosidade à medida que se aumenta o percentual de alumina, também confirmado através do cálculo do percentual de porosidade.

#### 4.7. DENSIDADE APARENTE E POROSIDADE

Os valores calculados de densidade aparente do compósito sinterizado após processo de imersão pelo princípio de Arquimedes e absorção de água destilada em 24 horas, apresentaram uma elevação de 5,39% no valor médio da densidade aparente em relação às amostras das formulações de AA5(5%p.  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) para AA10(10%p.  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), conforme Tabela 4.1.

**Tabela 4.1: Valores de densidade aparente e porosidade**

Formulações	Densidade aparente ( $\text{g/cm}^3$ )	Porosidade (%)
AA5	$4,401 \pm 0,024$	$14,31 \pm 0,68$
AA10	$4,652 \pm 0,016$	$10,98 \pm 0,44$
AA15	$4,679 \pm 0,019$	$9,11 \pm 0,45$

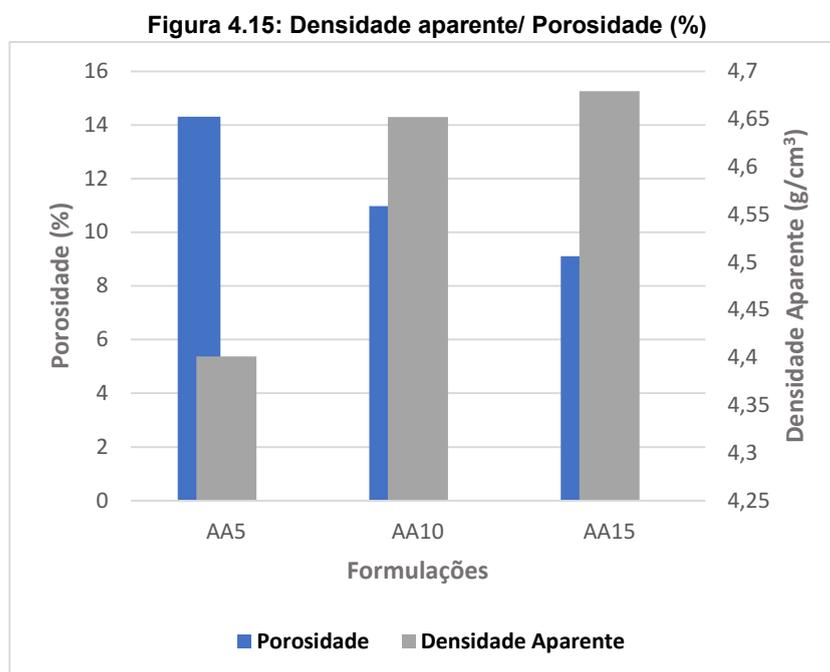
Fonte: Próprio autor

O comparativo de densidade aparente entre as amostras AA10 e AA15 apresentaram uma elevação pouco significativa, de aproximadamente 0,58%.

Considerando os valores de percentual de porosidade, as variações nas formulações ocasionaram em uma redução dessa porosidade com o aumento da proporção do reforço ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), fator justificado pelo efeito de inclusão ocasionado pela alumina, que possui a propriedade restritiva da porosidade quando associada a matrizes de Fe-Ni, conforme traz Saxena *et al.* (2023) em seu estudo. Com granulometria consideravelmente menor que o pó da matriz de aço inox 304, a alumina preenche os vazios na matriz durante a compactação e beneficia o processo de densificação.

Em seu estudo, Junior (2023) observa que o aumento da concentração de alumina em uma proporção crescente, e devido a sua capilaridade, preenche os poros e aumenta a densidade dos corpos de prova. O mesmo foi constatado por Martinez *et al.* (2022), em seu estudo para adição de alumina em matriz de níquel, verificando através da microscopia a redução da porosidade e densificação com a elevação dos percentuais do reforço do particulado da alumina.

O gráfico da Figura 4.15 ilustra a evolução da densidade aparente em relação a uma queda no percentual de porosidade.



Fonte: Próprio autor

#### 4.8. ENSAIO DE FLEXÃO EM TRÊS PONTOS

As tensões de ruptura à flexão da três formulação do compósito processado foram calculadas a partir dos valores de carga máxima, aplicada a Equação 4.1.

