



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

David Gonçalves Bonifácio Leite

**PROCESSAMENTO DE PÓS DE ALUMÍNIO POR FORJAMENTO
MULTIDIRECIONAL**

Belo Horizonte

2025

David Gonçalves Bonifácio Leite

**PROCESSAMENTO DE PÓS DE ALUMÍNIO POR FORJAMENTO
MULTIDIRECIONAL**

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientadora: Maria Teresa Paulino Aguiar

Belo Horizonte

2025

L533p

Leite, David Gonçalves Bonifácio.

Processamento de pós de alumínio por forjamento multidirecional
[recurso eletrônico] / David Gonçalves Bonifácio Leite. - 2025.

1 recurso online (65 f. : il., color.) : pdf.

Orientadora: Maria Teresa Paulino Aguilár.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais,
Escola de Engenharia.

Inclui bibliografia.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Metalurgia do pó - Teses. 3. Metais
- Propriedades mecânicas - Teses. 4. Deformações (Mecânica) - Teses.
5. Sinterização - Teses. I. Aguilár, Maria Teresa Paulino. II. Universidade
Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 621 (043)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO

Ata da Sessão Pública da defesa de dissertação de **DAVID GONÇALVES BONIFACIO LEITE**, de registro número **2023663029**, aluno do Curso de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Escola de Engenharia, da Universidade Federal de Minas Gerais, realizada às 09h30 do dia trinta de julho de 2025, por vídeo conferência. A Banca Examinadora indicada pelo Colegiado do Curso foi constituída pelos professores: Dra. Maria Teresa Paulino Aguilar (Orientadora - Departamento de Engenharia Civil-UFMG), Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa (Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais CEFET/MG) e Dra. Nayara Aparecida Neres da Silva (Universidade Federal de Ouro Preto/UFOP). A Presidente da Banca Examinadora, Dra. Maria Teresa Paulino Aguilar, abriu a Sessão Pública de defesa Nº 743/2025, para avaliar a dissertação do aluno **David Gonçalves Bonifacio Leite**, intitulada: **"PROCESSAMENTO DE PÓS DE ALUMÍNIO POR FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL"**, requisito final para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de concentração **"Engenharia de Manufatura e Materiais"** e, após dar conhecimento aos presentes do teor das normas regulamentares do trabalho final, passou a palavra ao candidato para apresentação de seu trabalho. Seguiu-se a arguição pelos examinadores com a respectiva defesa do candidato. Após a defesa, os membros da Banca Examinadora realizaram a avaliação do trabalho sem a presença do candidato, para julgamento e expedição do resultado final. Foi atribuída a seguinte indicação: o candidato foi considerado **APROVADO** por unanimidade. O resultado final foi comunicado ao candidato pela Senhora Presidente da Banca Examinadora. Nada mais havendo a tratar, lavrou-se a presente Ata que será assinada eletronicamente pelos membros da Banca.



Documento assinado eletronicamente por **Maria Teresa Paulino Aguilar, Professora do Magistério Superior**, em 19/08/2025, às 21:37, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Nayara Aparecida Neres da Silva, Usuária Externa**, em 24/08/2025, às 15:03, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Elaine Carballo Siqueira Corrêa, Usuário Externo**, em 25/08/2025, às 12:35, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.ufmg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **4466677** e o código CRC **C4DB96A7**.

*A todos que estiveram comigo durante a caminhada,
professores, colegas, amigos e familiares.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço aos meus professores, em especial à minha orientadora dra. Maria Teresa, pela paciência, pela confiança, pela orientação e principalmente pelo incentivo a não desistir.

Agradeço ao dr. Adriano Trajano, pelos direcionamentos, pelo auxílio e pelo encorajamento ao longo de toda a realização do trabalho.

Agradeço à professora dra. Nayara A. Neres da Silva, da UFOP, pelo auxílio para a escrita do artigo para o CBECIMAT e direcionamentos durante a realização do trabalho.

Agradeço à professora dra. Elaine C. S. Corrêa, do CEFET-MG, pela disponibilização do laboratório e auxílio na execução dos ensaios de dureza.

Agradeço à Vitória Lima e a todos que me auxiliaram durante a preparação e a realização dos ensaios dos corpos de prova utilizados para o trabalho.

Agradeço à minha família, em especial aos meus pais, e a todos meus colegas e amigos pelo suporte durante toda a minha trajetória acadêmica, sempre me encorajando e incentivando a continuar.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

*“Eu queria que não tivesse acontecido em meus tempos”, disse Frodo.
“Eu também”, disse Gandalf, “e todos que vivem para ver tais tempos. Mas isso não é para
eles decidirem. Tudo o que temos que decidir é o que fazer com o tempo que nos é dado.”*

(J. R. R. Tolkien)

RESUMO

Uma das possíveis rotas de reciclagem de alumínio é o processamento pela metalurgia do pó (MP), que proporciona a redução das emissões de poluentes e o aumento da eficiência do processo. Neste trabalho, é proposta uma variação do processamento de alumínio por MP, com a utilização de um processo de deformação plástica severa (SPD), o forjamento multidirecional (MDF). Após a caracterização, os pós foram compactados com o uso de 5, 15 e 30 ciclos de MDF com amplitude de deformação de $\sim 0,90$ por ciclo e tensão axial de 412 MPa. Parte do material foi submetida à sinterização por diferentes ciclos térmicos, para a definição das condições ideais. As temperaturas e os tempos de sinterização que apresentaram os melhores resultados foram a 550°C por 90 minutos e a 600°C por 120 minutos. Os corpos de prova (CP) sinterizados e não sinterizados foram caracterizados quanto à dureza e ao comportamento mecânico para avaliar a influência do processamento mecânico e térmico dos pós de alumínio em suas propriedades. O resultado do ensaio de dureza indicou que o número de ciclos de MDF durante a compressão dos pós-metálicos não influenciou nem na dureza do compactado verde nem na do material sinterizado. Além disso, há a tendência de redução na dureza do material com o aumento da temperatura e do tempo de sinterização. Nos ensaios de compressão, foi identificada uma tendência do aumento dos limites de escoamento e de resistência à compressão com o aumento no número de ciclos de compactação para as amostras não sinterizadas. Para o material sinterizado, houve a eliminação da influência da quantidade de ciclos de MDF na resistência mecânica. Não houve influência do número de ciclos de compactação na ductilidade dos pós de alumínio processados. A sinterização, em geral, aumentou a resistência mecânica dos corpos de prova e a ductilidade do material.

Palavras-chave: metalurgia do pó; deformação severa; forjamento multidirecional; sinterização; propriedades mecânicas.

ABSTRACT

One of the possible routes for aluminum recycling is processing through powder metallurgy (PM), which enables the reduction of pollutant emissions and an increase in process efficiency. In this work, a variation of aluminum processing via PM is proposed, employing a severe plastic deformation (SPD) technique – multidirectional forging (MDF). After characterization, the powders were compacted using 5, 15, and 30 MDF cycles with a strain amplitude of ~ 0.90 per cycle and an axial stress of 412 MPa. Part of the material was subjected to various heat cycles to determine the optimal conditions. The temperatures and sintering times that yielded the best results were 550°C for 90 minutes and 600°C for 120 minutes. Both sintered and non-sintered specimens were characterized in terms of hardness and mechanical behavior to evaluate the influence of mechanical and thermal processing of aluminum powders on their properties. The hardness test results indicated that the number of MDF cycles during powder compaction did not affect either the green compact hardness or the hardness after sintering. Additionally, there was a trend of decreasing material hardness with increasing sintering temperature and time. In compression tests, a trend of increasing yield strength and compressive strength was observed with an increasing number of compaction cycles for non-sintered samples. For sintered samples, however, the influence of the number of MDF cycles on the mechanical strength of the material was eliminated. The number of compaction cycles did not affect the ductility of the processed aluminum powders. Sintering generally increased the mechanical strength and ductility of the specimens.

Keywords: powder metallurgy; severe deformation; multidirectional forging; sintering; mechanical properties.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

| | |
|--|----|
| Figura 1: Índice de Reciclagem de Latas de Alumínio para Bebidas entre 2009 e 2021. Fonte: ABAL, 2023. | 21 |
| Figura 2: Proporção entre a sucata recuperada e o consumo doméstico de alumínio. Fonte: ABAL, 2023. | 21 |
| Figura 3: Esquema das etapas na Metalurgia do Pó. Fonte: Chiaverini, 1992 (adaptado). | 23 |
| Figura 4: Esquema do processo de compactação. Fonte: Chiaverini, 1992 (adaptado). | 25 |
| Figura 5: Representação esquemática do processo de MDF (a) CCDP, (b) procedimento de rotação das amostras. Fonte: Almeida, 2017; Almeida et al., 2020; Faraji; Kim; Kashi, 2018. | 31 |
| Figura 6: Distribuição da deformação em corpos de prova submetidos ao MDF. (a) Comparação da deformação efetiva obtida na simulação numérica e na análise experimental para um CP de compósito de TiB ₂ /Al-Cu após 6 passes de MDF livre. Fonte: Yang <i>et al.</i> (2024) (adaptado). (b) Comparação da deformação obtida em simulações numéricas para um CP de alumínio puro submetido a 1 (I; III) e 4 (II; IV) ciclos de MDF livre (I; II) e de MDCF (III; IV). Fonte: Almeida <i>et al.</i> (2020) (adaptado). | 32 |
| Figura 7: Diagrama das atividades experimentais realizadas. | 35 |
| Figura 8: Matriz de compactação por MDF. | 36 |
| Figura 9: Corpos de prova compactados submetidos a: (a) 5 ciclos de compactação. (b) 15 ciclos de compactação. (c) 30 ciclos de compactação. | 37 |
| Figura 10: Representação esquemática do corpo de prova e dos pontos de indentação. | 38 |
| Figura 11: Primeira curva de evolução da temperatura pelo tempo na sinterização dos corpos de prova. | 40 |
| Figura 12: Segunda curva de evolução da temperatura pelo tempo na sinterização dos corpos de prova. | 40 |
| Figura 13: Corpos de prova sinterizados submetidos a: (a) 5 ciclos de compactação e sinterização a 550°C. (b) 15 ciclos de compactação e sinterização a 550°C. (c) 30 ciclos de compactação e sinterização a 550°C. (d) 5 ciclos de compactação e sinterização a 600°C. (e) 15 ciclos de compactação e sinterização a 600°C. (f) 30 ciclos de compactação e sinterização a 600°C. | 41 |
| Figura 14: Curvas de distribuição acumulada e de densidade de distribuição de tamanho de partículas para três amostras distintas (a), (b) e (c). Fonte: Sympatec GmbH (adaptada) | 42 |

| | |
|---|----|
| Figura 15: Imagens de MEV dos pós de alumínio. (a) Ampliação de 500 vezes. (b) Ampliação de 2500 vezes. | 43 |
| Figura 16: Curvas de tensão por deformação para CP submetidos a 5 ciclos de MDF e diferentes tratamentos térmicos. (a) CP não sinterizado. (b-l) Curvas sinterização 1 a 11..... | 44 |
| Figura 17: Limite de Compressão medido nos corpos de prova sinterizados a temperaturas entre 500°C e 600°C em função da: (a) Temperatura de Sinterização. (b) Tempo de Sinterização. | 46 |
| Figura 18: Alongamento uniforme máximo medido nos corpos de prova sinterizados a temperaturas entre 500°C e 600°C em função da: (a) Temperatura de Sinterização. (b) Tempo de Sinterização..... | 46 |
| Figura 19: Distribuição de dureza nos corpos de prova não sinterizados. | 48 |
| Figura 20: Distribuição de dureza nos corpos de prova sinterizados a 550°C por 90 min..... | 50 |
| Figura 21: Distribuição de dureza nos corpos de prova sinterizados a 600°C por 120 min..... | 50 |
| Figura 22: Distribuição de dureza nos corpos de prova submetidos a 5 ciclos de MDF..... | 51 |
| Figura 23: Distribuição de dureza nos corpos de prova submetidos a 15 ciclos de MDF..... | 52 |
| Figura 24: Distribuição de dureza nos corpos de prova submetidos a 30 ciclos de MDF..... | 52 |
| Figura 25: Média das medições de dureza para todos os corpos de prova..... | 53 |
| Figura 26: Curvas de tensão por deformação para corpos de prova não sinterizados submetidos a: (a) 5 ciclos de MDF. (b) 15 ciclos de MDF. (c) 30 ciclos de MDF. | 53 |
| Figura 27: Curvas de tensão por deformação para corpos de prova sinterizados a 550°C por 90 minutos submetidos a: (a) 5 ciclos de MDF. (b) 15 ciclos de MDF. (c) 30 ciclos de MDF. ... | 54 |
| Figura 28: Curvas de tensão por deformação para corpos de prova sinterizados a 600°C por 120 minutos submetidos a: (a) 5 ciclos de MDF. (b) 15 ciclos de MDF. (c) 30 ciclos de MDF. ... | 54 |
| Figura 29: Limite de escoamento medidos para todos os corpos de prova. | 55 |
| Figura 30: Limite de compressão medido para todos os corpos de prova..... | 56 |
| Figura 31: Alongamento medido para todos os corpos de prova. | 57 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|--|----|
| Tabela 1: Composição química dos pós utilizados em porcentagem em massa (%). | 35 |
| Tabela 2: Análise granulométrica por peneiramento..... | 35 |
| Tabela 3: Temperaturas e tempos de sinterização testados. | 39 |
| Tabela 4: Propriedades mecânicas para CP submetidos a 5 ciclos de MDF e diferentes tratamentos térmicos..... | 45 |
| Tabela 5: Resultados das medições de dureza..... | 53 |
| Tabela 6: Resumo dos resultados do ensaio de compressão. | 57 |

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Siglas

| | |
|----------|--|
| ABAL | Associação Brasileira de Alumínio |
| BAF | <i>Biaxial Alternate Forging</i> |
| CCDC | <i>Confined Channel Die Compression</i> |
| CCDP | <i>Confined Channel Die Pressing</i> |
| CEC | <i>Cyclic Extrusion Compression</i> |
| CEFET-MG | Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais |
| CP | Corpo de prova |
| ECAD | <i>Equal Channel Angular Drawing</i> |
| ECAP | <i>Equal Channel Angular Pressing</i> |
| HPT | <i>High-Pressure Torsion</i> |
| IF-HPS | <i>Incremental Feeding High-Pressure Sliding</i> |
| MAC | <i>Multi-Axial Compression</i> (Compressão Multiaxial) |
| MAF | <i>Multi-Axial Forging</i> (Forjamento Multiaxial) |
| MDCF | <i>Multi-Directional Confining Pressing</i> |
| MDF | <i>Multidirectional Forging</i> (Forjamento Multidirecional) |
| MEV | Microscopia Eletrônica de Varredura |
| MP | Metalurgia do Pó |
| NC | Nanocristalinos |
| SMD | Diâmetro Médio de Sauter |
| SPD | <i>Severe Plastic Deformation</i> (Deformação Plástica Severa) |
| TCP | <i>Tube Channel Pressing</i> |
| UFG | <i>Ultrafine grains</i> (grãos ultrafinos) |
| UFMG | Universidade Federal de Minas Gerais |
| UFOP | Universidade Federal de Ouro Preto |
| VMD | Diâmetro Mediano Volumétrico |

LISTA DE SÍMBOLOS

d Diâmetro dos grãos do material

h_f Altura final

h_i Altura inicial

k_y Constante de escoamento

Gregos

σ Tensão

σ_y Limite de escoamento

σ_c Limite de compressão

σ_0 Tensão de cisalhamento

ε Deformação

SUMÁRIO

| | | |
|----------|---|----|
| 1 | INTRODUÇÃO | 16 |
| 1.1 | OBJETIVO GERAL | 17 |
| 1.2 | OBJETIVOS ESPECÍFICOS | 17 |
| 2 | REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 19 |
| 2.1 | ALUMÍNIO | 19 |
| 2.1.1 | Conceitos gerais..... | 19 |
| 2.1.2 | Fabricação primária | 19 |
| 2.1.3 | Reciclagem | 20 |
| 2.2 | METALURGIA DO PÓ | 22 |
| 2.2.1 | Conceitos gerais..... | 22 |
| 2.2.2 | Produção de pós..... | 23 |
| 2.2.3 | Mistura..... | 24 |
| 2.2.4 | Compactação | 24 |
| 2.2.5 | Sinterização | 24 |
| 2.3 | DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA (SPD)..... | 27 |
| 2.3.1 | Conceitos gerais..... | 27 |
| 2.3.2 | Forjamento Multidirecional (MDF) | 29 |
| 2.3.3 | SPD no processamento de pós-metálicos | 32 |
| 3 | MATERIAIS E MÉTODOS | 35 |
| 3.1 | MATERIAIS..... | 35 |
| 3.2 | MÉTODOS | 35 |
| 3.2.1 | Caracterização dos pós | 36 |
| 3.2.2 | Compactação dos pós | 36 |
| 3.2.3 | Caracterização dos corpos de prova compactados | 37 |
| 3.2.4 | Sinterização dos corpos de prova compactados | 38 |
| 3.2.5 | Caracterização dos corpos de prova sinterizados | 41 |
| 4 | RESULTADOS E DISCUSSÃO | 42 |
| 4.1 | CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS..... | 42 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 4.2 | DEFINIÇÃO DA CURVA DE SINTERIZAÇÃO..... | 43 |
| 4.3 | PROPRIEDADES MECÂNICAS | 48 |
| 4.3.1 | Ensaio de dureza | 48 |
| 4.3.2 | Ensaio de compressão | 53 |
| 5 | CONCLUSÃO | 58 |
| | REFERÊNCIAS | 59 |

1 INTRODUÇÃO

O alumínio é o metal mais abundante e o terceiro elemento mais comum na crosta terrestre. No contexto econômico atual, o ele é o metal não ferroso de maior produção e consumo (Zore, 2024) (Panigrahi *et al.*, 2023) (Daehn *et al.*, 2022), com uma indústria crescente em decorrência dos processos de industrialização e de urbanização e das suas características vantajosas em comparação a outros materiais (Dokl *et al.*, 2022). Ele é empregado em diversos setores, como o de transporte, o de construção civil, o de bens de consumo, o de embalagens, o de materiais cirúrgicos, o de robótica, o de energia e o de eletricidade (Batista, 2022) (Rashid *et al.*, 2014) (Liaw; Yusuf, 2022) (Farina; Anctil, 2022). Devido à sua alta demanda, a produção primária de alumínio está em crescimento, com um aumento da ordem de 200% na produção anual entre 2000 e 2024, atingindo a marca de 79603 toneladas de alumínio primário produzidas entre maio de 2024 e maio de 2025 (International Aluminium Institute, 2025).

O alumínio primário é obtido pelo processamento do minério de bauxita, que após passar pelo Processo de Bayer torna-se alumina, que por sua vez torna-se alumínio puro pelo Processo de Hall-Héroult (Liaw; Yusuf, 2022). A produção primária do alumínio está associada à impactos socioambientais. Estima-se que a cada 1 kg de alumínio são consumidos de 12,5 a 16 kWh de energia elétrica, produzidos 1,4 a 4 kg de resíduo alcalino e que o processo tenha uma pegada total de carbono de 14,3 kg de CO₂ (Saevarsdottir, 2021) (Ratvik *et al.*, 2022) (Gao *et al.*, 2024). No contexto da economia circular, a reciclagem do alumínio torna-se uma alternativa interessante na cadeia produtiva do alumínio, reduzindo a necessidade de exploração de recursos naturais não renováveis, a geração de resíduos e o consumo de energia.

As possíveis rotas para a reciclagem do alumínio são variadas, e incluem a fusão do material, a extrusão a quente ou a frio, o forjamento a quente ou a frio e o processamento pela metalurgia do pó (MP). A MP é um processo de conversão semi-direta que proporciona a redução do desperdício de material, do gasto energético e das emissões de poluentes, inerentes ao processo tradicional de reciclagem por fusão (Rashid, 2014) (Liaw; Yusuf, 2022). Sherafat *et al.* (2009), Taha *et al.* (2022), Kumar e Bharti (2021) e Dhiman *et al.* (2022) estudaram a rota pela metalurgia do pó para a reciclagem de metais. Os dois primeiros estudaram a aplicação em pós de alumínio, enquanto os terceiros estudaram a MP como um processo para a reciclagem de ligas de magnésio, e os últimos estudaram ligas de titânio. O processamento pela metalurgia do pó se apresenta como uma alternativa vantajosa para a reciclagem de

metais não ferrosos, em especial quando o material provém de cavacos ou de resíduos granulados, devido ao seu baixo custo e alta versatilidade, em comparação às dificuldades e às perdas no processo de fundição de materiais granulados (Rashid *et al.*, 2014).

Os processos de deformação plástica severa (SPD), como o *Equal Channel Angular Drawing* (ECAD) (Caruso; Filice, 2023), o *Cyclic Extrusion Compression* (CEC) (Richert *et al.*, 2022) (Wu *et al.*, 2022), o *Tube Channel Pressing* (TCP) (Farshidi *et al.*, 2023), o *Incremental Feeding High-Pressure Sliding* (IF-HPS) (Komatsu *et al.*, 2023), o *High-Pressure Torsion* (HPT) (Duchaussoy *et al.*, 2023) e o *Biaxial Alternate Forging* (BAF) (Shin *et al.*, 2023) foram utilizados para a obtenção de peças de alumínio com grãos refinados e propriedades mecânicas superiores às de peças processadas convencionalmente. As pesquisas apontam para a capacidade da SPD em obter materiais nanocristalinos (NC) ou com grãos ultrafinos (UFG), que possuem dureza e limite de escoamento superiores a materiais processados convencionalmente. No processamento de pós-metálicos, pesquisas apontam para uma maior consolidação dos pós (Wang *et al.*, 2023), além do refinamento dos grãos (Zemtsova *et al.*, 2024), com o uso de deformação plástica severa. No caso dos sistemas Al-Ni e Al-Ti, pesquisas indicam também a formação de compostos intermetálicos, e, conseqüentemente, de um material com propriedades mecânicas aprimoradas (Alhamidi *et al.*, 2013). Enquanto no sistema CoCrFeNi - AlCoCrFeNi_{2.1} o processamento por HPT levou a separação de fases em escala nanométrica, acarretando em resistência mecânica e ductilidade aprimoradas (Son *et al.*, 2023).

