

CATARINA DA NOVA SCHERER

**PRODUÇÃO DE COMPÓSITO DE MATRIZ DE ALUMÍNIO COM
REFORÇO DE AÇO 1045 A PARTIR DE RESÍDUOS VIA METALURGIA
DO PÓ**

Salvador
2023

**PRODUÇÃO DE COMPÓSITO DE MATRIZ DE ALUMÍNIO COM
REFORÇO DE AÇO 1045 A PARTIR DE RESÍDUOS VIA METALURGIA
DO PÓ**

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais (PPGEM) do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia da Bahia (IFBA), como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Estevam Coelho

Salvador
2023

Biblioteca Raul V. Seixas – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia da Bahia - IFBA - Salvador/BA.

S326p Scherer, Catarina da Nova
Produção de compósito de matriz de alumínio com reforço de aço 1045 a partir de resíduos via metalurgia do pó / Catarina da Nova Scherer; orientador Rodrigo Stevam Coelho -- Salvador : IFBA, 2023.
85 p.
Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais) -- Instituto Federal da Bahia, 2023.
1. Metalurgia do pó. 2. Reciclagem. 3. Densidade. 4. Alumínio. 5. Aço. I. Coelho, Rodrigo Stevam, orient. II. TÍTULO.

CDU 669.1

INSTITUTO FEDERAL DA BAHIA
PRÓ-REITORIA DE PESQUISA, PÓS-GRADUAÇÃO E INOVAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS - PPGEM

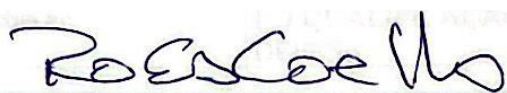
**PRODUÇÃO DE COMPÓSITO DE MATRIZ DE ALUMÍNIO COM REFORÇO DE
AÇO 1045 A PARTIR DE RESÍDUOS VIA METALURGIA DO PÓ**

CATARINA DA NOVA SCHERER

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais (PPGEM) do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia da Bahia (IFBA), como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de

MESTRE EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

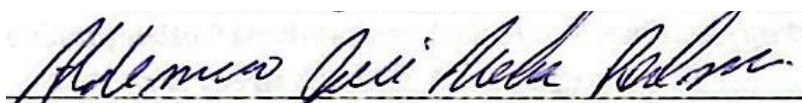
BANCA EXAMINADORA



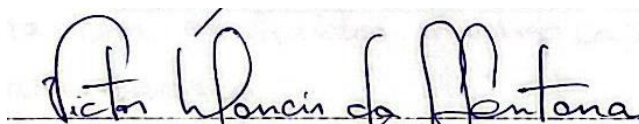
Prof. Dr. Rodrigo Estevam Coelho - Orientador



Prof. Dr. Raimison Bezerra de Assis - Examinador IFBA



Prof. Dr. Aldemiro José Rocha Palma - Examinador IFBA



Prof. Dr. Victor Mancir da Silva Santana – Examinador externo UFBA

Trabalho de Conclusão de Curso aprovado pela banca examinadora em 27/06//2023

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha avó
Ione Ramos Pinheiro (*in memoriam*),
um exemplo de dedicação e determinação.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, eu agradeço aos meus pais por serem um suporte incondicional a todos os meus desejos e sonhos, sem o suporte deles esse trabalho não teria nem se iniciado. Estendo esse agradecimento aos meus irmãos, que sempre foram como pais para mim, me dando todo tipo de apoio necessário. Agradeço à minha família como um todo por me ajudar a me tornar quem eu sou e por serem grandes exemplos de vida para mim.

Aos amigos, agradeço por serem os maiores e melhores suportes emocionais que eu poderia ter, minha fortaleza para persistir nesse projeto, mesmo enfrentando uma pandemia no meio do caminho, sem vocês eu não seria.

Ao meu orientador, professor Dr. Rodrigo Estevam Coelho, agradeço por ter me incentivado desde o princípio a me inscrever no mestrado e ser parceiro nesse projeto do início ao fim, compartilhando seu vasto conhecimento na área e me ajudando a ser uma profissional mais completa. Agradeço também a sua compreensão e paciência com os diversos desafios enfrentados durante essa jornada.

Agradeço ao professor e coordenador Dr. Luiz Antônio Pimentel Cavalcanti por estar sempre disponível e fazer o possível para facilitar a minha caminhada durante o mestrado.

Aos colegas de mestrado, em especial à Cristiane, Rafael e Carlos, agradeço o compartilhamento de experiências e dificuldades, sendo um suporte fundamental para seguir a caminhada.

Agradeço também à todas as pessoas do Instituto Federal da Bahia, professores, técnicos e funcionários que tornaram possível a concretização desse trabalho, não só pelo apoio técnico e científico, mas também pelas conversas e companhia do dia a dia, essenciais para a manutenção da saúde mental do estudante de pós-graduação. Em especial agradeço aos técnicos Carina, Yuri e Helder, pessoas fundamentais em todas as etapas deste trabalho.

Agradeço à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado da Bahia (FAPESB) e ao IFBA pela bolsa concedida durante o período da pandemia em que o IFBA se encontrava fechado, que foi fundamental em uma época tão crítica.

Apesar de muitas vezes ser um caminho solitário, a concretização desse trabalho é uma conquista coletiva, pois sozinha eu não teria chegado até aqui. Muito obrigada a todos e todas.

RESUMO

A contínua extração de minérios e a produção de metais geram um grande impacto ambiental por conta do alto consumo energético e da grande geração de resíduos. A metalurgia do pó é um processo de fabricação eficiente e econômico que pode ser utilizado no reaproveitamento de cavacos, resíduos difíceis de serem reciclados. Com base nisso, este trabalho buscou desenvolver, a partir de diferentes tipos de resíduos, um compósito de matriz de alumínio com reforço de aço 1045 empregando a metalurgia do pó como processo de fabricação. Diferentes fontes de material de partida foram utilizadas para a confecção dos compósitos. Para o alumínio foram utilizadas latas de bebida e cavacos de usinagem de esquadrias. Para o aço foram utilizados cavaco de aço SAE 1045 e uma composição de aço 1045 a partir de ferro em pó e grafite em pó. As latas foram cortadas com dimensões entre 5 e 10 mm e os cavacos foram obtidos por usinagem. O material foi submetido a moagens de alta energia com amostras contendo 80% de alumínio e 20% de aço 1045. Foram empregados dois diferentes processos de fabricação que se diferenciam, basicamente, pela temperatura de compactação. No processo que utilizou a compactação a temperatura ambiente há somente uma etapa de compactação, seguida da sinterização em atmosfera controlada a 1200°C por 1 h. Já o processo que utilizou a compactação a quente consiste em duas etapas de compactação: uma pré-compactação a temperatura ambiente seguida de um aquecimento até 500°C e uma posterior compactação com a peça ainda aquecida. Após resfriamento, as peças passaram por tratamento térmico de solubilização. As amostras foram caracterizadas por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura, difração de raios X e medidas de microdureza. Também foi medida a densidade do material. É possível observar que, baseado nos resultados obtidos no procedimento experimental, as amostras compactadas a temperatura ambiente e sinterizadas apresentaram oxidação excessiva e fraturas, não sendo possível a identificação de microestruturas. Já nas amostras que passaram por compactação a quente houve a formação de um material bastante consolidado, visto que a relação entre a densidade experimental e a teórica ponderada mostrou um valor superior a 98%. Também foi observada a formação de uma fase intermetálica de alta dureza. Dessa forma pode-se concluir que é possível produzir um compósito utilizando apenas sucatas de alumínio e de aço processados por metalurgia do pó, utilizando compactação a quente, e alcançar resultados satisfatórios.

Palavras-chave: Metalurgia do pó, Reciclagem, Densidade, Alumínio, Aço.

ABSTRACT

The continuous extraction of ores and the production of metals create a great environmental impact due to the high energy consumption and the large generation of waste. Powder metallurgy is an efficient and economical manufacturing process that can be used to reuse metal chips, waste that is difficult to be recycled. Based on this, this work developed, based on different types of waste, a metallic composite applying powder metallurgy as a manufacturing process. Different sources of raw material were used to make the composite. For aluminum beverage cans and chips from frame machining. For the steel SAE 1045 steel chips and a 1045 steel composition made from powdered iron and powdered graphite were used. The cans were cut with dimensions between 5 and 10mm and the chips were obtained through machining. The material was subjected to high-energy millings with samples containing 80% aluminum and 20% 1045 steel. Two different manufacturing processes were used, basically differing in terms of the compaction temperature. In the process that used compaction at room temperature, there is only one compaction step, followed by a controlled atmosphere sintering at 1200°C for 1h. The process that used hot compaction, consists of two compaction stages: a pre-compaction at room temperature followed by heating up to 500°C and a subsequent compaction with the part still heated. After cooling, the parts underwent heat treatment. The samples were characterised by optical microscopy, scanning electron microscopy, X-ray diffraction and microhardness measurements. Measurements of density was also made. It is possible to observe that, based on the results obtained in the experimental procedure, the samples compacted at room temperature and sintered showed excessive oxidation and fractures, making it impossible the identification of microstructures. In the samples that underwent hot compaction, a material well consolidated was formed since the correlation between experimental and theoretical density showed a value superior to 98%. It was also observed the formation of an intermetallic phase with high hardness. Thus, it can be concluded that it is possible to develop a composite using only scraps of aluminum and steel, processed by powder metallurgy, using hot compaction, and achieve satisfactory results.

Keywords: Powder metallurgy, Recycling, Density, Aluminum, Steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Processo de mineração da bauxita.....	19
Figura 3.2 – Processo Bayer de refino da alumina.....	19
Figura 3.3 – Fluxo de Produção do aço.....	26
Figura 4.1 - Fluxograma do processo de produção das amostras.....	40
Figura 4.2 – Fontes de alumínio: (a) Latas picotadas (b) Cavaco de esquadrias peneirado a 20 mesh.....	41
Figura 4.3 - Cavaco de aço SAE 1045 oriundo de torneamento a seco.....	42
Figura 4.4 – (a) Ferro em pó a 325mesh; (b) Grafite em pó.....	43
Figura 4.5 – Moinho Atritor horizontal.....	42
Figura 4.6 – Moinho Planetário.....	43
Figura 4.7 – Forno tubular horizontal e cilindro de nitrogênio.....	48
Figura 4.8 – Forno tipo mufla.....	48
Figura 5.1 – Latas de alumínio após 4h de moagem.....	53
Figura 5.2 – Mistura de alumínio, ferro e grafite: (a) Com alumínio de lata (10h de moagem) (b) Com cavaco de alumínio (14h de moagem).....	54
Figura 5.3 – Pós obtidos após moagem de 2h e 10h de latas de alumínio e cavaco de aço SAE 1045.....	55
Figura 5.4 – Amostras após compactação a 757MPa: (a) FL4T – apresentou delaminação e (b) FC4T.....	56
Figura 5.5 – Amostras após compactação a 947MPa: (a) FL5T e (b) FC5T.....	56
Figura 5.6 – Amostras após compactação a 1136MPa: (a) FL6T e (b) FC6T.....	56
Figura 5.7 – Amostras após compactação a 1325MPa: (a) FL7T – apresentou fratura e (b) FC7T.....	57
Figura 5.8 - Amostra de 10h de moagem após compactação a quente já apresentando pontos de uma fase precipitada.....	57
Figura 5.9 – Amostras compactadas a 757 MPa após sinterização a 1200° C por 1 h: (a) FL4T – com muitas fraturas, delaminação e oxidação e (b) FC4T – apresentou oxidação.....	58
Figura 5.10 – Amostras compactadas a 947 MPa após sinterização a 1200° C por 1 h: (a) FL5T – oxidada e com fratura e (b) FC5T – com pontos de oxidação.....	59
Figura 5.11 – Amostras compactadas a 1136 MPa após sinterização a 1200° C por 1 h: (a) FL6T – muito oxidada e com coloração diferente entre centro e extremidades da superfície, além de delaminação e (b) FC6T – baixa oxidação quando comparada com as demais amostras.....	59
Figura 5.12 – Amostras compactadas a 1325 MPa após sinterização a 1200° C por 1 h: (a) FL7T – excessivas fraturas e delaminação e (b) FC7T – ponto severo de oxidação.....	60
Figura 5.13 - Amostra de 10h de moagem: (a) após compactação a quente; (b) após tratamento térmico por 10min; (c) após tratamento térmico por 60min.....	60
Figura 5.14 – Microscopia ótica das amostras compactadas a 757 MPa após sinterização a 1200° C por 1 h: (a) FL4T e (b) FC4T.....	62
Figura 5.15 – Microscopia ótica das amostras compactadas a 947 MPa após sinterização a 1200° C por 1 h: (a) FL5T e (b) FC5T.....	62

Figura 5.16 – Microscopia ótica das amostras compactadas a 1136 MPa após sinterização a 1200° C por 1 h: (a) FL6T e (b) FC6T.....	63
Figura 5.17 – Microscopia ótica das amostras compactadas a 1325 MPa após sinterização a 1200°C por 1 h: (a) FL7T e (b) FC7T.....	63
Figura 5.18 – Latas de alumínio após 4h de moagem em moinho atritor: (a) visão geral das partículas; (b) medição do tamanho das partículas.....	64
Figura 5.19 – Cavaco de alumínio após ser peneirado a 200 mesh: (a) visão geral das partículas; (b) medição do tamanho das partículas.....	65
Figura 5.20 - Mistura de lata de alumínio, pó de ferro e grafite após 10 h de moagem em moinho planetário.....	66
Figura 5.21 - Mistura de cavaco alumínio, ferro e grafite após 14 h de moagem em moinho planetário: (a) região com medição de partículas maiores; (b) região com medição de partículas menores.....	67
Figura 5.22 – MEV das amostras compactadas a 757 MPa após sinterização a 1200°C por 1 h: (a) FL4T e (b) FC4T.....	68
Figura 5.23 – MEV das amostras compactadas a 947 MPa após sinterização a 1200°C por 1 h: (a) FL5T e (b) FC5T.....	68
Figura 5.24 – MEV das amostras compactadas a 1136 MPa após sinterização a 1200°C por 1 h: (a) FL6T e (b) FC6T.....	69
Figura 5.25 – MEV das amostras compactadas a 1325 MPa após sinterização a 1200°C por 1 h: (a) FL7T e (b) FC7T.....	69
Figura 5.26 – Microscopia ótica das amostras: (a) apenas compactada a 500° C; (b) após compactação e tratamento térmico a 950° C por 10 min; (c) após compactação e tratamento térmico a 950° C por 60 min.....	70
Figura 5.27 – Microscopia ótica das amostras após compactação e tratamento térmico: (a) 950° C por 10 min; (b) 950° C por 60 min.....	71
Figura 5.28 – MEV da amostra da amostra após compactação e tratamento térmico a 950° C por 60 min com diferentes ampliações: (a) 201x; (b) 314x; (c) 6100x.....	72
Figura 5.29 - Difratoograma de raios X dos pós de moagem e do compactado a 500°C.....	73
Figura 5.30 - Difratoograma de raios X das amostras: (a) pó compactado a 500°C, (b) tratada a 950°C por 10 min e (c) tratada a 950°C por 60 min.....	74

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Histórico dos principais desenvolvimentos em Metalurgia do Pó.....	30
Tabela 3.2 - Vantagens da metalurgia do pó sobre outros processos.....	36
Tabela 4.1 – Parâmetros do processo de moagem das latas.....	44
Tabela 4.2 - Parâmetros do processo de moagem de alumínio com simulação de aço.....	45
Tabela 4.3 - Parâmetros do processo de moagem da mistura de lata e cavaco de aço.....	45
Tabela 4.4 – Parâmetros da compactação a temperatura ambiente.....	46
Tabela 4.5 – Parâmetros da compactação a quente.....	47
Tabela 4.6 – Parâmetros do forno da compactação a quente.....	49
Tabela 5.1 – Composição química do corpo das latas de alumínio.....	52
Tabela 5.2 – Composição química do cavaco de alumínio.....	52
Tabela 5.3 – Composição química do pó de ferro.....	52
Tabela 5.4 – Composição química do grafite em pó.....	52
Tabela 5.5 – Composição química do aço SAE 1045.....	53
Tabela 5.6 - Microdureza das amostras tratadas termicamente.....	74

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	14
2. OBJETIVOS.....	16
2.1 Objetivo geral.....	16
2.2 Objetivos específicos.....	16
3. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	17
3.1 Alumínio.....	17
3.1.1 Processo de obtenção do alumínio primário.....	18
3.1.2 Ligas de alumínio.....	20
3.1.3 Tratamento de solubilização de ligas de alumínio.....	21
3.1.4 Reciclagem do alumínio.....	22
3.2 Aço.....	23
3.2.1 Processo de obtenção do aço.....	25
3.2.2 Ligas Fe-Al.....	27
3.2.3 Reciclagem do aço.....	28
3.3 Metalurgia do pó.....	29
3.3.1 Etapas da metalurgia do pó.....	31
3.3.2 Vantagens e desvantagens da metalurgia do pó.....	36
3.3.3 Metalurgia do pó do Alumínio.....	37
3.4 Compósitos.....	38
3.4.1 Compósitos de matriz metálica (CMM).....	39
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	40
4.1 Material de partida.....	41
4.2 Moagem de alta energia.....	42
4.2.1 Parâmetros de Moagem para compactação a temperatura ambiente.....	44
4.2.2 Parâmetros de Moagem para compactação a quente.....	45
4.3 Compactação.....	45
4.3.1 Compactação a temperatura ambiente.....	46
4.3.2 Compactação a quente.....	46
4.4 Sinterização e tratamentos térmicos.....	47
4.4.1 Sinterização dos compactados a temperatura ambiente.....	47
4.4.2 Processo de aquecimento dos compactados a quente.....	48
4.4.3 Tratamentos térmicos dos compactados a quente.....	49
4.5 Caracterização.....	49
4.5.1 Microscopia ótica.....	49
4.5.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	50
4.5.3 Medidas de microdureza.....	50
4.5.4 Difração de raios-x (DRX).....	50
4.5.5 Medidas de densidade.....	51
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	52

5.1 Composição química do material de partida.....	52
5.2 Resultados da moagem de alta energia.....	53
5.2.1 Moagem para compactação a temperatura ambiente.....	53
5.2.2 Moagem para compactação a quente.....	55
5.3 Análise da compactação.....	55
5.3.1 Compactação a temperatura ambiente.....	55
5.3.2 Compactação a quente.....	57
5.4 Sinterização e tratamentos térmicos.....	58
5.4.1 Sinterização dos compactados a temperatura ambiente.....	58
5.4.2 Tratamentos térmicos dos compactados a quente.....	60
5.5 Caracterização das amostras compactadas a temperatura ambiente.....	60
5.5.1 Microscopia ótica.....	61
5.5.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	63
5.6 Caracterização das amostras compactadas a quente.....	70
5.6.1 Microscopia ótica.....	70
5.6.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	71
5.6.3 Difração de raios-x (DRX).....	72
5.6.4 Medidas de microdureza.....	74
5.6.5 Medidas de densidade.....	75
6. CONCLUSÃO.....	76
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	77
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	78

1. INTRODUÇÃO

Os materiais metálicos, principalmente o aço e o alumínio, permitiram o progresso tecnológico ao longo de milhares de anos. A demanda por ligas estruturais em setores essenciais como energia, construção, segurança e transporte está resultando em taxas de crescimento de produção estimadas em até 200% até 2050. Contudo, a mineração e a produção de metais têm um grande impacto no uso de recursos naturais, emissões de gases e geração de resíduos. Estes resíduos resultantes da mineração do aço e do alumínio somam, por ano, 2.400 milhões de toneladas, além disso, a produção primária mundial desses metais é responsável por quase 30% das emissões industriais de CO₂ e consome cerca de 8% da energia mundial (RAABE; TASAN; OLIVETTI, 2019).