$$\sigma_f^{3p} = \frac{3PL}{2bh^2} \quad (4.1)$$

P = carga; L = distância entre apoios; b = base e h = altura

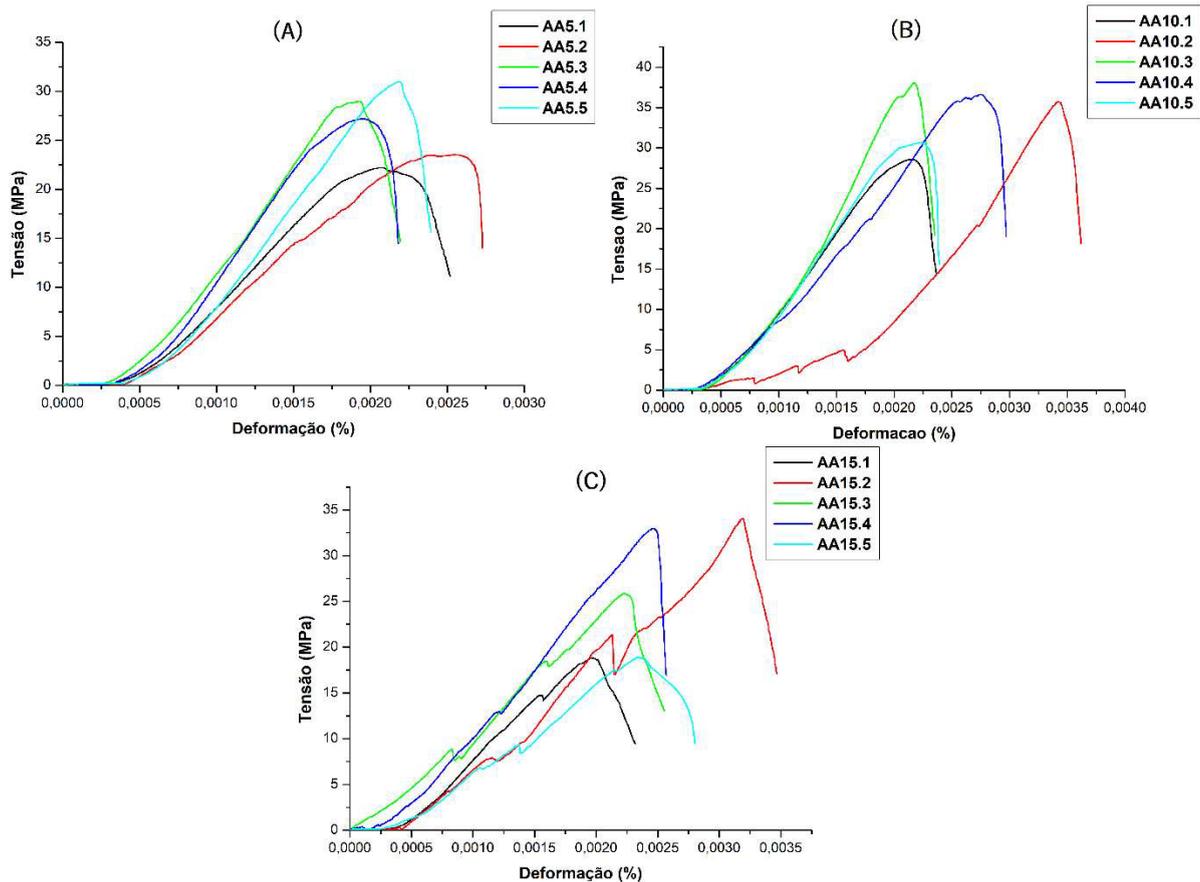
Os valores de resistência à flexão obtidos através do cálculo das médias referentes às amostras de cada formulação seguem relacionados na Tabela 4.2.

Formulações	Resistência à Flexão (MPa)
AA5	26,56 ± 3,68
AA10	33,93 ± 4,09
AA15	26,13 ± 7,34

Fonte: Próprio autor

Os gráficos da Figura 4.16 apresentam o comportamento da curva tensão x deformação de cada amostra e em suas respectivas formulações.

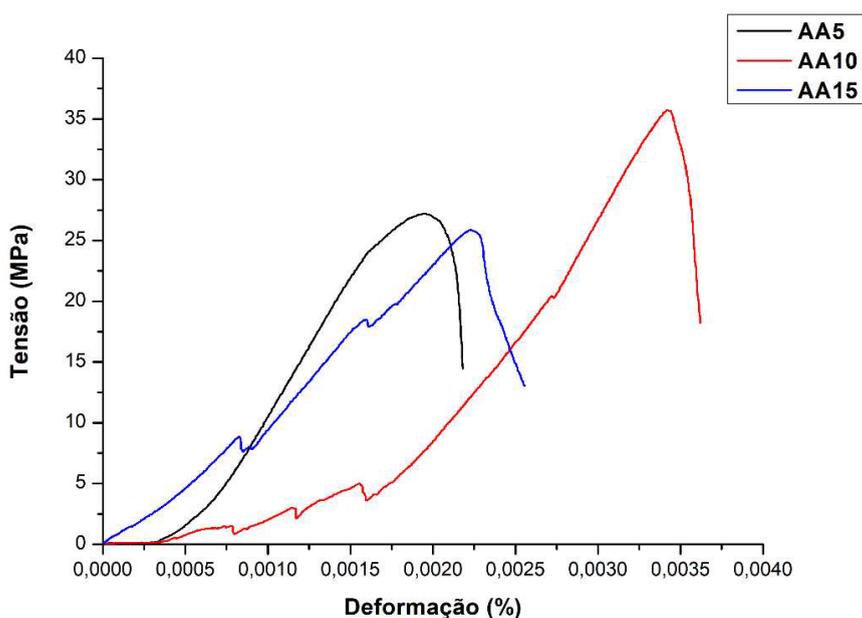
Figura 4.16: Curvas do ensaio de flexão (A) 5%p. de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; (B) 10%p. de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; (C) 15%p. de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.



Fonte: Próprio autor

O gráfico da Figura 4.17 apresenta o comportamento médio em comparativo da resistência à flexão para as três formulações do compósito.

Figura 4.17: Comparativo da curva média das tensões de cada formulação.



Fonte: Próprio autor

Os valores médios da resistência à flexão apresentaram uma elevação em relação às formulações de AA5 para AA10, e apresentando uma queda para formulação AA15, chegando ao valor médio pouco abaixo da formulação de menor concentração de alumina (AA5).