No presente trabalho, é proposta uma variação do processamento convencional por metalurgia do pó, com a utilização do processo de SPD forjamento multidirecional (MDF) durante a etapa de compactação.

1.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral do presente trabalho é estudar a influência do processamento de pós de alumínio por forjamento multidirecional (MDF) e posterior sinterização nas propriedades mecânicas do material processado.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Identificar o efeito do número de ciclos de forjamento multidirecional (MDF) nas propriedades mecânicas do pó de alumínio processado;

- Analisar o efeito da sinterização nas propriedades mecânicas do alumínio processado a partir do pó;
- Identificar o efeito do número de ciclos MDF nas propriedades mecânicas do alumínio processado a partir do pó após o tratamento térmico;
- Correlacionar as propriedades mecânicas do material com o seu histórico de processamento mecânico e térmico.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 ALUMÍNIO

2.1.1 Conceitos gerais

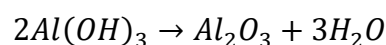
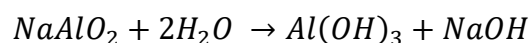
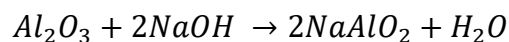
O alumínio é o metal não ferroso de maior produção e consumo (Zore, 2024) (Panigrahi *et al.*, 2023) (Daehn *et al.*, 2022), com aplicações em diversos setores da economia, como o de transporte, o de energia e o de construção civil (Batista, 2022) (Rashid *et al.*, 2014) (Liaw; Yusuf, 2022) (Farina; Anctil, 2022). Entre outras razões, o alumínio se destaca na indústria por sua resistência à corrosão, sua ductilidade e sua resistência específica superiores às dos demais metais (Callister, 2012).

Apesar de ser o terceiro elemento mais comum na crosta terrestre (Rashid *et al.*, 2014), o alumínio não é encontrado naturalmente como metal puro (Santos, 2022) (Zarzar, 2020). A principal fonte para a indústria do alumínio primário é a bauxita, uma rocha sedimentar composta por óxidos e hidróxidos de alumínio, como o Al_2O_3 e o $Al(OH)_3$, além de sílica, óxidos de ferro, silicatos de alumínio e outras impurezas (Ratvik *et al.*, 2022) (Kostjukovsky, 2024).

2.1.2 Fabricação primária

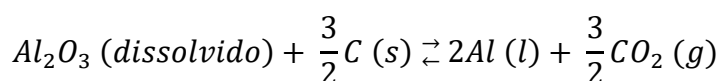
O processamento eletroquímico da bauxita para a obtenção de alumínio puro é dividido em duas principais etapas, o processo Bayer e o processo Hall-Héroult.

O processo Bayer se consiste na dissolução da bauxita em hidróxido de sódio (NaOH) para a obtenção do aluminato de sódio ($NaAlO_2$). Em seguida, o aluminato de sódio é hidrolisado para a obtenção do hidróxido de alumínio (NaOH) que, por sua vez, é calcinado a aproximadamente $1200^\circ C$ para a obtenção de alumina pura (Al_2O_3), o produto final do processo (Ratvik *et al.*, 2022). As reações químicas envolvidas podem ser resumidas nas seguintes equações.



A alumina obtida pelo processo Bayer é submetida à eletrólise pelo processo de Hall-Héroult para a obtenção do alumínio metálico. Neste processo, anodos de carbono são mergulhados em uma solução contendo alumina, criolita (Na_3AlF_6), difluoreto de cálcio (CaF_2) e fluoreto de

alumínio (AlF_3) (Kostjukovsky, 2024). A alumina pura é reduzida em alumínio metálico de acordo com a seguinte reação simplificada.



A produção de alumínio primário se destaca negativamente pelos seus impactos socioambientais. Os processos industriais envolvidos no beneficiamento da bauxita para a produção de alumínio estão diretamente ligados a elevados gastos de energia elétrica e a emissão de poluentes associados ao efeito estufa, como óxidos e fluoretos de carbono. Estima-se que para a produção de 1 kg de alumínio são consumidos de 12,5 a 16 kWh de energia elétrica, com emissão de carbono total de 14,3 kg de CO_2 (Saevarsdottir, 2021). Além do alto consumo de energia e da emissão de poluentes, o processo de beneficiamento da bauxita em alumínio possui como produto secundário um resíduo alcalino rico em óxidos de ferro, sódio e metais solúveis de difícil aproveitamento, conhecido como lama vermelha. Estima-se que são produzidas de 0,7 a 2 toneladas de lama vermelha para cada tonelada de alumina (Ratvik *et al.*, 2022) (Gao *et al.*, 2024).

2.1.3 Reciclagem

No contexto atual de minimização de impactos ambientais, a reciclagem do alumínio ganha destaque como uma alternativa para atender à sua demanda e reduzir a necessidade de sua produção primária. Uma das características do alumínio, assim como os demais metais, é o seu alto potencial de reciclagem devido ao custo-benefício do processo de reciclagem, do grande volume de sucata disponível e da sua reciclabilidade (Al-Alimi *et al.*, 2024). Do ponto de vista econômico e energético, a reciclagem convencional do alumínio consome entre 28% e 42% de energia elétrica por quilograma, quando comparada com a produção primária. Já pelo ponto de vista ambiental, a reciclagem convencional é capaz de reduzir em aproximadamente 97% as emissões de gases estufa (Liaw; Yusuf, 2022), além de não gerar lama vermelha como resíduo.

O Brasil se destaca no cenário mundial de reciclagem de alumínio. Segundo a Associação Brasileira de Alumínio (ABAL), o Brasil manteve o maior índice de Reciclagem de Latas de Alumínio para Bebidas entre 2009 e 2021, com um índice de 98,7% em 2021, como apresentado na Figura 1. Além disso, o país foi o segundo com a maior proporção entre a sucata recuperada e o consumo doméstico de alumínio em 2019, como destacado na Figura 2.

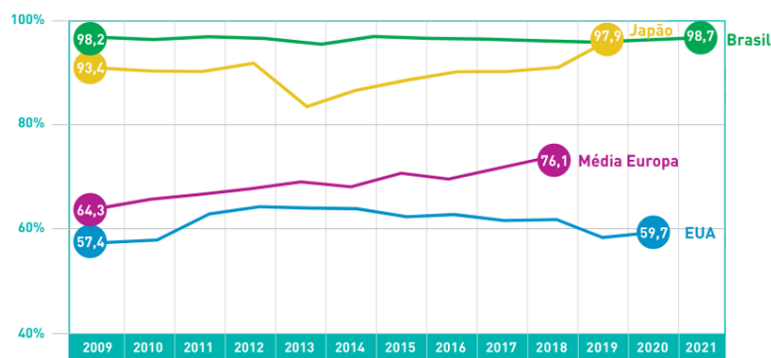


Figura 1: Índice de Reciclagem de Latas de Alumínio para Bebidas entre 2009 e 2021. Fonte: ABAL, 2023.

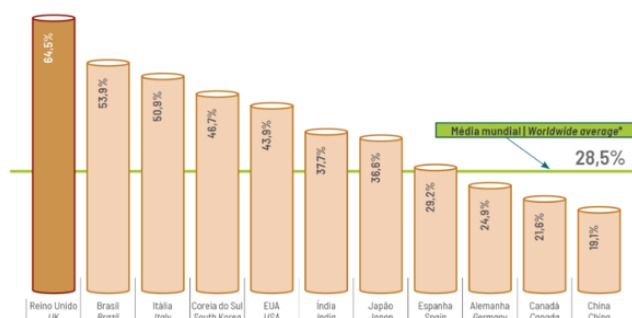


Figura 2: Proporção entre a sucata recuperada e o consumo doméstico de alumínio. Fonte: ABAL, 2023.

As técnicas para a reciclagem do alumínio podem ser divididas em 3 grupos principais, sendo eles: as técnicas de reciclagem convencionais, as de reciclagem semi-direta e as de reciclagem direta. A reciclagem convencional inclui as rotas de reciclagem pela fusão da sucata devidamente tratada (Liaw; Yusuf, 2022). Já as técnicas de reciclagem semi-direta e direta são classificadas como técnicas de conversão em estado sólido. Elas se diferem entre si pela quantidade de etapas de processamento. Enquanto para as primeiras são necessárias etapas de pré-processamento antes do processo principal de reciclagem, para as segundas, o produto final é obtido em processos com uma única etapa, sem a necessidade de pré-processamento (Al-Alimi *et al.*, 2024).

A reciclagem convencional ainda é a forma de reciclagem de alumínio mais utilizada na indústria (Al-Alimi *et al.*, 2024). Comparada à produção primária, ela consome aproximadamente 5% da energia gasta no processamento da bauxita (Al-Alimi *et al.*, 2024), emitindo 3% dos gases de efeito estufa (Liaw; Yusuf, 2022). Uma das limitações da reciclagem por fusão é a perda de material, seja pela oxidação durante a fusão, seja pela mistura com a escória superficial. Conseqüentemente, ocorre a geração de sucata durante a fundição e o processamento dos lingotes (Al-Alimi *et al.*, 2024). Estimasse que menos de 55% do volume de sucata de alumínio é aproveitada na reciclagem convencional, enquanto as técnicas de

reciclagem em estado sólido são capazes de aproveitar até 95,2% da sucata (Liaw; Yusuf, 2022).

Entre as técnicas de reciclagem em estado sólido está o processamento pela metalurgia do pó (MP). Para a obtenção do produto final pela rota da MP, a sucata de alumínio deve passar pelas etapas de moagem, compactação a frio e, por fim, pela sinterização (Al-Alimi *et al.*, 2024). A reciclagem pela MP se destaca entre os demais métodos pela possibilidade de maior controle da microestrutura, associada com uma maior uniformidade na distribuição de reforços, com uma menor interação de fase entre o alumínio e os reforços (Rashid *et al.*, 2014), além da capacidade de produção de peças praticamente em suas formas finais (Kumar; Bharti, 2021).

2.2 METALURGIA DO PÓ

2.2.1 Conceitos gerais

A Metalurgia do Pó (MP) é a técnica metalúrgica que processa pós metálicos e não metálicos pelo uso de conformação e calor, sem a necessidade de fase líquida, com o aquecimento a temperaturas abaixo do ponto de fusão do material (Santos, 2018) (Ferreira, 2022) (Chiaverini, 1992) (Rashid *et al.*, 2014).

Registros do uso dessa técnica existem desde a antiguidade, para a produção de ferramentas e de peças decorativas, porém a MP foi abandonada até o final do século XVIII, a partir de quando o uso da técnica volta a ser registrado, para a produção de ligas de platina-arsênico (Santos, 2018). A partir da Segunda Guerra Mundial, a Metalurgia do Pó ganhou maior importância econômica, principalmente para suprir as necessidades do setor automotivo (Santos, 2022). Atualmente, além da indústria automotiva, a MP é utilizada na fabricação de componentes das indústrias aeroespacial e nuclear, entre outras (Rashid *et al.*, 2014), principalmente para a produção de peças de geometria complexas e confeccionadas de materiais com alto ponto de fusão (Santos, 2022).

Algumas vantagens do uso da técnica de MP, em relação às técnicas convencionais de fabricação, são: a produção de peças com geometrias complexas e tolerâncias dimensionais estreitas, eliminando a necessidade de usinagem posterior; a obtenção de características estruturais e físicas impossíveis de serem obtidas por outros métodos; a possibilidade de produção de peças em série; a facilidade de automação do processo; e o aproveitamento de mais de 95% da matéria prima, reduzindo o desperdício de material e o impacto ambiental do processo (Chiaverini, 1992) (Santos, 2022) (Lott, 2022).

Entre as desvantagens da Metalurgia do Pó, destacam-se a inviabilidade de seu uso para a fabricação de peças de grandes volume e massa e de peças com geometrias com cantos vivos, devido às limitações na etapa de compactação de pós. Além disso, a porosidade residual das peças fabricadas por MP dificulta a soldagem das peças em processos de fabricação subsequentes (Santos, 2022) (Lott, 2022).

As etapas típicas do processo de Metalurgia do Pó são a mistura de pós, a compactação da mistura e a sinterização (Chiaverini, 1992). A Figura 3 apresenta um esquema das etapas envolvidas no processamento de metais e ligas metálicas pela MP.



Figura 3: Esquema das etapas na Metalurgia do Pó. Fonte: Chiaverini, 1992 (adaptado).

2.2.2 Produção de pós

A matéria-prima para o processo de Metalurgia do Pó são os pós-metálicos elementares, de modo que a qualidade do produto final a ser obtido está intimamente ligada às características dos pós utilizados. As principais características dos pós-metálicos que influenciam o processamento por MP são a pureza, a microestrutura, o tamanho, a granulometria, a porosidade e a superfície específica das partículas, a densidade aparente, a velocidade de escoamento, a compressibilidade e a resistência dos pós antes da sinterização, conhecida como resistência verde (Chiaverini, 1992) (Lott, 2022).

As características dos pós-metálicos estão diretamente relacionadas à sua produção. Os métodos de obtenção dos pós elementares podem ser divididos em: métodos químicos e de decomposição térmica; atomização de metais fundidos; deposição eletrolítica e processamento mecânico (Chiaverini, 1992).

2.2.3 Mistura

A variabilidade de dimensões de partículas e a uniformidade da composição dos pós é essencial para a qualidade do processo de compactação e, conseqüentemente, do produto final (Santos, 2018) (Lott, 2022). Para homogeneizar os pós para os processos subsequentes, eles são submetidos à etapa de mistura, que pode ocorrer em misturadores ou em moinhos (Grossi, 2016) (Lott, 2022).

2.2.4 Compactação

A compactação dos pós é a primeira operação de consolidação na Metalurgia do Pó. Os objetivos dessa etapa são: conformar o material particulado na forma desejada, conferindo à peça as dimensões finais ou quase finais; conferir a adequada densidade e resistência mecânica ao material antes da sinterização, conhecido como compactado verde, permitindo o seu manuseio em etapas posteriores; e proporcionar o contato adequado entre as partículas de pó, garantindo a eficiência da sinterização (Chiaverini, 1992).

Os principais processos de compactação são: a compactação em matrizes rígidas, a compactação isostática, a compactação por laminação de pós e a compactação por extrusão de pós (Chiaverini, 1992). Desses processos, o método mais simples e comumente utilizado é a compactação uniaxial em matrizes rígidas (Lott, 2022).

A compactação uniaxial consiste na aplicação de pressão nos pós confinados no interior de uma matriz rígida, com a utilização de uma prensa (Santos, 2022) (Lott, 2022). A força aplicada sobre os pós confere resistência ao material compactado pela ancoragem mecânica que ocorre entre as partículas, potencializada pela deformação plástica, que acarreta na redução do tamanho dos pós e da área superficial (Ferreira, 2022) (Santos, 2022). Além disso, durante a compactação ocorre a redução do tamanho e do volume total dos poros pela reordenação e deslocamento de partículas; pela diminuição do volume da peça e dos espaços entre pós em função da deformação plástica; e pela redução do volume e rearranjo das partículas para a obtenção do melhor empacotamento (Ekpy; Saritap, 2002) (Albaro, 2001; Aryanpour; Farzaneh, 2015) (Santos, 2022).

Um fenômeno que ocorre nos pós-metálicos durante a compactação é o rompimento e a remoção das camadas superficiais de óxidos nas partículas. Essa remoção favorece o contato direto entre metais, proporcionando a soldagem a frio entre pós. Com o aumento da pressão e, conseqüentemente, da deformação plástica das partículas, a área de contato metal-metal se expande. Com essa expansão, a resistência mecânica e a densidade do material compactado tendem a aumentar (Ferreira, 2022).

Os métodos de compactação uniaxial podem variar, em função da movimentação dos elementos da prensa. Em sua variação mais simples, a pressão sob os pós é exercida pelo punção superior, enquanto o punção inferior permanece imóvel. Após a compactação, o punção superior é retirado, e o movimento do punção inferior é responsável pela extração da peça do molde (Albaro, 2001). A Figura 4 ilustra esse processo.

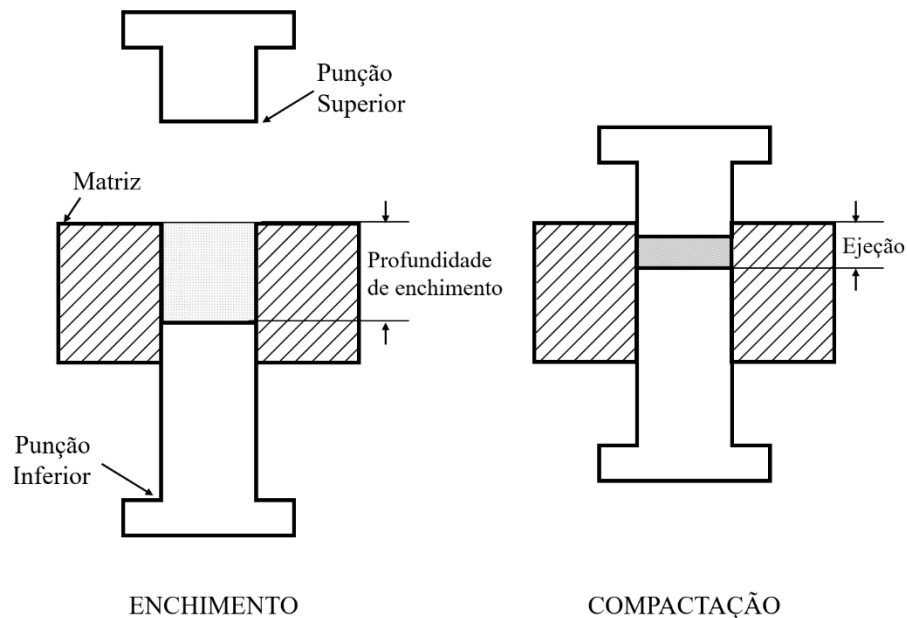


Figura 4: Esquema do processo de compactação. Fonte: Chiaverini, 1992 (adaptado).

Possíveis defeitos introduzidos às peças durante a prensagem uniaxial de ação simples são o surgimento de gradientes de densidade, a formação de trincas e a compacidade inadequada ou não uniforme na peça. As principais causas desses defeitos são o atrito entre as partículas de pó, e entres elas a as paredes internas da matriz; a geometria inadequada do molde; a umidade do material; o excesso de ar aprisionado na peça; e o preenchimento não-uniforme da matriz (Albaro, 2001).

2.2.5 Sinterização

A sinterização é um tratamento térmico responsável por unir partículas sólidas, tipicamente por difusão atômica (Ferreira, 2022). Ela é a etapa final da consolidação dos pós, iniciada na

compactação, e se consiste no aquecimento dos compactados verdes a temperaturas da ordem de 2/3 a 3/4 da temperatura de fusão do material ou liga (Chiaverini, 1992).

O processo de sinterização pode ocorrer com a presença de fase líquida ou não. Na ausência de fase líquida, a força motriz do processo de sinterização é a redução da energia livre superficial total do sistema, pela redução da área superficial total (Silva Júnior, 2020) (Ortiz, 2020), e o processo pode ser dividido em 6 estágios. O primeiro estágio é a ligação inicial entre grãos adjacentes, pela formação de um pescoço. Esse pescoço cresce, durante a segunda etapa, até que ocorra o fechamento dos canais interligando os poros, na etapa de fechamento dos poros (terceira etapa). Na quarta etapa, ocorre o arredondamento dos poros, que se contraem na quinta etapa, ocasionando na densificação do material. Por fim, na sexta etapa, os poros remanescentes se coalescem e crescem, de modo que a presença de poros pequenos e isolados reduz, enquanto os poros maiores crescem (Chiaverini, 1992) (Zarzar, 2020). Antes das etapas da sinterização, é possível realizar o pré-aquecimento, ou pré-sinterização, dos compactados, durante o qual os lubrificantes, óxidos superficiais e outros compostos voláteis são eliminados (Santos, 2018) (Gökçe; Findik, 2008) (Kruzhanov, 2018).

Diversas variáveis de material e de processo interferem na sinterização. Entre as variáveis do material particulado, destacam-se a sua composição química, o tamanho das partículas e a distribuição granulométrica (Lott, 2022). Das variáveis de processo, a mais crítica é a temperatura de sinterização (Ferreira, 2022), e acréscimos pequenos nela são capazes de aumentar consideravelmente o grau de ligação das partículas (Zarzar, 2020). Outra variável determinante para o processo é o tempo de sinterização. De modo geral, tempos maiores resultam em um maior grau de ligação pela maior difusão de material (Zarzar, 2020). Porém, a maior parte das modificações estruturais ocorrem nas etapas iniciais, uma vez que a energia livre reduz ao longo da sinterização, de modo que os efeitos do tempo não são tão significativos quanto os da temperatura (Chiaverini, 1992). Além dessas duas variáveis, outros fatores que influenciam no resultado da sinterização são a taxa de aquecimento, a atmosfera do forno, a pressão aplicada e a eventual formação de fase líquida (Lott, 2022) (Zarzar, 2020) (Ferreira, 2022).

De acordo com a literatura, a sinterização de pós de alumínio e suas ligas apresenta resultados adequados para temperaturas entre 500°C e 700°C e tempos entre 30 min e 300 min. O tratamento térmico dos pós de alumínio pode ser realizado tanto em atmosferas controladas quanto em atmosferas não controladas. Além disso, é possível realizar a sinterização dos pós de alumínio com o pré-aquecimento dos compactados verdes ou sem essa etapa (Zarzar, 2020)

(Ortiz, 2020) (Silva Júnior, 2020) (Parveez *et al.*, 2022) (Nayak *et al.*, 2022) (Stergioudi *et al.*, 2022) (Batista, 2022) (Santos, 2022) (Kocisko, 2023) (Lott, 2022) (Kumar *et al.*, 2023) (Marczyk; Hebda, 2023) (Shadangi *et al.*, 2023) (Venkatesh *et al.*, 2023) (Velliangiri *et al.*, 2023) (Dudina *et al.*, 2022) (Sherafat *et al.*, 2009) (Taha *et al.*, 2022) (Tian *et al.*, 2023).