Considerando as enormes quantidades produzidas (1,7 bilhão de toneladas de aço e 94 milhões de toneladas de alumínio por ano), a tarefa de tornar as ligas estruturais e seus produtos sustentáveis é um enorme desafio. Atualmente, apenas cerca de 20% da sucata é transformada em alumínio forjado e, apenas 40% da produção global de aço é secundária (HARVEY, 2021), o que significa que existem grandes oportunidades no que diz respeito à reciclagem desses metais.

O aço e o alumínio possuem a grande vantagem de poderem ser reciclados sem perder suas propriedades, ou seja, apesar do grande impacto que causam na sua produção primária, o seu resíduo pode voltar para a cadeia produtiva. A produção de alumínio e aço a partir de sucatas gera enormes economias de energia, além de reduzir o impacto ambiental. Por exemplo, a reciclagem do alumínio necessita de 15 vezes menos energia quando comparado com a produção do alumínio primário (LINS, 2015), e reduz em 94% o impacto no aquecimento global (KRISHNAN *et al.*, 2019).

Contudo, o processo convencional para a reciclagem de metais é a fundição, meio de produção que exige altas temperaturas e grande consumo energético. Ademais, as perdas globais de rendimento que ocorrem através do processamento de metal líquido, conformação e fabricação de alumínio e aço são de 40% e 25% em massa, respectivamente (RAABE; TASAN; OLIVETTI, 2019). Outra desvantagem é a perda significativa de material devido à oxidação dos metais durante a fusão, chegando a aproximadamente 50% (KUMAR; BHARTI, 2021).

Baseado nisso, a metalurgia do pó se apresenta como uma rota de processamento vantajosa para a reciclagem de metais, visto que possui número reduzido de etapas na produção quando comparado com outros processos, mantém o volume das peças durante o processamento

e através dela é possível a obtenção de peças com dimensões próximas das dimensões previstas no projeto (ALVES, 2018).

As indústrias que utilizam usinagem nos seus processos de fabricação geram um grande volume de resíduos na forma de cavaco (ALVES, 2018), portanto são uma grande fonte de resíduos metálicos. Além do volume, é importante ressaltar que esse tipo de resíduo está entre os mais difíceis de serem reciclados, pois apresentam alta relação superfície / volume e geralmente são recobertos por óxidos ou outros contaminantes (BAFFARI et al., 2019). Por conta disso, é crescente a necessidade utilizar tecnologias de reaproveitamento desse material secundário que sejam economicamente e ambientalmente viáveis. A metalurgia do pó é também uma alternativa para reciclagem desse tipo de resíduo, visto que necessita de temperaturas menores do que as de fusão, além de apresentar soluções para possíveis contaminantes.

Dessa forma, o presente trabalho se propõe a utilizar a metalurgia do pó, tecnologia sustentável e vantajosa, para o reaproveitamento de resíduos dos metais que geram os maiores impactos ambientais durante a sua produção primária, aço e alumínio, além de buscar uma destinação eficiente para os cavacos, materiais que possuem maior complexidade para a reciclagem. Apesar de o reaproveitamento de resíduos não ser a única forma para solucionar as questões ambientais da atualidade, o volume de aço e alumínio que não retorna para a cadeia produtiva e é descartado no meio ambiente ainda é muito alto para ser ignorado.

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Desenvolver um compósito metálico, com matriz de alumínio e reforço em aço 1045, obtido a partir da reciclagem de diferentes resíduos, empregando a metalurgia do pó como processo de fabricação.

2.2 Objetivos específicos

- Avaliar a influência da temperatura de compactação na produção dos compósitos;
- Avaliar a influência do tratamento térmico na formação de fases intermetálicas;
- Comparar a densidade média calculada do material com a densidade experimental;
- Comparar a microdureza das fases intermetálicas formadas com a matriz do compósito.

3. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

3.1 Alumínio

O alumínio possui número atômico 13 (treze prótons e treze elétrons) com massa atômica 27 u (LINS, 2015). Por possuir estrutura cristalina CFC, apresenta grande ductilidade até mesmo em temperaturas reduzidas, tendo como principal limitação a aplicação em temperaturas mais elevadas, visto que a sua temperatura de fusão é de 660°C (BORGES, 2010). O alumínio pode ter sua resistência mecânica aumentada através de deformação plástica a frio ou formação de ligas, porém ambos os processos diminuem a resistência à corrosão (CALLISTER, 2002). Este elemento possui aspecto cinza prateado e fosco, isso se deve a uma fina camada de óxido que rapidamente se forma em sua superfície, de maneira espontânea, quando exposto ao ar (VARGEL, 2004). Esse óxido é chamado de alumina, um material estável em ambientes com valores de pH próximo ao neutro, mas se dissolve em meio ácido ou alcalino (SOUSA *et al.*, 2015).

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre, porém ele não é encontrado naturalmente na sua forma metálica. Ele se apresenta na forma da criolita (fluoretos de alumínio de sódio), bauxita (hidróxidos de alumínio com argila) ou ainda, granitos e outros sais silicatados e oxigenados. Praticamente todo o alumínio produzido provém da própria bauxita, pois os outros minérios tornam o processo inviável, seja pela escassez ou pela dificuldade de romper as ligações químicas, exigindo altas temperaturas (LINS, 2015).

Embora o alumínio só tenha sido isolado, na forma como é conhecido hoje, em 1825 pelo físico dinamarquês Hans Christian Oersted, pode-se dizer que ele é utilizado há sete milênios, pois os persas, por volta de 6.000 a.C., já fabricavam recipientes de argila que continham óxido de alumínio (Al_2O_3), conhecida hoje como alumina. Trinta séculos mais tarde, egípcios e babilônios utilizaram, para fabricação de cosméticos e produtos medicinais, outra substância que continha alumínio. Apesar disso, este metal é o mais novo utilizado em escala industrial, pois só começou a ser produzido comercialmente há cerca de 150 anos. No Brasil, a história do alumínio teve início com a instalação da Companhia Paulista de Artefatos de Alumínio em 1917, ano que a produção mundial do alumínio atingiu seu primeiro milhão de toneladas. Já a instalação das primeiras fábricas de alumínio primário no país ocorreu a partir dos anos 1950, tendo o primeiro lingote produzido em Ouro Preto no ano de 1945 (ABAL, 2023).

Ao longo dos anos, a utilização do alumínio vem crescendo em diversos setores, tanto no estado puro, quanto as suas ligas. Os setores que mais empregam este metal são o de transporte, embalagens, construção, elétrico, consumo durável, maquinário e equipamentos.

Características como baixa densidade e possibilidade de reciclagem foram atrativos para o setor de transporte como um todo, visto que é possível alcançar melhores resultados na eficiência do consumo médio de combustível (LINS, 2015). Em algumas aeronaves, o alumínio chega a corresponder a aproximadamente 80% do peso do avião descarregado (MAHFOUD, EMADI, 2010).

A produção atual do alumínio supera a soma de todos os outros metais não ferrosos. Os Estados Unidos e o Canadá são os maiores produtores mundiais de alumínio, entretanto, nenhum deles possui jazidas de bauxita em seu território, dependendo exclusivamente da importação. O Brasil tem a terceira maior reserva do minério no mundo, localizada na região amazônica, perdendo apenas para Austrália e Guiné. Além da Amazônia, o alumínio pode ser encontrado no sudeste do Brasil, na região de Poços de Caldas (MG) e Cataguases (MG) (BORGES, 2010). O Brasil é o décimo primeiro produtor de alumínio primário, precedido pela China, Rússia, Canadá, Emirados Árabes, Índia, Austrália, Noruega, Bahrein, Arábia Saudita e Islândia; quarto produtor de bauxita, atrás da Austrália, China e Guiné; e terceiro produtor de alumina, atrás de China e Austrália (ABAL,2023).

O ciclo de produção de alumínio, além de possuir alta demanda energética, é responsável por uma parcela relevante das emissões globais de CO₂, chegando a 25% das emissões anuais (WORRELL *et al.*, 2016). Estima-se que de 2005 a 2050, a demanda por alumínio deverá crescer por um fator entre 2,6 e 3,5 (GUTOWSKI *et al.*, 2013), dessa forma fica evidente a necessidade de implementar estratégias que estendam o ciclo de vida deste material (INGARAO, 2017).

3.1.1 Processo de obtenção do alumínio primário

Conforme dito na seção anterior, o alumínio não é encontrado diretamente em estado metálico na crosta terrestre, sua obtenção se dá a partir da mineração da bauxita, seguida das etapas de refinaria e redução. A bauxita é constituída por óxido de alumínio hidratado, devendo apresentar, no mínimo, 30% de óxido de alumínio (Al₂O₃) aproveitável para que a produção de alumínio seja economicamente viável. A figura 3.1 exemplifica o processo de mineração da bauxita, esta etapa tem como único rejeito a argila, sem qualquer aditivo químico, que irá para as barragens onde é depositada. Para amenizar o risco de vazamento dessas barragens, é possível a compactação da argila possibilitando a recuperação da água (ABAL, 2023).



Figura 3.1 – Processo de mineração da bauxita
(Fonte: ABAL, 2023).

Na fase de refino, a alumina é o insumo para a obtenção do alumínio primário, mas pode ter outras aplicações também como fabricação de materiais refratários, tratamento de água, uso em produtos abrasivos e para polimento, como retardante de chamas, na produção de velas de ignição entre outros (ABAL, 2023). O processo Bayer é o principal e o mais econômico método para produção de alumina e está descrito na figura 3.2. Neste processo, para cada 2-2,5 toneladas de bauxita tem-se, após a calcinação, aproximadamente 1 tonelada de alumina (BRASIL ALUMÍNIO, 2023).



Figura 3.2 – Processo Bayer de refino da alumina
(Fonte: ABAL, 2023).

A obtenção do alumínio ocorre pela redução da alumina calcinada em cubas eletrolíticas, a altas temperaturas, no processo conhecido como Hall-Héroult. Este processo foi desenvolvido em 1866 quando nos Estados Unidos, Charles Martin Hall e na França Louis Toussaint Héroult, de maneira independente, obtiveram o primeiro alumínio puro da dissolução eletrolítica de óxido de alumínio em banho de criolita. Tal processo ainda é o principal método de obtenção do metal puro. No processo Hall-Héroult são necessárias duas toneladas de alumina para produzir uma tonelada de metal primário e consome cerca de 15,9 kWhcc para a produção de um quilo de alumínio primário (ABAL, 2023).

A produção de alumínio envolve um consumo de energia muito alto porque sua produção é baseada em um processo de redução eletrolítica, o que envolve correntes muito altas (ZHANG *et al.*, 2016). Estima-se que 20 a 40% do custo de produção pode ser contabilizado pela energia elétrica consumida durante a produção (THE ALUMINUM ASSOCIATION, 2023).

3.1.2 Ligas de alumínio

Um dos aspectos mais atraentes do alumínio é a facilidade de se combinar com a maioria dos metais de engenharia, chamados de elementos de liga, e formar as ligas de alumínio. Através dessas combinações, é possível obter um material com as propriedades desejadas no produto final. As ligas de alumínio oferecem à indústria uma grande variedade de combinações de resistência mecânica, resistência à corrosão e ao ataque de substâncias químicas, condutibilidade elétrica, usinabilidade, ductibilidade e formabilidade (LINS, 2015). Além disso, essas ligas são caracterizadas por uma densidade relativamente baixa ($2,7 \text{ g/cm}^3$, em comparação com a densidade do aço que é de $7,9 \text{ g/cm}^3$) (CALLISTER, 2002).

As ligas de alumínio podem ser classificadas conforme o seu processo de fabricação e se dividem basicamente em: fundidas ou trabalhadas. No caso das ligas fundidas, elas possuem baixo alongamento. Já as ligas trabalhadas, por possuírem alto alongamento, permitem ser trabalhadas posteriormente a frio ou a quente (ZANGRANDI, 2008) e podem ser sub-classificadas em tratáveis termicamente e não-tratáveis termicamente. Nas ligas tratáveis há aumento da resistência mecânica e mudança da microestrutura através do processo de fornecimento de energia térmica e posterior resfriamento. Já as não-tratáveis são aquelas em que o aumento de resistência só é possível mediante a realização de um trabalho a frio. Este é o caso da maioria dos produtos laminados de alumínio no Brasil, incluindo a liga AA3104 (PATROCINIO, 2011).

A liga AA3104 pertence ao grupo 3XXX e é classificada como trabalhável não-tratável termicamente, contendo como principal elemento de liga o manganês. Suas principais

aplicações são: estampagem de chapas e folhas para a fabricação de latas para bebidas (KOLOSOSKI *et al.*, 1998; MERCHANT *et al.*, 1990). Ligas de alumínio contendo manganês, ferro e silício solidificam com a formação de intermetálicos na região interdendrítica. A estrutura destes particulados intermetálicos é instável devido a uma morfologia ramificada irregular e uma alta densidade de defeitos de crescimento. O ferro é um elemento de liga que possui uma elevada tendência de segregação no alumínio. De forma geral, as ligas de alumínio do grupo 3XXX apresentam como característica uma baixa solubilidade do manganês e do ferro na matriz e por isso eles tendem a ser os componentes que estarão na condição supersaturada na matriz do alumínio bruto de fusão (CALÇADA, 2018).

3.1.3 Tratamento de solubilização de ligas de alumínio

Tratamentos térmicos são operações de aquecimento e resfriamento controlados que têm o objetivo de melhorar as propriedades dos materiais (DA COSTA, 2010). Considerando-se os tratamentos térmicos das ligas de alumínio, deve-se inicialmente diferenciar as ligas termicamente tratáveis (séries 2XXX, 6XXX, 7XXX e a maioria da série 8XXX), que podem endurecer por meio de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, daquelas cujo aumento de dureza só pode ser obtido mediante trabalho mecânico e conseqüentemente encruamento (séries 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX) (INFOMET, 2023).

A solubilização consiste em aquecer o material a uma temperatura elevada, em geral relativamente próxima do ponto de fusão, com o objetivo de fazer a dissolução das fases secundárias inicialmente presentes na liga. A dissolução ocorre, pois, com a temperatura elevada e o tempo suficiente, os coeficientes de difusão dos elementos de liga estão suficientemente aumentados para que ocorra a migração dos átomos. O tempo de permanência na temperatura é fundamental para assegurar que o envelhecimento subsequente, realizado em temperatura bem mais baixa e tempo mais prolongado, ocorra de modo controlado, de tal maneira que os precipitados sejam formados de forma controlada (INFOMET, 2023).

Quando o material é submetido à um resfriamento rápido em água, ao chegar a temperatura ambiente, a solução sólida supersaturada é mantida, porém essa condição solubilizada não é uma condição de equilíbrio, então a precipitação das fases acontece na busca deste equilíbrio (DA COSTA, 2010). Posteriormente, com a manutenção do material a temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou a uma temperatura mais elevada (envelhecimento artificial) ocorre a formação dos precipitados endurecedores. No envelhecimento natural a cinética de precipitação é mais lenta do que no envelhecimento artificial, no qual o controle de temperatura e tempo permite a obtenção de valores de dureza mais elevados. No envelhecimento artificial é possível

atingir o máximo de dureza para um determinado tempo de tratamento, após o qual o crescimento excessivo dos precipitados e a consequente perda de coerência dos mesmos com a matriz leva à queda de dureza denominada superenvelhecimento (INFOMET, 2023).

Os principais objetivos do tratamento de solubilização são: aumentar a ductilidade, aliviar tensões e produzir microestruturas desejadas. Após conformação ou soldagem, a solubilização pode ser usada para homogeneizar a microestrutura, aumentar a resistência à corrosão e a ductilidade.

3.1.4 Reciclagem do alumínio

A reciclabilidade do alumínio é uma das suas principais vantagens, pois esse material tem a capacidade de ser reciclado infinitas vezes sem perder suas propriedades físico-químicas no processo de reaproveitamento. O alumínio pode ser reciclado a partir de sucatas geradas por produtos de vida útil esgotada ou também de sobras do processo produtivo (ABAL, 2023).

O alumínio produzido a partir de sucata é chamado de produção secundária e essa produção requer menos energia para fabricação (apenas 8% da energia utilizada na produção primária) e a emissão é reduzida para 8% dos gases emitidos durante a produção primária (DNPM, 2017; FEARNSSIDE, 2016) além de o custo da sucata ser ínfimo. A reciclagem apresenta grandes benefícios econômicos e ambientais, pois além da economia de energia, o aumento do uso de metal reciclado é também muito importante do ponto de vista ecológico, visto que o processo de extração deste minério, assim como dos demais, é uma atividade que provoca intenso impacto do solo e dos corpos hídricos próximos (RECICLOTECA, 2023). Outro dado que reforça a eficiência da reciclagem desse material é que 75% de todo o alumínio produzido até hoje ainda está em uso (DNPM, 2017; FEARNSSIDE, 2016).

O alumínio reciclado por fusão geralmente tem um nível maior de hidrogênio, cálcio e grandes inclusões de óxidos, que se formam durante a exposição a elevadas temperaturas usadas na fundição do alumínio secundário (MAHFOUD, EMADI, 2010). As sucatas de metal são muitas vezes compostas por cavacos resultantes de operações de usinagem e conformação. Este tipo de resíduo sólido está entre os mais difíceis de serem reciclados, pois são caracterizados por alta relação superfície/volume e geralmente são cobertos por formações de óxidos ou outros contaminantes. Dessa forma, o processo de reciclagem através da fusão de sucatas apresentou eficiência energética baixa, além de perdas de material por oxidação. Para contornar essas dificuldades, o processo de reciclagem no estado sólido passou a ser empregado, gerando economia de material e de energia (BAFFARI *et al.*, 2019).

A reciclagem de cavacos de alumínio via extrusão direta a quente evita os processos de fusão e fundição. A eliminação dessas etapas pode dificultar a capacidade de controlar a composição química, no entanto, esse processo oferece benefícios ambientais devido à economia de energia de cerca de 90-95% (GÜLEY *et al.*, 2010), além de reduzir as perdas de alumínio, uma vez que não há formação de escória e oxidação durante o processo (DUFLOU *et al.*, 2015). O fluxo do processo de reciclagem também é encurtado, melhorando significativamente o tempo de ciclo (WAGIMAN *et al.*, 2020).

O tamanho do cavaco é um dos fatores que influencia a densidade e as propriedades mecânicas do tarugo compactado (KAČMARČIK, 2012). Cavacos com tamanhos pequenos permitem a obtenção de maior densidade devido aos menores espaços vagos entre as partículas adjacentes (LAJIS, 2013). A rota de processamento baseada na metalurgia do pó requer tamanhos menores de cavaco (menos de 2 mm) para fornecer alta densificação e uma boa ligação entre os cavacos granulados (WAGIMAN *et al.*, 2020).

Pode-se dizer que desde a década de 1920 o Brasil já pratica a reciclagem, pois a produção de utensílios de alumínio no país era feita a partir da sucata importada de outros países. Nos anos 1990, com o início da produção das latas no Brasil, a reciclagem do metal foi intensificada, registrando volumes cada vez maiores (BORGES, 2010). Em 2017, o material mais reciclado no país foram as latas de alumínio, que chegaram a um montante de 97,3% de reaproveitamento do total gerado no setor. O reaproveitamento de cavacos ainda não aparece na estatística, mas está entre os vinte tipos de sucata que são identificadas no mercado nacional (LIMA, 2019). Hoje o Brasil ocupa a segunda colocação no mundo dos países que reciclam o alumínio que consome, uma quantia em torno de 51,6% do que é produzido de alumínio é reciclado (SILVA, 2023).

Atualmente, o Brasil é líder mundial na reciclagem de latas de alumínio, reciclando cerca de 198,8 mil toneladas, o que corresponde a 98,2% do total de latas produzidas no país. Apesar do alto índice da reciclagem de latas, no mundo, somente 31,1% do alumínio consumido em produtos domésticos é reciclado (ABAL, 2023). Estabelecer as latas como único indicador da reciclagem de alumínio não corresponde à realidade dos diversos produtos fabricados com este metal.