Junior (2023), em seu trabalho com adição de resíduos de alumina, e trabalhando com variações percentuais mais discretas, de 0, 2, 4, 6, 8, e 10%, constatou aumento nos valores de resistência à flexão apenas entre as formulações de 0% para 2%, e um decréscimo gradual nestes valores de tensão até a formulação com 10% de alumina.

Mortensen *et al.* (2010) em sua pesquisa, traz que a regra de se manter as frações volumétricas das partículas cerâmicas abaixo de aproximadamente 30%, como normalmente é feito para minimizar sua influência deletéria na ductilidade do compósito, também tem sido questionada, pois o benefício de adicionar cerâmica ao metal é, para muitas propriedades, não linear. E o exemplo foi a adição de 25% de partículas de alumina ao alumínio que resultou aumento do módulo de elasticidade em 50%, de 70GPa para 100GPa, enquanto 60% de alumina produziu um aumento de 2,5 vezes para 180GPa em um material isotrópico com densidade próxima à do alumínio.

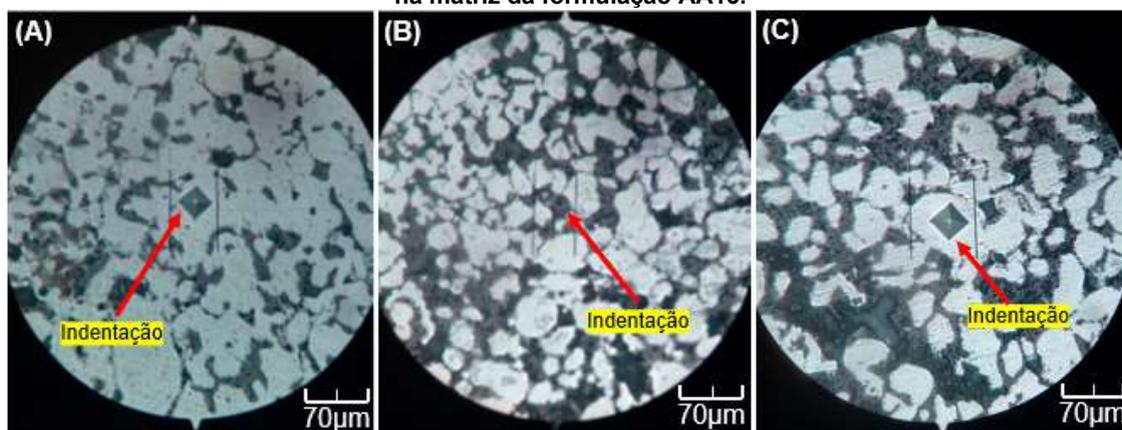
Apesar dos valores médios de tensão de ruptura terem apresentado um aumento entre os percentuais de 5% para 10% de alumina, seguido de uma queda no valor médio de tensão para formulação de 15%, os valores de microdureza Vickers não se comportaram da mesma forma, conforme constatado através de ensaio.

## 4.9. DUREZA

### 4.9.1. Microdureza Vickers

Os valores de microdureza foram obtidos a partir de 10 indentações realizadas em casa região (matriz e aglomerados). A Figura 4.18 ilustra alguns pontos de indentações realizados durante o ensaio.

Figura 4.18: Indentações: (A) na matriz da formulação AA5; (B) no aglomerado da formulação AA10; (C) na matriz da formulação AA15.



Fonte: Próprio autor

Conforme Tabela 4.3, houve um aumento discreto nos valores médios de dureza, tanto na matriz quanto na região de aglomerado.

Tabela 4.3: Microdureza Vickers

Formulação	Dureza da matriz (HV)	Dureza no aglomerado (HV)
AA5	106,2 ± 4,64	334,5 ± 68,25
AA10	115,0 ± 11,60	357,6 ± 88,16
AA15	125,6 ± 11,68	392,8 ± 79,76

Fonte: Próprio autor

Em cada formulação do compósito, foi obtido um valor de pico de dureza acima dos valores médios encontrados para as demais indentações realizadas na região de aglomerado (fase do reforço). Este valor de pico foi obtido em uma indentações realizada no ponto de aglomerado na extremidade da região metalizada da amostra. Os valores de pico de dureza seguem indicados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4: Pico de Dureza

Formulação	Dureza (HV)
AA5	578
AA10	852
AA15	968

Fonte: Próprio autor

Por estar em uma região mais próxima da extremidade, os efeitos do processo de sinterização ocorrem com maior concentração de calor nesta região possibilitando a formação de novas fases, conforme foi constatado por Bhattacharyya *et al.* (2021) em sua pesquisa, na qual estudou os efeitos da adição de alumina em uma matriz de pó de ferro com percentuais de 5, 10 e 20% p., variando as temperaturas de sinterização em 900, 1000 e 1100 °C, com ciclos de 1, 2 e 3 horas, evidenciando a formação da fase de aluminato de ferro ( $\text{FeAl}_2\text{O}_4$ ) no ciclo de maior temperatura e tempo de sinterização para as amostras com 20% de alumina, associando a formação desta nova fase ao aumento considerável de dureza. A faixa de dureza foi de 44 HRC para 79 HRC, em relação às proporções de 5 para 20% de alumina, sinterizados a 1100 °C por 3 horas.

Em seu estudo recente, Martínéz *et al.* (2022), trabalhando com a dispersão de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (alumina) em uma matriz de níquel, com percentuais de 1, 5, 10 e 15% de reforço de alumina, constatou a elevação gradual da dureza de 272HV para 478 HV, considerado um aumento de 88,15% em relação ao níquel sem adição de reforço disperso. Porém não houve formação de novas fases durante o processo de sinterização.