2.3 DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA (SDP)

2.3.1 Conceitos gerais

A Deformação Plástica Severa, ou *Severe Plastic Deformation* (SPD), é um método mecânico de processamento de materiais que se consiste na imposição de uma elevada deformação em materiais metálicos (Rodríguez, 2007) (Baracaldo *et al.*, 2010) sem modificações significativas das dimensões do espécime, obtida por meio de restrições físicas a alterações de seção transversal (Valiev *et al.*, 2006) (Guzela, 2014). A não alteração das dimensões do material, característica das técnicas de SPD, permite que as amostras sejam processadas repetidamente, acumulando uma deformação total difícil de ser alcançada por métodos convencionais e sem as limitações de espessura desses métodos (Magalhães, 2017).

Os estudos sobre o uso da técnica se iniciaram no final da década de 30, com o trabalho de Bridgman (1935), sobre o uso combinado de elevadas pressões compressivas e deformações cisalhantes em amostras em forma de discos e submetidas simultaneamente tensões compressivas e cisalhantes (Bridgman, 1935) (Silva, 2021). Porém, foi nas décadas seguintes, com o trabalho de Valiev e colaboradores (Valiev *et al.*, 1988) que a SPD ganhou notoriedade científica (Santos, 2022a).

Em materiais policristalinos, o processamento por técnicas de SPD é caracterizado pelo alto grau de refinamento de grãos. Pesquisas relatam a obtenção de materiais nanocristalinos (NC) e com grãos ultrafinos (UFG) pelo processamento de Deformação Plástica Severa (Cardoso *et al.*, 2014), (Alhamidi *et al.*, 2013) (Baracaldo *et al.*, 2010).

Como consequência do refinamento de grãos, a resistência mecânica dos materiais submetidos a processos de SPD é aprimorada, seguindo a relação de Hall-Petch (Hall, 1951) (Petch, 1953), que correlaciona a tensão de escoamento (σ_y) com o diâmetro (d) dos grãos do material, a partir da tensão de cisalhamento (σ_0) e a constante de escoamento (k_y). A relação de Hall-Petch está apresentada na Equação 2.1.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (2.1)$$

Entre as principais vantagens do uso de técnicas de deformação plástica severa, destacam-se: a não necessidade de tratamentos térmicos pós-processamento; a não limitação da temperatura de processamento e a eliminação de poros no material. Como desvantagens, destacam-se: a necessidade de cargas de trabalho elevadas; a limitação geométrica das peças, tanto em volume quanto em forma, imposta por alguns métodos de SPD; e a dificuldade no uso industrial das técnicas (Calado, 2012).

O efeito da deformação plástica sob o material processado é dependente das condições de contorno impostas pela técnica utilizada e do ferramental usado no processo (Rosochowski, 2017) (Silva, 2021). Estima-se que existam mais de 60 técnicas de SPD, com outras técnicas em desenvolvimento (Segal, 2018). As técnicas de deformação plástica severa se diferenciam entre si pela tensão imposta à peça, pela geometria da peça, pela deformação aplicada por passe e pela carga necessária para o processamento (Silva, 2021).

Entre as técnicas de SPD, destacam-se:

- A *Equal Channel Angular Pressing* (ECAP), na qual o material é comprimido através uma matriz retangular com dois canais de mesma seção, conectados entre si com uma angulação entre 90° e 135° (Chakkingal *et al.*, 1998);
- A *Equal Channel Angular Drawing* (ECAD), na qual o material é tracionado através uma matriz retangular com dois canais de mesma seção, conectados entre si em um ângulo entre 90° e 135° (Chakkingal *et al.*, 1998);
- A *Cyclic Extrusion Compression* (CEC), na qual o material é extrudado em uma matriz cilíndrica alternando o sentido de extrusão (Wu *et al.*, 2022);
- A *Tube Channel Pressing* (TCP), na qual um tubo cilíndrico é comprimido através de uma matriz tubular, com o uso de um mandril (Zangiabadi; Kazeminezhad, 2011);
- A *Incremental Feeding High-Pressure Sliding* (IF-HPS), na qual uma chapa retangular ou uma haste é comprimida entre duas matrizes, que se movimentam paralelamente, ao mesmo tempo em que a peça é introduzida nas matrizes (Horita *et al.*, 2020);
- A *High-Pressure Torsion* (HPT), na qual um disco é comprimido entre duas matrizes, que rotacionam entre si (Horita *et al.*, 2020);

- A *Biaxial Alternate Forging* (BAF), na qual uma peça sofre compressões sucessivas e alternadas, na direção de dois de seus eixos ortogonais, sem sofrer alterações em suas dimensões após o processo (Shin *et al.*, 2020);
- A *Multi-Directional Forging* (MDF), que é explicada em detalhes no item 2.3.2.

Na comparação entre os processos de SPD, o MDF se destaca dos demais pelo seu potencial para aplicação em escala industrial; pela a possibilidade de obtenção da curva tensão-deformação verdadeiras durante o processamento do material; pela a simplicidade do processo de MDF, que permite o uso de prensas e máquinas de compressão comuns a outros processos; e pela obtenção de microestruturas compostas por grãos equiaxiais (Sakai *et al.*, 2014) (Almeida *et al.*, 2020) (Silva, 2021).

2.3.2 Forjamento Multidirecional (MDF)

O Forjamento Multidirecional, ou *Multi-Directional Forging* (MDF), também denominado de *Multi-Axial Compression* (MAC) ou *Multi-Axial Forging* (MAF), é uma técnica de SPD introduzida por Sachs e Schiebold (1925). Esse processo consiste na compressão sucessiva da amostra na direção de seus três eixos ortogonais, com uma rotação de 90° entre compressões e sofrendo uma amplitude de deformação entre 0,2 e 0,7 por passe (Kishchik *et al.*, 2018) (Silva, 2021). Cada conjunto de compressões nos três eixos da amostra é chamado de um ciclo de MDF. Assim como nos demais processos de SPD, o corpo de prova retorna à sua geometria inicial ao final de cada ciclo.

A técnica de MDF apresenta algumas variações com características particulares, como o uso ou não de matrizes que restrinjam o fluxo de material. Entre as variações, a mais simples é a conhecida como MDF livre, que não utiliza matrizes. Nela, o corpo de prova é comprimido uniaxialmente sem qualquer restrição ao deslocamento de suas faces, e rotacionado para as compressões sucessivas. As principais desvantagens desse processo são a distorção da amostra, causada pelo abaulamento das faces livres; as distorções na curva tensão por deformação, devido às variações de seção transversal; e a necessidade de usinar as faces abauladas após cada passe, para manter o paralelismo das faces da amostra (Silva, 2021) (Almeida *et al.*, 2021). Essa necessidade de usinagem da peça entre as compressões é eliminada ou reduzida pelo uso de matrizes que restrinjam o material (Flausino, 2021).

As variações do MDF que fazem o uso de matrizes para confinar o material são a *Confined Channel Die Compression* (CCDC), a *Confined Channel Die Pressing* (CCDP) e a *Multi-Directional Confining Pressing* (MDCF) (Silva, 2021) (Flausino, 2021). Na CCDC, a amostra

é restrita apenas em uma das direções normais à direção de compressão, permitindo o abaulamento das faces não restritas. Já na CCDP, a amostra é restrita nas duas direções normais à direção de compressão, ocasionando em maior precisão dimensional.

Entre as vantagens da CCDP em relação à CCDC, destacam-se o maior refinamento da microestrutura; a maior eficiência em relação ao tempo, ao custo e à complexidade do processo; a capacidade de obtenção das curvas tensão-deformação a cada compressão; e a garantia do paralelismo das faces após a compressão (Silva, 2021) (Almeida *et al.*, 2020). Apesar das diferenças, a CCDC e a CCDP se assemelham por a deformação do material ocorrer em um estado plano de deformação nos dois métodos, ainda que apenas na CCDP a amostra é submetida a um estado triaxial de tensões (Silva, 2021) (Flausino, 2021).

Na MDCF, a matriz utilizada apresenta uma folga entre suas paredes e o material em ambas as direções ortogonais à compressão. Dessa forma, durante o estágio inicial de compactação, a amostra pode se expandir livremente nos dois eixos, assim como no MDF livre, até o contato entre as faces laterais e a matriz. A partir desse contato, os deslocamentos laterais ficam restritos e o processo se assemelha ao método de CCDP, apresentando as mesmas características desta variação da técnica, como o paralelismo das faces da amostra, a ausência da necessidade de reusinagem e a obtenção das curvas de tensão por deformação (Flausino, 2021) (Flausino *et al.*, 2019) (Silva, 2021). A representação das três variações do processo de MDF está apresentada na Figura 5.

Além das vantagens dimensionais e microestruturais do MDCF, esse método apresenta a vantagem operacional na aplicação em processos de MP por confinar os pós durante a etapa de compressão. Por essa razão, ele é a variação escolhida para a realização do presente trabalho.

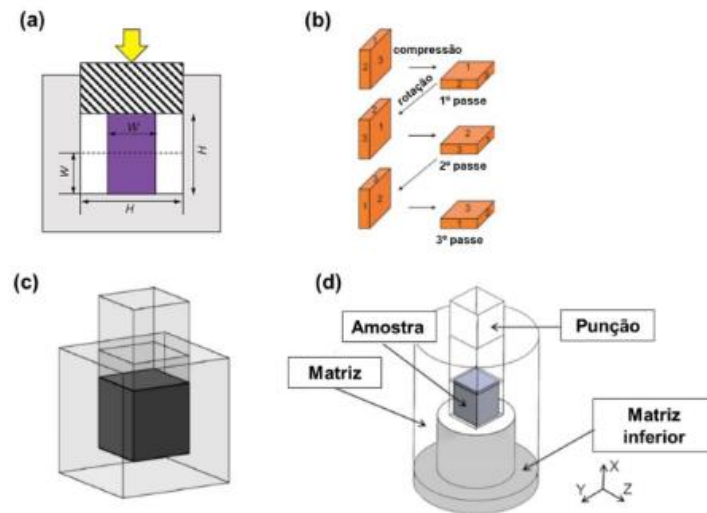


Figura 5: Representação esquemática do processo de MDF (a) CCDP, (b) procedimento de rotação das amostras. Fonte: Almeida, 2017; Almeida et al., 2020; Faraji; Kim; Kashi, 2018.

Independente da variação, a deformação por passe de MDF é calculada pela Equação 2.2, na qual ε é a deformação por passe, h_i é a altura inicial da amostra e h_f é a altura final (Flausino, 2021).

$$\varepsilon = \ln \frac{h_i}{h_f} \quad (2.2)$$

A literatura aponta que a deformação cíclica imposta pelo MDF é capaz de alterar significativamente a microestrutura e as propriedades mecânicas dos materiais policristalinos processados. Os efeitos do MDF no material dependem tanto de variáveis relativas ao processo, como o caminho de deformação, a deformação total e a amplitude de deformação por passe; quanto de variáveis do material, como a estrutura cristalina e o histórico de processamento mecânico e/ou térmico e, conseqüentemente, a estrutura de discordâncias (Silva, 2021) (Nassif, 2019). Em geral, para materiais recozidos, é esperado o endurecimento após os ciclos de MDF, enquanto para materiais encruados, espera-se o amaciamento (Feltner; Laird, 1967) (Armstrong *et al.*, 1982).

Yang *et al.* (2024) e Almeida *et al.* (2020) investigaram os efeitos do forjamento multidirecional na microestrutura e nas propriedades mecânicas dos materiais. Com o uso de simulações numéricas e de ensaios experimentais, observou-se a distribuição não homogênea de deformação no corpo de prova, com uma região de maior deformação efetiva no centro da peça, e regiões de menor deformação nas interfaces com a matriz e/ou com o punção e a base.

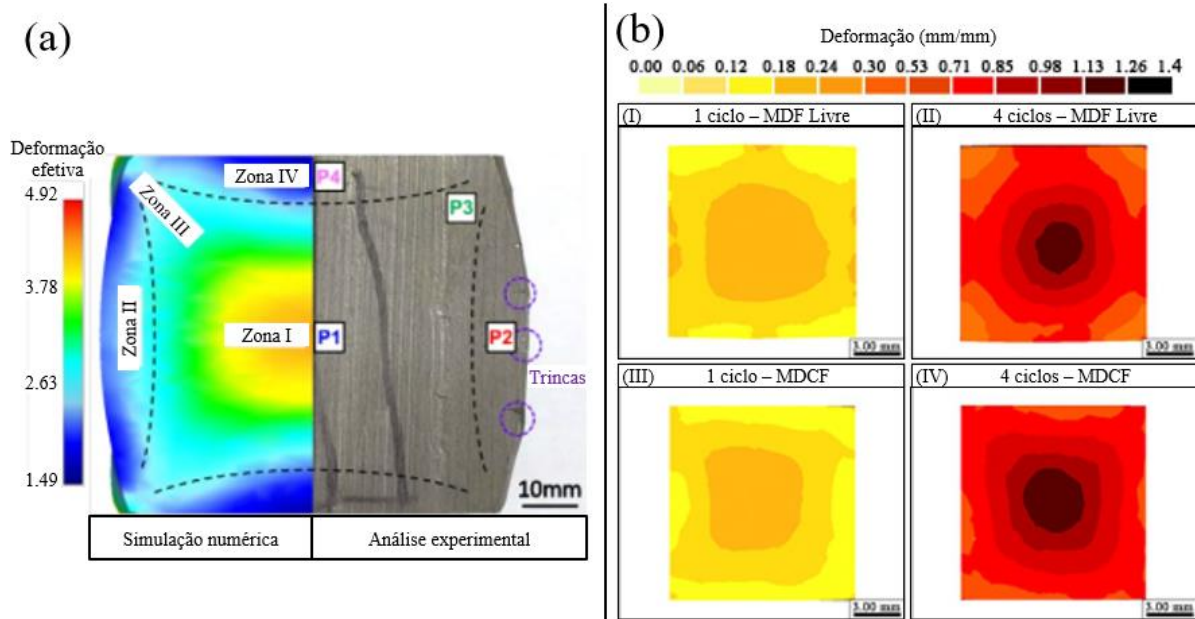


Figura 6: Distribuição da deformação em corpos de prova submetidos ao MDF. (a) Comparação da deformação efetiva obtida na simulação numérica e na análise experimental para um CP de compósito de TiB₂/Al-Cu após 6 passes de MDF livre. Fonte: Yang *et al.* (2024) (adaptado). (b) Comparação da deformação obtida em simulações numéricas para um CP de alumínio puro submetido a 1 (I; III) e 4 (II, IV) ciclos de MDF livre (I; II) e de MDCF (III; IV). Fonte: Almeida *et al.* (2020) (adaptado).

2.3.3 SPD no processamento de pós-metálicos

Os efeitos do processamento por deformação plástica severa (SPD) em pós vão além daqueles observados em sólidos cristalinos. Em pós, a literatura indica que o processamento por SPD reduz a porosidade do material (Alhamidi *et al.*, 2013) (Haase *et al.*, 2023) (Tian *et al.*, 2023) (Leite *et al.*, 2024) (Wang *et al.*, 2023) (Zemtsova *et al.*, 2024), aprimorando as suas propriedades mecânicas e, conseqüentemente, o seu desempenho. A porosidade impacta diretamente no limite de escoamento, no limite de resistência, no módulo de elasticidade, na tenacidade e na ductilidade do material (Xiao *et al.*, 2024) (SON *et al.*, 2023). Além disso, o aumento da porosidade favorece a propagação de trincas, afetando o seu comportamento em fadiga e em fratura (Tomić, 2023).

O processamento de pós por SPD também apresenta efeitos de redução no tamanho dos grãos do material (Alhamidi *et al.*, 2013) (Haase *et al.*, 2023) (Son *et al.*, 2023) (Tian *et al.*, 2023) e na uniformidade de distribuição de fases e de reforços em compósitos de matriz metálica (Haase *et al.*, 2023) (Son *et al.*, 2023) (Wang *et al.*, 2023) (Zemtsova *et al.*, 2024). Entre os métodos de deformação severa, o *High-Pressure Torsion* (HPT) é o mais estudado para o processamento de pós.

Haase *et al.* (2023) investigou os efeitos do HPT no processamento de pós de alumínio com 4% em massa de cobre. O estudo indicou a redução da porosidade com o aumento da deformação, com o material completamente consolidado para $\epsilon > 1$, e a obtenção de grãos ultrafinos no material processado. Como consequência, os pós processados por SPD apresentaram aumento na dureza, no limite de escoamento e na tensão de fluxo (Haase *et al.*, 2023).

O processamento realizado por Haase *et al.* (2023) foi conduzido a temperatura ambiente, sem tratamentos térmicos posteriores. Alhamidi *et al.* (2013), por sua vez, submeteu misturas de pós de Al-Ni e de Al-Ti à consolidação por HPT a 300°C. Os autores também verificaram o aumento da dureza, com a saturação ocorrendo entre 550 e 920 HV, acima dos níveis reportados na literatura para os metais e suas ligas (Alhamidi *et al.*, 2013). Os materiais processados mecanicamente tiveram um aumento no limite de escoamento, acompanhado de uma redução na ductilidade. Entretanto, após o recozimento, tanto o escoamento quanto a ductilidade foram aprimorados. Outro efeito observado por Alhamidi *et al.* (2013) foi a formação de compostos intermetálicos no material processado, em decorrência do aprimoramento da difusividade atômica causado pela SPD.

Son *et al.* (2023) estudou o efeito do HPT no processamento de misturas de pós de CoCrFeNi e AlCoCrFeNi, seguindo de recozimento em atmosfera controlada e obteve resultados semelhantes a Alhamidi *et al.* (2013). A deformação severa, em conjunto com o tratamento térmico, obteve materiais com grãos ultrafinos e com resistência mecânica e ductilidade superiores às obtidas em estudos anteriores (Son *et al.*, 2023).

Outro estudo com o uso de HPT combinado com processos de metalurgia do pó (MP) foi conduzido por Zemtsova *et al.* (2024). O diferencial deste estudo em relação aos anteriores foi que as amostras de nanocompósitos de carbeto de titânio em matriz de alumínio na forma de pós foram submetidos à deformação severa após a prensagem e a sinterização, típicas da MP. Os resultados indicaram a redução na porosidade, a uniformização das partículas dos reforços cerâmicos na matriz metálica e a moagem das partículas de alumínio, acompanhadas do aumento na dureza do material (Zemtsova *et al.*, 2024).

Além do HPT, outra técnica SPD reportada para o processamento de pós-metálicos é o forjamento direto a quente. Wang *et al.* (2023) investigou o efeito do uso desse método em pós da liga Ti-48Al-2Cr-2Nb e concluiu que as tensões triaxiais compressivas e grandes deformações efetivas que ocorrem durante o forjamento contribuem com a densificação dos pós. Essa densificação ocorre tanto em decorrência do agrupamento e do rearranjo

espacial nos estágios iniciais da compressão, quanto pela fragmentação de partículas e pela eliminação de contornos, resultantes da deformação severa (Wang et al., 2023). Como consequência das alterações microestruturais, o material processado apresentou aprimoramento tanto na resistência mecânica, com o aumento do limite de escoamento, quanto na ductilidade, com aumento na razão de alongamento e de compressão (Wang et al., 2023).

Os efeitos da triaxialidade de tensões na compactação de pós observados por Wang et al. (2023) indicam que resultados semelhantes são esperados para pós processados por forjamento multidirecional (MDF). Tian et al. (2023) estudou os efeitos do processamento por MDF em ligas de alumínio 6061 reforçadas com TiB. O material compósito foi fabricado a partir de pós prensados a quente, e submetido a ciclos de MDF após a sinterização. Os resultados indicaram alterações microestruturais no material, com o refinamento dos grãos. Essas alterações resultaram em melhorias nas propriedades mecânicas, com o aumento da dureza, do limite de escoamento, do limite de resistência à tração e do alongamento até a ruptura (Tian et al., 2023). Um efeito observado pelos autores foi redução do incremento nas propriedades à medida que o número de ciclos aumenta. Esse fenômeno pode estar associado à ocorrência dos mecanismos de amaciamento do alumínio (Tian et al., 2023), observados em outros estudos com SPD (Silva, 2021).

Outro trabalho com o uso de MDF para processamento de pós foi desenvolvido por Leite et al. (2024). Nesse trabalho, pós de alumínio de alta pureza foram compactados com a utilização de MDF, e caracterizados quanto à porosidade antes e após a sinterização. O trabalho indicou que o aumento do número de ciclos de MDF é capaz de reduzir a porosidade do material tanto antes quanto após a sinterização. Além disso, foi observado que o tratamento térmico tende a homogeneizar o material, reduzindo a influência da deformação severa.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O presente trabalho investigou os efeitos do uso do forjamento multidirecional (MDF) nas propriedades mecânicas de pós de alumínio processados mecanicamente e termicamente.

3.1 MATERIAIS

O material utilizado foi o pó de alumínio atomizado, fornecido pela empresa Altom Metalurgia LTDA. Na Tabela 1 e na Tabela 2 são apresentados os dados de caracterização química e física fornecidos pelo fabricante.

Tabela 1: Composição química dos pós utilizados em porcentagem em massa (%).

| Elementos (% em massa) | | | | | | |
|------------------------|------|------|------|------|------|------|
| Al | Mn | Fe | Si | Cu | Zn | Pb |
| 98,56 | 0,55 | 0,47 | 0,18 | 0,16 | 0,07 | 0,01 |

Tabela 2: Análise granulométrica por peneiramento.

| Abertura das telas (μm) | Frações retidas na peneira | |
|--------------------------------------|----------------------------|---------|
| | g | % (m/m) |
| > 100 | 0,0 | 0,0 |
| < 45 | 500,0 | 100,0 |
| Total | 500,0 | 100,0 |

3.2 MÉTODOS

O trabalho experimental foi realizado em 5 etapas: a caracterização dos pós; a compactação dos pós; a caracterização dos corpos de prova (CP) compactados; a sinterização dos corpos de prova compactados e a caracterização dos corpos de prova sinterizados. A Figura 7 apresenta um diagrama do fluxo do procedimento experimental.