3.2 Aço

O aço é uma liga metálica formada por ferro e carbono, onde o percentual em massa do carbono varia desde 0,008 até 2,14%. Dentro deste intervalo, o aço pode ser classificado como de baixo carbono se o seu percentual estiver entre 0,008 e 0,25%, médio carbono de 0,25 a

0,60%, e alto carbono de 0,60 a 2,14%. Com valores superiores a estes, a liga passa a ser chamada de ferro fundido (CALLISTER, 2002).

Algumas propriedades mecânicas do aço variam de acordo com o teor de carbono, dentre elas estão dureza, resistência, tenacidade e ductilidade. A dureza e a resistência estão diretamente relacionadas entre si, enquanto a tenacidade e ductilidade estão inversamente relacionadas com as duas primeiras. Isso significa que materiais duros são mais resistentes, porém pouco dúcteis e tenazes. Os aços de baixo carbono se caracterizam por serem macios e pouco resistentes, mas dúcteis e tenazes. Já aços com alto teor de carbono são duros e resistentes, porém frágeis (VAN VLACK, 1984).

Para alcançar uma boa combinação entre resistência e ductilidade, o aço deve possuir microestrutura constituída de diferentes fases, coexistindo em aproximado equilíbrio termodinâmico (WANG *et al.*, 1995; ALI *et al.*, 1993). As principais fases presentes em um aço são a ferrita, a austenita retida, a cementita, a perlita e a martensita. A ferrita, também chamada de ferro alfa (α), apresenta uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e baixa solubilidade ao carbono (máximo de 0,02% em massa a 727°C). Apresenta como características a estabilidade na temperatura ambiente, ductilidade e ferromagnetismo. Existe também o ferro delta, que possui a mesma estrutura CCC, mas que só existe em temperaturas acima de 1400°C (CALLISTER, 2002).

A cementita (Fe_3C) é um carboneto de ferro que apresenta célula ortorrômbica e percentual de carbono em massa da ordem de 6,7% (VAN VLACK, 1984). Além disso, caracteriza-se por ser quebradiça (COLPAERT, 1974), ferromagnética (HUME-ROTHERY, 1968) e extremamente dura (CHIAVERINI, 1984).

A perlita é um microconstituente formado por ferrita e cementita dispostos em lamelas alternadas e paralelas entre si. Sua formação ocorre durante o resfriamento a partir da austenita, quando a rede passa da forma CFC para CCC. Com o surgimento dos grãos ferríticos, os átomos de carbono não são absorvidos e se difundem até se concentrarem nos contornos de grãos. Esta é uma fase que requer resfriamento controlado, pois precisa do processo de difusão para ocorrer (CALLISTER, 2002).

A martensita é uma fase ferromagnética muito resistente, além de ser muito dura e frágil. A formação desta fase pode ocorrer de duas maneiras, a primeira é através de um resfriamento brusco do aço a partir do campo austenítico até a temperatura ambiente. O segundo processo envolve a aplicação de um esforço mecânico sobre o aço na temperatura ambiente, desde que exista austenita presente na microestrutura. A transformação da austenita em martensita pode ser caracterizada por três formas diferentes, sendo elas: transformação espontânea (térmica),

nucleação assistida por tensão e nucleação induzida por deformação (LICHTENFELD, MATAYA, VAN TYNE, 2006).

O ferro e alumínio são dois dos principais componentes da crosta terrestre. As reservas estimadas de minério de ferro e bauxita são de 180 bilhões e 28 bilhões de toneladas, respectivamente (JORGENSEN, 2011; BRAY, 2011). Esses dois metais também são a base de grande parte da produção industrial, o que leva ao processamento extensivo desses minérios em produtos metálicos (BORGES *et al.*, 2014). Apesar do ferro ser o sexto elemento mais abundante na crosta terrestre, apenas uma pequena fração consegue ser extraída e a altíssimos custos ambientais e econômicos (HARVEY, 2021).

3.2.1 Processo de obtenção do aço

Para a produção de ferro e aço, dentre as diversas matérias-primas necessárias, o minério de ferro é a mais importante, tanto em quantidade, quanto em custo. O ferro ocorre na natureza de diversas formas, porém para a indústria siderúrgica, os minerais formados por óxidos de ferro representam a grande maioria das fontes de ferro. São eles (SILVA, MEI, 1988):

- Magnetita (Fe_3O_4) – possui composição aproximada de 72% de ferro e 28% de oxigênio, com coloração cinza-escura a preta e densidade de 5,16 g/cm³. É altamente magnética, permitindo fácil separação de resíduos indesejáveis ao minério.

- Hematita (Fe_2O_3) – possui composição aproximada de 70% de ferro e 30% de oxigênio, com coloração que varia de cinzenta a avermelhada e densidade de 5,26 g/cm³. É o minério de maior emprego na siderurgia. As maiores jazidas brasileiras estão localizadas em Carajás, no estado do Pará.

A metalurgia do ferro consiste, basicamente, na redução dos seus óxidos por meio de um redutor que, em geral, é um combustível carbonoso. A figura 3.3 apresenta o fluxo de produção do aço.

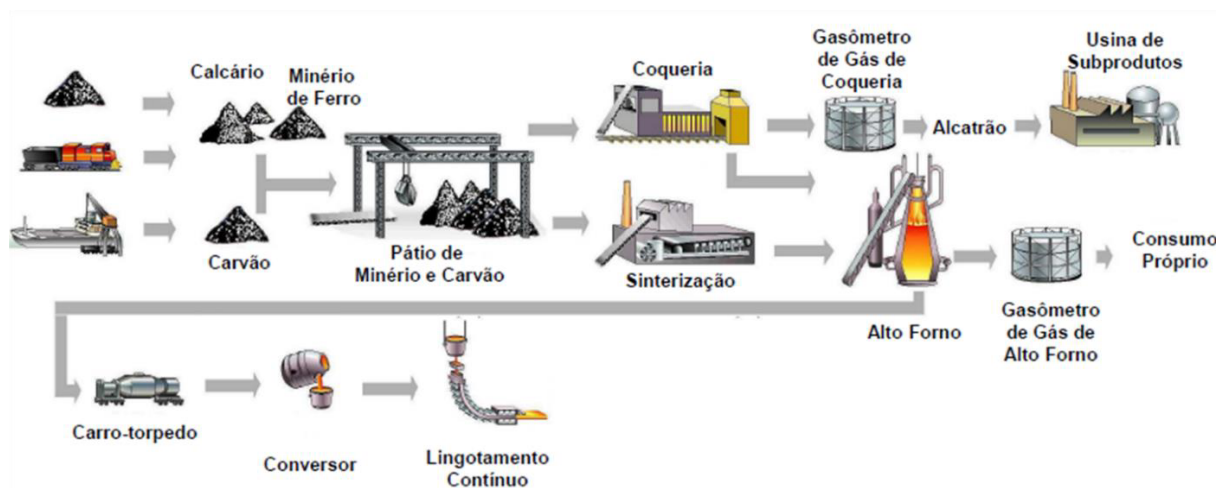


Figura 3.3 - Fluxo de Produção do aço
(Fonte: ABM, 2023).

O ferro-gusa é a forma intermediária pela qual passa praticamente todo o ferro usado na fabricação do aço. É o produto da redução do minério de ferro em alto-forno e contém elevado teor de carbono, devido ao contato próximo com o coque ou carvão vegetal. Geralmente o ferro-gusa tem de 3,0 a 4,5% de carbono e uma grande quantidade de impurezas, por isso, não é utilizado industrialmente, devendo ser purificado antes da sua utilização. As impurezas principais são: carbono, silício, manganês, fósforo e enxofre (SILVA, 2011).

O alto-forno é um aparelho metalúrgico destinado à fusão redutora do minério de ferro. Possui funcionamento contínuo e caracteriza-se pelo fato de que, em funcionamento, fica em contato com a carga e os gases, produzindo grandes reações entre eles. No processo de alto-forno são carregados pelo topo minério de ferro, na forma de pelotas ou sinter; coque ou carvão vegetal, que atuam como combustível e redutor simultaneamente e o fundente, que é o calcário ou dolomita. De forma geral, o alto forno é um trocador de calor à contracorrente em que a matéria-prima é carregada alternadamente pelo topo através de uma correia transportadora. Os materiais aquecem e passam por uma redução ao entrar em contato com a corrente quente, ascendente, de gás redutor. Os produtos obtidos no alto-forno são: ferro-gusa, escória, gás e poeiras (SILVA, 2011).

Na etapa seguinte, o ferro-gusa vai para a aciaria, que é a unidade da usina siderúrgica responsável pela produção do aço na forma de produtos semiacabados. Nesta etapa do processo ocorre o refino do gusa, ou seja, são reduzidos os teores de carbono, silício, manganês, fósforo e enxofre. A transformação do ferro-gusa em aço ocorre em conversores que utilizam o como princípio químico a oxidação, assim, todos os processos de aciaria envolvem a introdução de quantidades controladas de oxigênio no processo (SILVA, MEI, 1988).

O refino do ferro-gusa através do conversor LD é o processo mais utilizado na produção de aço atualmente por possuir baixo custo de instalação, rapidez na produtividade, não consome combustível além de ser possível o reaproveitamento da sucata gerada no próprio processo. Essa sucata corresponde a 23% do aço bruto e é isenta das impurezas presentes em sucatas externas (SILVA, 2011).

O aço também pode ser produzido através de fornos elétricos, esse processo contribui hoje com 30% da produção mundial. Porém, esses fornos possuem algumas desvantagens como um único forno não ser o bastante para alimentar um lingotamento contínuo, suas instalações são mais caras e é mais difícil o controle de carga para utilização de sucatas (SILVA, 2011).

Após o refino, o aço líquido é transportado em panelas até o lingotamento contínuo onde será transformado em produtos sólidos. O lingotamento pode ser direto ou indireto. No primeiro caso, cada lingoteira é preenchida individualmente, já no processo indireto utiliza-se o sistema de vasos comunicantes e várias lingoteiras são preenchidas ao mesmo tempo. O processo indireto possui vantagens como menores vazões de lingotamento, menor turbulência no molde, ausência de borrifos e temperatura final mais elevada (SILVA, MEI, 1988). O processo de lingotamento fundamenta-se na extração de calor contido no aço líquido vazado no molde resfriado à água, e resfriamento secundário, provocando uma solidificação progressiva, da superfície para o núcleo. O lingotamento contínuo é, portanto, um processo no qual o metal sai da máquina sob a forma de uma barra (ou placa) já sólida externamente (SILVA, 2011).

3.2.2 Ligas Fe-Al

As ligas Fe-Al podem ser descritas como uma família de ligas, contendo ferro e alumínio, formadas por solução sólida substitucional, ordenadas em baixas temperaturas e desordenadas em temperaturas elevadas (BORGES, 2010). Uma das primeiras descobertas em relação às ligas Fe-Al foi que o ferro resiste à oxidação se ligado ao alumínio (PALM *et al.*, 2019).

Os compostos intermetálicos Fe-Al contêm uma mistura de ligações metálicas e covalentes (KUMARAN *et al.*, 2008), o que resulta em propriedades mecânicas como alta resistência à corrosão por sulfeto e alta resistência à oxidação em temperaturas elevadas. A temperatura ambiente, estes compostos apresentam baixa ductilidade, o que limita sua capacidade de fabricação a frio (GAO *et al.*, 2009).

As ligas de ferro com alumínio são atrativas para aplicação em temperaturas acima daquelas normalmente associadas às ligas convencionais de alumínio, devido à estabilidade da microestrutura, decorrente da baixa difusividade do ferro no alumínio. Além disso, a adição de

ferro nas ligas de alumínio aumenta sua resistência a alta temperatura devido à dispersão de partículas de segunda fase (FROES *et al.*, 2001).

A densidade teórica das ligas de alumínio aumenta com o aumento do teor de ferro, o que pode ser atribuído à densidade do ferro ($7,8 \text{ g/cm}^3$) ser maior do que a densidade do alumínio puro ($2,7 \text{ g/cm}^3$). No entanto, a sinterização de compactados a 600°C por 1 h resulta em uma densificação, para a matriz de alumínio, que diminui com o aumento do teor de ferro. Essa menor densificação se deve à aglomeração das partículas de ferro durante o processo de sinterização e a densa rede formada por essas partículas impede a densificação (SHEN, CHAWLA, 2001). Além disso, devido à alta dureza do ferro, esses compostos possuem menor compressibilidade que pode resultar em menor densificação (FATHY *et al.*, 2015).

A dureza do material é um parâmetro físico que indica a capacidade de resistir à deformação plástica local. O aumento do teor de ferro em ligas de alumínio provoca um aumento contínuo na dureza, já que o ferro, por possuir alta dureza, ao atuar como fase de reforço, se dispersa na matriz de alumínio e impede o movimento de deslocamento quando ocorre a deformação plástica (FATHY *et al.*, 2015). A formação do intermetálico $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ também aumenta a dureza do compósito (KHRAISAT, ABU JADAYIL, 2010).

3.2.3 Reciclagem do aço

O aço é um material 100% reciclável e sua sucata é convertida em aço de grau superior, inferior ou igual, dependendo da metalurgia e do processamento do produto requerido. A produção primária geralmente se refere à fabricação de ferro a partir de minério de ferro e a produção secundária refere-se à rota de reciclagem. Na produção primária, é comum usar 10-30% de sucata como entrada de ferro (BROADBENT, 2016). A produção de aço a partir de minério de ferro requer uma série de etapas de grande gasto energético e emissões de CO_2 , enquanto a produção por meio da reciclagem requer até 10 vezes menos energia (HARVEY, 2021).

Já é de se esperar que as ligas produzidas com matérias-primas recicladas estejam sujeitas a incorporar maiores níveis de impurezas e apresentar maiores densidades de defeitos (BORGES *et al.*, 2014), porém o valor econômico final de um produto não é determinado pelo conteúdo reciclado e existem muitos exemplos de produtos de alto valor que contêm grandes quantidades de aço reciclado. Alguns produtos de aço são obtidos principalmente por meio da rota primária, porque suas especificações exigem poucos elementos residuais e acaba sendo mais econômico utilizar mais material primário (BROADBENT, 2016).

A reciclagem do aço atende demandas em diferentes setores, entre eles o automotivo, construção civil, máquinas e equipamentos, cutelaria (RESENDE, 2014). A crescente demanda global por aço resulta em uma capacidade contínua de absorver sua sucata, porém não há sucata suficiente para produzir todo o aço necessário para atender ao mercado. Isso não é consequência de deficiências na coleta de resíduos sólidos, pois as taxas de recuperação dos produtos siderúrgicos são altas, a grande questão é que a vida útil dos produtos costuma ser longa, levando muito tempo para que os produtos possam retornar à cadeia produtiva como matéria-prima.

É de suma importância projetar produtos que facilitem a desmontagem e a separação da sucata no final da sua vida útil, pois uma classificação adequada desses resíduos pode garantir que aços de maior qualidade possam ser alcançados através de reciclagem (BROADBENT, 2016). Caso a sucata de aço não seja separada corretamente, ela acaba sendo destinada a usos finais que possuem maior tolerância a impurezas, como infraestruturas, ou seja, a reciclagem desse resíduo resulta em um aço de grau inferior ao original. Infelizmente isso é o que acontece com grande parte das sucatas, por exemplo, apenas 7-8% do aço recuperado de carros é reciclado de volta para a mesma utilização (NAKAMURA *et al.*, 2014).

Três tipos de resíduos sólidos são gerados durante o ciclo de vida do aço: a sucata de conformação, que é produzida durante a fundição e conformação de produtos intermediários de aço, como vergalhões, tubos e chapas; sucata de fabricação, que é gerada quando os produtos intermediários são cortados em produtos finais; e sucata de fim de vida útil, que é produzida quando os produtos de aço não são mais usados (HARVEY, 2021).

Sabe-se que cada tonelada de aço reciclado representa uma economia de 1.140kg de minério de ferro, 154kg de carvão e 18kg de cal (RESENDE, 2014). Apesar disso, atualmente apenas 40% da produção global é de aço secundário (HARVEY, 2021). Isso mostra que ainda há grandes oportunidades de economia, reciclagem e reaproveitamento de metal e de energia.

3.3 Metalurgia do pó

Pesquisas arqueológicas mostram que o homem já produzia espadas, lanças e ferramentas a partir de aglomerados de ferro há cerca de 6.000 anos antes de Cristo, porém a metalurgia do pó acaba sendo considerada uma técnica relativamente recente devido ao fato de que os primeiros passos para o desenvolvimento moderno desta técnica só terem sido dados no século XIX. É, portanto, no início deste século que ocorrem os maiores desenvolvimentos na aplicação industrial da metalurgia do pó, pois data desse período a produção de peças de platina maleável,

material que até então não podia ser processado por fundição normal em razão do seu alto ponto de fusão (cerca de 1.775°C) (CHIAVERINI, 1992).

Os mais importantes desenvolvimentos de aplicação industrial desta época foram os processos para obtenção de peças de tungstênio e de molibdênio por sinterização, metais refratários cujos altos pontos de fusão impossibilitavam sua fabricação por processos convencionais. Só a partir de 1930 é que a utilização do pó de ferro se expandiu na produção de componentes mecânicos (CHIAVERINI, 1992). A Segunda Guerra Mundial também foi um grande marco no desenvolvimento da metalurgia do pó, visto que o alumínio foi utilizado extensivamente como incendiário (JUDGE, KIPOUROS, 2018) além de ser necessário atender à demanda crescente da indústria automobilística (CHIAVERINI, 1992).

Embora tenha existido por mais de 100 anos, só ao longo do último quarto de século é que a metalurgia do pó se tornou amplamente reconhecida como uma maneira superior de produzir peças de alta qualidade para uma variedade de aplicações importantes (CARSON *et al.*, 1998). A tabela 3.1 resume diversas etapas do desenvolvimento da metalurgia do pó ao longo do tempo.

Tabela 3.1 – Histórico dos principais desenvolvimentos em Metalurgia do Pó.

Data	Desenvolvimento	Local
3000 AC	O “ferro esponja” para fazer ferramentas	Egito, África, Índia
1200 DC	Cimentação de grãos de platina	América do Sul (Incas)
1781	Liga de platina-arsênico	França e Alemanha
1830	Sinterização de vários metais	Europa
1900	Início do uso do Pó de Alumínio	Estados Unidos
1930	Metal Duro	Alemanha
1980	Tecnologia de solidificação rápida e de moldagem por injeção de pó	Estados Unidos
1990	Compostos intermetálicos, compactação a morno	Estados Unidos e Reino Unido
2000	Peças de MP são usadas na maioria dos sistemas de engenharia	Grande parte dos Países

(Fonte: WHITE, 1998)

A metalurgia do pó (MP) se caracteriza por ser um processo de fabricação de componentes não metálicos, metálicos ou compósitos, que forma a peça quase na sua forma final, produzindo componentes com alta precisão, a baixo custo e com pouco desperdício, geralmente sem a

necessidade de operações de usinagem ou acabamento posteriores (WU *et al.*, 2003). Essa técnica de processamento forma ligas ou compósitos através do aquecimento de pós metálicos compactados, sem recorrer à fusão do material e ocorrendo na ausência ou presença parcial de fase líquida (CARSON *et al.*, 1998).

Através da metalurgia do pó é possível produzir combinações não usuais de materiais com características estruturais e físicas que não são possíveis de produzir por outros processos metalúrgicos. A exemplo disso, é possível citar as ligas de titânio, elemento que possui elevado ponto de fusão (1668°C), o que dificulta a sua fabricação através de fundição (LINS, 2015). Ademais, o processo de metalurgia do pó permite um controle rigoroso da composição química, o que permite definir propriedades específicas para cada aplicação em que as peças produzidas serão utilizadas, dentre as quais estão a indústria automobilística e a produção de ferramentas (SANTOS, 2018).