Scherer (2023), em seu estudo para produção de um compósito a base de alumínio reforçado com aço carbono SAE 1045 residual, via metalurgia do pó, encontrou valores distintos entre a região de matriz e a fase intermetálica, com uma variação elevada entre elas, saindo do valor médio de 144,3 HV na matriz, para 1094,3 HV na região intermetálica. A fase intermetálica constatada através de Difração de Raios X (DRX), foi a  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ , caracterizada como estável e a sua microestrutura não favorece a boa ductilidade do material.

#### 4.9.2. Dureza Rockwell

O ensaio de dureza Rockwell do tipo B foi realizado na tentativa de se obter valor macro da dureza em pontos intermediários entre a matriz e a fase de aglomerados, registrados ao longo do raio da amostra. Conforme Tabela 4.5, as variações do valor médio de dureza entre as três formulações apresentaram aumento com a adição gradual do reforço de alumina, e ocorreu o trincamento da amostra de formulação AA15 durante a realização da última indentação.

Tabela 4.5: Dureza Rockwell-B

Formulação	Dureza Rockwell (HRB)
AA5	43,76 ± 4,34
AA10	46,78 ± 3,98
AA15	47,76 ± 4,21

Fonte: Próprio autor

A Figura 4.19 traz detalhes das amostras nas três formulações (A), a fratura do corpo de prova de formulação AA15 (B) e detalhes da constatação de delaminação (C). O processo de delaminação também é constatado nos trabalhos de Judge *et al.* (2018) e Scherer (2023), sendo associados à utilização de pressão de compactação muito elevada, levando a fraturas por delaminação. Outro fator pode estar relacionado ao acabamento superficial interno da matriz de compactação, que devido a estrias formadas no processo de usinagem, podem provocar microtrincas no momento de extração das amostras após compactação. Não foram constatadas falhas de acabamento (rugosidade ou estrias) nas paredes internas da matriz de compactação de perfil retangular, e conseqüentemente a ausência de defeitos por delaminação nas amostras compactadas na mesma.

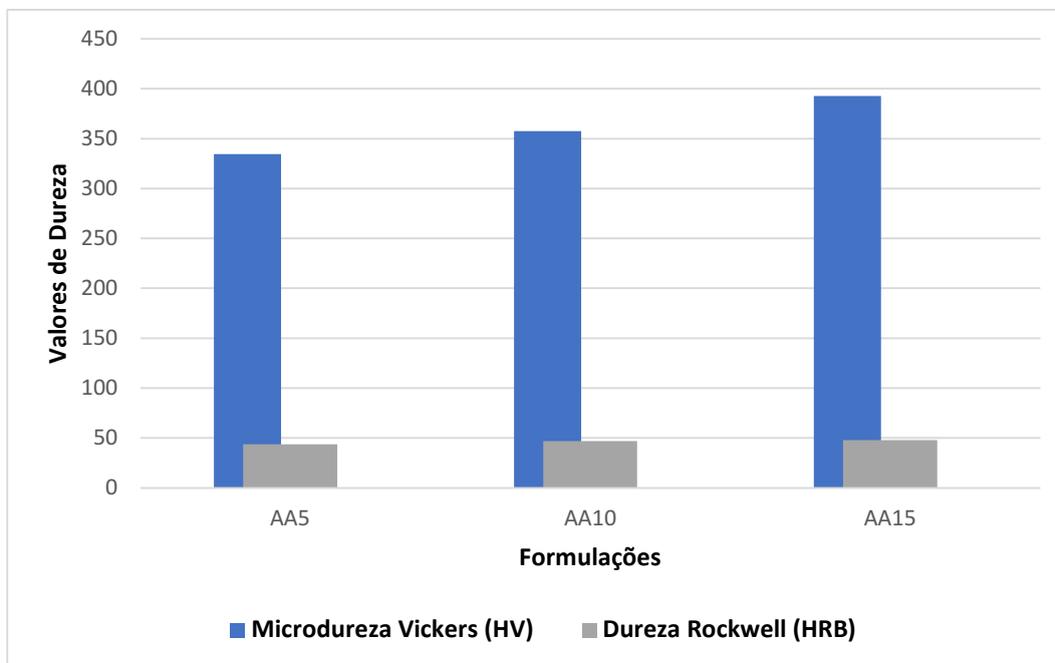
Figura 4.19: (A) Amostras após teste de dureza Rockwell; (B) detalhe da amostra AA15 fraturada no teste de dureza; (C) detalhe da delaminação da amostra AA15



Fonte: Próprio autor

Com os valores médios calculados a partir das indentações do ensaio de Dureza Rockwell, foi possível relacionar a evolução da dureza em comparação com os valores de microdureza Vickers, conforme demonstra o gráfico da Figura 4.20.

**Figura 4.20: Comparativo da Microdureza Vickers e Dureza Rockwell**



Fonte: Próprio autor

## 5. CONCLUSÕES

A análise dos resultados permitiu concluir alguns pontos obtidos ao longo desta pesquisa.