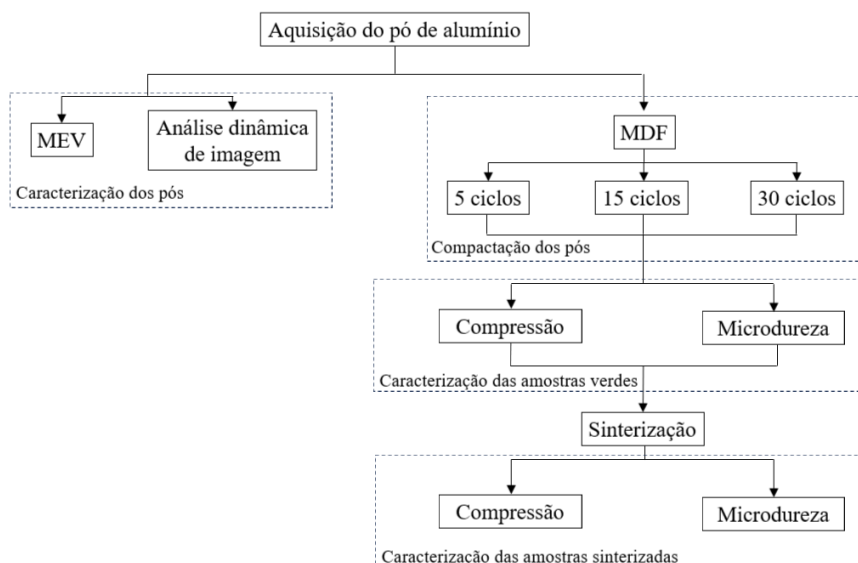


Figura 7: Diagrama das atividades experimentais realizadas.

3.2.1 Caracterização dos pós

A caracterização dos pós de alumínio utilizados consistiu na determinação da granulometria e morfologia dos grãos por Análise Dinâmica de Imagem, realizada no sensor de análise de imagem QICPIC/L, da Sympatec, com dispersor OASIDRY/L e com um range M5 (tamanho de partículas entre 1,8 μm e 3,755 mm). Esses ensaios foram realizados com apoio da empresa dpUNION.

Em seguida, o formato dos grãos foi avaliado qualitativamente pela análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) realizada em um microscópio de feixe duplo FEI Quanta 3D FEG, no Centro de Microscopia da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG).

3.2.2 Compactação dos pós

Os pós-metálicos foram compactados em uma matriz confinada confeccionada em aço AISI D2 temperado e revenido e com a seção transversal interna de 11,19 x 13,00 mm. A matriz utilizada está apresentada na Figura 8. A altura dos CP após a compactação foi de aproximadamente 9,63 mm. As dimensões da seção transversal e dos corpos de prova foram definidas para garantir as amplitudes de deformação desejadas para o processo de compressão multiaxial. A estrutura externa da matriz, com diâmetro de 100 mm, possui a função de garantir a integridade estrutural dela, mesmo sob a aplicação de elevadas cargas. Ademais, o canal da matriz possui dois rasgos para alívio de tensões, em vértices opostos. A massa de pó de alumínio de alta pureza utilizada para a confecção de cada corpo de prova foi de 3,70 gramas. Destaca-se que, devido ao atrito entre os pós e as paredes internas da matriz, parte do material se aderiu à matriz, de modo que a massa das amostras se reduzia ao longo dos ciclos. Essa perda de massa foi mais pronunciada nos primeiros ciclos, enquanto o material estava menos consolidado.

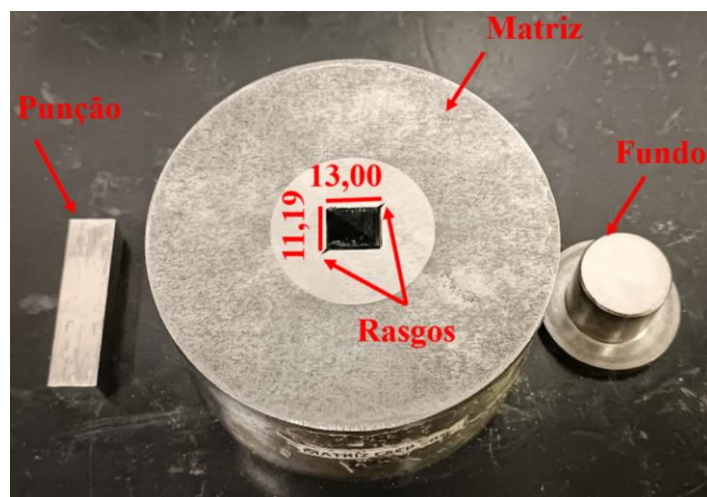


Figura 8: Matriz de compactação por MDF.

As compactações foram realizadas à temperatura ambiente na máquina universal de ensaios Instron 5582, localizada no Laboratório de Caracterização de Materiais de Construção Civil e Mecânica da UFMG, utilizando o MDF com $\sim 0,3$ de amplitude de deformação por compressão e quantidades diferentes de ciclos de compactação. Foram preparados CP com 5, 15 e 30 ciclos de deformação, correspondendo respectivamente a 15, 45 e 90 compressões totais. A carga axial utilizada para as compressões foi de 60 kN, correspondendo a uma tensão de 412 MPa atuando sob os pós.

As compactações por MDF se consistiram na aplicação sucessiva de um esforço capaz de reduzir a maior dimensão do corpo de prova (CP) para a menor. Após cada compressão, o CP compactado foi rotacionado ao longo do eixo ortogonal, para a nova dimensão de maior comprimento. A cada três compressões consecutivas, o CP retornava às suas dimensões iniciais, após sofrer uma deformação de aproximadamente 0,9, caracterizando um ciclo de MDF. Os corpos de prova preparados com 5, 15 e 30 ciclos sofreram deformações totais de $\sim 4,5$; $\sim 13,5$ e $\sim 27,0$, respectivamente.

3.2.3 Caracterização dos corpos de prova compactados

Os corpos de prova compactados, apresentados na Figura 9, foram caracterizados quanto à dureza e ao comportamento mecânico.

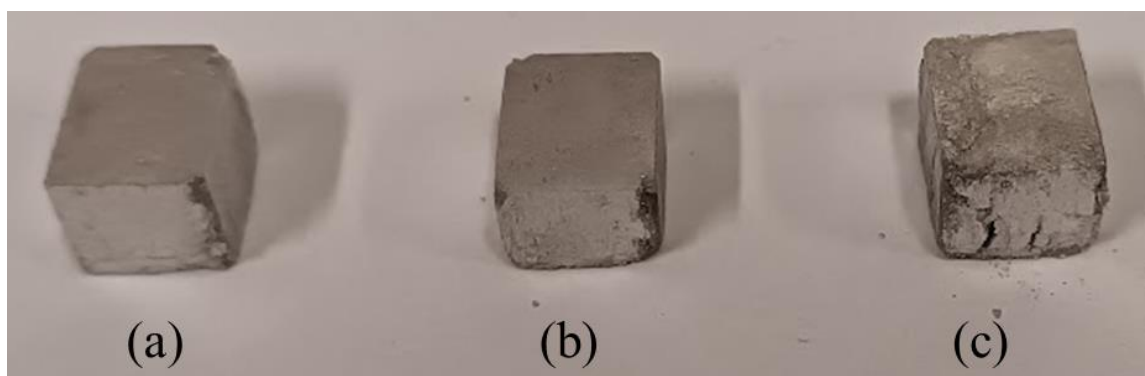


Figura 9: Corpos de prova compactados submetidos a: (a) 5 ciclos de compactação. (b) 15 ciclos de compactação. (c) 30 ciclos de compactação.

Para avaliar a dureza dos corpos de prova não sinterizados, foram realizados ensaios de microdureza Vickers nos laboratórios de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG) e da Combustol Minas Tratamento Térmico LTDA. As amostras foram lixadas com lixas de granulometria de 400# até 2400#. Em sequência, foram realizadas indentações ao longo da linha central da amostra, com espaçamento igual a 0,5 mm. A carga aplicada foi de 25 gf (0,254 N) por 10 segundos. As indentações foram realizadas na linha central da face ortogonal à última

compressão, a partir do centro da face e com um espaçamento de 0,5 mm entre as indentações, conforme apresentado na Figura 10. Destaca-se que devido à porosidade, à presença de trincas e de outros defeitos superficiais no material, não foi possível realizar a medição em alguns pontos. Nesses casos, o valor reportado foi a média de medições equidistantes e adjacentes ao local original.

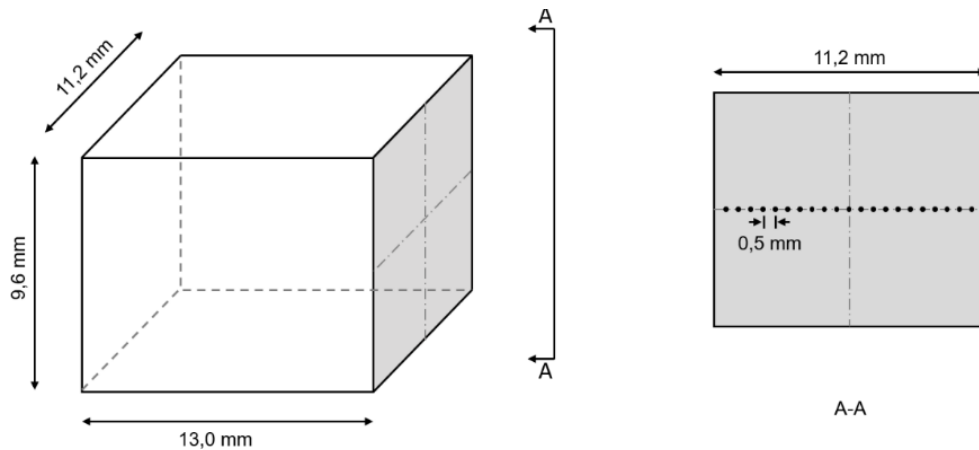


Figura 10: Representação esquemática do corpo de prova e dos pontos de indentações.

O comportamento mecânico dos corpos de prova não sinterizados foi avaliado por meio de ensaios de compressão, realizados com o mesmo equipamento utilizado na compressão dos pós de alumínio. A velocidade de compressão foi de 0,05 mm/s. Para a preparação dos corpos de prova para o ensaio de compressão, os CP foram lixados até a obtenção de faces lisas e paralelas, sem controle dimensional, e comprimidos na direção da maior aresta. Os ensaios de compressão foram realizados com a aplicação de uma camada de graxa Molykote[®] entre o corpo de prova e os pratos superior e inferior da máquina ao início do ensaio. O critério utilizado para o encerramento do ensaio foi a primeira queda registrada na curva de tensão por deformação.

3.2.4 Sinterização dos corpos de prova compactados

Os corpos de prova compactados foram sinterizados nos fornos tipo mufla INTI FT 1300/40PCH e GP Científica – TC4S-14R, do Laboratório de Caracterização de Materiais de Construção Civil e Mecânica da UFMG. Para a definição dos ciclos térmicos a serem utilizados para os demais ensaios, foram realizados ensaios de compressão com CP compactados por 5 ciclos de MDF e submetidos a diferentes ciclos térmicos. Na Tabela 3 estão discretizadas as temperaturas e os tempos de sinterização dos tratamentos térmicos considerados. Em decorrência de disponibilidade, para os testes de sinterização, foram utilizados outros fornos, além dos disponíveis no do Laboratório de Caracterização de Materiais de Construção Civil e Mecânica.

Tabela 3: Temperaturas e tempos de sinterização testados.

| Id. | Pré-aquecimento | | Sinterização | | Tempo total do processo [min] |
|-----|------------------|-------------|------------------|-------------|-------------------------------|
| | Temperatura [°C] | Tempo [min] | Temperatura [°C] | Tempo [min] | |
| 1 | - | - | 600 | 120 | 200 |
| 2 | 300 | 45 | 600 | 45 | 215 |
| 3 | 400 | 60 | 600 | 120 | 230 |
| 4 | 400 | 60 | 600 | 120 | 260 |
| 5 | 450 | 60 | 550 | 90 | 260 |
| 6 | 450 | 60 | 550 | 90 | 190 |
| 7 | 450 | 60 | 550 | 60 | 195 |
| 8 | 350 | 30 | 500 | 60 | 135 |
| 9 | 150 | 15 | 350 | 60 | 135 |
| 10 | 150 | 15 | 300 | 60 | 120 |
| 11 | 150 | 15 | 250 | 60 | 105 |

As temperaturas e o tempos de sinterização foram definidos com base na literatura (Kumar *et al.*, 2023) (Marczyk; Hebda, 2023) (Shadangi *et al.*, 2023) (Venkatesh *et al.*, 2023) (Velliangiri *et al.*, 2023) (Parveez *et al.*, 2022) (Dudina *et al.*, 2022) (Nayak *et al.*, 2022) (Stergioudi *et al.*, 2022) (Batista, 2022) (Sherafat *et al.*, 2009) (Taha *et al.*, 2022) (Santos, 2022) (Zarzar, 2020) (Ortiz, 2020) (Kociscko, 2023) (Tian *et al.*, 2023) (Silva Junior, 2020) (Lott, 2022) e em ensaios de compressão realizados. As temperaturas de sinterização utilizadas variaram entre 250°C e 600°C, com a utilização ou não de pré-aquecimento dos corpos de prova. Já os tempos de sinterização variaram entre 45 minutos e 120 minutos.

Dois ciclos térmicos foram definidos para os CP caracterizados neste trabalho. No primeiro, o forno foi pré-aquecido da temperatura ambiente até a temperatura de 400°C. Após a estabilização da temperatura, os CP verdes foram inseridos no forno, permanecendo a 400°C por 60 minutos. Em sequência, a temperatura do forno foi elevada até 600°C a uma taxa de 9,5°C/min, permanecendo nessa temperatura por 120 minutos. Após o tratamento térmico, os corpos de prova foram resfriados fora do forno até a temperatura ambiente. A curva de temperatura por tempo utilizada está apresentada na Figura 11.

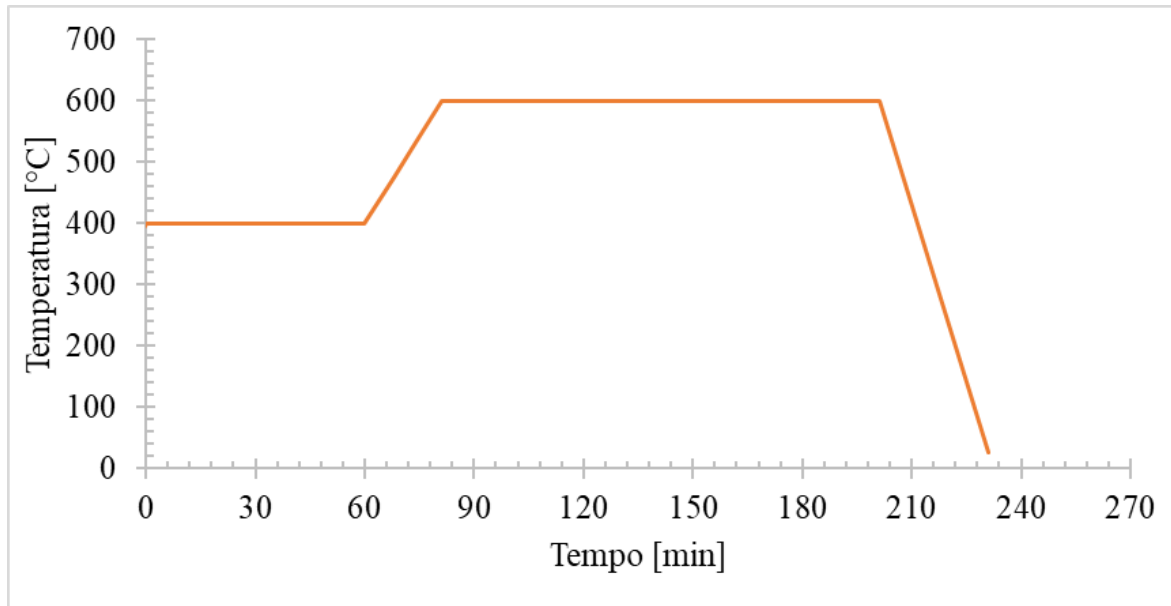


Figura 11: Primeira curva de evolução da temperatura pelo tempo na sinterização dos corpos de prova.

O segundo ciclo térmico utilizado para os corpos de prova ensaiados se consistiu no pré-aquecimento dos CP a 450°C por 60 minutos, seguido de um aquecimento até 550°C a 5,9°C/min. Os CP permaneceram nesse patamar por 90 minutos, e foram resfriados até a temperatura ambiente fora do forno. Essa curva de sinterização está apresentada na Figura 14.

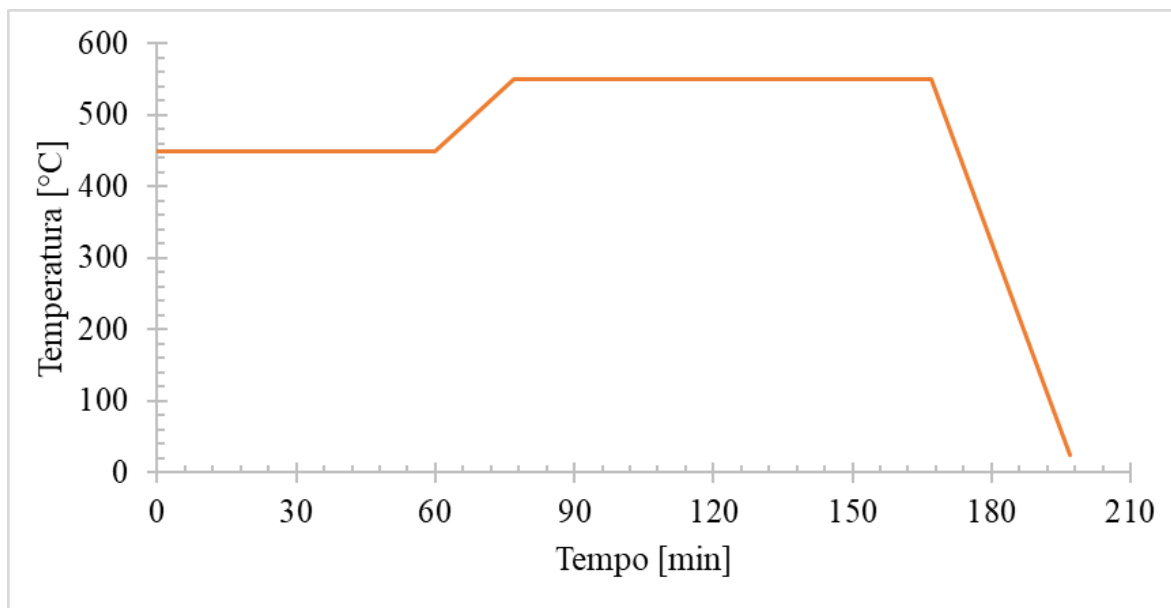


Figura 12: Segunda curva de evolução da temperatura pelo tempo na sinterização dos corpos de prova.

3.2.5 Caracterização dos corpos de prova sinterizados

Os corpos de prova sinterizados foram caracterizados quanto à dureza e ao comportamento mecânico seguindo os mesmos procedimentos utilizados para a caracterização dos corpos de prova compactados, descritos no item 3.2.3.

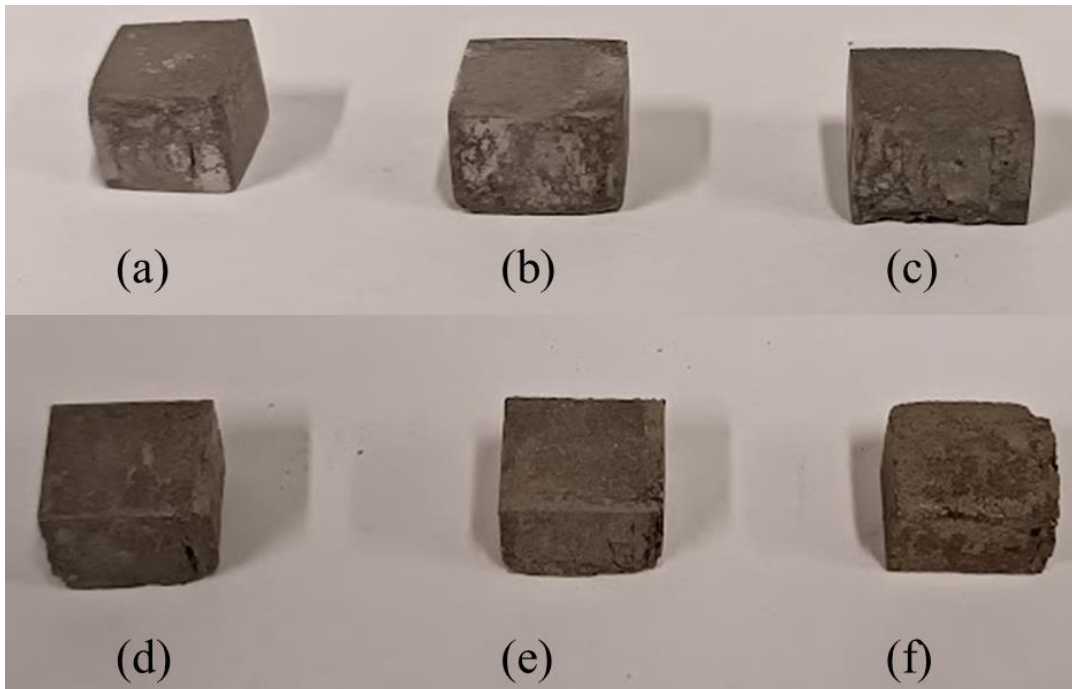


Figura 13: Corpos de prova sinterizados submetidos a: (a) 5 ciclos de compactação e sinterização a 550°C. (b) 15 ciclos de compactação e sinterização a 550°C. (c) 30 ciclos de compactação e sinterização a 550°C. (d) 5 ciclos de compactação e sinterização a 600°C. (e) 15 ciclos de compactação e sinterização a 600°C. (f) 30 ciclos de compactação e sinterização a 600°C.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS

A caracterização dos pós foi realizada por meio de Análise Dinâmica de Imagem e de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). As curvas de distribuição de tamanho de partícula obtidas para três amostras distintas do pó adquirido são apresentadas na Figura 14. O material apresentou um diâmetro médio de Sauter (SMD) entre 7,11 e 7,18 μm e um diâmetro mediano volumétrico (VMD) entre 9,86 e 10,38 μm . De acordo com os dados obtidos na análise por MEV (Figura 15), as partículas apresentam, de modo geral, formas alongadas e tamanhos variados, prevalecendo as de maior razão de comprimento por largura.