Diante disso, a metalurgia do pó tem se mostrado uma tecnologia de fabricação altamente versátil, que pode servir como uma alternativa de baixo custo e sustentável aos métodos tradicionais de processamento de metais (JUDGE, KIPOUROS, 2018).

3.3.1 Etapas da metalurgia do pó

Considerando o caso mais simples, o processo da metalurgia do pó é composto das etapas seguintes: (a) obtenção dos pós constituintes, (b) mistura de pós e lubrificação, (c) compactação da mistura de pós, (d) sinterização e (e) operações complementares de acabamento e ajuste dimensional (MORAIS, 2012).

a) Obtenção dos pós constituintes

O processo de fabricação dos pós metálicos implica diretamente na qualidade deles. Esses pós são definidos por partículas de metais com tamanho inferior a 1 mm, que podem ser obtidos por três métodos:

- Mecânico: que envolve usinagem e moagem;
- Químico: que abrange deposição eletrolítica, decomposição térmica, precipitação de líquido, entre outros;
- Físico: que compreende as atomizações à água, gás e ar comprimido (FABIANE, 2016).

A Moagem de Alta Energia (MAE) é uma técnica de processamento de pós que ocorre no estado sólido envolvendo processos continuados de soldas e fraturas em moinhos de esfera de alta energia, como os moinhos vibratórios, planetários e atritores. Quando as esferas entram em contato há uma colisão em alta velocidade entre elas e certa quantidade de pó, nessa colisão as

esferas transferem energia cinética para as partículas de pó, provocando mecanismos de deformação plástica, fratura e soldagem. As principais variáveis do processo de MAE são: tipo de moinho, recipiente de moagem, velocidade, tempo, tamanho e distribuição das bolas, relação de massa de bola/massa de pó (poder de moagem), tamanho da jarra, atmosfera, agente de controle de processos e temperatura (SOUSA, 2012).

Como a qualidade dos pós metálicos é uma função do processo de fabricação, é possível obter pós com diferentes características. Na metalurgia do pó, a uniformidade da matéria-prima tem um papel mais importante do que na maioria dos processos metalúrgicos e, dessa forma, é imprescindível que haja um controle rigoroso dessas características, pois as propriedades dos produtos da metalurgia do pó são fortemente dependentes das características dos pós de partida (LINS, 2015).

No momento da definição dos pós a serem utilizados na metalurgia do pó é importante levar em consideração a composição química e pureza, tamanho de partícula e distribuição desse tamanho, forma da partícula e textura superficial. Cada partícula de pó deve apresentar a composição desejada para a liga, isso garantirá o sucesso na obtenção do produto final (POQUILLON *et al.*, 2002). Além disso, outras características dos pós que devem ser levadas em conta são: microestrutura e porosidade da partícula, densidade aparente, velocidade de escoamento, superfície específica, compressibilidade e resistência a verde (CHIAVERINI, 1992).

É importante conhecer a pureza e a composição química dos pós pois as suas características podem influenciar tanto nas condições de compactação, como nas de sinterização e assim alterar as propriedades finais do material. A estrutura cristalina dos pós também exerce grande influência no comportamento do material durante a compactação e sinterização. A porosidade das partículas afeta a densidade aparente e a compressibilidade, bem como a porosidade da peça acabada. A densidade aparente, que nada mais é do que o volume da massa solta de pó, é importante para estabelecer os critérios de compactação e, geralmente, se situa entre 20 e 50% da densidade teórica do material, no caso dos pós metálicos. A resistência a verde, que é a resistência do compactado antes de ser submetido à sinterização, se deve à deformação plástica que ocorre com a aplicação da pressão de compactação. Já a compressibilidade é a relação entre a densidade a verde e a densidade aparente, ou seja, o decréscimo de volume que ocorre na compactação (CHIAVERINI, 1992).

O tamanho e a forma das partículas são as características mais importantes dos pós metálicos e estão intimamente relacionadas. As formas das partículas são definidas de acordo com o processo de obtenção do pó. Apesar de a forma esférica ser aparentemente mais favorável

à compactação, partículas de forma irregular tendem a produzir compactados com melhores características de sinterização. Além disso, a distribuição adequada dos tamanhos de partículas oferece melhores condições de operação da metalurgia do pó e o método mais comum para a determinação destes tamanhos é o peneiramento. (CHIAVERINI, 1992).

b) Mistura de pós e Lubrificação

A moagem de alta energia além de ser um método de obtenção de pó, também é utilizada na mistura da matéria-prima, sendo possível refinar a microestrutura dos materiais e estender sua solubilidade sólida fornecendo uma mistura homogênea, além de, em determinados casos, incorporar o material lubrificante (TOTTEN, MACKENZIE, 2003). A principal função do lubrificante é reduzir o atrito entre a massa do pó e as superfícies das ferramentas ao longo do qual o pó deve deslizar durante a compactação, auxiliando assim a uniformidade desejada da densidade. A redução do atrito também é importante pelo fato de facilitar a ejeção do compactado e minimizar a tendência de formação de rachaduras (JESUS, 2018).

O cuidado na seleção do lubrificante é necessário, uma vez que pode afetar adversamente as forças verdes e sinterizadas, especialmente se qualquer resíduo for deixado após o término da sinterização, pois isso afetará as propriedades finais da peça. (JESUS, 2018). A escolha do tipo de lubrificante baseia-se, a princípio, na sua capacidade de aderir às superfícies metálicas (CHIAVERINI, 1992) e, caso um lubrificante apropriado não tiver sido usado, isso pode levar a um ambiente potencialmente inseguro, com falta de homogeneidade e defeitos dentro do produto sinterizado. Para exemplificar a importância da seleção do tipo de lubrificante para cada material, existem alguns lubrificantes utilizados em ligas à base de ferro não são apropriados para ligas de alumínio devido à sua facilidade de combustão, causando reações indesejáveis aos produtos (GOKCE, FINDIK, 2008).

A quantidade de lubrificante a ser utilizada vai depender de diversos fatores como: composição do pó, tipo e material do ferramental, densidade compactada e complexidade da peça a ser comprimida e essa quantidade varia entre 0,5 e 1,5% em peso. É importante que o lubrificante vaporize completamente durante a sinterização, obtendo-se uma superfície limpa (CHIAVERINI, 1992), portanto, uma etapa de deslubrificação geralmente é incorporada ao ciclo de sinterização (TOTTEN, MACKENZIE, 2003). Os lubrificantes mais populares são: ácido esteárico, a estearina, os estearatos metálicos, especialmente o estearato de zinco, e, cada vez mais, outros compostos orgânicos de natureza cerosa (BAILON-POUJOL *et al.*, 2011).

c) Compactação da mistura de pós

A compactação é a primeira operação de consolidação na metalurgia do pó e é onde a peça produzida começa a se materializar. Essa etapa tem por objetivo conformar o pó na forma projetada conferindo as dimensões praticamente finais, levando em conta as alterações dimensionais que podem ocorrer na sinterização, conferir densidade a verde e necessária resistência mecânica ao compactado, além de proporcionar o contato necessário entre as partículas de pó para que a sinterização seja efetuada de modo eficiente (CHIAVERINI, 1992).

Na maioria dos casos, a compactação é feita com aplicação de pressão e os processos mais importantes são:

- Compressão em matrizes rígidas
- Compressão isostática
- Compactação por laminação de pós
- Extrusão de pós metálicos.

Durante o processo de compressão, pode-se dividir o comportamento dos pós em três estágios, no primeiro as partículas são rearranjadas, eliminando parte dos vazios. O segundo estágio envolve a deformação plástica das partículas e no terceiro há a quebra das partículas fragilizadas nos estágios anteriores, formando fragmentos menores (CHIAVERINI, 1992).

Uma característica importante dos compactados que pode levar à perda de qualidade da peça e variações na etapa de sinterização é o gradiente de densidade à verde (SANTOS, 2018). Alguns fatores podem interferir na distribuição uniforme de densidade da peça, dentre elas estão: natureza do pó, forma e dimensão das partículas, presença de impurezas, mas a forma de aplicação da pressão também tem fundamental importância na densidade final do compactado (CHIAVERINI, 1992).

d) Sinterização

A sinterização é a fase final de consolidação dos pós metálicos, fase que foi iniciada com a compactação. Ela consiste no aquecimento dos compactados verdes a temperaturas elevadas, porém abaixo da temperatura de fusão do metal ou do principal constituinte, sob condições controladas de tempo, temperatura e meio ambiente, de modo a produzir uma ligação entre as partículas e conferir os valores desejados de densidade, dureza e resistência (CHIAVERINI, 1992). Estes valores são alcançados devido às altas temperaturas em que o material é submetido, ocorrendo a redução dos vazios entre as partículas (BRITO *et al.*, 2007). Com relação às faixas de temperatura utilizadas na sinterização, na maioria das vezes se aplica a regra de 2/3 a 3/4 da temperatura de fusão do principal constituinte (GERMAN, 1997).

A etapa de sinterização pode ser definida como um processo físico, que faz com que um conjunto de partículas de determinado material, inicialmente em contato mútuo, ao ser termicamente ativado adquira resistência mecânica. Sua força motora é o decréscimo da energia superficial livre do conjunto de partículas, que ocorre pela diminuição da superfície total do sistema. O que gera esta diminuição é o desaparecimento da interface material/poro, que é substituída pela interface material/material, à medida que a porosidade desaparece (SILVA, 1998).

A sinterização é tipicamente um processo de difusão no estado sólido, contudo ela pode ocorrer em fase sólida e líquida (DELFORGE *et al.*, 2007). O processo de sinterização no estado sólido permite alcançar uma estrutura com porosidade sob controle, porém através do método de sinterização por meio da fase líquida é possível alcançar o fechamento total das porosidades (SILVA, 1998).

O emprego de fornos com atmosfera controlada é fundamental para atingir bons resultados na sinterização, pois, dessa forma é possível garantir um ambiente protetivo a fim de prevenir reações químicas indesejadas entre a peça compactada e o ambiente, principalmente a formação de uma película de óxido nos pós (DELFORGE *et al.*, 2007). Utilizar uma atmosfera não oxidante na sinterização é importante não apenas para proteger a fase sólida, mas também para garantir que as regiões de fase líquida não reoxidem imediatamente (JUDGE, KIPOUROS, 2018).

e) Operações complementares de acabamento e ajuste dimensional

Apesar da metalurgia do pó ser capaz de produzir peças com formas e dimensões definitivas, é comum que as peças sejam submetidas a operações complementares com a finalidade de melhorar o acabamento superficial, as tolerâncias dimensionais e as propriedades mecânicas. É importante ressaltar que nem todo tipo de operação complementar pode ser aplicada em peças sinterizadas, devido à porosidade típica das peças, bem como deve ser evitada a utilização de sais fundidos, fluidos de corte e soluções de limpeza e revestimento, visto que estes podem ficar retidos nos poros e assim provocar corrosão das peças (CHIAVERINI, 1992).

3.3.2 Vantagens e desvantagens da metalurgia do pó

A metalurgia do pó é uma tecnologia de fabricação altamente versátil que pode servir como uma alternativa sustentável e de baixo custo aos métodos tradicionais de processamento de metais. Existem três motivos básicos que tornam a metalurgia do pó um processo vantajoso:

produzir peças precisas e complexas de maneira econômica, produzir materiais com microestruturas e propriedades únicas e produzir materiais difíceis ou impossíveis de processar por outros meios (JUDGE, KIPOUROS, 2018).

É possível citar outras vantagens deste processo: controle rigoroso da composição do material, permitindo uma ampla variedade de sistemas de liga; eliminação ou redução das impurezas introduzidas pelos processos metalúrgicos convencionais; operação em atmosfera rigorosamente controlada ou em vácuo; redução ou eliminação da produção de sucata, já que utiliza mais de 97% da matéria-prima inicial; maior rapidez e maior economia de fabricação (CHIAVERINI, 1986); além de produzir peças com bom acabamento superficial e fornecer porosidade controlada (JESUS, 2018). A redução de etapas na fabricação é vantajosa pois evita certos inconvenientes relativos ao processo, como por exemplo, a segregação e defeitos internos (vazios) que são muito comuns na fundição (LINS, 2015). Além disso, a metalurgia do pó permite o alcance de componentes ou peças com boa precisão dimensional e tolerâncias bastante rigorosas (FURTADO, 2016).

Na tabela 3.2 é possível conferir as vantagens da metalurgia do pó sobre outros processos de fabricação com relação ao consumo de energia e aproveitamento de matéria-prima.

Tabela 3.2 - Vantagens da metalurgia do pó sobre outros processos.

Processo	Aproveitamento de matéria-prima	Consumo de energia por kg processado
Metalurgia do pó	95%	29MJ
Fundição	90%	30-38MJ
Extrusão a quente/frio	85%	41MJ
Forjamento a quente	75-80%	46-49MJ
Usinagem	40-50%	65-82MJ

(Fonte: Adaptado de Grupo setorial de metalurgia do pó, 2023)

Dentre as poucas desvantagens dessa técnica está o elevado custo inicial do processo, que só é justificado caso haja uma grande produção que possa diluir o valor das matrizes (ODANI, 1994) além da restrição do tamanho das peças devido à limitação da capacidade das prensas. Já as peças sinterizadas apresentam desvantagens como a presença de porosidade que, a depender da sua aplicação, pode aumentar a sua sensibilidade aos efeitos de corrosão e reduzir a sua resistência mecânica (FURTADO, 2016) além de impossibilitar a soldagem, pois a aplicação da solda afetaria as características físicas e químicas da peça (LINS, 2015).

Outro aspecto da metalurgia do pó que pode se tornar um obstáculo na produção de alguns pós de metais é o tamanho das partículas. Materiais com partículas muito finas são muito reativos quimicamente devido ao fato de a relação da área da superfície para o peso da partícula ser muito grande, podendo acarretar uma ignição espontânea ao entrar em contato com o ar. Essa capacidade de ignição espontânea é conhecida como piroforicidade, que é a tendência de uma partícula fina reagir com o ambiente. O ferro e o alumínio são exemplos de materiais em que a oxidação das partículas de pó libera calor suficiente para um aumento rápido de temperatura até o ponto de ignição (BROPHY *et al.*, 1972).

3.3.3 Metalurgia do pó do Alumínio

Os materiais de alumínio e suas ligas produzidos via metalurgia do pó oferecem muitas vantagens em relação às ligas tradicionais de alumínio forjado ou fundido e possuem vasta aplicação comercial e industrial, principalmente a altas temperaturas, devido à reduzida densidade do alumínio. Além disso, materiais compósitos de matriz de alumínio proporcionam alta resistência, ductilidade e desempenho em relação à corrosão. Contudo, a produção de peças em alumínio por sinterização é mais complexa do que a de outros materiais, como o ferro, devido à facilidade de oxidação do alumínio, promovendo a formação de uma camada de óxido superficial nas partículas que impede a difusão no processo de sinterização (SANTOS, 2018). Essa camada de óxido pode ser removida através de altas pressões de compactação, com a presença de fase líquida durante a sinterização, o que aumenta também a densificação e a ductilidade do material (JUDGE, KIPOUROS, 2018), ou através da adição de magnésio na liga (TOTTEN, MACKENZIE, 2003).

O alumínio possui alta aceitação como matriz de liga, adquirindo melhora em seus atributos, a exemplo da maleabilidade quando adicionado magnésio e silício (JESUS, 2018). Os elementos a serem ligados devem ter uma solubilidade significativa em alumínio na temperatura de sinterização e possuir uma taxa de difusão rápida o suficiente para que esses elementos possam ser distribuídos homogeneamente em um período razoável (TOTTEN, MACKENZIE, 2003).

As pressões de compactação utilizadas na metalurgia do pó das ligas de alumínio variam de 85% a 95% da densidade teórica, pressões mais altas podem causar rachaduras e bolhas durante a sinterização (JUDGE, KIPOUROS, 2018). A sinterização de peças de alumínio pode ser realizada em uma atmosfera inerte controlada ou no vácuo. As atmosferas inertes mais comuns são nitrogênio ou argônio (SANTOS, 2018). O nitrogênio é a atmosfera preferida para

a sinterização industrial de ligas de alumínio devido a combinação de baixo custo e pronta disponibilidade, com excelentes propriedades de sinterização (TOTTEN, MACKENZIE, 2003).

As peças mais indicadas para serem produzidas via metalurgia do pó de alumínio são aquelas relativamente pequenas, complexas ou detalhadas que exigem leveza, tolerâncias dimensionais rígidas e produção de alto volume (JUDGE, KIPOUROS, 2018).

3.4 Compósitos

Materiais compósitos existem desde sempre na natureza, inclusive no corpo humano, mas foi apenas em 1939 que fibras de vidro contínuas passaram a ser produzidas comercialmente, tendo um grande impulso no desenvolvimento tecnológico a partir da década de 1960. Este tipo de material é característico por possuir duas ou mais fases quimicamente distintas em uma escala microscópica, separadas por uma interface. A fase que é contínua e geralmente está presente em maior quantidade é chamada de matriz e a segunda fase é chamada de reforço, uma vez que sua função é reforçar ou melhorar as propriedades da matriz (LINS, 2015).

A matriz metálica do compósito é responsável pelas propriedades físicas requeridas pelos componentes, sejam elas propriedades térmicas, elétricas, magnéticas ou ópticas, além de facilitar a conformação do material. Na maioria dos casos, o reforço é mais duro, mais resistente e mais rígido que a matriz. Porém, existem exceções, como por exemplo, reforço de metal dúctil em matriz de cerâmica e reforço tipo borracha em uma matriz frágil de polímero. A seleção de um reforço e de uma matriz a ser usada em um compósito não é arbitrária: as duas, ou mais, fases devem ser escolhidas quanto mais cuidadosamente quanto maior a eficiência desejada para o material (LINS, 2015).

A interface matriz-reforço exerce um importante papel no comportamento do material compósito, pois, é onde ocorre a transferência de carga, uma vez que a interface é a região de ligação entre a matriz e o reforço. A interface matriz-reforço constitui-se em local de geração de discordância no decorrer dos processos de deformação plástica e alterações térmicas. As propriedades mecânicas dos compósitos de matriz metálica dependem dos atributos da matriz e da classificação do reforço. Normalmente, depois do processo de fabricação dos compósitos via metalurgia do pó, é necessária a aplicação de alguns outros processos de conformação mecânica, tais como laminação e forjamento, e ainda tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento (FURTADO, 2016).

Os compósitos podem ser classificados de acordo com o tipo de matriz e de reforço presentes. Na classificação pelo tipo de matriz temos:

- Compósitos de matriz metálica (CMM)
- Compósitos de matriz cerâmica (CMC)
- Compósitos de matriz polimérica (CMP)

3.4.1 Compósitos de matriz metálica (CMM)

A ideia básica dos CMM é combinar a excelente ductilidade e conformabilidade da matriz metálica com a elevada resistência dos materiais de reforço, seja para promover maior dureza às estruturas metálicas, ou para conferir leveza às estruturas utilizadas nas indústrias. Os Compósitos de Matriz Metálica, quando produzidos por metalurgia convencional, resultam em materiais com maiores módulos de elasticidade, maiores limites de resistência e melhores resistências à fadiga e ao desgaste.

Existem três grandes classes de compósito em matriz metálica, dependendo do tipo de reforço na matriz: particulados, fibras e whiskers. Compósitos particulados tendem a ser homogêneos e isotrópicos e podem ser formados usando técnicas de processamento de metais convencionais sendo, geralmente, mais baratos que os CMMs reforçados com fibra ou whiskers.