- Através do processo de moagem do cavaco de aço inox 304, a granulometria obtida proporcionou fluidez e boa dispersão entres os pós de partida durante o processo de mistura e homogeneização.
- A utilização de ligante (PVA) e lubrificante (estearato de zinco), pressão de compactação e ciclo de sinterização apresentaram resultado satisfatório para produção de amostras com boa consolidação e densificação.
- Foram obtidos resultados progressivos nos valores médios de densidade aparente e na redução do percentual de porosidade com o aumento gradual de alumina. Entre as formulações de 5% e 15% de alumina a densidade aparente apresentou um aumento de 6,31%, e uma redução de 36,33% no percentual de porosidade.
- No ensaio de flexão em três pontos, constatou-se um aumento não progressivo dos valores médios de tensão máxima com o aumento gradual dos percentuais do reforço de alumina. A formulação com 10% de alumina apresentou o maior valor médio de tensão máxima em relação as demais formulações, com aproximadamente 28% de aumento.
- Através dos testes de microdureza Vickers e dureza Rockwell B constatou-se um acréscimo na dureza com o aumento gradual do percentual de alumina. Para a formulação com 15% de reforço, foi obtido um valor de pico de microdureza de 968 HV, compatível com a dureza de um aço rápido comercial, que possui valores entre 700HV e 940HV.
- A microscopia ótica e o MEV ilustraram através das imagens o avanço na formação de pontos de aglomerados com o aumento gradual de alumina. Na amostra com 5% de reforço foi constatada a presença de partículas dispersas segregadas e uma concentração maior de pontos de porosidade em relação as amostras de 10% e 15% de alumina. Em comparativo entre as amostras de 10% e 15%, constatou-se um aumento dimensional dos pontos de aglomerados, um maior número de ramificações entre eles e a redução de porosidade.

## 6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Utilizar formulações com percentuais de reforço entre a faixa de 10% a 15% de alumina, progredindo aritmeticamente a uma razão de 1%, e formulações superiores a 15% e reforço de alumina;
- Utilizar resíduos de alumina e outras cerâmicas avançadas na produção do compósito com matriz de aço inox AISI 304 residual;
- Realizar o processo de sinterização com faixas de temperatura abaixo e superiores a 1150 °C, e com variação nos tempos do tratamento térmico, identificando fases formadas através de DRX (Difração de raios X).
- Utilizar a moagem de alta energia para mistura e homogeneização em comparativo com a mistura mecânica convencional (misturador em “V” e “Y”);
- Verificar comportamento da densificação das amostras com a utilização de compactação à quente.

## REFERÊNCIAS

ABCERAM - **Associação Brasileira de Cerâmica**. <http://www.abceram.org.br/site/>. Acesso em: 03 janeiro de 2023.

ABOUELATA, A. M. A.; ATTIA, A.; YOUSSEF, G. I. **Correction to: electrochemical polishing versus mechanical polishing of aisi 304**. *Journal Of Solid State Electrochemistry*, [S.L.], v. 26, n. 1, p. 131-131, 25 out. 2021. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s10008-021-05071-0>.

ABREU, S.L., **Caracterização e dispersão em meio aquoso da alumina alfa com tamanho de partícula submicrométrico e nanométrico**. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2011.

ALWAEELI, M. **The implementation of scale and steel chips waste as a replacement for raw sand in concrete manufacturing**. *Journal Of Cleaner Production*, [s. l], v. 137, p. 1038-1044, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E384-22**: Método de Teste Padrão para Microdureza de Materiais. 2022.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E855-21**: Teste de dobra de materiais planos metálicos para molas Aplicações envolvendo carregamento estático. 2021.

ANDRADE, I. P. S. **Desenvolvimento de compósitos cerâmicos com diatomita, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e ZrO<sub>2</sub> com 3%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> parcialmente estabilizada (3%Y-TZP)**. 2016. 189 f. Tese (Doutorado) - Curso de Doutorado em Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais - PPGCEM, Universidade Federal do Rio Grande do Norte - Ufrn, Natal, 2016.

ASKELAND, D. R. **The science and engineering of materials**. Chapman & Hall, 2ª edição, London, 1992.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICA. **ABNT NBR ISO 10545-3/20**: Placas cerâmicas - Parte 3: Determinação da absorção, porosidade aparente, densidade aparente, densidade relativa aparente e densidade aparente. 2020.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICA. **ABNT NBR ISO 6501-1/19**: Materiais Metálicos - Ensaio de dureza Rockwell - Parte 1: Método do ensaio. 2019.

AZEVÊDO, H. V. S. B. **Efeito da adição de WC e Co na sinterização e propriedades mecânicas da alumina**. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais - PPGCEM, Universidade Federal do Rio Grande do Norte - Ufrn, Natal, 2016.

AZEVÊDO, H. V. S. B. **Metalurgia do pó aplicada na fabricação de ferramentas de corte: efeito da adição de WC e Co na sinterização e propriedades mecânicas da alumina**. 2018. 119 f. Tese (Doutorado) - Curso de Doutorado em Engenharia de

Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais - PPGCEM, Universidade Federal do Rio Grande do Norte - UFRN, Natal, 2018.

BALDACIM, S. A. **Desenvolvimento, processamento e caracterização de compósitos cerâmicos Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> - SiC(w)**. 2000. 170 f. Tese (Doutorado) - Curso de Doutorado em Tecnologia Nuclear - Materiais, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Autarquia Associada À Universidade de São Paulo, São Paulo, 2000.

BHATTACHARYYA, R.; IQBAL, A.; GAUR, T.; GUPTA, P. **Effect of ceramic reinforcement on the properties of iron based metal matrix nanocomposites**. *Materials Today: Proceedings*, [S.L.], v. 38, p. 305-312, 2021. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2020.07.377>.

BOCH, P.; NIEPCE, J.C. **Ceramic Material – Processes, Properties and Applications**. Hermès Science Europe Ltd. 2001.