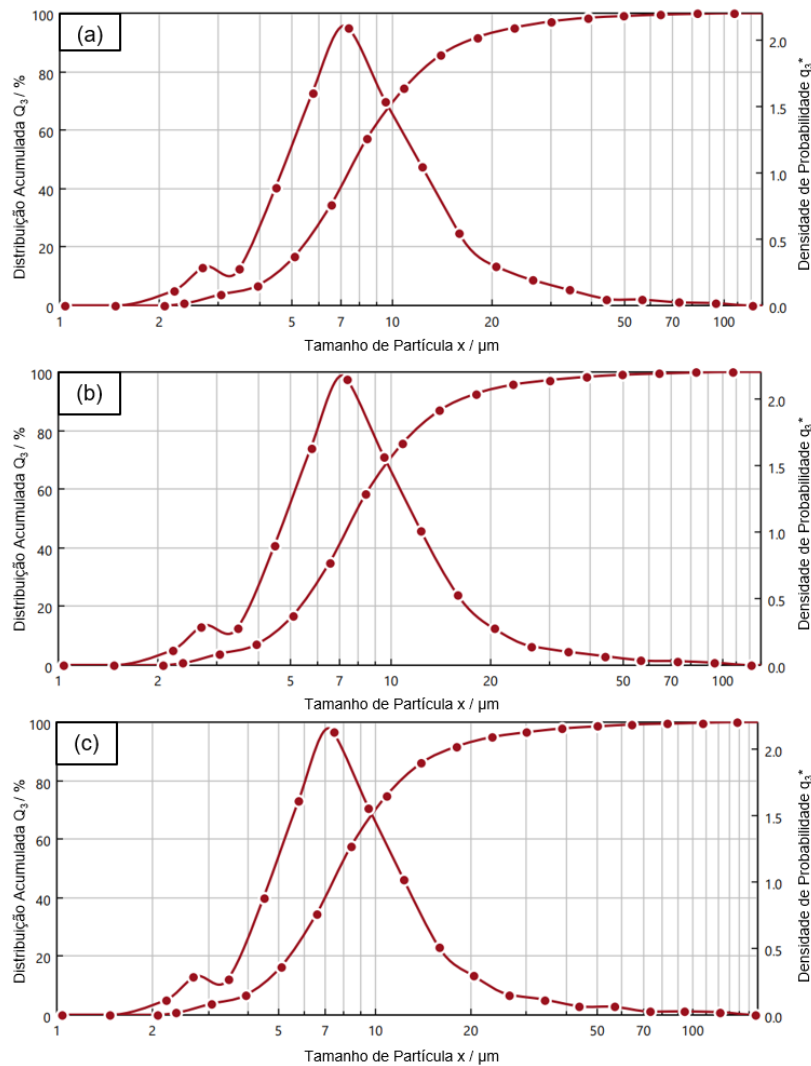


Figura 14: Curvas de distribuição acumulada e de densidade de distribuição de tamanho de partículas para três amostras distintas (a), (b) e (c). Fonte: Sympatec GmbH (adaptada)

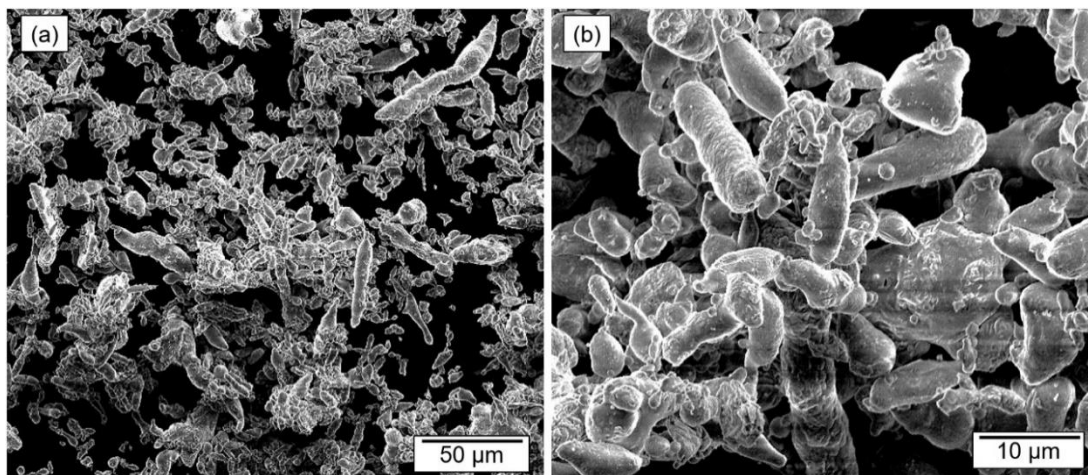


Figura 15: Imagens de MEV dos pós de alumínio. (a) Ampliação de 500 vezes. (b) Ampliação de 2500 vezes.

4.2 DEFINIÇÃO DA CURVA DE SINTERIZAÇÃO

A definição das curvas de sinterização a serem utilizadas neste trabalho se baseou nos resultados de ensaios de compressão realizados em corpos de prova (CP) submetidos a 5 ciclos de compactação por MDF e tratados termicamente por diferentes rotas. A critério de comparação, também foi ensaiado um CP compactado por 5 ciclos de MDF e não sinterizado.

As temperaturas de sinterização variaram entre 250°C e 600°C, com tempos de sinterização entre 45 e 120 minutos, conforme estudos prévios de outros autores (Kumar *et al.*, 2023) (Marczyk; Hebda, 2023) (Shadangi *et al.*, 2023) (Venkatesh *et al.*, 2023) (Velliangiri *et al.*, 2023) (Parveez *et al.*, 2022) (Dudina *et al.*, 2022) (Nayak *et al.*, 2022) (Stergioudi *et al.*, 2022) (Batista, 2022) (Sherafat *et al.*, 2009) (Taha *et al.*, 2022) (Santos, 2022) (Zarzar, 2020) (Ortiz, 2020) (Kocisko, 2023) (Tian *et al.*, 2023) (Silva Junior, 2020) (Lott, 2022). O detalhamento das curvas de sinterização avaliadas e a identificação dos corpos de prova (CP) estão apresentados na seção 3.2.4. O CP não sinterizado está identificado como CP0.

As curvas de tensão por deformação para cada condição avaliada estão apresentadas na Figura 16. Na Tabela 4 estão apresentadas as propriedades mecânicas medidas pelo ensaio de compressão.

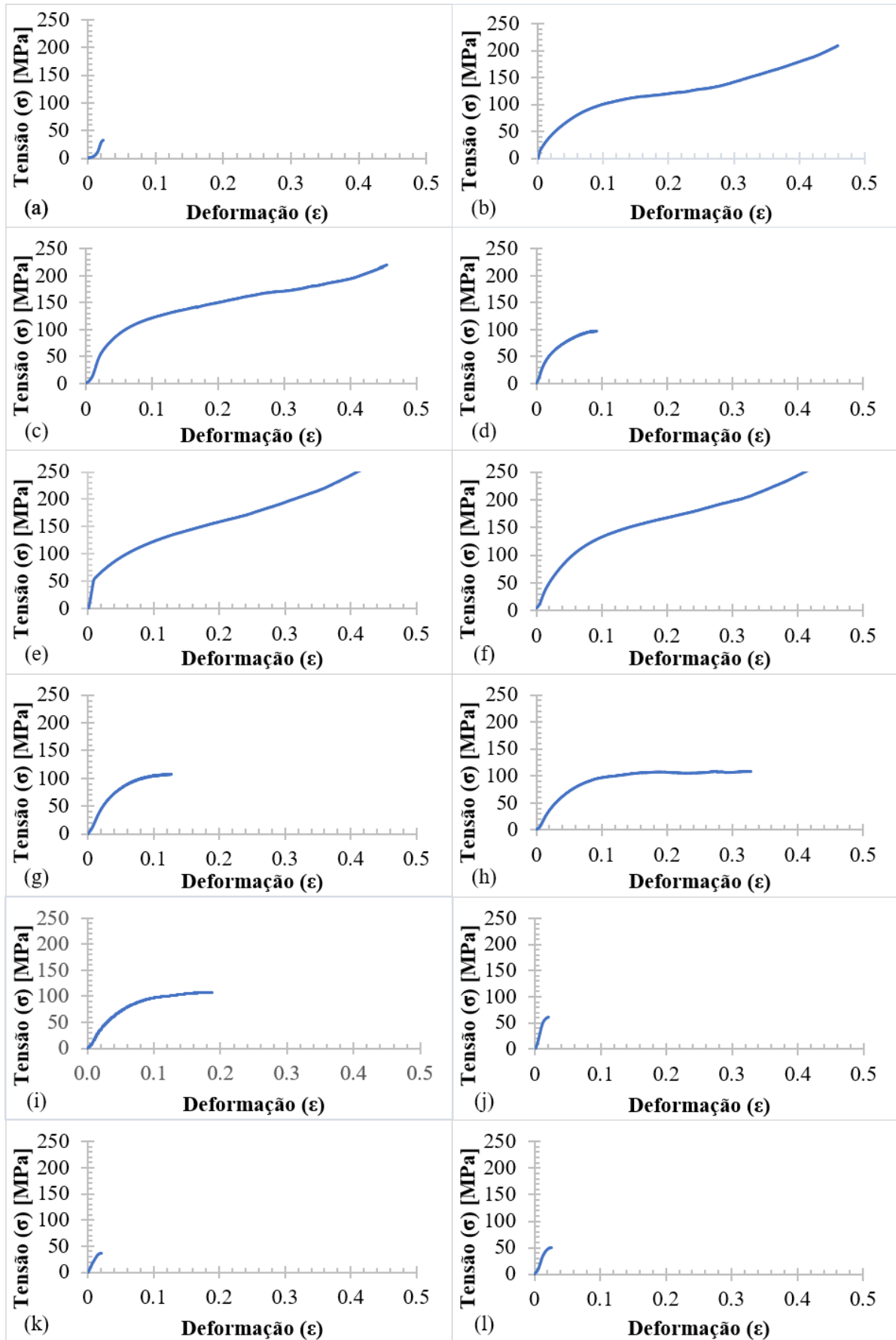


Figura 16: Curvas de tensão por deformação para CP submetidos a 5 ciclos de MDF e diferentes tratamentos térmicos. (a) CP não sinterizado. (b-l) Curvas sinterização 1 a 11.

Tabela 4: Propriedades mecânicas para CP submetidos a 5 ciclos de MDF e diferentes tratamentos térmicos.

| Id. | σ_y [MPa] | σ_c [MPa] | Al. unif. máx. [%] |
|------------|------------------------------------|------------------------------------|---------------------------|
| CP0 | 32,2 | 32,3 | 2,3 |
| CP1 | 19,9 | 209,6 | 45,9 |
| CP2 | 57,6 | 219,4 | 45,5 |
| CP3 | 44,4 | 97,0 | 9,3 |
| CP4 | 57,2 | 283,7 | 45,7 |
| CP5 | 55,6 | 272,7 | 45,6 |
| CP6 | 86,1 | 136,5 | 9,9 |
| CP7 | 55,0 | 106,5 | 12,7 |
| CP8 | 41,6 | 107,6 | 18,8 |
| CP9 | 59,9 | 60,5 | 2,1 |
| CP10 | 33,5 | 37,0 | 2,0 |
| CP11 | 47,3 | 51,0 | 2,5 |

Analisando as curvas de tensão por deformação, observa-se que para os corpos de prova que apresentaram os maiores limites de compressão e os maiores alongamentos (CP1, CP2, CP4 e CP5) a curva de tensão exibiram uma mudança de concavidade com o aumento da deformação. Esse comportamento está associado à elevação da força de atrito em função de uma lubrificação insuficiente e deformações elevadas. Os efeitos do atrito influenciaram nas propriedades medidas para esses corpos de prova.

Comparando as propriedades mecânicas do CP não sinterizado (CP0) com as propriedades dos CP sinterizados a temperaturas inferiores à temperatura de recristalização do alumínio, que está entre 380°C e 410°C (Zhao *et al.*, 2021), observa-se que não há diferenças significativas no limite de escoamento (σ_y), no limite de resistência à compressão (σ_c) e no alongamento uniforme máximo (al. unif. máx.) do material. Para os corpos de prova sinterizados a 350°C (CP9), a 300°C (CP10) e a 250°C (CP11), o limite de escoamento variou entre 33,5 MPa e 59,9 MPa, enquanto para o material não tratado termicamente, esse valor foi igual a 32,2 MPa. Comportamento semelhante foi observado para o limite de resistência à compressão, que variou entre 37,0 MPa e 60,5 MPa para os corpos de prova sinterizados a temperaturas inferiores a 400°C, e foi igual a 32,3 MPa para o CP0. Outra característica comum aos corpos de prova CP0, CP9, CP10 e CP11 foi a baixa ductilidade, que pode ser percebida tanto pela proximidade entre σ_y e σ_c para esses materiais, quanto pelo baixo alongamento uniforme máximo, que variou entre 2,0% e 2,5%.

Esses resultados apontam que o processo mecânico de compactação dos pós por MDF não é suficiente para garantir a ligação efetiva entre os pós e conferir resistência mecânica ao compactado verde. Além disso, temperaturas inferiores à temperatura de recristalização não são suficientes para ativar os mecanismos de difusão atômica envolvidos na sinterização dos pós,

de modo que o tratamento térmico sofrido pelos corpos de prova não afetou as suas propriedades mecânicas.

Para as temperaturas de sinterização entre 500°C e 600°C (CP1 a CP8) foram observadas diferenças relevantes nas propriedades mecânicas, independente do tempo de sinterização utilizado. Das propriedades medidas, as que apresentaram maior variação com o tratamento térmico foram o limite de resistência à compressão e o alongamento uniforme máximo. Por essa razão, essas propriedades foram as principais na definição das curvas de sinterização definitivas.

Na Figura 17 e na Figura 18 estão apresentadas graficamente a relação entre o limite de compressão e o alongamento uniforme máximo medidos com as condições de temperatura e tempo de sinterização avaliados, para os corpos de prova sinterizados a temperaturas superiores à temperatura de recristalização do alumínio.

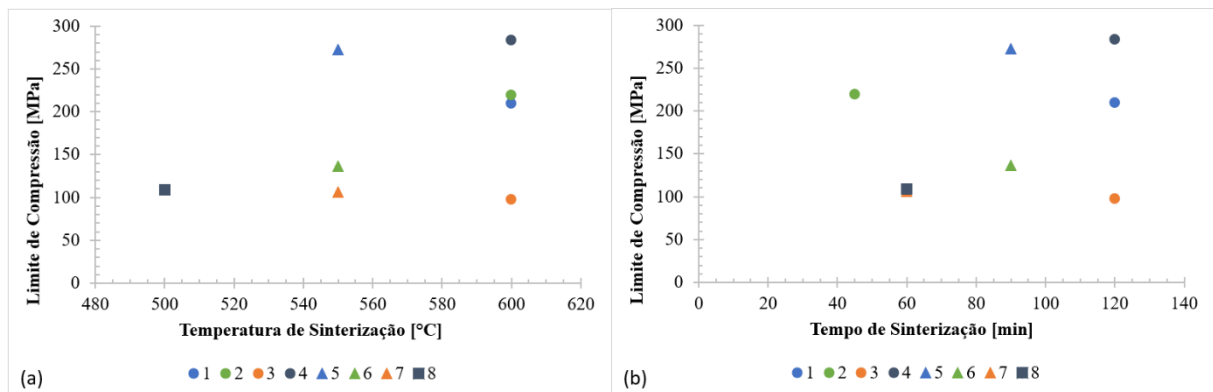


Figura 17: Limite de Compressão medido nos corpos de prova sinterizados a temperaturas entre 500°C e 600°C em função da: (a) Temperatura de Sinterização. (b) Tempo de Sinterização.

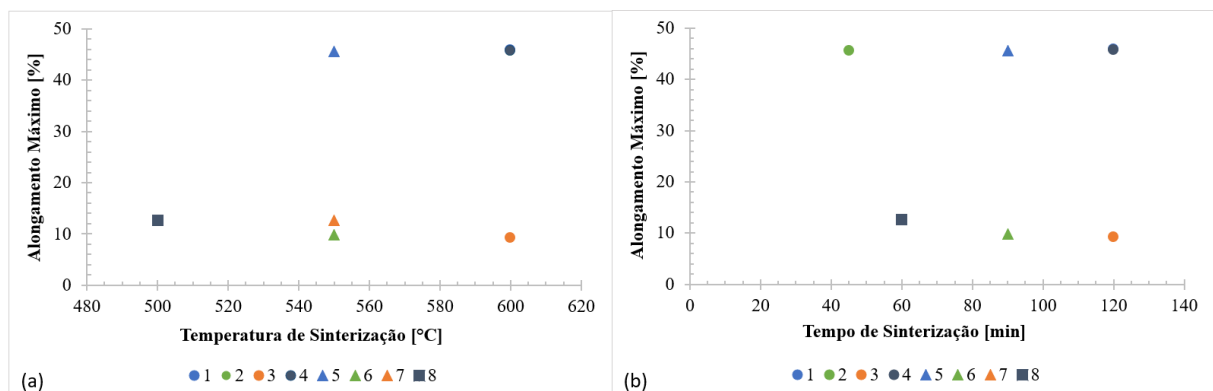


Figura 18: Alongamento uniforme máximo medido nos corpos de prova sinterizados a temperaturas entre 500°C e 600°C em função da: (a) Temperatura de Sinterização. (b) Tempo de Sinterização.

Analisando os resultados, é possível concluir que as condições de sinterização, como a temperatura e o tempo de sinterização, estão relacionadas com as propriedades mecânicas do material tratado, porém não são os únicos fatores responsáveis pelo comportamento do material. O corpo de prova que apresentou o maior limite de compressão, e o segundo maior alongamento

uniforme máximo foi o CP4, sinterizado a 600°C por 120 minutos. Esses valores foram iguais a 287,7 MPa e 45,7%, respectivamente. Propriedades semelhantes foram medidas para o CP5, sinterizado a 550°C por 90 minutos e com σ_c igual a 272,7 MPa e alongamento uniforme máximo de 45,6%. Considerando a variabilidade e incertezas do ensaio e da medição das propriedades, é possível considerar que os efeitos da sinterização nos pós-metálicos foram iguais para os dois processos. Assim, as temperaturas e os tempos de sinterização dos corpos de prova 4 e 5 foram escolhidos para o tratamento térmico definitivo dos CP compactados por 5, 15 e 30 ciclos de MDF caracterizados neste trabalho.

Os resultados dos testes de sinterização indicaram que um fator que influencia na qualidade da tratamento térmico é o uso ou não de pré-aquecimento. Os corpos de prova CP1 e CP4 foram sinterizados ao mesmo tempo e no mesmo forno, a 600°C por 120 minutos. A diferença entre o processo de sinterização deles foi que o CP4 foi pré-aquecido a 400°C por 60 minutos, enquanto o CP1 foi aquecido até a temperatura de sinterização a partir da temperatura ambiente. O corpo de prova sem pré-aquecimento, apesar de ter apresentado um alongamento uniforme máximo de 45,9%, semelhante ao CP pré-sinterizado, teve um limite de compressão de 209,6 MPa, 74,1 MPa inferior ao observado para o material aquecido previamente.

O CP1, sinterizado a 600°C por 120 minutos sem o pré-aquecimento, apresentou limite de compressão e alongamento uniforme máximo semelhantes ao CP2, também sinterizado a 600°C, porém por um tempo inferior – igual a 45 minutos – e com o uso de pré-aquecimento a 300°C por 45 minutos. Esse resultado indica que com a melhoria da eficiência do processo de sinterização causada pelo uso de pré-aquecimento, é possível reduzir o tempo de sinterização de pós-metálicos e ainda obter resultados semelhantes.

Possíveis explicações para a melhoria das propriedades mecânicas do material sinterizado com o uso de pré-aquecimento são a homogeneização das temperaturas nos pós, a remoção de contaminantes voláteis, o aumento da energia cinética disponível para os processos difusivos. Entretanto, não foram encontrados na literatura estudos comparando resultados de sinterização com e sem o pré-aquecimento e avaliando esses possíveis efeitos. Tendo em vista os resultados observados nos corpos de prova pré-aquecidos, a pré-sinterização foi utilizada para o tratamento térmico dos corpos de prova para os demais ensaios realizados neste trabalho.

Outros fatores identificados nos ensaios que afetam o resultado do processo de sinterização são o maquinário utilizado e a taxa de aquecimento, que afeta no tempo total do processo. Os corpos de prova CP3 e CP4 foram sinterizados a 600°C por 120 minutos, com pré-aquecimento a 400°C por 60 minutos. As diferenças no tratamento térmico dos dois CP foram o forno utilizado

e o tempo total do processo. Os CP5 e CP6 também foram sinterizados nas mesmas condições de pré-sinterização (450°C / 60 min) e sinterização (550°C / 90 min), se diferenciando pelo forno e pela taxa de aquecimento utilizada. Em geral, foi observado que fornos mais compactos, que tendem a apresentar temperaturas mais homogêneas, e taxas de aquecimento menores levam a σ_c e alongamentos uniformes máximos superiores. Por questão de disponibilidade, os tratamentos térmicos definitivos foram realizados nos fornos do Laboratório de Caracterização de Materiais de Construção Civil e Mecânica da UFMG, conforme descrito na seção 3.2.4.