Compósitos de matriz de alumínio são caracterizados pela sua elevada razão resistência/peso. A resistência à tração específica destes compósitos pode ser de duas a três vezes maior que a do aço estrutural. Desta forma, esse material está sendo muito utilizado nas indústrias automotivas, aeroespacial, de equipamentos industriais e tecnologia (LINS, 2015).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão apresentados os materiais utilizados e os procedimentos experimentais realizados no presente trabalho. Os compósitos formados têm o alumínio como matriz e reforço o em aço 1045 de diferentes fontes, com a finalidade de comparar os resultados. O material de partida utilizado é principalmente formado de resíduos e será descrito detalhadamente na seção 4.1.

Foram empregados dois diferentes processos de fabricação das amostras e eles se diferenciam, basicamente, pela temperatura de compactação. No processo que utilizou a compactação a temperatura ambiente há somente uma etapa de compactação, seguida da sinterização em atmosfera controlada. Já o processo que utilizou a compactação a quente consiste em duas etapas de compactação: uma pré-compactação a temperatura ambiente seguida de um aquecimento e uma posterior compactação com a peça ainda aquecida.

O fluxograma da figura 4.1 apresenta um panorama geral do procedimento experimental utilizado no processamento, confecção e caracterização das amostras produzidas.

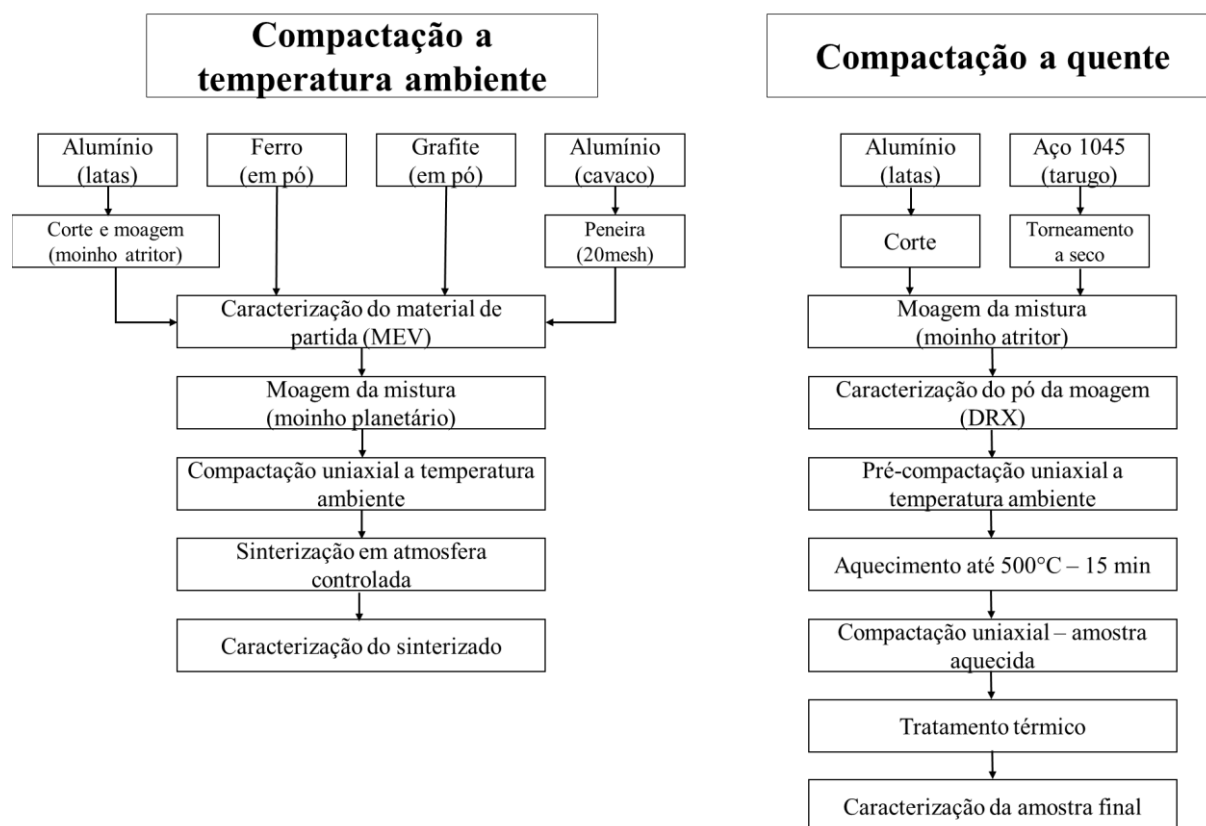


Figura 4.1 - Fluxograma do processo de produção das amostras.

4.1 Material de partida

Para a confecção do compósito foram utilizadas diferentes fontes de cada elemento. Para o alumínio foram utilizadas duas fontes: latas de bebida e cavacos de usinagem de esquadrias. Para o aço, uma das fontes foi o cavaco de aço SAE 1045 e a outra foi uma composição de aço 1045 a partir de ferro em pó e grafite em pó, este último utilizado como fonte de carbono.

Neste trabalho foi utilizado o corpo das latas de alumínio, que consiste na liga AA3104. O material foi cortado com dimensões entre 5 e 10mm (figura 4.2a) e em seguida submetido à moagem de alta energia em um moinho do tipo atritor horizontal. Os parâmetros da moagem serão descritos na seção 4.2. O cavaco de alumínio (figura 4.2b) foi doado por uma empresa que produz esquadrias de alumínio e não passou por nenhum tipo de limpeza ou separação de impurezas, foi peneirado a 20 mesh para uniformizar o tamanho das partículas.

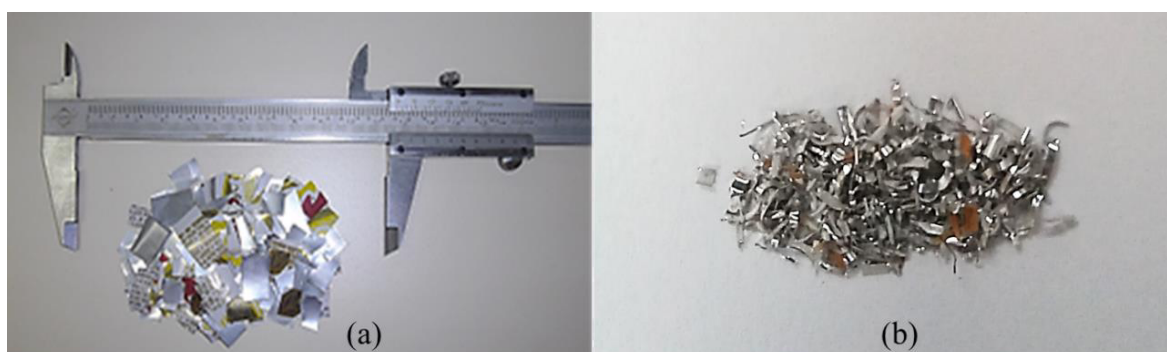


Figura 4.2 – Fontes de alumínio: (a) Latas cortadas (b) Cavaco de esquadrias peneirado a 20 mesh.

O cavaco de aço SAE 1045 (figura 4.3) foi obtido através do torneamento a seco de um tarugo deste material na oficina do IFBa - Salvador e também não passou por nenhum tipo de limpeza antes da moagem. O ferro em pó (figura 4.4a) foi comprado comercialmente e possui granulometria de 325 mesh. O grafite em pó (figura 4.4b), utilizado como fonte de carbono, também foi comprado comercialmente e é comumente utilizado como lubrificante. A pureza e composição química desses materiais foi avaliada conforme descrito na seção 4.5.



Figura 4.3 - Cavaco de aço SAE 1045 oriundo de torneamento a seco.

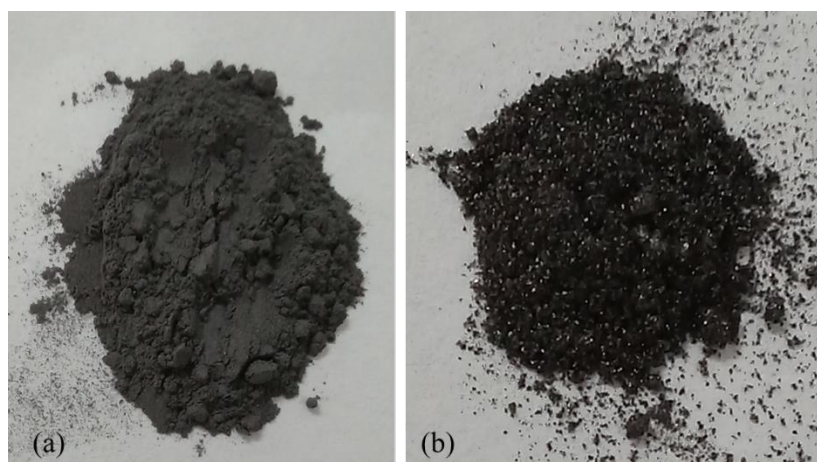


Figura 4.4 – (a) Ferro em pó a 325 mesh; (b) Grafite em pó.

4.2 Moagem de alta energia

No presente trabalho foram utilizados dois diferentes moinhos de alta energia, o moinho atritor horizontal foi utilizado para a cominuição de partes maiores e o moinho planetário foi utilizado para mistura de materiais que já se encontravam em pó ou em partículas menores. A seguir será feita a descrição detalhada dos moinhos e na seção 4.2.1 serão apresentados os parâmetros de cada moagem.

O moinho de alta energia do tipo atritor horizontal (figura 4.5) possui uma cuba em aço inoxidável com volume de 2,5 litros e diâmetro de 150 mm. A rotação máxima do moinho é de 1750 rpm e a potência do motor utilizado no processo equivale a 3 CV. As esferas utilizadas na moagem são de aço cromo com diâmetros variando entre 6 e 10 mm. O resfriamento do recipiente de moagem é à água, através de um circuito fechado com uma bomba d'água e um reservatório de 200 litros. O moinho do tipo planetário (figura 4.6) possui 2 cubas de aço inoxidável com diâmetro de 94 mm cada uma e o tamanho das esferas variou entre 6 e 20 mm de diâmetro. A frequência máxima do moinho planetário é de 50 Hz, o que equivale à

aproximadamente 530 rpm nas cubas. Não há sistema de resfriamento das cubas, sendo necessárias pausas programadas para o caso de longos períodos de moagem.



Figura 4.5 – Moinho Atritor horizontal.



Figura 4.6 – Moinho Planetário.

4.2.1 Parâmetros de moagem para compactação a temperatura ambiente

Nesta rota de processamento, inicialmente foi feita a moagem somente das latas de alumínio, visto que os demais materiais já se encontravam em pó. Foram feitas 4 h de moagem das latas no moinho do tipo atritor horizontal. A velocidade de rotação utilizada neste processo foi de 1200 rpm e no total foram 3000 g de esferas para moagem de 100 g de material. A tabela 4.1 apresenta os parâmetros desta etapa da moagem.

Tabela 4.1 – Parâmetros do processo de moagem das latas.

Parâmetros	Valores
Massa de esfera (g)	3000
Massa de pó (g)	100
Massa de esfera / Massa de pó	30
Diâmetro das esferas (mm)	6 a 10
Velocidade da haste (rpm)	1200
Atmosfera passante	Pré-vácuo
Refrigeração	Água
Tempo de processo (h)	4

Em seguida, para a moagem no moinho planetário, foram preparadas duas amostras de 25 g, uma para cada cuba. As amostras se diferenciavam pela fonte do alumínio utilizado, uma amostra continha alumínio proveniente das latas previamente moídas e a outra dos cavacos peneirados. As proporções utilizadas em cada cuba foram: 80% de alumínio (20 g) e 20% de uma simulação do aço SAE 1045, sendo 0,09% de grafite em pó (0,0225 g) e 19,91% de ferro em pó (4,997 g). Foi adicionado 2% (0,5 g), em peso da amostra, de Ácido Esteárico com a finalidade de ajudar no refinamento dos pós. Para a pesagem dos materiais foi utilizada uma balança eletrônica com capacidade de medição entre 0,01 g a 4200 g e resolução de 0,01 g. O tamanho das esferas variou entre 6 e 20 mm com massa total de 820 g de esferas por cuba. A frequência utilizada na moagem foi de 30 Hz, equivalente a 318 rpm na cuba. Foram realizadas 10 h de moagem para a amostra contendo alumínio das latas e 14h de moagem para a amostra contendo cavaco de alumínio, utilizando paradas de 10 minutos a cada hora para garantir que não houvesse superaquecimento das cubas. Os parâmetros do processo de moagem da mistura estão apresentados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Parâmetros do processo de moagem de alumínio com simulação de aço.

Parâmetros	Valores	
	Al-latas	Al-cavaco
Massa de esfera (g)	820	820
Massa de pó (g)	25	25
Massa de esfera / Massa de pó	32,8	32,8
Diâmetro das esferas (mm)	6 a 20	6 a 20
Velocidade da cuba (rpm)	318	318
Tempo de processo (h)	10	14

4.2.2 Parâmetros de Moagem para compactação a quente

Para as amostras que foram submetidas à compactação a quente foram preparadas duas amostras de 50 g utilizando a mesma proporção de 80% de alumínio e 20% de aço, o que equivale em massa a: 40 g de alumínio das latas cortadas e 10 g de cavaco de aço SAE 1045. As amostras possuíam a mesma composição e se diferenciaram no tempo de moagem, uma das amostras foi submetida a uma moagem de 2 h e a segunda amostra foi submetida à 10 h de moagem no moinho atritor. A velocidade de rotação utilizada no processo foi de 1200 rpm e no total foram 2500 g de esferas para moagem de 50 g de material. A tabela 4.3 apresenta os parâmetros da moagem da mistura de lata de alumínio e cavaco de aço.

Tabela 4.3 - Parâmetros do processo de moagem da mistura de latas e cavaco de aço.

Parâmetros	Valores	
Massa de esfera (g)	2500	2500
Massa de pó (g)	50	50
Massa de esfera / Massa de pó	50	50
Diâmetro das esferas (mm)	6 a 11	6 a 11
Velocidade da haste (rpm)	1200	1200
Atmosfera passante	Pré-vácuo	Pré-vácuo
Refrigeração	Água	Água
Tempo de processo (h)	2	10

4.3 Compactação

Para a compactação das amostras foram utilizadas duas matrizes cilíndricas de aço, uma com 8,2 mm de diâmetro (para as amostras da compactação a temperatura ambiente) e uma com 28 mm de diâmetro (utilizada na compactação a quente). O material em pó foi compactado em uma prensa hidráulica uniaxial, com simples atuação e capacidade máxima de 15 toneladas.

No total, foram compactadas 8 amostras para compactação a temperatura ambiente e uma amostra para compactação a quente que, após resfriamento, foi cortada em 3 partes e submetida a tratamento térmico. A seguir serão descritos os passos de cada processo de compactação.

4.3.1 Compactação a temperatura ambiente

Após a moagem, o pó resultante não foi peneirado tendo em vista o risco de combustão espontânea. Foram preparadas 8 amostras para compactação, as 4 contendo alumínio das latas foram denominadas FL4T, FL5T, FL6T, FL7T que foram submetidas, respectivamente, às pressões 757 MPa, 947 MPa, 1136 MPa e 1325 MPa. As 4 amostras contendo alumínio do cavaco foram denominadas FC4T, FC5T, FC6T, FC7T e foram utilizadas as mesmas pressões de compactação, conforme apresentado na tabela 4.4. Cada amostra continha 0,6 g de pó e foi utilizada uma matriz de 8,2 mm de diâmetro para as compactações.

Tabela 4.4 – Parâmetros da compactação a temperatura ambiente.

Amostra	Fonte de alumínio	Diâmetro da matriz (mm)	Pressão de compactação
FL4T	Lata	8,2	757 MPa
FL5T	Lata	8,2	947 MPa
FL6T	Lata	8,2	1136 MPa
FL7T	Lata	8,2	1325 MPa
FC4T	Cavaco	8,2	757 MPa
FC5T	Cavaco	8,2	947 MPa
FC6T	Cavaco	8,2	1136 MPa
FC7T	Cavaco	8,2	1325 MPa

4.3.2 Compactação a quente

Foram compactadas amostras apenas do pó resultante das 10 h de moagem, pois o pó resultante de 2 h de moagem não obteve a granulometria desejada. Estes resultados serão apresentados no capítulo seguinte.

A compactação dessas amostras ocorreu em duas etapas, primeiramente ocorreu uma pré-compactação a temperatura ambiente na matriz de 28 mm utilizando a pressão de 162 MPa. Em seguida, mantendo a amostra na matriz de compactação, esta foi aquecida em forno tipo mufla desde 28°C a 500°C permanecendo nessa temperatura por 15min e, ainda aquecida, passou por uma nova compactação, desta vez com uma pressão de 227 MPa. A tabela 4.5 apresenta as especificações de cada amostra preparada. A nomenclatura utilizada nestas amostras se apresenta conforme segue: Q500C se refere à amostra que não foi submetida a tratamento

térmico de solubilização, a amostra que foi submetida à 10min de tratamento térmico foi denominada Q950-10M e a amostra em que o tratamento foi de 60min foi denominada Q950-60M. A descrição do tratamento térmico será feita na seção seguinte.

Tabela 4.5 – Parâmetros da compactação a quente.

Amostra	Diâmetro da matriz (mm)	Pressão de Compactação	
		A temperatura ambiente	A quente
Q500C	28	162 MPa	227 MPa
Q950-10M	28	162 MPa	227 MPa
Q950-60M	28	162 MPa	227 MPa

4.4 Sinterização e tratamentos térmicos

As rotas de aquecimento e sinterização das amostras foram diferentes para cada processo de compactação e serão detalhadas nas seções a seguir.

4.4.1 Sinterização dos compactados a temperatura ambiente

O forno utilizado para a sinterização das amostras compactadas a temperatura ambiente foi um forno tubular horizontal com revestimento cerâmico, aquecido eletricamente, de marca FORTELAB e modelo FT 1300 (Figura 4.7). Utilizou-se uma atmosfera controlada de nitrogênio, com a vazão de 5 L/min, para impedir oxidação durante todo o processo de aquecimento e sinterização.

No procedimento de sinterização o forno foi programado para efetuar um ciclo de aquecimento com uma taxa de 10° C/min e permanência de 1 h na temperatura final de 1200°C, o que significa uma sinterização com a presença de fase sólida e líquida. O resfriamento ocorreu desligando-se o forno e deixando a peça resfriar lentamente até temperatura ambiente. Este ciclo foi mantido para todas as amostras.



Figura 4.7 – Forno tubular horizontal e cilindro de nitrogênio.

4.4.2 Processo de aquecimento dos compactados a quente

Conforme descrito anteriormente, após a pré-compactação a temperatura ambiente a amostra foi aquecida em um forno tipo mufla (figura 4.8), sem atmosfera controlada, desde 28°C até 500°C permanecendo nessa temperatura por 15min, não havendo a presença de fase líquida. Com a peça ainda aquecida, a amostra passou por uma nova compactação seguida de resfriamento lento ao ar.



Figura 4.8 – Forno tipo mufla.

4.4.3 Tratamentos térmicos dos compactados a quente

A fim de observar melhor as fases formadas, a amostra que passou pela compactação a quente foi submetida à tratamento térmico de solubilização no forno tipo mufla, sem atmosfera de proteção. Após compactação a quente e resfriamento, a amostra foi cortada em três partes e duas delas foram submetidas à solubilização que consistiu em aquecer até 950°C as peças com diferentes tempos de permanência, uma das partes permaneceu 10min e a outra 60min na temperatura. O resfriamento ocorreu lentamente dentro do forno até a temperatura ambiente. A tabela 4.6 resume as etapas de forno desta rota de processamento.

Tabela 4.6 – Parâmetros do forno da compactação a quente.