BRASIL. Lei nº 12305, de 2 de agosto de 2010. **Institui A Política Nacional de Resíduos Sólidos; Altera A Lei no 9.605, de 12 de Fevereiro de 1998; e Dá Outras Providências**. DOU, 3 ago. 2010.

CAMPOS, H. G. **Propriedades mecânicas de compósitos à base de alumina e zircônia com adição de céria**. 2016. 78 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (Ppge3M), Universidade Federal do Rio Grande do Sul - Ufrgs, Porto Alegre, 2016.

CAPRILI, S.; MATTEI, F.; MAZZATURA, I.; FERRARI, F.; GAMMINO, M.; MARISCOTTI, M.; MORI, M.; PISCINI, A. **Evaluation of mechanical characteristics of steel bars by non-destructive Vickers micro-hardness tests**. *Procedia Structural Integrity*, [S.L.], v. 44, p. 886-893, 2023. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.prostr.2023.01.115>.

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

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**. 7. ed. São Paulo: Abm, 2008. 599 p

CHIBÉRIO, P. H. **Incorporação de Nitreto de Boro e Carbetto de Nióbio na matriz cerâmica de Alumina**. 2021. 72 f. Tese (Doutorado) - Curso de Doutorado em Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais - PPGCEM, Universidade Federal do Rio Grande do Norte - UFRN, Natal, 2021.

COSTA, F. A. **Síntese e sinterização de pós compósitos do sistema W-Cu**. 2004. Tese (Doutorado) – Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

DAVIS, K. Material Review: Alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). **School of Doctoral Studies European Union Journal**, n. 2, 2010.

DHAMI, Harish Singh; PANDA, Priti Ranjan; VISWANATHAN, Koushik. Production of powders for metal additive manufacturing applications using surface

grinding. **Manufacturing Letters**, [S.L.], v. 32, p. 54-58, abr. 2022. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.mfglet.2022.02.004>.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F.C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da usinagem dos materiais**. 9ª ed. São Paulo: Artilber Editora, 2014. 272 p.

DONG, P.; MA, Y.; ZHANG, X.; HE, Y.; ZHAO, Z.; MA, J.; LI, W.; LI, Y. **Theoretical prediction method of Young's modulus and yield strength of micron particle reinforced metal matrix composites at different temperatures**. **Composite Structures**, [S.L.], v. 316, p. 117051, jul. 2023. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2023.117051>.

EKSTROM, T. **Alumina ceramics with particle inclusions**. Journal of the European Ceramic Society. [S.l: s.n.], 1993

FRANÇA JUNIOR, C. A. **Estudo da Influência da Adição de Resíduo de Alumina Ativada em Matriz Cerâmica**. 2023. 93 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado Profissional em Engenharia de Materiais, Ppgem, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia da Bahia, Salvador, 2023.

GARCIA, D. E. **Advanced Ceramics With Dense and Fine - Grained Microstructures Through Fast Firing**, *Rev. Adv. Mater. Sci.* 30 (2012) 273-281.

GERMAN, R. M. **Powder Metallurgy Science**. 2. ed. New Jersey: Metal Powder Industries Federation, 1994.

GERMAN, R. M. **Sintering Theory and Practice**. New York: Wiley-Interscience, 1996.

GOLDFAJN, I. **Revista Minérios**. Disponível em: <[http://www.revistaminerios.com.br/publicacoes/4544/apesar\\_da\\_piora\\_no\\_cenario\\_internacional\\_setor\\_deve\\_continuar\\_investindo.aspx](http://www.revistaminerios.com.br/publicacoes/4544/apesar_da_piora_no_cenario_internacional_setor_deve_continuar_investindo.aspx)>. Acesso em: 10 fevereiro de 2023.

GOMES, M. A. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Compósitos de Matriz Metálica Al/SiC e Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> obtidos via Interação por Laminação Acumulativa**. 2015. 102 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo - USP, São Carlos, 2015.

GOMES, U. U. **Tecnologia dos pós: Fundamentos e Aplicações**. UFRN Editora Universitária, Natal, 1995. 160p.

HA, J-H.; BAE, B.; SONG, I-H. **Effect of pore characteristics on permeability of sintered diatomite filter for microfiltration**. **Advances In Applied Ceramics**, [S.L.], v. 114, n. 3, p. 156-163, 26 set. 2014. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1179/1743676114y.0000000211>.

HAN, Q.; SETCHI, R.; EVANS, S.L. **Caracterização e otimização do tempo de moagem de pó de alumínio nanocristalino para fusão seletiva a laser**. O jornal internacional de tecnologia de manufatura avançada, v. 88, n. 5–8, pág. 1429–1438, 2017.

HARRIGAN JR, W. C. **Commercial processing of metal matrix composite.** *Materials Science & Engineering*, v. A244, p. 75-79, 1998.

HEIDARZADEH, A.; MOHAMMADZADEH, R.; BRABAZON, D. **Materiais verdes e produção de materiais compósitos metálicos.** Em: Módulo de Referência em Ciência de Materiais e Engenharia de Materiais. [s]Elsevier, 2021.

HEWITT, S. A.; KIBBLE, K. A. **Effects ball milling time on the synthesis and consolidation of nanostructured WC-Co composites.** *Int. Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, v. 27, n. 6, p. 937-948, nov. 2009.