4.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

4.3.1 Ensaio de dureza

Os corpos de prova (CP) tiveram sua dureza medida conforme descrito na seção 3.2.3. Destaca-se que foi observada a presença de poros nos CP para todas as condições avaliadas, como esperado para materiais processados a partir de pós-metálicos (Xiao *et al.*, 2024) (Tomić, 2023) (Leite *et al.*, 2024). Durante as medições de dureza, quando a posição de um poro coincidia com um ponto de medição, foi tomada a média da dureza medida em regiões acima e abaixo do ponto previsto.

A distribuição da dureza ao longo da linha central para os CP não sinterizados está apresentada na Figura 19. É possível observar que o perfil de dureza para os 3 materiais compactados apresentou poucos desvios, indicando a homogeneidade da fase sólida. Desvios aleatórios nos valores de dureza foram observados e provavelmente estão associados às incertezas do processo de medição e à variabilidade da distribuição das propriedades nos materiais em geral.

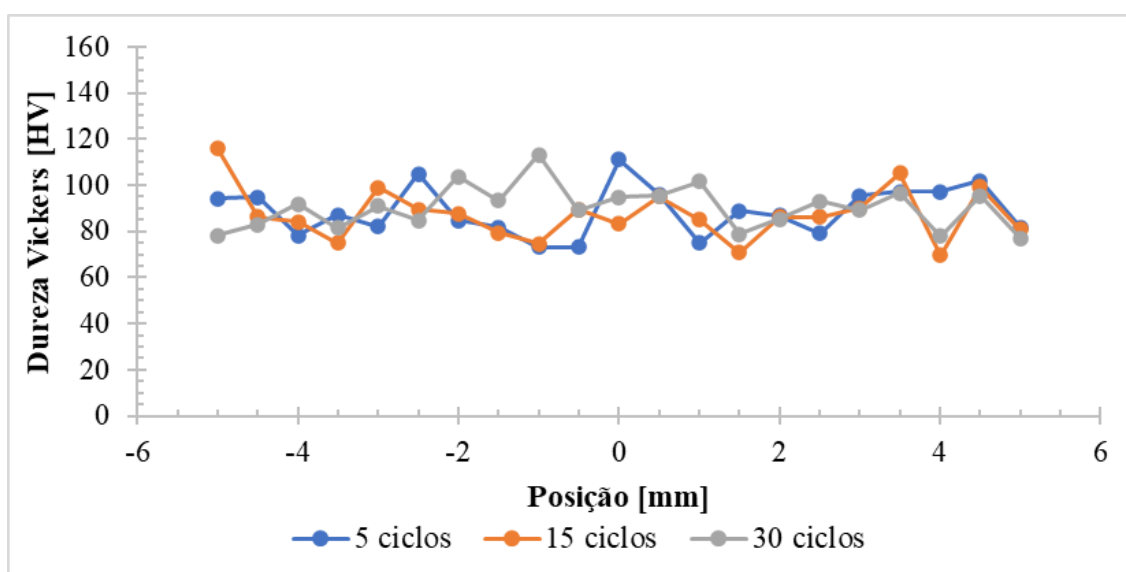


Figura 19: Distribuição de dureza nos corpos de prova não sinterizados.

As médias e os desvios-padrão das durezas medidas nos CP não sinterizados submetidos a 5, 15 e 30 ciclos de MDF foram (88 ± 11) HV, (87 ± 11) HV e (90 ± 9) HV, respectivamente. Os resultados indicaram que o número de ciclos de MDF utilizados para a compactação dos pós-metálicos não impactou na dureza do material processado, diferentemente do que foi observado em materiais consolidados processados por técnicas de deformação severa (Silva *et al.*, 2024).

O ensaio de dureza Vickers mede a dureza pontual, em uma pequena área onde é feita a indentação. Além disso, para o cálculo da dureza média do material, as medições incoerentes, próximas a poros e outras descontinuidades foram desconsideradas. Assim, uma possível explicação para o comportamento observado é que o uso de MDF para a compactação dos pós não influencia no grau de interação entre os pós, mesmo que o volume de vazios seja reduzido com o aumento da deformação total, como observado por Leite *et al.* (2024). Além disso, provavelmente o atrito entre pós e uma possível soldagem a frio entre os grãos não são influenciados pelo aumento do grau de compactação dos pós causado pelos ciclos de MDF, e, dessa forma, não foram observadas diferenças significativas na dureza dos materiais submetidos a diferentes quantidades de ciclos de compactação.

A distribuição de dureza nos corpos de prova tratados termicamente apresentou os mesmos padrões observados nos CP não sinterizados. As durezas medidas nos CP sinterizados a 550°C e a 600°C estão apresentados na Figura 20 e na Figura 21, respectivamente. Os resultados da medição de dureza para os corpos de prova sinterizados a 550°C por 90 minutos e a 600°C por 120 minutos apontaram para a fraca correlação entre o número de ciclos de compactação e a dureza em pós-metálicos processados por MDF seguido de sinterização. As durezas médias para os corpos de prova com 5, 15 e 30 ciclos de MDF e sinterizadas a 550°C foram (65 ± 15) HV, (68 ± 20) HV e (73 ± 17) HV, respectivamente. Já para o material sinterizado a 600°C, as durezas foram (56 ± 9) HV, (48 ± 12) HV e (62 ± 11) HV para 5, 15 e 30 ciclos.

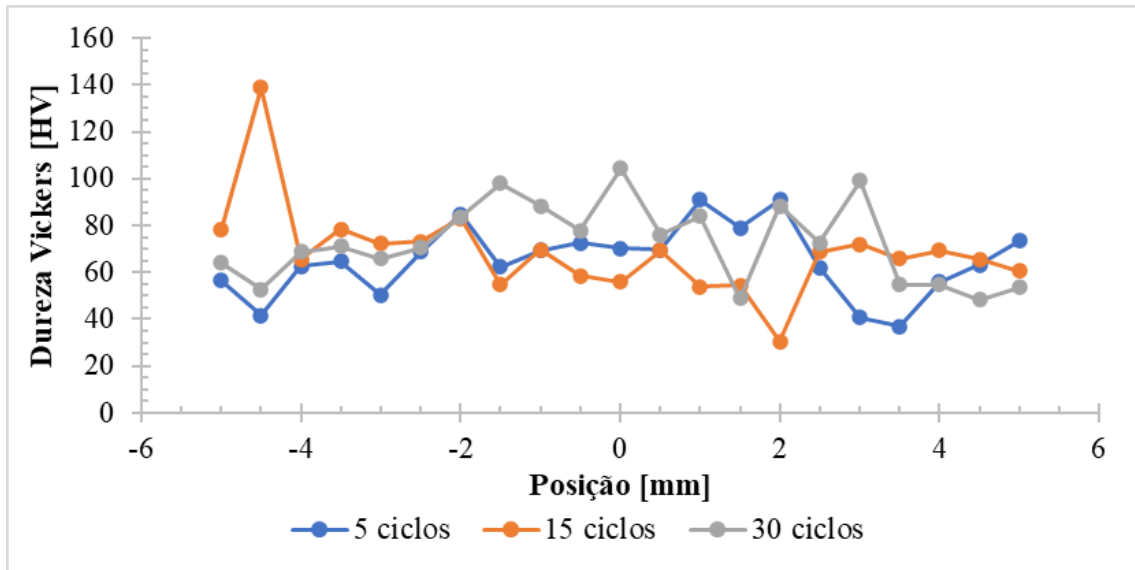


Figura 20: Distribuição de dureza nos corpos de prova sinterizados a 550°C por 90 min.

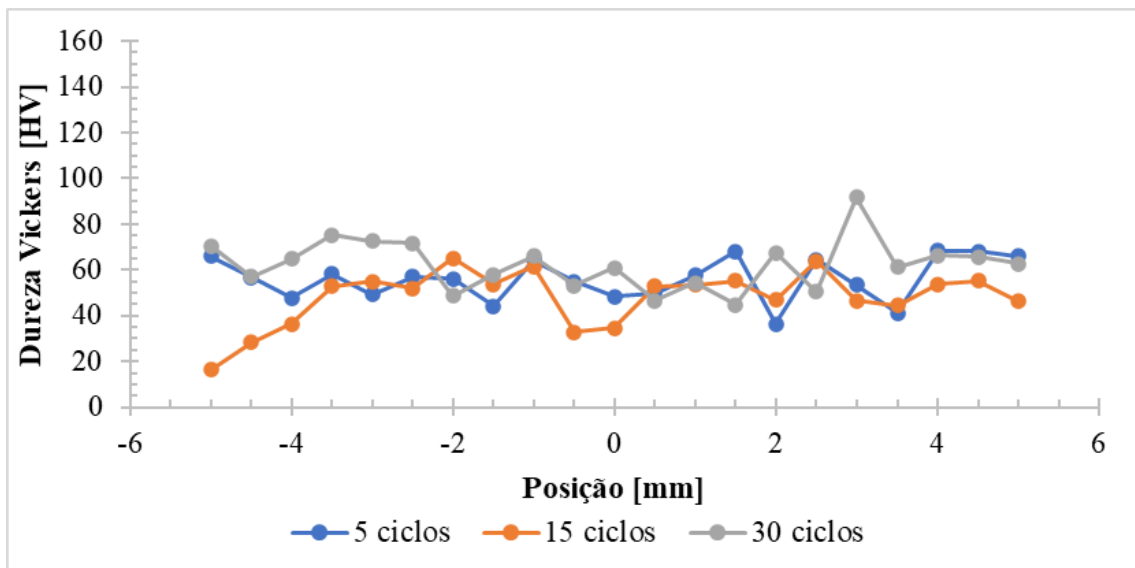


Figura 21: Distribuição de dureza nos corpos de prova sinterizados a 600°C por 120 min.

As possíveis causas para o comportamento observado nas dureza das amostras submetidas a diferentes números de ciclos de compactação por MDF e tratadas termicamente são as mesmas apontadas para os corpos de prova não sinterizados. O uso de MDF para a compactação dos pós provavelmente não é capaz de influenciar na interação entre os pós em um nível micrométrico, a ponto de influenciar em propriedades como a dureza Vickers. Além disso, ao se ignorar a presença dos poros na medição da propriedade, a diferença entre os materiais submetidos a 5, 15 e 30 ciclos de MDF se reduz praticamente à incerteza do processo de medição.

Para avaliar os efeitos do tratamento térmico nas propriedades do material, a distribuição de dureza para os corpos de prova submetidos a 5 ciclos de MDF e diferentes tratamentos térmicos está apresentada na Figura 22. É possível observar que o corpo de prova não sinterizado apresentou durezas superiores aos CP tratados termicamente. Entre os materiais sinterizados as

durezas medidas foram mais próximas entre si, com uma tendência a durezas ligeiramente superiores para o material sinterizado a 550°C por 90 minutos. As durezas médias para os CP submetidos a 5 ciclos de MDF não sinterizados, sinterizados a 550° e sinterizados a 600°C foram respectivamente (88 ± 11) HV, (65 ± 15) HV e (56 ± 9) HV. Os resultados indicaram que o tratamento térmico de sinterização tende a reduzir a dureza de pós-metálicos compactados com a utilização do MDF, possivelmente pela recristalização e/ou crescimento de grãos no material, associado ao alívio de tensões. Além disso, o CP sinterizado a 600°C por 120 minutos, por ter permanecido em temperaturas mais altas e por mais tempo do que o CP sinterizado a 550°C por 90 minutos, apresentou efeitos mais significativos do recozimento e do alívio de tensões, apresentando uma dureza média inferior. Todavia, a proximidade entre as durezas medidas para os CP tratados termicamente e as incertezas associadas à medição não permitem conclusões definitivas.

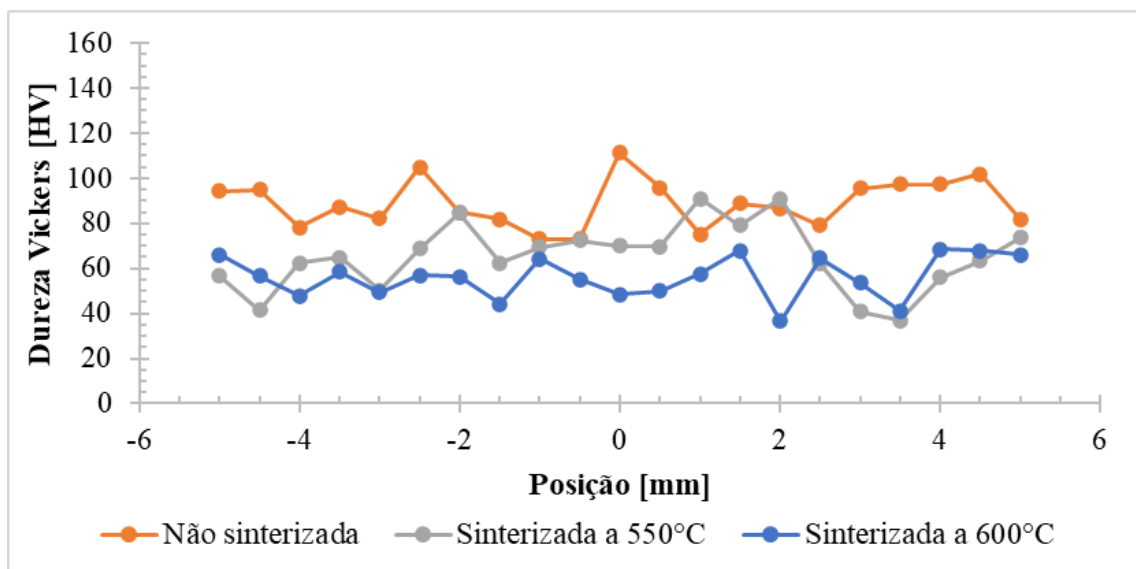


Figura 22: Distribuição de dureza nos corpos de prova submetidos a 5 ciclos de MDF.

Os resultados para os CP submetidos a 15 e a 30 ciclos de MDF estão apresentados na Figura 23 e na Figura 24, respectivamente. Assim como para o material submetido a 5 ciclos de compressão multiaxial, foi observado que a sinterização tende a reduzir a dureza do material processado via metalurgia do pó. As durezas médias medidas para os CP submetidos a 15 ciclos e não sinterizados, sinterizados a 550°C e sinterizados a 600°C foram (87 ± 11) HV, (68 ± 20) HV e (48 ± 12) HV. Já para os CP compactados por 30 ciclos, as durezas medidas foram (90 ± 9) HV, (73 ± 17) HV e (62 ± 11) HV, respectivamente. As possíveis causas para o comportamento observado nos CP submetidos a 15 e a 30 ciclos de MDF são as mesmas apontadas para os CP com 5 ciclos de compactação.

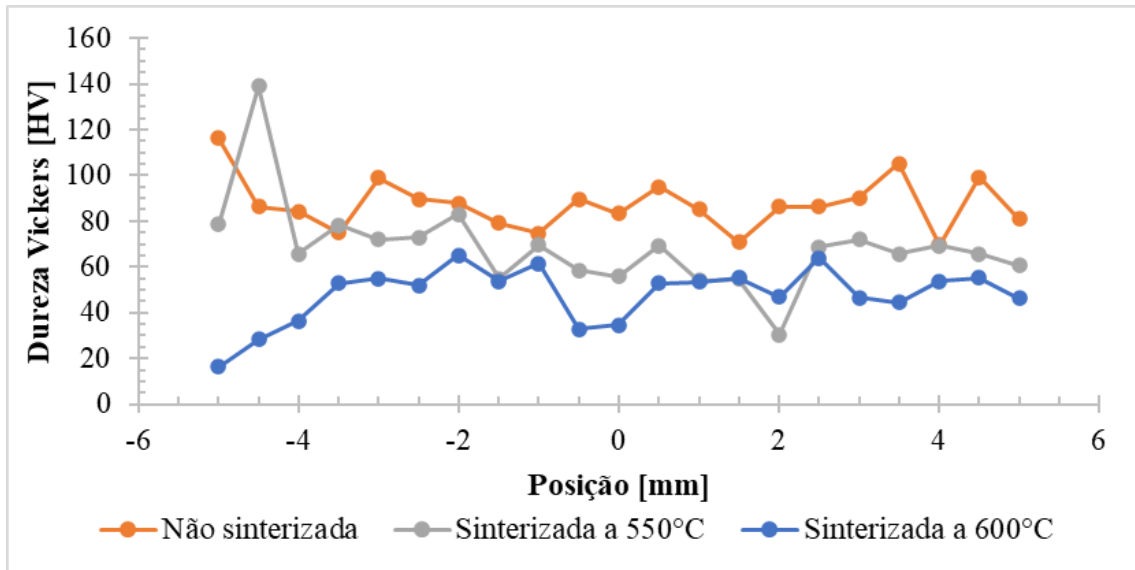


Figura 23: Distribuição de dureza nos corpos de prova submetidos a 15 ciclos de MDF.

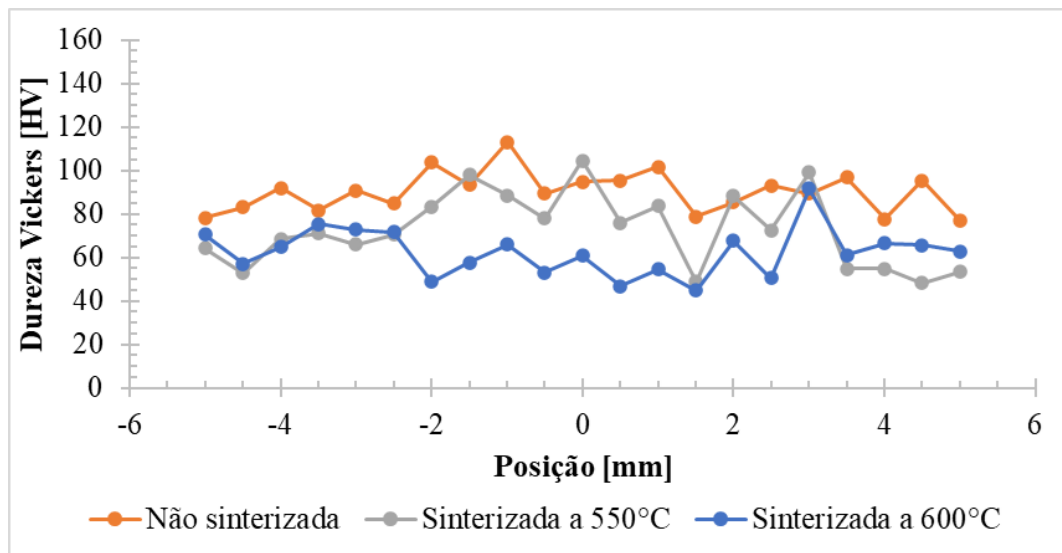


Figura 24: Distribuição de dureza nos corpos de prova submetidos a 30 ciclos de MDF.

O resumo dos resultados das medições de dureza nos corpos de prova está apresentado na Figura 25 e na Tabela 5.

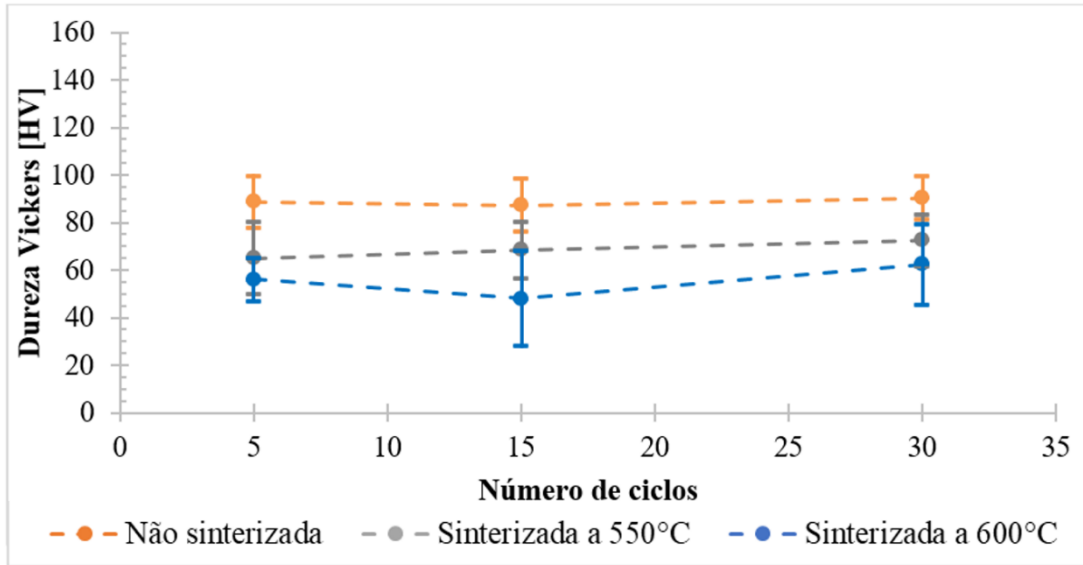


Figura 25: Média das medições de dureza para todos os corpos de prova.

Tabela 5: Resultados das medições de dureza.

| Número de ciclos | Condição | | |
|------------------|-----------------|----------------------------|-----------------------------|
| | Não Sinterizado | Sinterizado a 550°C/90 min | Sinterizado a 600°C/120 min |
| 5 | (88 ± 11) HV | (65 ± 15) HV | (56 ± 9) HV |
| 15 | (87 ± 11) HV | (68 ± 20) HV | (48 ± 12) HV |
| 30 | (90 ± 9) HV | (73 ± 17) HV | (62 ± 11) HV |

4.3.2 Ensaios de compressão

Os corpos de prova (CP) de pós submetidos à compactação por MDF, submetidos ou não à sinterização conforme apresentado na seção 3.2.4, foram ensaiados por compressão uniaxial para o estudo dos efeitos do processamento mecânico e térmico dos pós no comportamento do material. As curvas de tensão por deformação para os corpos de prova não sinterizados, sinterizados a 550°C por 90 minutos e sinterizados a 600°C por 120 minutos, estão apresentadas da Figura 26 à Figura 28.