Amostra	Diâmetro da matriz (mm)	Aquecimento		Tratamento térmico	
		Temperatura (°C)	Tempo (min)	Temperatura (°C)	Tempo (min)
Q500C	28	500	15	-	-
Q950-10M	28	500	15	950	10
Q950-60M	28	500	15	950	60

4.5 Caracterização

4.5.1 Microscopia ótica

Com o objetivo de observar a distribuição da microestrutura obtida, as amostras foram preparadas para observação em microscópio ótico. As amostras resultantes da compactação a temperatura ambiente e sinterização, devido ao pequeno tamanho, foram embutidas em baquelite para facilitar o manuseio. Foram utilizadas as lixas secas de granulometria 80, 100, 120, 150 e 180, em seguida lixas d'água de granulometria 220, 320, 400, 600 e 1200. Foi realizado polimento com pasta abrasiva à base de alumina, com granulometria de 1 μ , em uma politriz motorizada nas amostras que continham alumínio em cavaco. As demais amostras, por apresentarem fraturas, não foram polidas. A análise microestrutural foi feita em um microscópio ótico com ampliação de 400x.

As amostras resultantes da compactação a quente foram preparadas utilizando as duas amostras tratadas termicamente e a que foi apenas compactada. As amostras que foram tratadas, por possuírem menor tamanho, foram embutidas em baquelite e foram lixadas com lixas de granulometria de 320, 400, 600 e 1200. A amostra que não foi tratada não precisou ser embutida

e passou pela mesma sequência de lixamento das demais. O polimento mecânico foi realizado com pasta abrasiva de polimento a base de alumina em uma politriz motorizada. As microestruturas das amostras foram fotografadas com uma máquina digital em um microscópio ótico em ampliações de 50x e 400x após ataque químico na superfície utilizando uma solução de Ácido Fluorídrico (100 ml H₂O + 0,5 ml HF).

4.5.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

As amostras foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura em um MEV de marca Tescan modelo VEGA 3 LMU e foram utilizadas tensões de aceleração de 10kV, 20kV e 30kV. O MEV foi utilizado para caracterização dos pós de partida e das amostras após sinterização. A composição química do material de partida foi analisada via EDS Oxford Struments, modelo 51-ADD0007 acoplado ao MEV.

4.5.3 Medidas de microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados à temperatura ambiente pelo método Vickers. Este método se baseia na resistência que o material oferece à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de 136°, sob uma determinada carga que, neste caso, foi de 50g durante 10s. Os valores de microdureza e seus desvios padrão foram calculados utilizando-se 3 determinações obtidas em cada ponto.

4.5.4 Difração de raios-x (DRX)

A difração de raios X foi utilizada para caracterização do pó da moagem, do compactado a quente e submetido a tratamento térmico. As posições angulares 2θ obtidos para cada material foram analisadas por meio de comparação com os padrões internacionais de cristalografia, JCPDS (*Joint Committee for Powder Diffraction Standards*). As fases elementares e os compostos intermetálicos das amostras foram identificados, então, com o padrão encontrado no JCPDS.

As análises por difração de raios X foram realizadas em um difratômetro Shimatzu DRX 7000 com radiação CuK _{α} nas amostras de pó processadas por MAE, na amostra compactada a quente e tratada termicamente.

4.5.5 Medidas de densidade

A densidade das amostras foi medida pelo método hidrostático, utilizando o princípio de Arquimedes que consiste em medir a massa seca e a massa úmida da mesma amostra com o uso de uma balança de precisão. A massa seca foi medida na balança normalmente ao ar e a medida da massa úmida foi feita com a amostra mergulhada em água destilada dentro de um recipiente, de forma que o resultado dessa medida corresponde à massa da amostra submersa. Durante o teste de densidade também foi medida a temperatura da água destilada.

Após a obtenção das massas seca e úmida, a densidade foi calculada utilizando-se a Equação 4.1:

$$\rho = \left(\frac{m_s}{m_s - m_u} \right) \times \rho_{H2O} \quad (4.1)$$

Onde: m_s é a massa seca da amostra.

m_u é a massa úmida da amostra.

ρ_{H2O} é a densidade da água.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados os resultados dos procedimentos experimentais executados e descritos no capítulo anterior, juntamente com suas análises e discussões.

5.1 Composição química do material de partida

Foram analisadas, via EDS, a composição química do alumínio do corpo das latas e dos cavacos, bem como a dos pós de ferro e grafite e estão apresentadas nas tabelas 5.1 a 5.4. A composição do aço SAE 1045 é padronizada e está apresentada na tabela 5.5 conforme Manual SAE (SAE, 1999).

Tabela 5.1 – Composição química do corpo das latas de alumínio.

Elemento	% em peso
Alumínio	98,8

Tabela 5.2 – Composição química do cavaco de alumínio.

Elemento	% em peso
Alumínio	98,4
Ferro	0,3

Tabela 5.3 – Composição química do pó de ferro.

Elemento	% em peso
Ferro	99,1

Tabela 5.4 – Composição química do grafite em pó.

Elemento	% em peso
Carbono	92,7
Silício	3,2
Alumínio	2,7
Ferro	1,4

Tabela 5.5 – Composição química do aço SAE 1045.

Elemento	% em peso
Ferro	98,51 - 98,98
Carbono	0,43-0,5
Manganês	0,6-0,9
Fósforo (máx.)	0,04
Enxofre (máx.)	0,05

(Fonte: Adaptado de SAE, 1999)

É possível perceber que a pureza do material de partida é alta, inclusive dos resíduos, o que indica que não deverão ocorrer defeitos nas amostras por conta de impurezas.

5.2 Resultados da moagem de alta energia

5.2.1 Moagem para compactação a temperatura ambiente

A moagem desta rota de processamento foi feita em duas etapas, inicialmente foi feita a moagem das latas de alumínio em moinho atritor horizontal por 4 h e a figura 5.1 apresenta o resultado dessa moagem. É possível perceber que o pó não se encontrava refinado, porém como o material ainda seria submetido a nova moagem em moinho planetário, não houve preocupação com mais horas de moagem das latas.



Figura 5.1 – Latas de alumínio após 4 h de moagem.

Em seguida foi feita a moagem da mistura das diferentes fontes de alumínio com a simulação do aço 1045 em moinho planetário. O resultado dessa moagem é apresentado na

Figura 5.2, sendo que a Figura 5.2a apresenta a mistura contendo alumínio das latas, ferro e grafite após 10 h de moagem e a Figura 5.2b apresenta a mistura de cavaco de alumínio, ferro e grafite após 14 h de moagem.

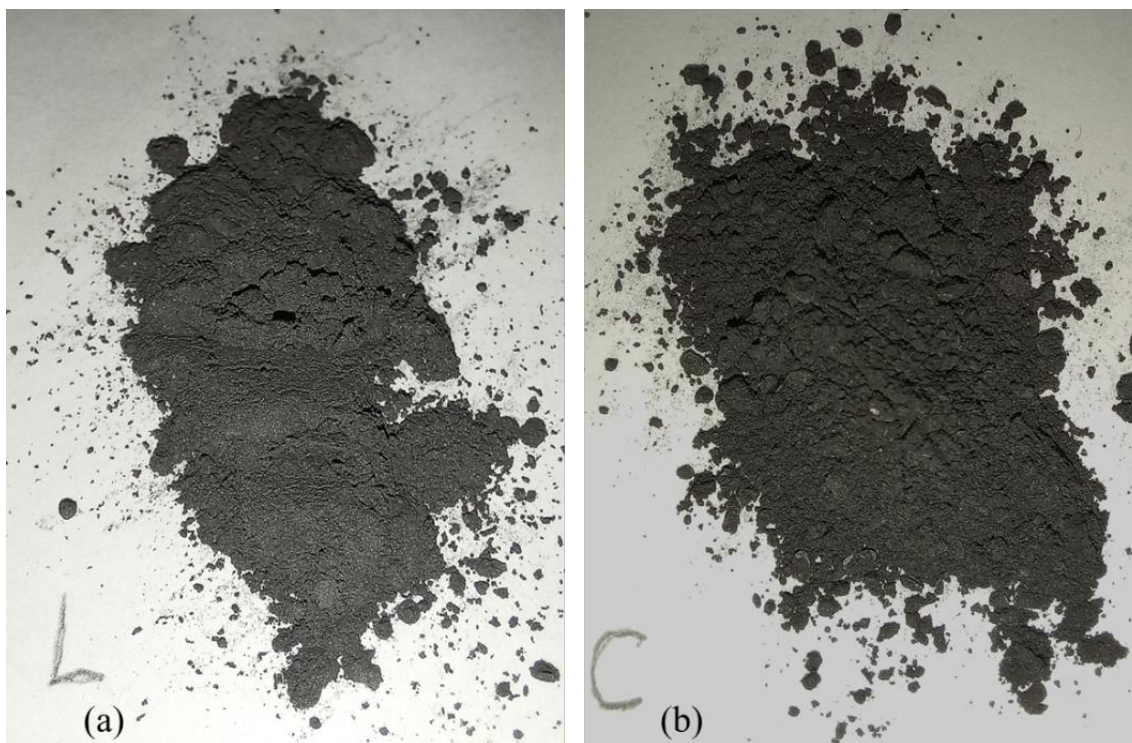


Figura 5.2 – Mistura de alumínio, ferro e grafite: (a) Com alumínio de lata (10 h de moagem)
(b) Com cavaco de alumínio (14 h de moagem).

Após a moagem da mistura que continha alumínio das latas, ao abrir a cuba, o pó demonstrou um princípio de ignição espontânea que foi interrompido ao vedar o recipiente e bloquear o contato com o ar. A abertura da cuba foi feita de forma gradativa para que a combustão completa não ocorresse. Isso se deve ao fato de o ferro e o alumínio serem de materiais em que a oxidação das partículas libera calor suficiente para um aumento rápido de temperatura até o ponto de ignição (BROPHY *et al.*, 1972). Além disso, essa reação demonstra que a granulometria do pó da mistura contendo latas estava mais refinada do que a do material contendo cavaco de alumínio, pois caso a relação entre a área da superfície e o peso da partícula seja muito grande, também pode resultar em ignição espontânea. Dessa forma, por conta do risco de combustão o material não foi peneirado e o pó seguiu diretamente para a compactação.

5.2.2 Moagem para compactação a quente

Nesta rota de processamento ocorreu diretamente a moagem da mistura das latas cortadas com cavaco de aço por 2 h e 10 h, em moinho atritor, e o resultado está apresentado na Figura 5.3.

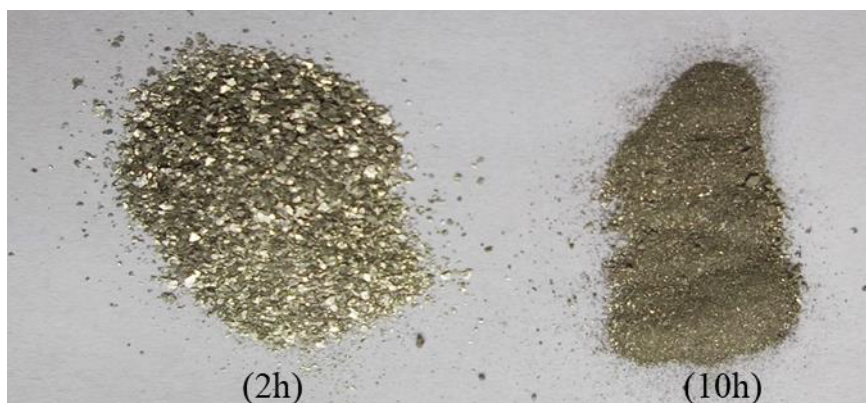


Figura 5.3 – Pós obtidos após moagem de 2 h e 10 h de latas de alumínio e cavaco de aço SAE 1045.

Pode-se observar que as partículas resultantes da moagem de 2 h possuem tamanho muito superior às de 10 h, não apresentando granulometria suficiente para seguir para a etapa de compactação. Por esse motivo foi utilizado para compactação apenas o pó resultante das 10 h de moagem, considerando que os resultados dessa amostra seriam mais significativos.

5.3 Análise da compactação

5.3.1 Compactação a temperatura ambiente

As imagens seguintes apresentam os compactados verdes após compactação a temperatura ambiente e mostram a comparação entre as peças contendo lata e cavaco na mesma pressão de compactação. Na figura 5.4 estão as amostras FL4T e FC4T que foram compactadas a 757 MPa. A figura 5.5 apresenta as amostras FL5T e FC5T após compactação a 947 MPa. A figura 5.6 mostra os compactados verdes FL6T e FC6T após compactação a 1136 MPa e a figura 5.7 ilustra as amostras FL7T e FC7T, compactadas a 1325 MPa.

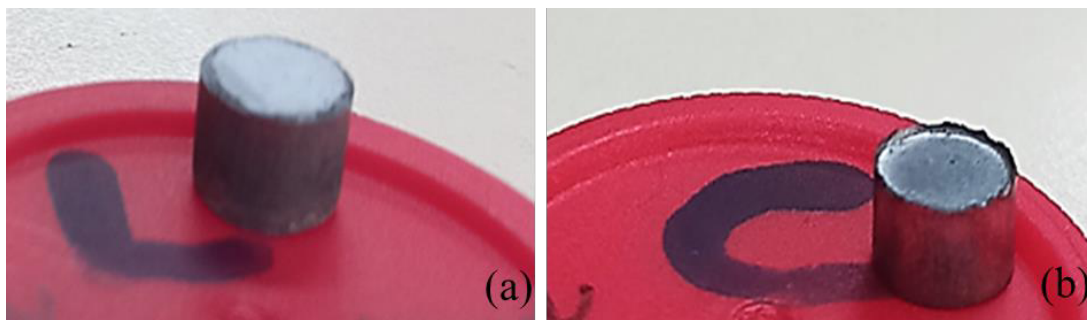


Figura 5.4 – Amostras após compactação a 757 MPa: (a) FL4T – apresentou delaminação e (b) FC4T.

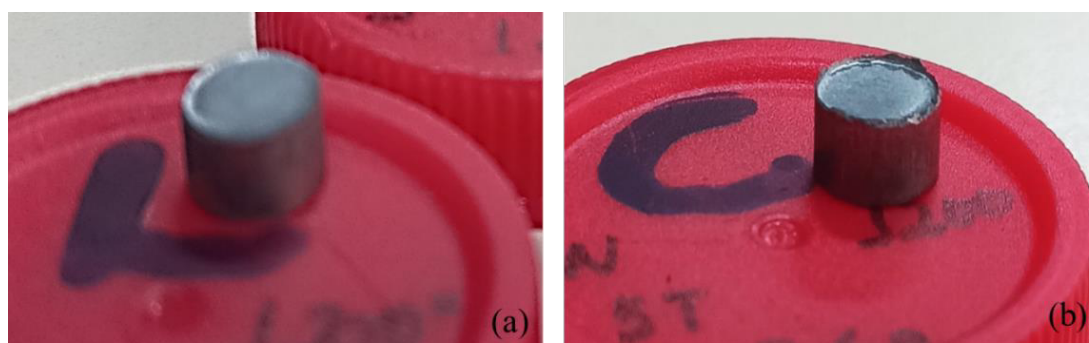


Figura 5.5 – Amostras após compactação a 947 MPa: (a) FL5T e (b) FC5T.

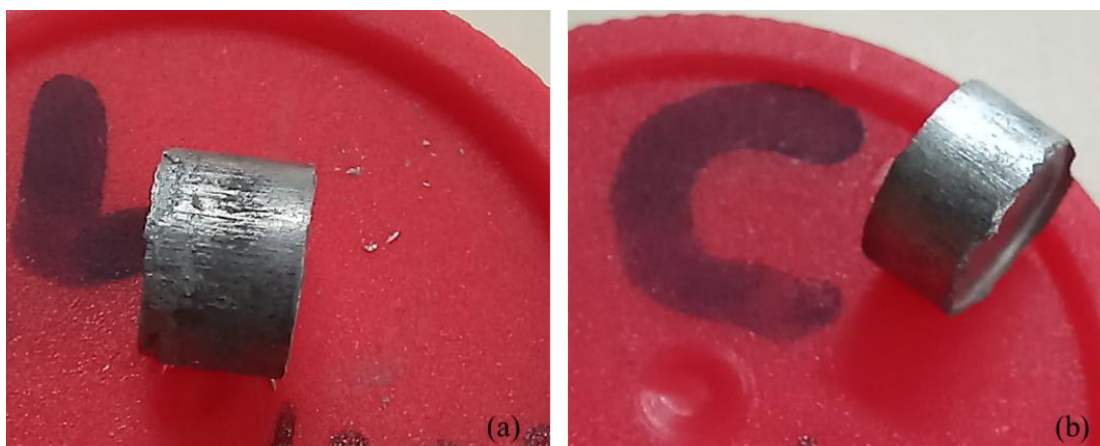


Figura 5.6 – Amostras após compactação a 1136 MPa: (a) FL6T e (b) FC6T.

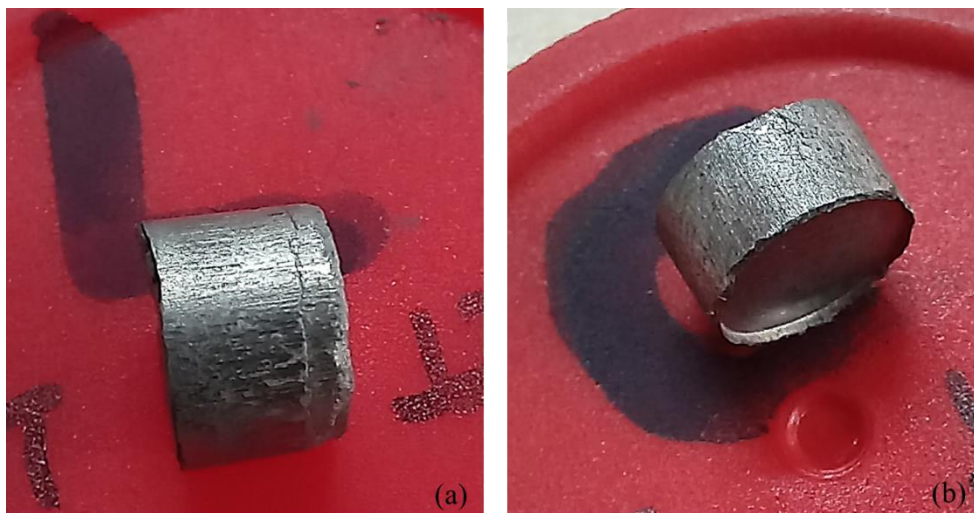


Figura 5.7 – Amostras após compactação a 1325 MPa: (a) FL7T – apresentou fratura e (b) FC7T.

Pelas imagens é possível perceber que as amostras contendo alumínio das latas apresentou pontos de delaminação na pressão mais baixa de compactação e fratura na amostra de maior pressão, isso pode indicar que a pressão utilizada na compactação foi muito elevada, pois pressões mais altas podem causar fraturas e delaminação (JUDGE, KIPOUROS, 2018). Já as amostras contendo cavaco de alumínio se mostraram mais uniformes visualmente.

5.3.2 Compactação a quente

Na Figura 5.8 apresenta-se a amostra após compactação a quente. A peça se mostra bastante uniforme e sem fraturas, já sendo possível perceber a presença de precipitados na sua superfície.

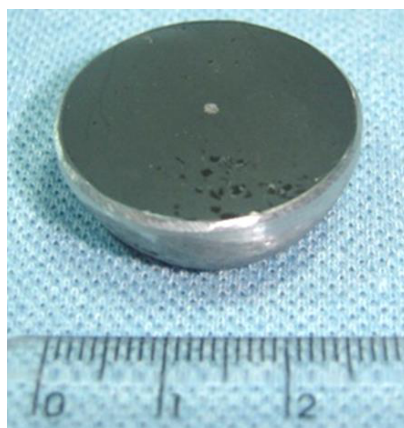


Figura 5.8 - Amostra de 10 h de moagem após compactação a quente já apresentando pontos de uma fase precipitada.