JUDGE, W.; KIPOUROS, G. **Powder Metallurgy Aluminum Alloys: Structure and Porosity.** *Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys*, CRC Press Taylor & Francis Group, New York, p. 1977-1995, 2018.

JUNG, J.; KANG, S. **Sintered (Ti,W)C carbides.** *Scripta Materialia*, [S.L.], v. 56, n. 7, p. 561-564, abr. 2007. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.12.026>.

KARAYANNIS, V.G.; MOUTSATSOU, A.K. **Fabrication of MMCs from metal and alloy powders produced from scrap.** *Journal Of Materials Processing Technology*, [S.L.], v. 171, n. 2, p. 295-300, jan. 2006. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.07.006>.

KAREEM, A.; QUDEIRI, J. A.; ABDUDEEN, A.; AHAMMED, T.; ZIOUT, A. **A Review on AA 6061 Metal Matrix Composites Produced by Stir Casting.** *Materials*, [S.L.], v. 14, n. 1, p. 175, 1 jan. 2021. MDPI AG. <http://dx.doi.org/10.3390/ma14010175>.

KHAZAAL, S. M.; NIMER, N. S. M.; SZABOLCS, S.; ANSARI, L. S. AI; ABDULSAMAD, H. J. **Study of manufacturing and material properties of the hybrid composites with metal matrix as tools materials.** *Results In Engineering*, [S.L.], v. 16, p. 100647, dez. 2022. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.rineng.2022.100647>.

KIM, H.; SEO, M.; PARK, C.; KANG, S. **Effect of two-step reduction on ZrC size and dispersion.** *Journal Of Alloys And Compounds*, [S.L.], v. 633, p. 5-10, jun. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.303>.

KISHORE, K.; SINHA, M. K.; SINGH, A.; ARCHANA; GUPTA, M. K.; KORKMAZ, M. E. **A comprehensive review on the grinding process: advancements, applications and challenges.** *Proceedings Of The Institution Of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, [S.L.], v. 236, n. 22, p. 10923-10952, 24 jun. 2022. SAGE Publications. <http://dx.doi.org/10.1177/09544062221110782>.

KÜBARSEPP, Jakob; JUHANI, Kristjan. **Cermets with Fe-alloy binder: a review.** *International Journal Of Refractory Metals And Hard Materials*, [S.L.], v. 92, p. 105290, nov. 2020. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2020.105290>.

KUMAR, S.; SINGH, R.; HASHMI, M. S. J. **Metal matrix composite: a methodological review. Advances In Materials And Processing Technologies**, [S.L.], v. 6, n. 1, p. 13-24, 28 out. 2019. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1080/2374068x.2019.1682296>.

LI, P.; LI, X.; LI, F. **A novel recycling and reuse method of iron scraps from machining process. Journal Of Cleaner Production**, [S.L.], v. 266, p. 121732, set. 2020. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jclepro.2020.121732>.

LOU, M. **Transição de desgaste induzida por temperatura em compósitos cerâmica-metal. Acta materialia**, v. 205, n. 116545, pág. 116545, 2021.

MACHADO, A. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T.; SILVA, M. B. **Teoria da Usinagem dos Materiais**. 3. ed. São Paulo: Blucher, 2015. 408 p.

MARTÍNEZ, F. E.; TREJO, C. J.; MA, C.; LATORRE, S. D.; GARCÍA, M. A. I.; BENÍTEZ, C. A. M.; TRAPAGA, M. G.; ALVARADO, O. J. M.; MUÑOZ, S. J. **Mechanical characterization by multiscale indentation of particle reinforced Nickel-Alumina metal matrix nanocomposites obtained by high-kinetic processing of ball milling and spark plasma sintering. Journal Of Alloys And Compounds**, [S.L.], v. 927, p. 166880, dez. 2022. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.166880>.

MEDEIROS, D. R. S. **Desenvolvimento de material para ferramenta de corte cerâmica autolubrificada**. 2018. 64 f. Dissertação (Mestrado). Curso de Mestrado em Engenharia Mecânica, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – PPGEM, Universidade Federal do Rio Grande do Norte – UFRN, Natal, 2018.

MOHAMMED, J. K. **Resistência ao desgaste de juntas soldadas por fricção de aço inoxidável austenítico 304. The Journal Of Duhok University**, [S.L.], v. 23, n. 1, p. 191-198, 14 set. 2020. University of Duhok. <http://dx.doi.org/10.26682/sjuod.2020.23.1.20>.

MORTENSEN, A.; LLORCA, J. **Metal Matrix Composites. Annual Review Of Materials Research**, [S.L.], v. 40, n. 1, p. 243-270, 1 jun. 2010. Annual Reviews. <http://dx.doi.org/10.1146/annurev-matsci-070909-104511>.

OLIVEIRA, A. G. F. **Obtenção dos compósitos Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - 5%Ni e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - 5%Nb utilizando a moagem de alta energia e a sinterização à vácuo**. 2019. 98 f. Tese (Doutorado) - Curso de Doutorado em Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais - PPGCEM, Universidade Federal do Rio Grande do Norte - Ufrn, Natal, 2019.

OLIVEIRA, C.A; **Usinagem e resistência à corrosão dos Aços Inoxidáveis Super Duplex**. Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, 2013.

PANG, M.; ZHAI, S.; HU, Y.; ZHANG, Q.; MA, Li.; FENG, Q. **Tribological properties of 304 stainless steel with rainwater corrosion. Materials Chemistry And**

**Physics**, [S.L.], v. 297, p. 127329, mar. 2023. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchemphys.2023.127329>.