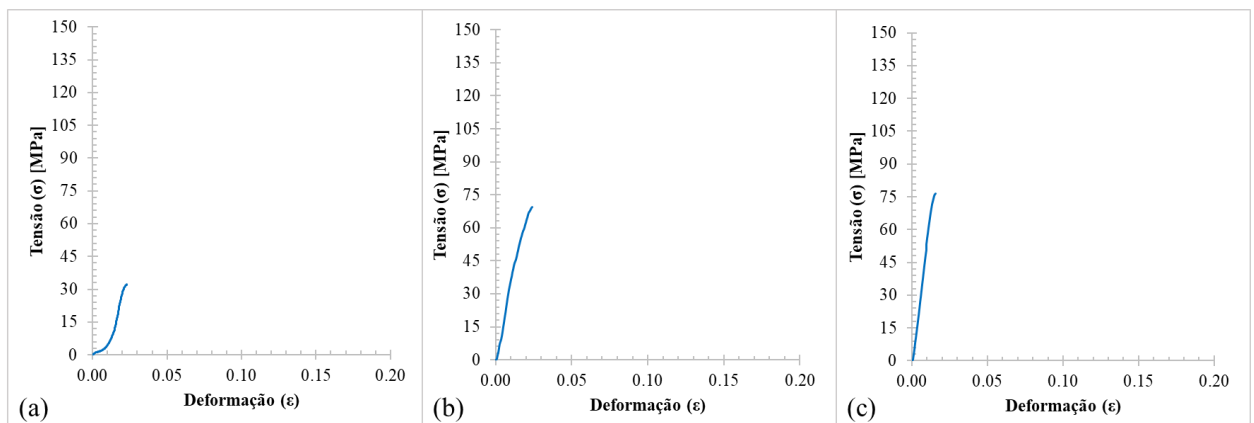


Figura 26: Curvas de tensão por deformação para corpos de prova não sinterizados submetidos a: (a) 5 ciclos de MDF. (b) 15 ciclos de MDF. (c) 30 ciclos de MDF.

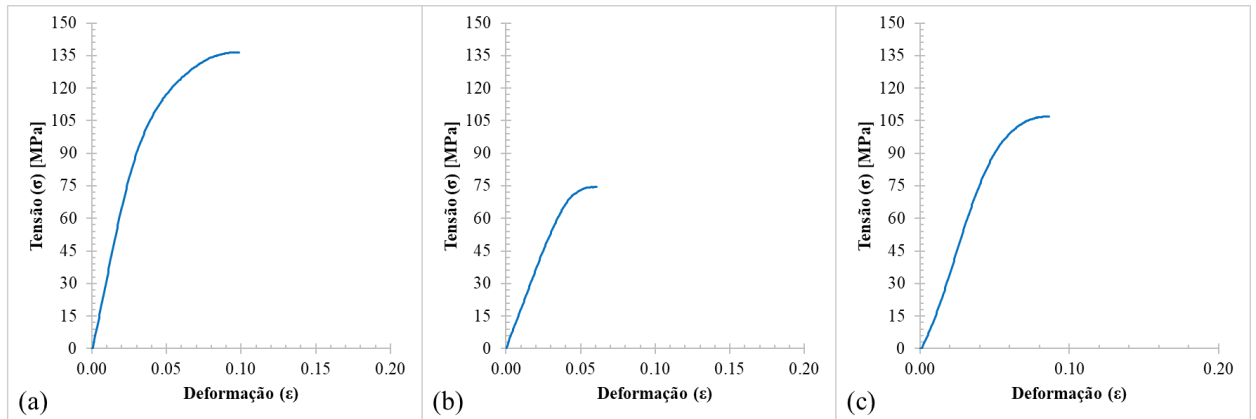


Figura 27: Curvas de tensão por deformação para corpos de prova sinterizados a 550°C por 90 minutos submetidos a: (a) 5 ciclos de MDF. (b) 15 ciclos de MDF. (c) 30 ciclos de MDF.

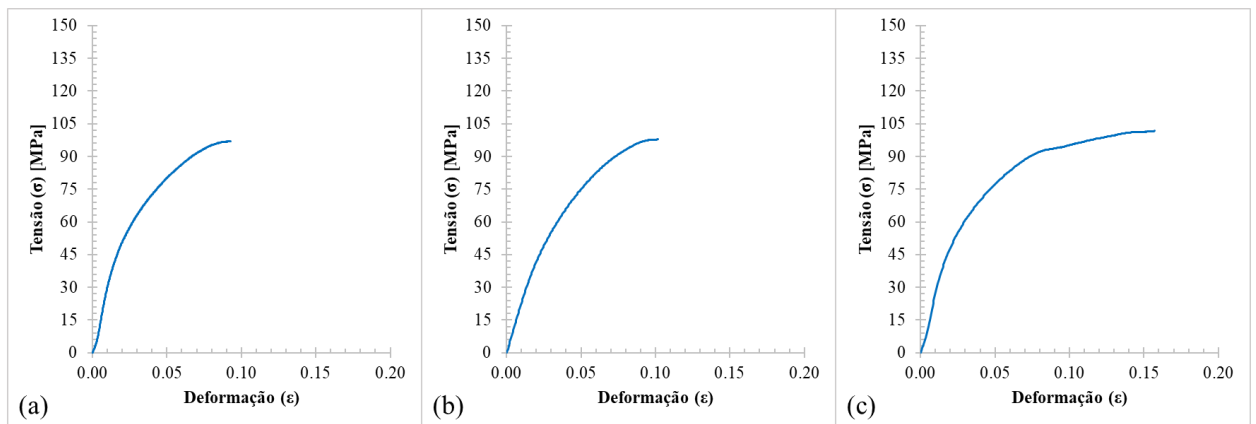


Figura 28: Curvas de tensão por deformação para corpos de prova sinterizados a 600°C por 120 minutos submetidos a: (a) 5 ciclos de MDF. (b) 15 ciclos de MDF. (c) 30 ciclos de MDF.

Os limites de escoamento medidos para os 5, 15 e 30 ciclos de compressão, submetidos às três rotas de processamento térmico estão apresentados na Figura 29. Para os CP não sinterizados, foi observada uma relação linear entre o limite de escoamento (σ_y) e o número de ciclos de MDF, com σ_y iguais a 32,2 MPa, 45,2 MPa e 74,8 MPa para 5, 15 e 30 ciclos, respectivamente, indicando um aumento do limite de escoamento com o aumento da compactação dos pós, possivelmente por uma maior compactação do material pela eliminação de vazios. Por outro lado, para os materiais tratados termicamente, não foi observada essa mesma relação.

Os σ_y medidos para os CP submetidos a 5, 15 e 30 ciclos de MDF e sinterizados a 550°C por 90 minutos foram iguais a 86,1 MPa, 64,0 MPa e 81,5 MPa. Já para os CP sinterizados a 600°C por 120 minutos, os limites de escoamento foram 44,4 MPa, 45,5 MPa e 40,5 MPa. Considerando as incertezas associadas ao ensaio de compressão e a variabilidade de propriedades em materiais, é possível concluir que o número de ciclos de compressão não influenciou o limite de escoamento significativamente. Uma possível explicação para os resultados é que os processos difusivos que ocorrem durante a sinterização homogeneizam o material, reduzindo a influência do processamento mecânico prévio. Além disso, os CP

sinterizados a 550°C apresentaram σ_y superiores aos observados para os CP sinterizados a 600°C, indicando que as temperaturas e tempos de sinterização maiores provavelmente levaram ao crescimento de grãos e à consequente redução do limite de escoamento. Comparando os limites de escoamento dos compactados verdes com os corpos de prova sinterizados, foi observado a tendência do aumento do σ_y com o tratamento térmico. Essa tendência pode ser explicada pela maior interação entre os pós e grãos do material causada pela união por difusão atômica durante a sinterização.

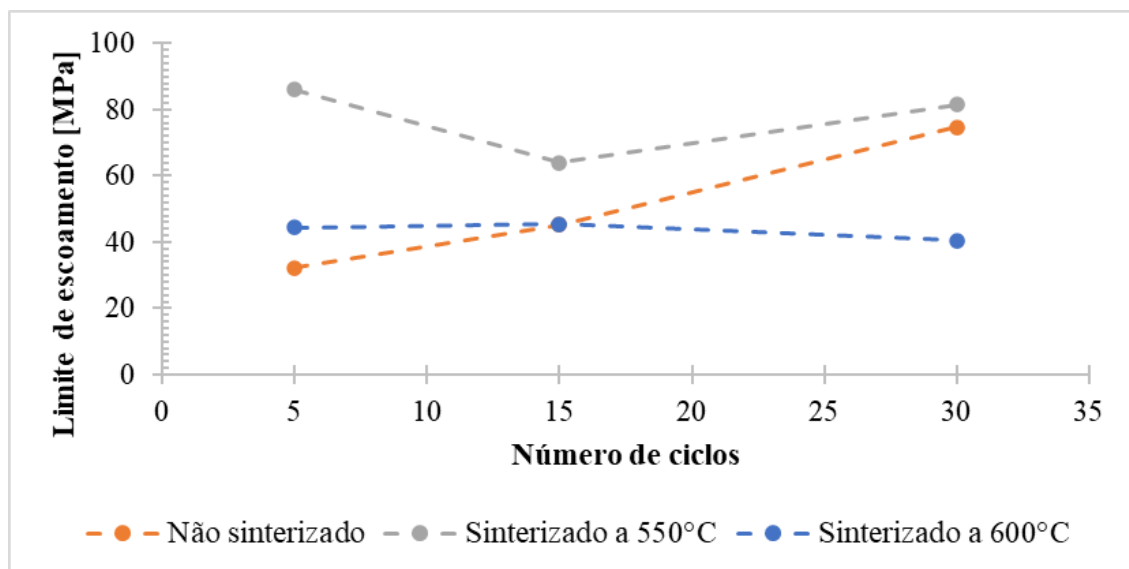


Figura 29: Limite de escoamento medidos para todos os corpos de prova.

Os limites de compressão (σ_c) medidos para os corpos de prova com 5, 15 e 30 ciclos de MDF, submetidos às três rotas de processamento térmico estão apresentados na Figura 30. Para os CP verdes, o σ_c apresentou uma tendência de crescimento com o aumento do número de ciclos de compactação. Esse aumento foi mais pronunciado do CP de 5 ciclos para o CP de 15 ciclos, com σ_c passando de 32,3 MPa para 69,4 MPa. O material não sinterizado submetido a 30 ciclos de MDF apresentou um aumento mais discreto no σ_c , chegando a 76,5 MPa. Assim como discutido para o limite de escoamento, uma possível explicação para o comportamento observado é que o aumento do número de ciclos confere maior resistência ao material compactado pela eliminação de vazios e aumento da compactação dos pós macroscopicamente, sem interferir na interação entre eles em nível micrométrico, como observado nos ensaios de dureza (seção 4.3.1). Além disso, os resultados indicam que os efeitos se reduzem com o aumento do número de ciclos, indicando uma estabilização das propriedades do material, se aproximando de um platô. Outra possibilidade para o aumento mais proeminente no limite de compressão observado nos primeiros ciclos é a variabilidade dos dados medidos.

Para os corpos de prova sinterizados, os limites de compressão medidos foram superiores ao observados nos compactados verdes. Além disso, não foram observados padrões correlacionando o número de ciclos de MDF para a compactação dos pós com o σ_c do material tratado termicamente. Os CP sinterizados a 550°C apresentaram σ_c iguais a 136,5 MPa, 74,4 MPa e 107,0 MPa para 5, 15 e 30 ciclos, respectivamente. Já os CP sinterizados a 600°C apresentaram diferenças ainda menores entre si, com valores medidos iguais a 97,0 MPa, 97,8 MPa e 101,7 MPa. É possível que as diferenças observadas, principalmente nos sinterizados a 600°C, estejam associadas a incertezas de medição. Além disso, o recozimento do material, com o crescimento de grãos, associado ao fechamento de poros por difusão justificariam a redução da influência do processamento mecânico dos pós no comportamento do material, devido à homogeneização da microestrutura pelo tratamento térmico. A queda no σ_c para o CP de 15 ciclos e sinterizado a 550°C pode estar associada a defeitos introduzidos no material durante o processo de fabricação, uma vez para esse CP o limite de compressão para ficou abaixo de todos os valores medidos para os materiais sinterizados.

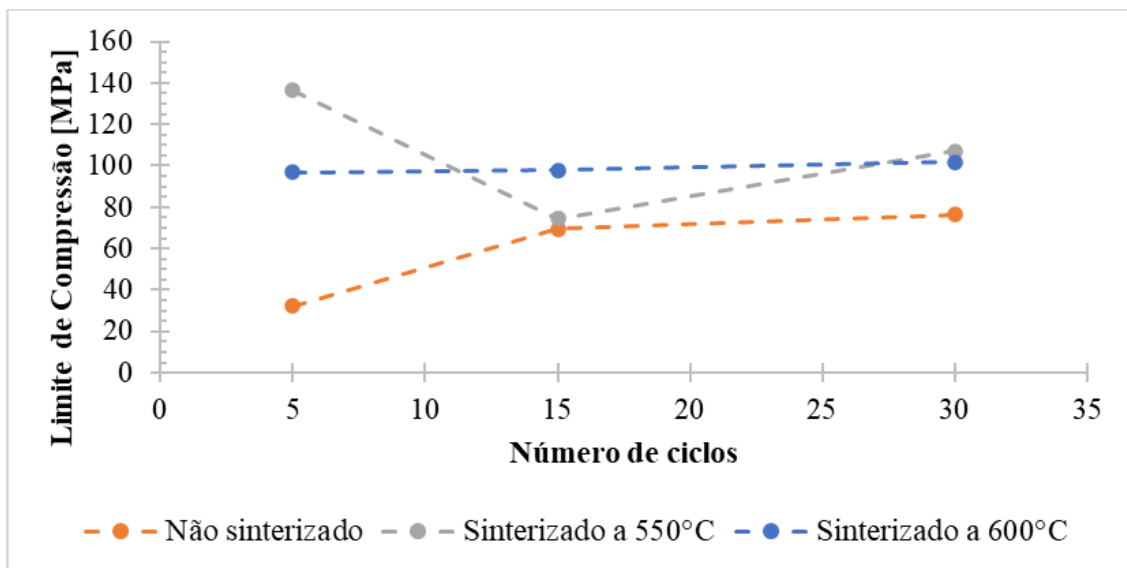


Figura 30: Limite de compressão medido para todos os corpos de prova.

Os alongamentos uniformes máximos para os CP submetidos a 5, 15 e 30 ciclos de compressão, submetidos às três rotas de processamento térmico estão apresentados na Figura 31. Para o material não sinterizado, o número de ciclos de compactação não influenciou na ductilidade do material. Os alongamentos máximos medidos foram baixos, iguais a 1,8%, 2,4% e 1,6% para 5, 15 e 30 ciclos, respectivamente. Como esperado, devido à proximidade entre os limites de escoamento e de compressão, o material não apresentou capacidade de se deformar plasticamente. Uma possível explicação para esse resultado é a ausência de uma estrutura cristalina e a baixa interação entre os pós-metálicos, que confeririam resistência mecânica ao

material. Os alongamentos uniformes máximos medidos para os corpos de prova tratados termicamente foram superiores aos medidos para os compactados verdes independentemente do número de ciclos de MDF. Para os CP sinterizados a 550°C, foram obtidos alongamentos máximos de 9,9%, 6,1% e 8,6% para 5, 15 e 30 ciclos. Para os materiais sinterizados a 600°C, os alongamentos máximos foram 9,3%, 10,2% e 15,9%. Uma possível explicação para esse comportamento é que o processo difusivo durante a sinterização levou à recristalização do material, aumentando a interação entre grãos e levando à maior plasticidade. Os maiores alongamentos uniformes medidos para os corpos de prova sinterizados a 600°C por 120 minutos, comparados aos para os CP sinterizados a 550°C por 90 minutos, reforçam essa hipótese. Com maiores tempos e temperaturas, o processo difusivo foi favorecido, possivelmente levando à maior recristalização e/ou ao crescimento de grãos, aumentando a plasticidade do material.

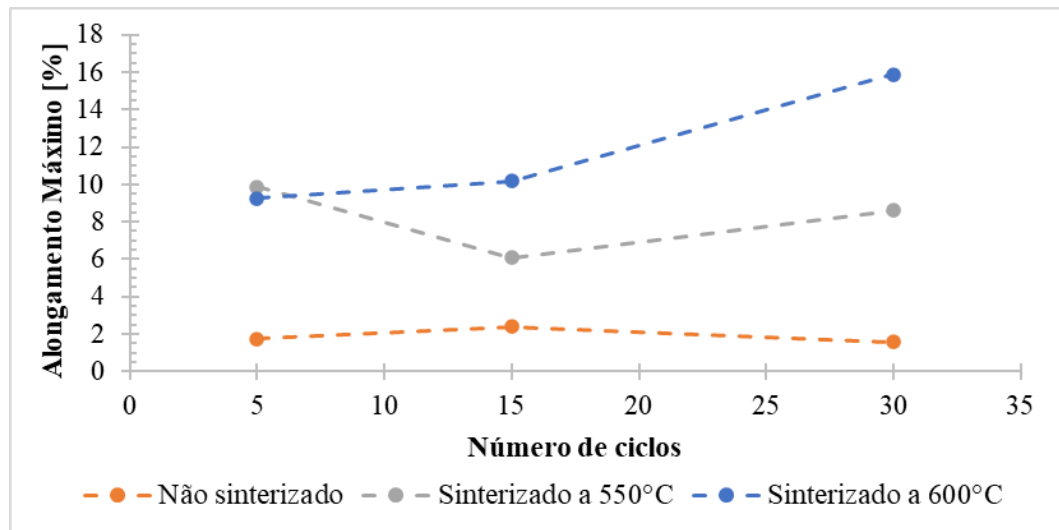


Figura 31: Alongamento medido para todos os corpos de prova.

O resumo dos resultados do ensaio de compressão, com as propriedades medidas para cada corpo de prova, está apresentado na Tabela 6.

Tabela 6: Resumo dos resultados do ensaio de compressão.

| Tratamento térmico | Número de ciclos | Limite de Escoamento [MPa] | Limite de Compressão [MPa] | Alongamento Uniforme Máximo [%] |
|---------------------|------------------|----------------------------|----------------------------|---------------------------------|
| Não sinterizado | 5 | 32,2 | 32,3 | 1,8 |
| | 15 | 45,2 | 69,4 | 2,4 |
| | 30 | 74,8 | 76,5 | 1,6 |
| Sinterizado a 550°C | 5 | 86,1 | 136,5 | 9,9 |
| | 15 | 64,0 | 74,4 | 6,1 |
| | 30 | 81,5 | 107,0 | 8,6 |
| Sinterizado a 600°C | 5 | 44,4 | 97,0 | 9,3 |
| | 15 | 45,5 | 97,8 | 10,2 |
| | 30 | 40,5 | 101,7 | 15,9 |

5 CONCLUSÃO

Os resultados dos testes de sinterização indicaram que apenas o processo de compactação dos pós por MDF não é efetivo para conferir resistência mecânica ao material e que temperaturas inferiores à temperatura de recristalização não promoveram a difusão atômica suficiente para que ocorra a união efetiva dos pós e a sinterização do material. Além disso, os resultados apontam que a temperatura e o tempo de sinterização não são as únicas variáveis do tratamento térmico que influenciam nas propriedades do material. Fatores como o uso ou não de pré-aquecimento dos corpos de prova, a homogeneidade das temperaturas no interior do forno e as taxas de aquecimento e resfriamento também afetam as propriedades finais do material tratado. Para os pós de alumínio, as condições ideais de tratamento encontradas foram com temperaturas entre 550°C e 600°C, tempos de sinterização entre 90 e 120 minutos, com pré-aquecimento em temperaturas entre 400°C e 450°C por tempos entre 60 e 90 minutos e em fornos compactos.

Os ensaios de dureza nos corpos de prova de pó de alumínio submetidos a 5, 15 e 30 ciclos de MDF não sinterizados ou sinterizados a 550°C ou a 600°C apontaram que o número de ciclo de MDF utilizados na compactação dos pós não afeta na dureza do material. Uma possível explicação é o MDF não é capaz de influenciar na interação entre pós, de modo que, ao se ignorar as porosidades, o comportamento do material é o mesmo, independentemente do número de ciclos de compactação. O ensaio de dureza indicou também que a sinterização tende a reduzir a dureza do material compactado, possivelmente pelo crescimento de grãos e alívio de tensões no material. Não foram observadas diferenças significativas nas durezas medidas entre os materiais submetidos às duas curvas de sinterização avaliadas.

Os ensaios de compressão apontaram a tendência do aumento dos limites de escoamento e de compressão com o aumento do número de ciclos de compactação para os corpos de prova não sinterizados. Esse ganho de resistência pode estar associado ao fechamento dos poros e à maior consolidação do material. Entretanto, o alongamento uniforme máximo para o material não sinterizado não apresentou a mesma tendência, permanecendo baixo para todas as quantidades de ciclos avaliadas, devido à baixa interação entre os pós. Para os materiais tratados termicamente, o número de ciclos de MDF não impactou na resistência mecânica e na ductilidade. Além disso, foi observado que a sinterização aumentou a resistência mecânica e a ductilidade do material processado.