5.4 Sinterização e tratamentos térmicos

Nesta seção serão apresentados os resultados da sinterização após compactação a temperatura ambiente e do tratamento térmico de solubilização aplicado nas amostras compactadas a quente.

5.4.1 Sinterização dos compactados a temperatura ambiente

A seguir, nas figuras 5.9, 5.10, 5.11 e 5.12, serão apresentadas as imagens das amostras após a sinterização a 1200°C. De forma geral, é possível perceber que todas as amostras apresentaram certo grau de oxidação, porém as que continham alumínio das latas se apresentaram ainda mais oxidadas, com coloração bastante diferente das amostras com alumínio de cavaco, além de apresentarem delaminação e rachaduras. Isso pode ser atribuído a dois fatores principais: a oxidação do material de partida, visto que a camada de óxido superficial que se forma nas partículas de pó impede a difusão no processo de sinterização, prejudicando a formação de ligas e as propriedades do material (SANTOS, 2018). O outro fator que pode ter contribuído com a oxidação é a atmosfera de proteção utilizada durante a sinterização, o nitrogênio, na vazão utilizada, pode não ter sido adequado para a proteção das peças e, portanto, não impediu que a oxidação ocorresse dentro do forno, onde a reação de oxidação é cineticamente favorecida com o aumento da temperatura (BORGES, 2010).

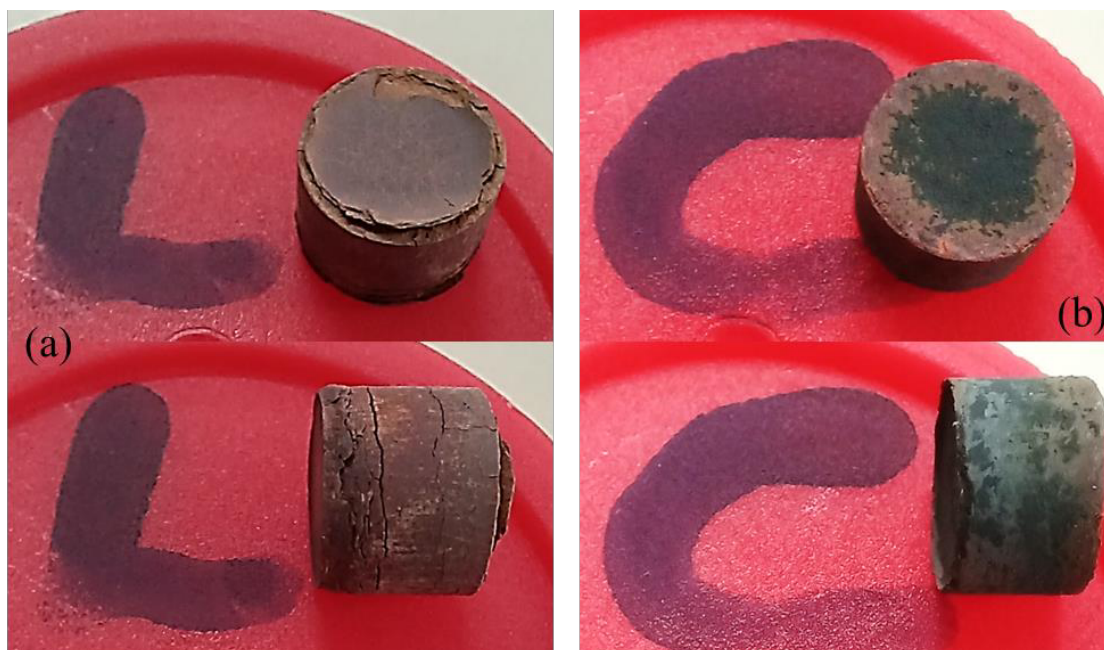


Figura 5.9 – Amostras compactadas a 757 MPa após sinterização a 1200°C por 1 h: (a) FL4T – com muitas fraturas, delaminação e oxidação e (b) FC4T – apresentou oxidação.



Figura 5.10 – Amostras compactadas a 947 MPa após sinterização a 1200°C por 1 h:
 (a) FL5T – oxidada e com fratura e (b) FC5T – com pontos de oxidação.

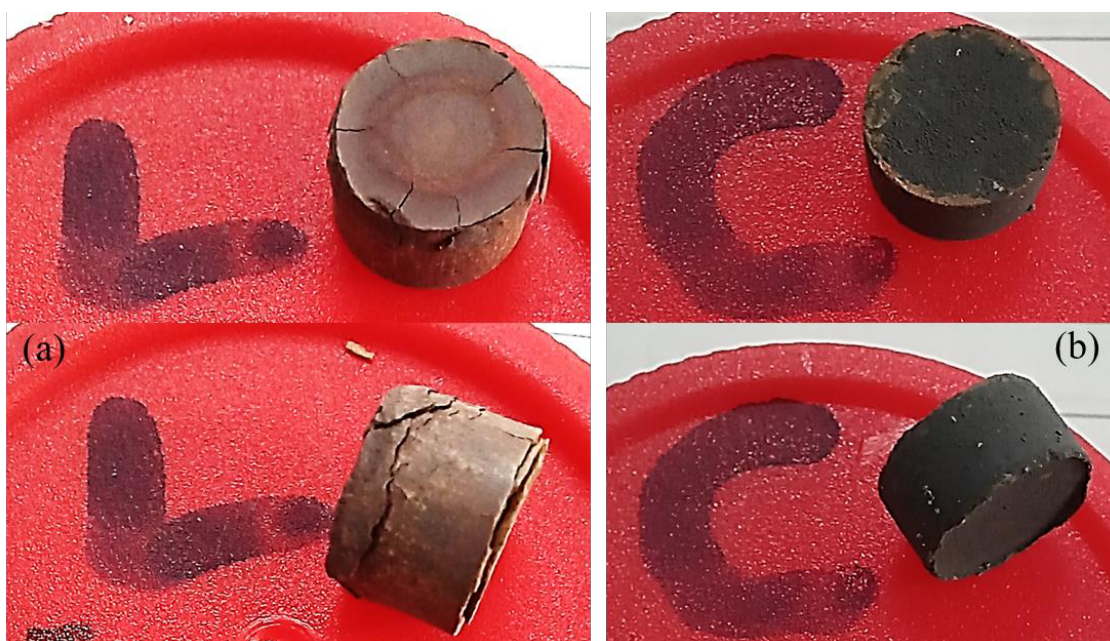


Figura 5.11 – Amostras compactadas a 1136 MPa após sinterização a 1200°C por 1 h:
 (a) FL6T – muito oxidada e com coloração diferente entre centro e extremidades da superfície, além de delaminação e (b) FC6T – baixa oxidação quando comparada com as demais amostras.



Figura 5.12 – Amostras compactadas a 1325 MPa após sinterização a 1200°C por 1 h: (a) FL7T – excessivas fraturas e delaminação e (b) FC7T – ponto severo de oxidação.

5.4.2 Tratamentos térmicos dos compactados a quente

Após a compactação a quente, a amostra foi cortada em três partes para ser submetida ao tratamento de solubilização seguido de resfriamento dentro do forno. Na figura 5.13 é possível ver as amostras após corte, tratamento e embutimento em baquelite. A olho nu não é possível perceber grandes diferenças entre as partes tratadas e não tratadas termicamente, em todas é possível visualizar uma segunda fase precipitada.

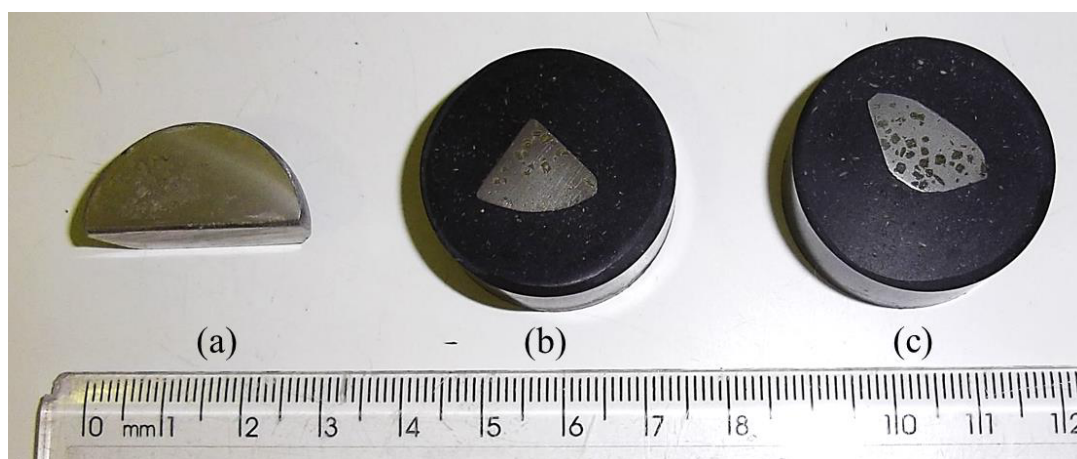


Figura 5.13 - Amostra de 10 h de moagem: (a) após compactação a quente; (b) após tratamento térmico por 10 min; (c) após tratamento térmico por 60 min. Todas as amostras apresentam fase precipitada.

5.5 Caracterização das amostras compactadas a temperatura ambiente

As amostras compactadas a temperatura ambiente e posteriormente sinterizadas não foram submetidas a todos os ensaios de caracterização descritos no capítulo anterior devido às fraturas e oxidação que as peças apresentaram visualmente. Os métodos utilizados para caracterização destas amostras foram: microscopia óptica e MEV.

5.5.1 Microscopia óptica

Após o embutimento, as amostras foram preparadas para análise em microscópio ótico, porém, devido às fraturas, as amostras contendo alumínio das latas não passaram pelas lixas d'água para evitar umidade nas peças e dificultar a visualização no microscópio. Dessa forma, o foco desta análise microscópica é avaliar a efetividade dos processos de compactação e sinterização.

As figuras 5.14 a 5.17 mostram as micrografias das amostras sinterizadas e é possível perceber que as amostras com alumínio das latas não apresentam microestrutura definida, só é possível ver uma fase escura e uma mais clara. Ou seja, as imagens evidenciam que não houve formação de microestrutura conforme esperado.

Por outro lado, as amostras contendo cavacos de alumínio apresentaram diferentes microestruturas, evidenciando que a sinterização foi efetiva. Na figura 5.14b é possível perceber uma fase branca de maior tamanho, indicando que a moagem não foi suficiente para homogeneizar o tamanho das partículas. É notável que essas partículas brancas reduzem de tamanho nas imagens 5.15b e 5.16b, ou seja, nas amostras que foram compactadas com maior pressão, evidenciando a influência da compactação no tamanho das partículas.

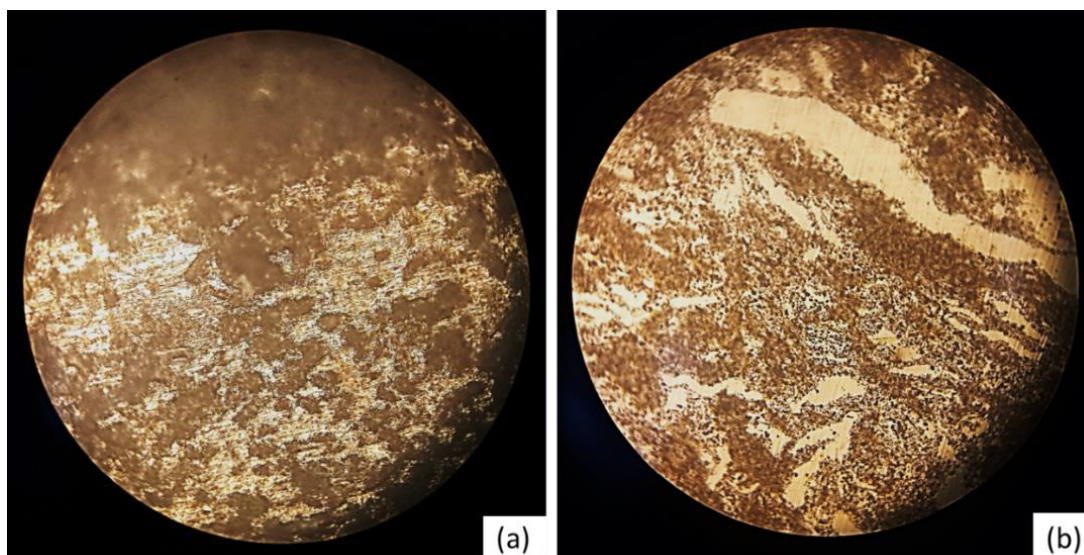


Figura 5.14 – Microscopia ótica das amostras compactadas a 757 MPa após sinterização a 1200° C por 1 h: (a) FL4T – não é possível identificar fases e (b) FC4T – apresenta duas fases nítidas.

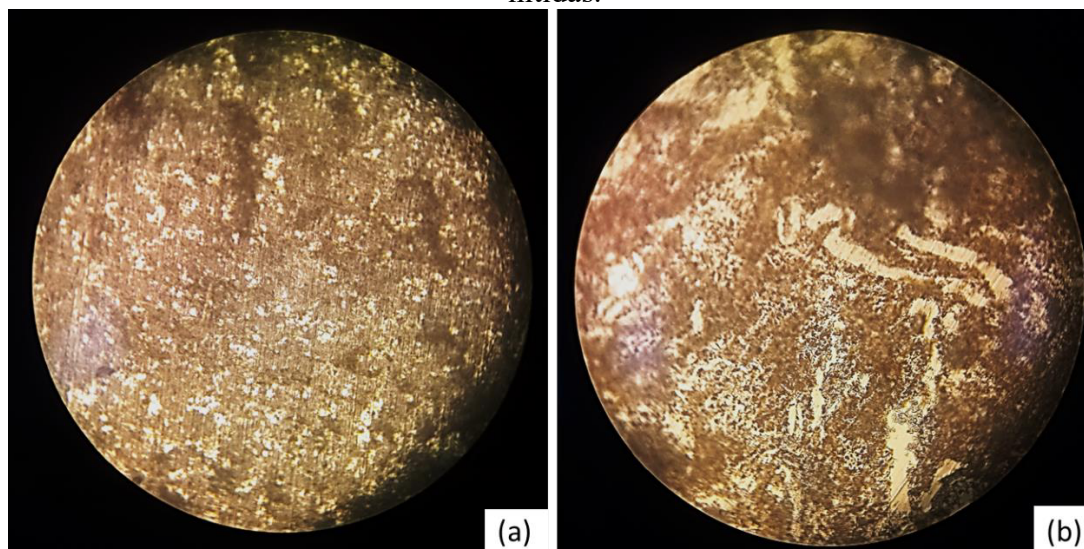


Figura 5.15 – Microscopia ótica das amostras compactadas a 947 MPa após sinterização a 1200° C por 1 h: (a) FL5T – não é possível identificar fases e (b) FC5T – as partículas de fase branca reduzem de tamanho.

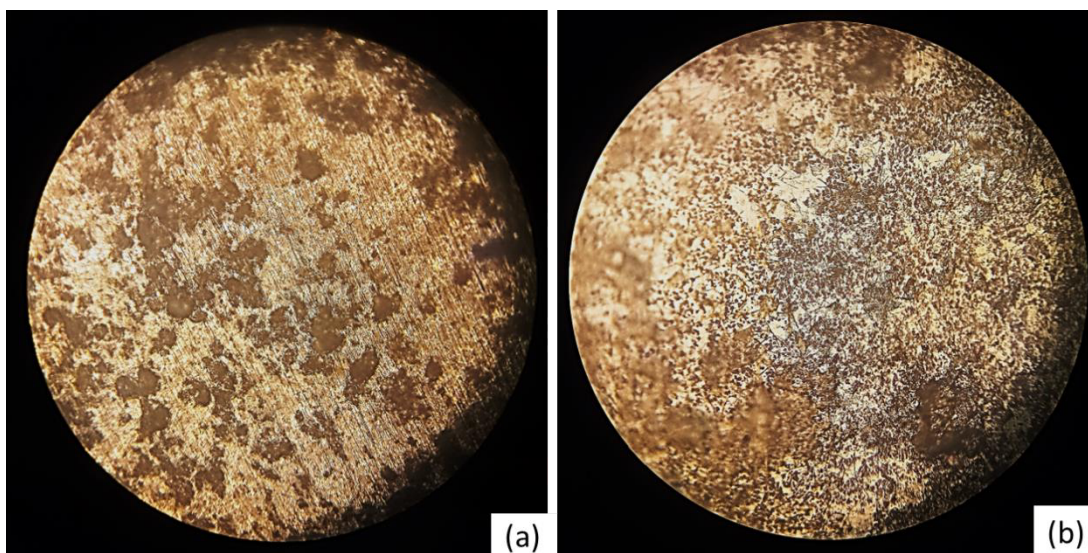


Figura 5.16 – Microscopia ótica das amostras compactadas a 1136 MPa após sinterização a 1200° C por 1 h: (a) FL6T – não é possível identificar fases e (b) FC6T – a fase branca se apresenta uniformemente distribuída.

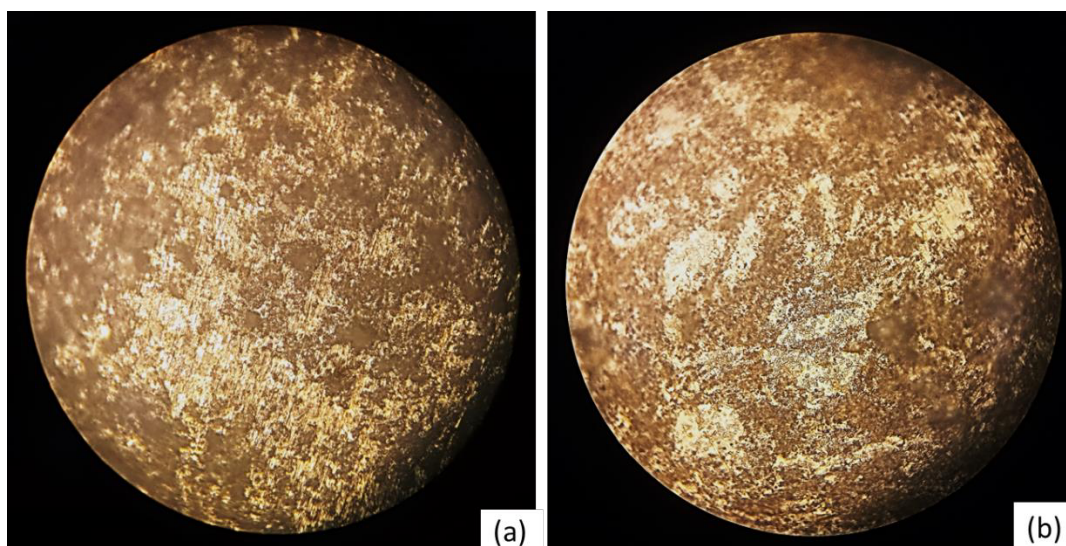


Figura 5.17 – Microscopia ótica das amostras compactadas a 1325 MPa após sinterização a 1200°C por 1 h: (a) FL7T – não é possível identificar fases e (b) FC7T – fase branca com menores partículas e mais distribuída.

5.5.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

As figuras 5.18 e 5.19 mostram, respectivamente, as imagens de MEV do alumínio das latas após 4 h de moagem e do cavaco de alumínio após ser peneirado a 20 mesh. É possível notar que as latas, após a moagem de alta energia, apresentam grãos de formato bastante irregular, com partículas variando de 94,6 μm a 301,65 μm . Ao analisar a imagem dos cavacos de alumínio, é possível observar que a sua morfologia é bastante irregular e grosseira, o que está relacionado com o processo de usinagem utilizado para sua obtenção. O tamanho dos

cavacos é superior aos das partículas de lata moídas, com larguras a partir de 314,27 μm . É importante ressaltar que cavacos de partida com esse tamanho e sem prévia cominuição são impraticáveis para a produção de corpos bem sinterizados através de técnicas convencionais de sinterização, visto que para essa finalidade, necessitaria do uso de aditivos ou de temperatura significativamente maiores do que 1250°C (RESENDE, 2014), por conta disso o material foi submetido à moagem junto com os demais componentes da mistura. Na imagem com 5.19b é possível perceber rugosidade na superfície dos cavacos, o que indica, provavelmente, que esse material se encontra com certo grau de encruamento, oriundo do processo de usinagem.