PFEIFER, S.; DEMIRCI, P.; DURAN, R.; STOLPMANN, H.; RENFFTLIN, A.; NEMRAVA, S.; NIEWA, R.; CLAUSS, B.; BUCHMEISER, R. M. **Synthesis of zircônia toughened alumina (ZTA) fiber for high performance materials**. Journal of the European Ceramic Society, v. 36, n. 3, 725-731, 2016.

QUINN, G. **Hardness Testing of Ceramics**. Disponível em: <http://www.metallography.com/ceramics/ceramics.htm>. Acesso em 11 jan. 2023.

RABABA, K. S.; AL-MAHASNE, M. M.; BOX, P. O. **Effect of roller burnishing on the mechanical behavior and surface quality of O1 alloy steel**. Research Journal of Applied Sciences, Engineering and Technology, v. 3, n. 3, p. 227-233, 2011.

RANE, K.; DATE, P.P. **Potencial de reciclagem de sucata metálica ferrosa finamente dividida usando tecnologia de pó**. Reciclagem, v. 3, n. 4, pág. 59, 18 dez. 2018.

RATHOD, S. **Ballistic performance of ceramic-metal composite structures**. Materials Today: Proceedings, [s. l], v. 41, p. 1125-1129, 2021.

RAZUMOV, N.G. **Investigation of additive manufacturing from the heat-resistant steel powder produced by recycling of the machining chips**. Journal Of Manufacturing Processes, [s. l], v. 64, p. 1070-1076, 2021.

REMY, A.; GRAY, M.; GONTHIER, R. **Materiais**. 2. ed. São Paulo: Hemus, 2002.

RICHERSON, W. D. **Modern Ceramic Engineering: Processing and Use in Design**, CRC Press. Taylor e Francis Group-Boca Raton FL- 2006, 728p.

SAXENA, A.; SAXENA, K. K.; JAIN, V. K.; RAJPUT, S.K.; PATHAK, B. N. **A review of reinforcements and process parameters for powder metallurgy-processed metal matrix composites**. Materials Today: Proceedings, [S.L.], v., n., p. 1-10, mar. 2023. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2023.02.227>.

SCHERER, C. N. **Produção de compósito de matriz de alumínio com reforço de aço 1045 a partir de resíduos via metalurgia do pó**. 2023. 85 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado Profissional em Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais - PPGEM, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia da Bahia, Salvador, 2023.

SETZ, L. F. G; SILVA, A. C. **O Processamento Cerâmico sem mistério**. São Paulo: Blucher, 2019. 256 p.

SILVA, M. C. L. **Estudo do efeito da alumina no sistema WC - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> via metalurgia do pó**. 2017. 80 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais - Ppgcem, Universidade Federal do Rio Grande do Norte - Ufrn, Natal, 2017.

SINGH, A.; SINGH, J.; DHAMI, H. S.; SINHA, M. K.; VISWANATHAN, Koushik; KUMAR, Ravi. **Quantifying the influences of coal fly ash on rheological and compaction behaviour of iron powder and mild steel machining chips.** *Advanced Powder Technology*, [S.L.], v. 33, n. 11, p. 103819, nov. 2022. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apt.2022.103819>.

STANER, D; HOTZA, D; SANTA, F. Universidade Federal De. **Blindagens cerâmicas para aplicações balísticas: uma revisão.** v. 60, p. 323-331, 2014.

SUTHAR, F. **Comparative evaluation of abrasive wear resistance of various stainless steel grades.** *Ge-International Journal of Engineering Research*, v. 3, n. 7, p. 20-35, 2015.

TONELLO, K. P. S. **Compósitos de alumina com adições de NbC, TaC e TiC para aplicação em ferramentas de corta.** 2013. Tese (Doutorado) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo - USP, 2013.

TORRALBA, J. M.; COSTA, C. E.; VELASCO, F. P. **Aluminum matrix composites: an overview.** *Journal of processing technology*, v. A 133, p. 203-206, 2003.

TORRES, C. S. **Estudo da moagem de alta energia e sinterização de metal duro WC-Ni.** Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

WAGIMAN, A. **Uma revisão sobre a técnica de extrusão direta a quente na reciclagem de cavacos de alumínio.** *O jornal internacional de tecnologia de manufatura avançada*, v. 106, n. 1–2, pág. 641–653, 2020.

WANG, T. C; CHEN, R. Z; TUAN, W. H. **Oxidation resistance of Ni-toughened Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.** *Journal of the European Ceramic Society*, 2002.

WONG, W. L. E.; KARTHIK, S.; GUPTA, M. **Development of hybrid Mg/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites with improved properties using microwave assisted rapid sintering route.** *Journal Of Materials Science*, [S.L.], v. 40, n. 13, p. 3395-3402, jul. 2005. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-005-0419-z>.

ZHANG, D.L. **Processing of advanced materials using high-energy mechanical milling.** *Progress In Materials Science*, [S.L.], v. 49, n. 3-4, p. 537-560, jan. 2004. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0079-6425\(03\)00034-3](http://dx.doi.org/10.1016/s0079-6425(03)00034-3).

ZHANG, W.; LIU, F.; LIU, L.; LI, Q.; LIU, L.; LIU, F.; HUANG, C. **Effect of grain size and distribution on the corrosion behavior of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> dispersion-strengthened 304 stainless steel.** *Materials Today Communications*, [S.L.], v. 31, p. 103723, jun. 2022. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103723>.