REFERÊNCIAS

- [1] ALBARO, J. L. A. A Operação de Prensagem: Considerações Técnicas e sua Aplicação Industrial: Parte V: Descrição da Etapa de Prensagem. *Cerâmica Industrial*, v. 6, ed. 3, p. 26-32, 2001.
- [2] AL-ALIMI, S. *et al.* Recycling aluminium for sustainable development: A review of different processing technologies in green manufacturing. *RESULTS IN ENGINEERING*, v. 23, 2024. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.rineng.2024.102566>>.
- [3] ALHAMIDI, A; EDALATI, K; HORITA, Z. Production of Nanograined Intermetallics using High-pressure Torsion. *Materials Research*, v. 16, n. 3, p. 672-678, 2013.
- [4] ALMEIDA, N. G. S. Comportamento mecânico da liga Al 6351 submetida à extrusão angular em canais iguais e compressão multiaxial cíclica. 2017. 90 f. Universidade Federal de Minas Gerais, 2017
- [5] ALMEIDA, N. G. S. *et al.* Mechanical behavior and microstructures of aluminum processed by low strain amplitude multi-directional confined forging. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 9, n. 3, p. 3190–3197, 2020
- [6] ALMEIDA, N. G. S. *et al.* Hardness, Microstructure and Strain Distributions in Commercial Purity Aluminum Processed by Multi Directional Forging (MDF). *Materials Research*, v. 23, n. 4, 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2020-0262>>.
- [7] ARMSTRONG, P. E.; HOCKETT, J. E.; SHERBY, O. D. LARGE STRAIN MULTIDIRECTIONAL DEFORMATION OF 1100 ALUMINUM AT 300 K. *J. Mech.Phys.Solids*, Grã Bretanha, v. 30, n. 1/2, p. 37-58, 1982.
- [8] ARYANPOUR, G.; FARZANEH, M. Application of a piston equation to describe die compaction of powders. *Powder Technology*, v. 277, p. 120–125, 2015.
- [9] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. Índice de reciclagem de latas de alumínio para de 2009 a 2021. Disponível em: <<http://abal.org.br/estatisticas/nacionais/reciclagem/latas-de-aluminio/>>. Acesso em: 08 de agosto de 2024.
- [10] BARACALDO, R. R. *et al.* Cobre nanocristalino y ultrafino obtenido por molienda mecánica. *Ingeniería e Investigación*, v. 30, n. 1, p. 141-145, 2010.
- [11] BATISTA, L. A. Desenvolvimento de compósitos de nanotubos de carbono com matrizes metálicas de alumínio e a liga AA7050. Orientador: Eric Marchezini Mazzer. 2022. 132 p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, 2022.
- [12] BRIDGMAN, P.W. Effects of High Shearing Stress Combined with High Hydrostatic Pressure. *Physical Review*, v. 48, p. 825-847, 1935.
- [13] CALADO, W. R. ULTRA-REFINO DE GRÃO ATRAVÉS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA POR ENSAIOS DE TORÇÃO: SIMULAÇÃO DO PROCESSO ARB. Orientador: Prof. Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa. 2012. 259 p. Tese (Doutorado em Eng. Metalúrgica, Materiais e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2012.
- [14] CALLISTER JR., W. D. Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma abordagem integrada. 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012. 702 p.
- [15] CARDOSO, K. R. *et al.* Effect of Equal Channel Angular Pressing (ECAP) on Microstructure and Properties of Al–FeAlCr Intermetallic Phase Composites. *Materials Research*, v. 17, n. 3, p. 775-780, 2014.

- [16] CARUSO, S.; FILICE, L. Innovative concept of severe plastic deformation manufacturing system to enhance classic equal channel angular drawing method: a preliminary study for flexible manufacturing systems looking to Industry 4.0; JOURNAL OF THE BRASILIAN SOCIETY OF MECHANICAL SCIENCE AND ENGINEERING, v. 45, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s40430-023-04065-5>>.
- [17] CHAKKINGAL, U.; SURIADI, A. B.; THOMSON, P. F. MICROSTRUCTURE DEVELOPMENT DURING EQUAL CHANNEL ANGULAR DRAWING OF Al AT ROOM TEMPERATURE. Scripta Materialia, Estado Unidos, v. 39, n. 6, p. 677-684, 1998.
- [18] CHIAVERINI, V. Metalurgia do pó: Técnicas e produtos. 3.ed. São Paulo: Édite Serviços Gráficos e Editora Ltda., 1992. 352 p.
- [19] DAEHN, Katrin *et al.* Innovations to decarbonize materials industries. NATURE REVIEWS MATERIALS, v. 7, p. 275-294, 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1038/s41578-021-00376-y>>.
- [20] DHIMAN, S. *et al.* Recycling of Ti6Al4V machining swarf into additive manufacturing feedstock powder to realise sustainable recycling goals. Journal of Cleaner Production, v. 348, 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2022.131342>>.
- [21] DOKL, Monika *et al.* Maximizing the power output and net present value of organic Rankine cycle: Application to aluminium industry. ENERGY, v. 239, 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.energy.2021.122620>>.
- [22] DUCHAUSSOY, A. *et al.* Compared microstructure and properties of an AlZnMgCu alloy processed by high pressure sliding and high-pressure torsion. JOURNAL OF ALLOYS AND COMPOUNDS. v. 942. 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.169060>>.
- [23] DUDINA, D. V.; GEORGARAKIS, K.; OLEVSKY, E. A. Progress in aluminium and magnesium matrix composites obtained by spark plasma, microwave and induction sintering. Materials Reviews, v. 68, n. 2, p. 225-246, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.1080/09506608.2022.2077029>>.
- [24] EKPY, A.; SARITAP, S. Effects of powder hardness and particle size on the densification of cold isostatically pressed powders. Turkish Journal of Engineering and Environmental Sciences, v. 26, n. 5, p. 377-384, 2002
- [25] FARINA, A.; ANCTIL, A. Material consumption and environmental impact of wind turbines in the USA and globally. RESOURCES, CONSERVATION & RECYCLING, v.176, 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2021.105938>>.
- [26] FARSHIDI, M. H.; RIFAI, M.; MIYAMOTO, H. Grain refinement, texture evolutions, and strengthening of a recycled aluminium alloy subjected to tube channel pressing. KOVOVE MATER. v. 61. 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.31577/km.2023.1.13>>.
- [27] FELTNER, C. E.; LAIRD, C. Cyclic stress-strain response of FCC metals and alloys-I Phenomenological experiments. Acta metallurgica, v. 15, n. 10, p. 1621-1632, 1967.
- [28] FERREIRA, A. S. Efeito do tamanho e formato dos pós metálicos no processo de compactação na Metalurgia do Pó. 2022. 63 p. Tese (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - UFOP, Ouro Preto, 2022.
- [29] FLAUSINO, P. C. A, *et al.* Microstructural Evolution and mechanical behavior of copper processed by low strain amplitude multi-directional forging. Materials Science and Engineering: A, v. 756, p. 474-483, 2019.

- [30] FLAUSINO, P. C. A. INFLUÊNCIA DA AMPLITUDE DE DEFORMAÇÃO E DA DEFORMAÇÃO ACUMULADA NA EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL E COMPORTAMENTO MECÂNICO DO COBRE PROCESSADO POR FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL. Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Cetlin. 2021. 124 p. Tese (Doutorado em Eng. Metalúrgica, Materiais e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2021.
- [31] GAO, S. *et al.* A low-cost process for complete utilization of bauxite residue. *Journal of Environmental Management*, ed. 356, 2024. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jenvman.2024.120751>>.
- [32] GÖKÇE, A.; FINDIK, F. Mechanical and physical properties of sintered aluminum powders. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, v. 30, ed. 2, 2008.
- [33] GROSSI, J. L. Estudo da influência do tempo de moagem na obtenção da liga Cu-13Al-4Ni via metalurgia do pó. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas. Departamento de Engenharia Mecânica. Universidade de Brasília. Brasília DF, 90p. 2016
- [34] GUZELA, L. R. INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA NO ENDURECIMENTO DE LIGAS Al-Mg-Si. Orientador: Dr. Juan Carlos Garcia de Blas. 2014. 66 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2014.
- [35] HAASE, O. C. *et al.* Tailoring a high-strength Al-4Cu alloy through processing of powders by up to 100 turns of high-pressure torsion. *Materials Science & Engineering A*, n. 882, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145454>>.
- [36] HALL, E. O. Proceedings of the Physical Society. Section B The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, v. 64, n. 9, 1951. Disponível em: <<https://doi.org/10.1088/0370-1301/64/9/303>>.
- [37] HORITA, Z. *et al.* Severe Plastic Deformation under High Pressure: Upsizing Sample Dimensions. *Materials Transactions*, v. 61, n. 7, p. 1177-1190, 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.2320/matertrans.MT-M2020074>>.
- [38] INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE. Primary Aluminium Production: Primary Aluminium Production for May 2024 to May 2025. Disponível em: <<https://international-aluminium.org/statistics/primary-aluminium-production>>. Acesso em: 20 jul. 2025.
- [39] KISHCHIK, M. S. *et al.* Effect of multidirectional forging on the grain structure and mechanical properties of the Al-Mg-Mn alloy. *Materials*, v. 11, n. 2166, p. 1-17, 2018.
- [40] KOČIŠKO, R. *et al.* Evaluation of Powder Metallurgy Workpiece Prepared by Equal Channel Angular Rolling. *Materials*, v. 16, n. 601, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/ma16020601>>.
- [41] KOMATUSU, T. *et al.* Production of Ultrafine-Grained Aluminum Alloys in Upsized Sheets Using Process of Incremental Feeding High-Pressure Sliding (IF-HPS). *MATERIALS TRANSACTIONS*. v. 64. no. 2. 2023. Disponível em: <[doi:10.2320/matertrans.MT-LA2022032](https://doi.org/10.2320/matertrans.MT-LA2022032)>.
- [42] KOSTJUKOVSKY, E. Aluminum Life Cycle in Process of Hydrogen and Electric Energy Production from Aluminum-Water Reaction. Orientador: Prof. Alon Gany. 2024. 25 p. Research Project Report (Faculty of Aerospace Engineering, Technion) - Israel Institute of Technology, 2024.
- [43] KRUSHANOV, V. S. Modern Manufacturing of Powder-Metallurgical Products with High Density and Performance by Press-Sinter Technology. *Powder Metallurgy and*

- Metal Ceramics, v. 57, p. 431-446, 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11106-018-0002-1>>.
- [44] KUMAR, N.; BHARTI, A. Optimization of powder metallurgy process parameters to recycle AZ91 magnesium alloy. *Materials Physics and Mechanics*, v. 47, n. 6, p. 968-977, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.18149/MPM.4762021_15>.
- [45] KUMAR, N. *et al.* Optimization of Sintering Process Parameters by Taguchi Method for Developing Al-CNT-Reinforced Powder Composites. *Crystals*, v. 13, n. 1352, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/cryst13091352>>.
- [46] LEITE, D. G. B. *et al.* INFLUÊNCIA DO USO DE FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL NA POROSIDADE DO ALUMÍNIO PROCESSADO POR METALURGIA DO PÓ. *In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais*, 25, 2024, Fortaleza. Anais. Fortaleza. P 2960-2971.2024.
- [47] LIAW, L. L.; YUSUF, N. K. A Review on Aluminium Alloy Recycling Technique. *Research Progress in Mechanical and Manufacturing Engineering*, v. 3, n. 1, p. 175-183, 2022.
- [48] LOTT, M. M. P. PROCESSAMENTO DE DURALUMÍNIOS AA 2219 E AA 2021 ATRAVÉS DE TÉCNICAS DE METALURGIA DO PÓ E TRATAMENTOS TÉRMICOS DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO. Orientador: Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho. 127 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2022.
- [49] MAGALHÃES, D. C. C. MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA AA6061 PROCESSADA POR DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA EM TEMPERATURA CRIOGÊNICA. Orientador: Dr. Vitor Luiz Sordi. 173 p. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2017.
- [50] MARCZYK, J.; HEBDA, M. Effect of the Particle Size Distribution of Irregular Al Powder on Properties of Parts for Electronics Fabricated by Binder Jetting. *Electronics*, v. 12, n. 2733, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/electronics12122733>>.
- [51] NASSIF, M. E. L. Comportamento Mecânico e Evolução Microestrutural do Cobre Comercialmente Puro Submetido ao Forjamento Multidirecional. Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Cetlin. 2019. 102 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2019.
- [52] NAYAK, K. C. *et al.* Synthesis of an Aluminum Alloy Metal Matrix Composite Using Powder Metallurgy: Role of Sintering Parameters. *Applied Sciences*, v. 12, n. 8843, 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/app12178843>>.
- [53] ORTIZ, E. L. Efeito dos parâmetros de processo nas propriedades mecânicas e microestruturais da liga Al-6Cu-5Zn manufaturada via metalurgia do pó. Orientador: Giovana da Silva Padilha. 2020. 95 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Produção e de Manufatura) - Universidade Estadual de Campinas, Limeira, SP, 2020.
- [54] PANIGRAHI, S. S.; MISHRA, S.; SAHU, B. What hinders the green supply chain management adoption in the Indian aluminium sector? *Environment, Development and Sustainability*, n. 27, p. 14469-14495, 2025. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s10668-024-04468-x>>.
- [55] PARVEEZ, B. *et al.* Experimental Analysis and Parametric Optimization on Compressive Properties of Diamond-Reinforced Porous Al Composites. *Materials*, v. 16, n. 91, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/ma16010091>>.
- [56] PETCH, N. J. The orientation relationships between cementite and α -iron. *Acta Cryst*, v. 6, n. 96, 1953. Disponível em: <<https://doi.org/10.1107/S0365110X53000260>>.

- [57] RASHID, M. W. A. *et al.* A Review: The Potential of Powder Metallurgy in Recycling Aluminum Chips (Al 6061 & Al 7075). In: CONFERENCE: 24TH DESIGN ENGINEERING SYSTEMS DIVISION JSME CONFERENCE JAPAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, [No.14-27]., 2014, Tokushima Japan. Conference Paper, 2014.
- [58] RATVIK, A. P.; MOLLAABBASI, R.; ALAMDARI, H. Aluminium production process: from Hall–Héroult to modern smelters. *ChemTexts*, v. 8, n. 10, 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s40828-022-00162-5>>.
- [59] RICHERT, M.; HUBICKI, R.; LEBKOWSKI, P. Perspectives of Microstructure Refinement of Aluminum and Its Alloys by the Reciprocating Extrusion (Cyclic Extrusion Compression—CEC). *MATERIALS*. v. 15. no. 11. 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/ma15114006>>.
- [60] RODRÍGUEZ, B. R. *et al.* Procesos de severa deformación plástica para obtener metales de grano nanométricos y ultrafinos. *Revista Ingeniería e Investigación*, v. 27, n. 1, p. 101-105, 2007.
- [61] ROSOCHOWSKI, Andrzej. *Severe Plastic Deformation Technology*. Scotland: Whittles Publishing, 2017. Disponível em: <<https://www.crcpress.com/Severe-Plastic-DeformationTechnology/Rosochowski/p/book/9781498784283>>.
- [62] SACHS, V. G; SCHIEBOLD, E. Wechselseitige druckversuche an aluminium. *Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure*, v. 60, n. 51, p. 1601–1604, 1925
- [63] SAEVARSDOTTIR, G. *et al.* Reducing the Carbon Footprint: Primary Production of Aluminum and Silicon with Changing Energy Systems. *JOURNAL OF SUSTAINABLE METALLURGY*, v. 7, p. 848-857, 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s40831-021-00429-0>>.
- [64] SAKAI, T. *et al.* . Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Prog Mater Sci*, v. 60, p. 130-207, 2014.
- [65] SANTOS, M. A. dos. A METALURGIA DO PÓ PARA PRODUÇÃO DE PEÇAS DE ALUMÍNIO NA INDÚSTRIA METALÚRGICA. 2018. 65 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) - UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL ESCOLA DE ENGENHARIA PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA E DE MATERIAIS – PPGE3M, Porto Alegre, 2018.
- [66] SANTOS, M. C dos. PROPRIEDADES MECÂNICAS DE ALUMÍNIO SINTERIZADO EM MICRO-ONDAS COM REFORÇO DE ESFERAS DE CARBONO OU PARTÍCULAS DE VIDRO. Orientador: Prof.^a. Dra. Maria Virginia Gelfuso. 78 p. Dissertação (Mestrado em Ciências em Materiais para Engenharia) - Universidade Federal de Itajubá, 2022.
- [67] SANTOS, I. C. dos. INFLUÊNCIA DA DISTRIBUIÇÃO INICIAL DE PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE NA MICROESTRUTURA E COMPORTAMENTO MECÂNICO DE UMA LIGA Al-Zn-Mg-Cu PROCESSADA POR DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA. Orientador: Dr. Pedro Henrique Rodrigues Pereira. 133 p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, 2022a
- [68] SEGAL, V. Review: Modes and Processes of Severe Plastic Deformation (SPD). *Materials*, v. 11, n. 7, 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/ma11071175>>.
- [69] SHADANGI, Y. *et al.* Powder metallurgical processing of Al matrix composite reinforced with AlSiCrMnFeNiCu high-entropy alloys: Microstructure, thermal stability, and microhardness. *Journal of Materials Research*, v. 11, ed. 1, p. 248-264, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.1557/s43578-022-00866-x>>.

- [70] SHERAFAT, Z.; PAYDAR, M. H.; EBRAHIMI, R. Fabrication of Al7075/Al, two phase material, by recycling Al7075 alloy chips using powder metallurgy route. *Journal of Alloys and Compounds*, ed. 487, p. 395-399, 2009. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.07.146>>.
- [71] SHIN, Y.-C. *et al.* Forgeability assessment of Al-6 wt%Mg alloy using biaxial alternate forging. *JOURNAL OF MATERIALS PROCESSING TECH.* v. 286. 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116822>>.
- [72] SILVA, N. A. da. Evolução microestrutural e comportamento mecânico de uma liga Zn-Al hipoeutética com adições de Cu e Mg submetida a forjamento multidirecional. 2021. 109 p. Tese (Mestrado em Engenharia Mecânica) - UFMG, Belo Horizonte, 2021.
- [73] DA SILVA, N. A. N. *et al.* Multi-directional forging. *COMPREHENSIVE MATERIALS PROCESSING*. 2. ed. Elsevier Ltd., 2024. v. 3. p. 130–156. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-323-96020-5.00033-9>>.
- [74] SILVA JUNIOR, M. E. da. Fabricação das ligas de alumínio AA3003 e AA3303 a partir dos pós elementares de alumínio e de manganês através de técnicas de metalurgia do pó. Orientador: Prof. Dr. Oscar Olimpio de Araujo Filho. 2020. 128 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Pernambuco, 2020.
- [75] SON, S. *et al.* Hierarchically heterogeneous microstructure and mechanical behavior of the multi-materials prepared by powder severe plastic deformation. *Materials Research Letters*, v. 11, ed. 11, p. 915-924, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.1080/21663831.2023.2258158>>.
- [76] STERGIOUDI, F. *et al.* Mechanical Properties of AA2024 Aluminum/MWCNTs Nanocomposites Produced Using Different Powder Metallurgy Methods. *Metals*, v. 12, 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/met12081315>>.
- [77] TAHA, M. A.; ZAWRAH, M. F.; ABOMOSTAFA, H. M. Fabrication of Al/Al₂O₃/SiC/graphene hybrid nanocomposites from Al-dross by powder metallurgy: Sinterability, mechanical and electrical properties. *Ceramics International*, n. 48, 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.04.084>>.
- [78] TIAN, C. *et al.* Effects of multi-directional forging on the microstructure and mechanical properties of TiB particulate reinforced 6061Al composite. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 27, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.10.069>>.
- [79] TOMIĆ, Z. Numerical phase-field modelling and experimental validation of sintered steel fracture and fatigue behaviour. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculty of Mechanical Engineering and Naval Architecture, Zagreb, 2023. Disponível em: <<https://urn.nsk.hr/urn:nbn:hr:235:435888>>.
- [80] VALIEV, R. Z. *et al.* Low-temperature superplasticity of metallic materials. *Soviet Physics Doklady*, v. 33, p. 626, 1988.
- [81] VALIEV, R. Z. *et al.* Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation, *JOM*, April, 2006, pp. 33-39, 2006.
- [82] VELLIANGIRI, M.; KARTHIKEYAN, M.; SURESHKANNAN, G. The development of Ultra-high Aluminium graphene metal matrix composites (MMC) and improved the thermo-mechanical properties. *Journal of Ovonic Research*, v. 19, n. 1, p. 87-103, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.15251/JOR.2023.191.87>>.
- [83] VENKATESH, V. S. S.; PRASAD, K.; DEOGHARE, A. B. Characterization of Microwave Sintered Aluminium Composite Reinforced with Hydroxyapatite Extracted from Rihu Fish Scales. *Arch. Metall. Mater.*, v. 68, n. 2, p. 617-624, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.24425/amm.2023.142442>>.

- [84] WANG, L. *et al.* Improving the formability and mechanical properties of TiAl alloy by direct forging of uncondensed powder. MATERIALS SCIENCE & ENGINEERING A, v. 890, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145890>>.
- [85] WU, J. *et al.* Cyclic Extrusion Compression Process for Achieving Ultrafine-Grained 5052 Aluminum Alloy with Eminent Strength and Wear Resistance. METALS, v. 12, n. 1627, 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/met12101627>>.
- [86] XIAO, Jian *et al.* Effects of the Space Holder Shape on the Pore Structure and Mechanical Properties of Porous Cu with a Wide Porosity Range. MATERIALS, v. 17, n. 3008, 2024. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/ma17123008>>.
- [87] YANG, S. *et al.* Microstructural optimization and strengthening mechanisms of in-situ TiB₂/Al-Cu composite after six-passes multi-directional forging. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, v. 32, p. 1703-1718, 2024. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s12613-024-3058-6>>.
- [88] ZANGIABADI, A.; KAZEMINEZHAD, M. Development of a novel severe plastic deformation method for tubular materials: Tube Channel Pressing (TCP). Materials Science and Engineering A, v. 528, p. 5066-5072, 2011. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.03.012>>.
- [89] ZARZAR, S. T. Fabricação e caracterização de ligas de alumínio AA8011 e AA8079 através das técnicas de metalurgia do pó e extrusão a quente. Orientador: Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araujo Filho. 95 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Pernambuco, 2020.
- [90] ZEMTSOVA, E. G. *et al.* Mechanical properties of aluminium matrix composite reinforced with titanium carbide. JOURNAL OF PHYSICS: CONFERENCE SERIES, v. 2817, 2024. Disponível em: <doi.org/10.1088/1742-6596/2817/1/012014>.
- [91] ZHAO, Y. *et al.* The effect of annealing temperature on the recrystallization and mechanical properties of severe plastic deformed commercial pure aluminium during ultra-fast annealing. Materials Research Express, v. 8, 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1088/2053-1591/abf3e3>>.
- [92] ZORE, L. Decarbonisation Options for the Aluminium Industry. Publications Office of the European Union, Luxembourg, n. 27, 2024. Disponível em: <<https://doi.org/10.2760/880>>.