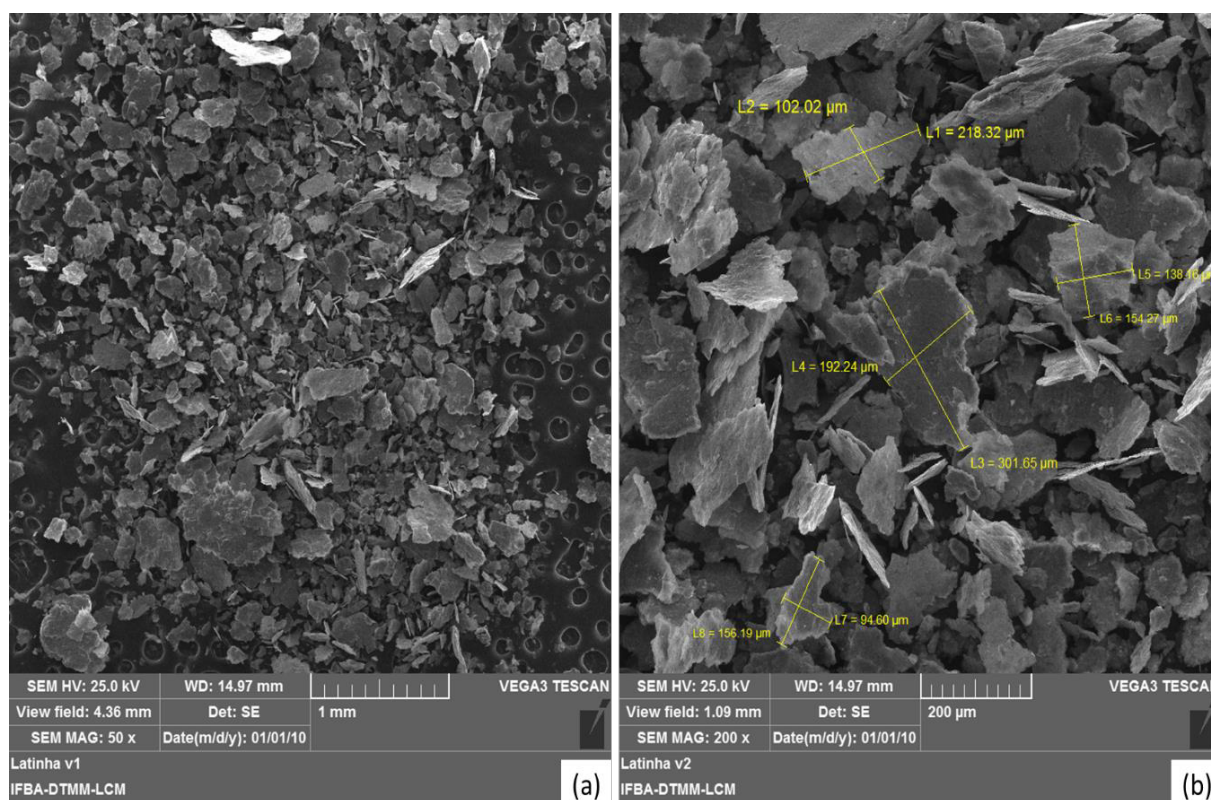


Figura 5.18 – Latas de alumínio após 4 h de moagem em moinho atritor: (a) partículas de formato irregular; (b) medição do tamanho das partículas.

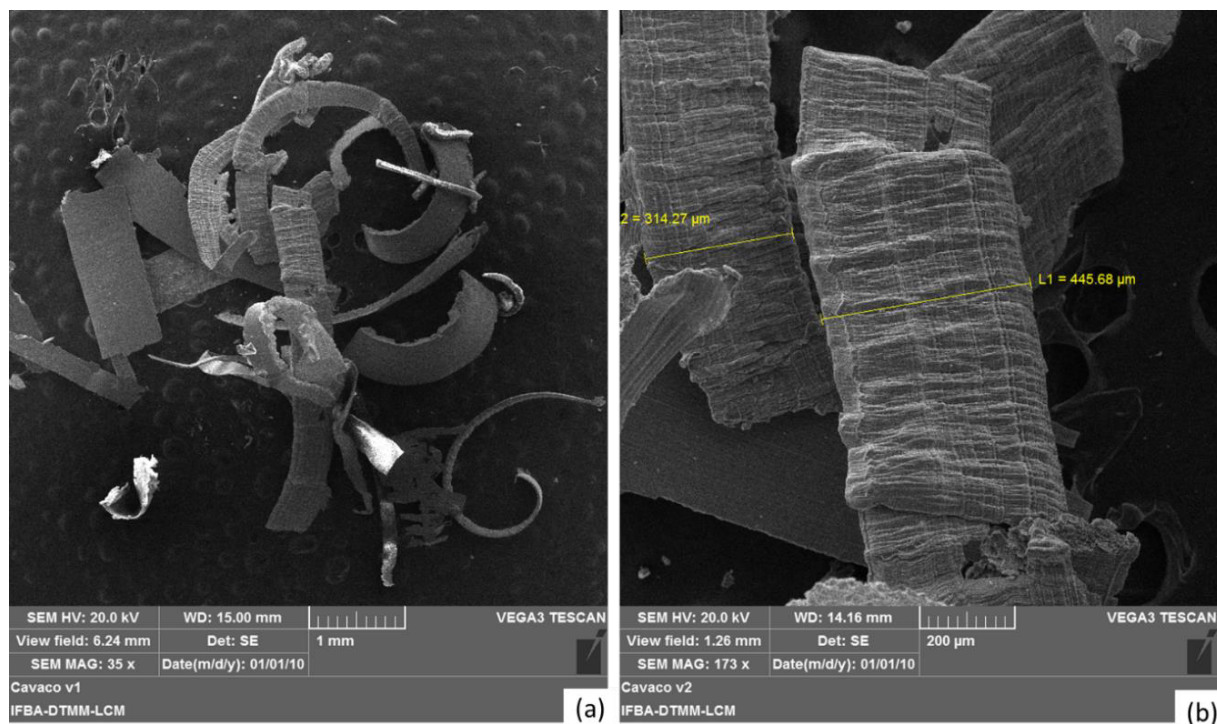


Figura 5.19 – Cavaco de alumínio após ser peneirado a 200 mesh: (a) morfologia irregular e grosseira; (b) medição do tamanho das partículas.

A figura 5.20 é resultado do MEV da mistura entre lata de alumínio, ferro e grafite após 10 h de moagem. Apesar da grande irregularidade no formato das partículas, é possível perceber uma redução expressiva entre o tamanho do material de partida de alumínio e das partículas finais da mistura, que apresentam tamanhos entre 2,67 μm e 14,77 μm.

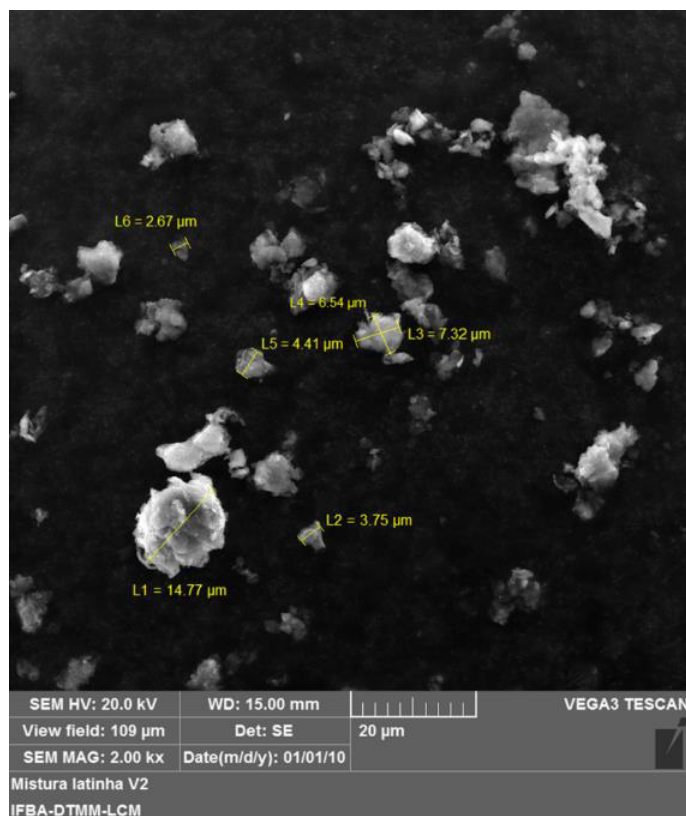


Figura 5.20 - Mistura de lata de alumínio, pó de ferro e grafite após 10 h de moagem em moinho planetário com redução expressiva dos tamanhos das partículas.

O resultado do MEV da mistura entre cavaco alumínio, ferro e grafite é apresentado na figura 5.21 após 14h de moagem. Assim como na mistura contendo latas de alumínio, as partículas se apresentam bastante irregulares, porém as partículas da mistura contendo cavaco apresentaram tamanhos bastante superiores, chegando a comprimentos de $58,93\mu\text{m}$. A presença de partículas maiores pode interferir de forma negativa no resultado da sinterização, indicando que o processo de moagem que o material foi submetido não foi suficiente.

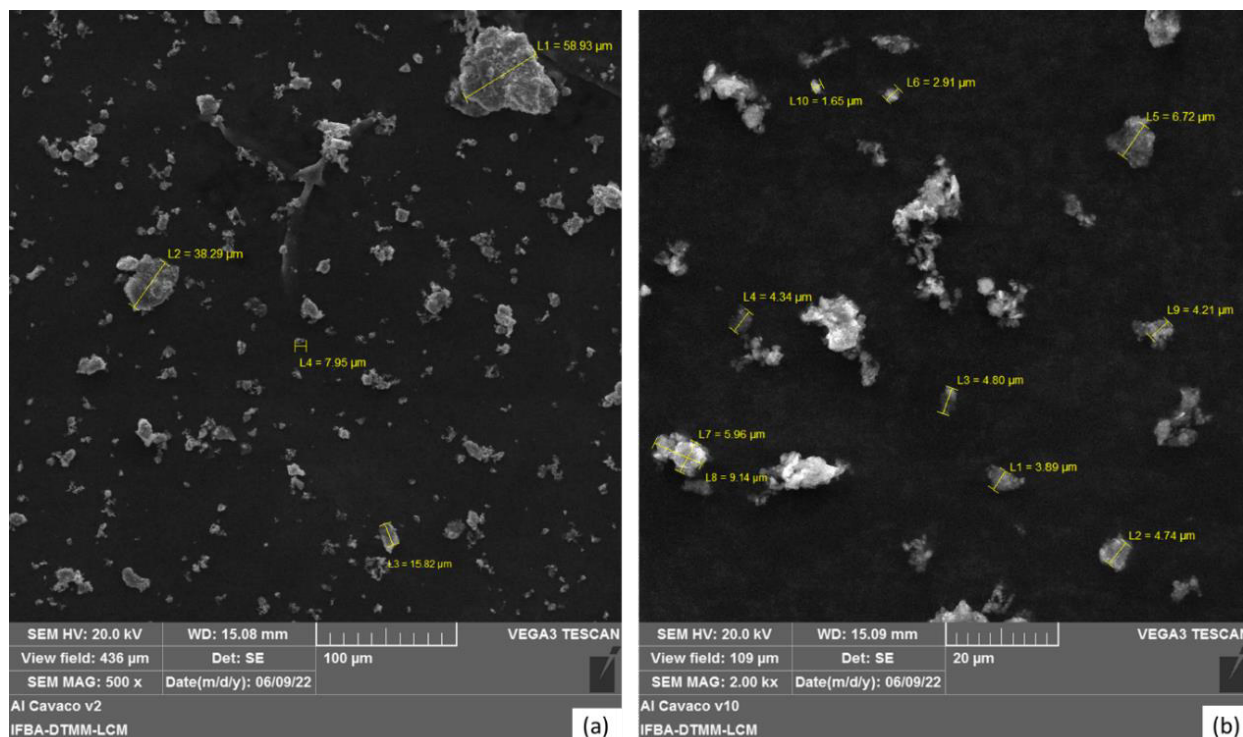


Figura 5.21 - Mistura de cavaco alumínio, ferro e grafite após 14 h de moagem em moinho planetário: (a) região com medição de partículas maiores; (b) região com medição de partículas menores. Apresentou redução expressiva no tamanho das partículas.

As análises do MEV apresentadas nas figuras 5.22 a 5.25 foram realizadas nas amostras após sinterização com a finalidade de avaliar a microestrutura do material formado. Comparando as microestruturas entre si, nota-se qualitativamente que todas as amostras contendo alumínio das latas apresentam apenas uma fase, que é característica de uma microestrutura em estágio inicial de sinterização (GOMES, BRESCIANI, 1987). Esse é um indicativo de que a pressão de compactação combinada com a temperatura e tempo de sinterização não foram suficientes para promover uma ligação entre as partículas de pó.

Por outro lado, as amostras contendo cavaco de alumínio apresentaram pelo menos duas fases diferentes e se observa variação de relevo na superfície da amostra, o que indica que provavelmente houve arrancamento de partículas durante o lixamento. Este comportamento é constante em todas as amostras, independente da pressão de compactação, o que indica que houve pouca aderência entre as fases formadas. Com o aumento da pressão de compactação é possível perceber que o tamanho das fases diminui e apresenta distribuição mais uniforme, isso é um forte indicativo de que a alta pressão contribuiu com a deformação, fratura e encruamento das partículas, resultando em materiais com maior densidade.

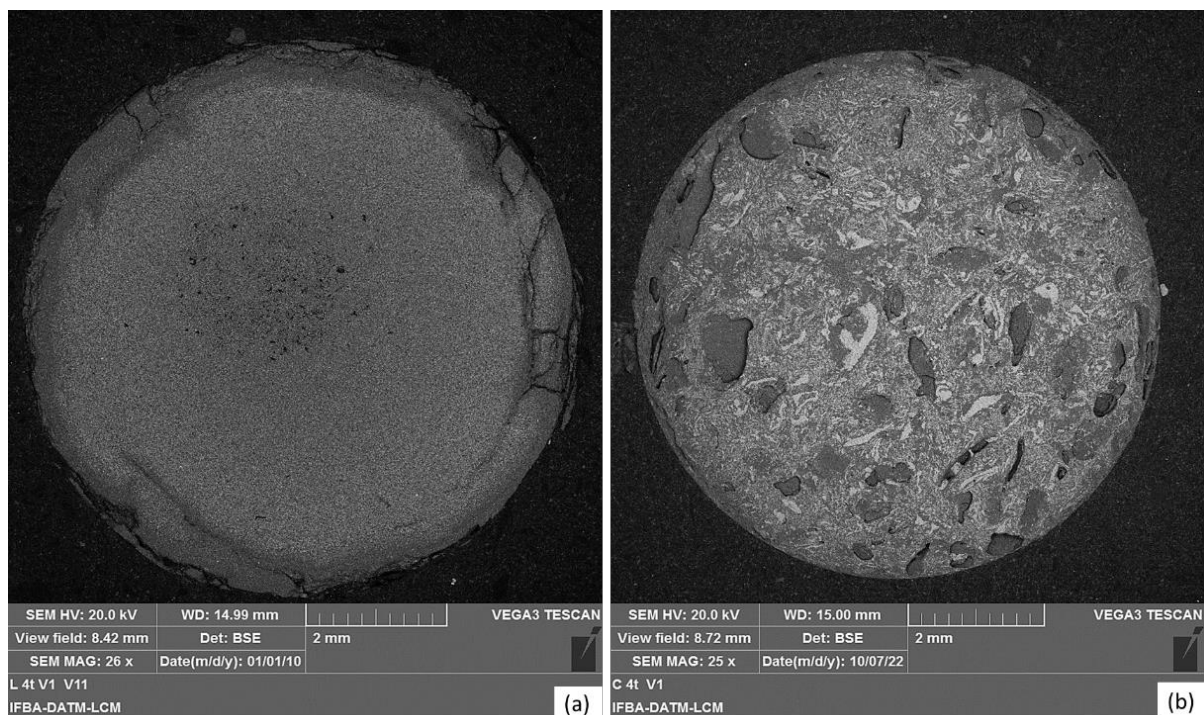


Figura 5.22 – MEV das amostras compactadas a 757 MPa após sinterização a 1200°C por 1 h: (a) FL4T – apenas uma fase opaca e (b) FC4T – apresenta duas fases e variação de relevo na superfície.

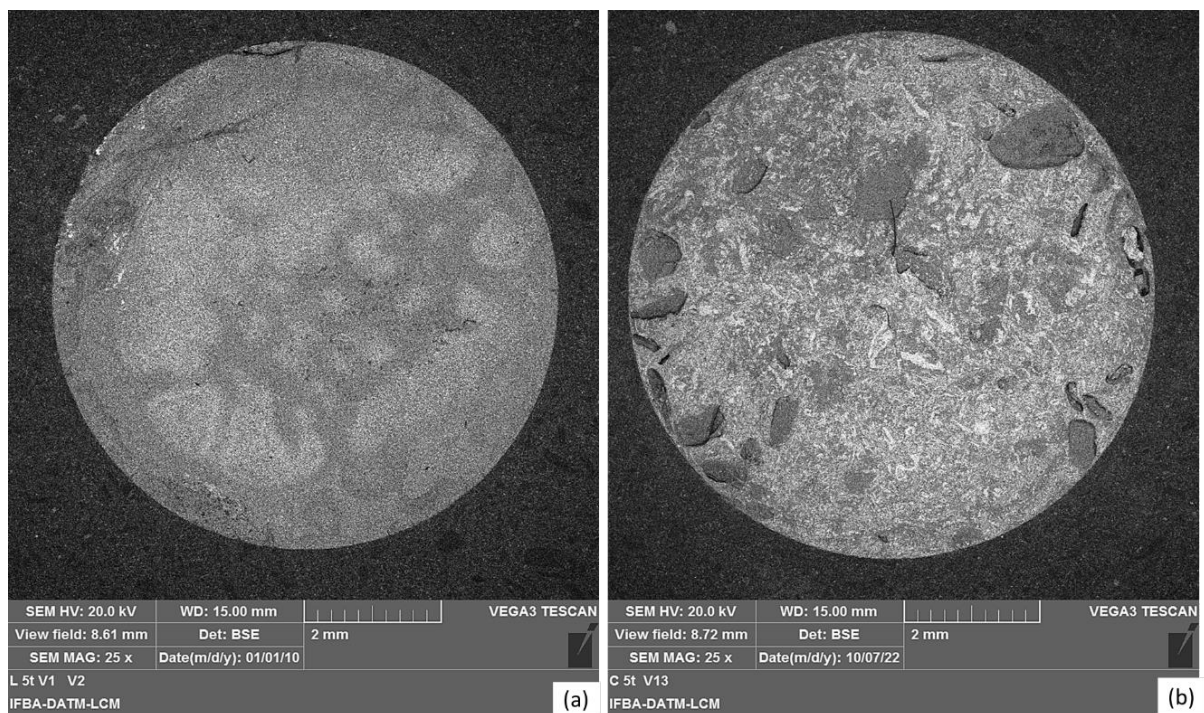


Figura 5.23 – MEV das amostras compactadas a 947 MPa após sinterização a 1200°C por 1 h: (a) FL5T – apenas uma fase opaca e (b) FC5T – fase branca com partículas menores e mais distribuídas, visível variação de relevo.

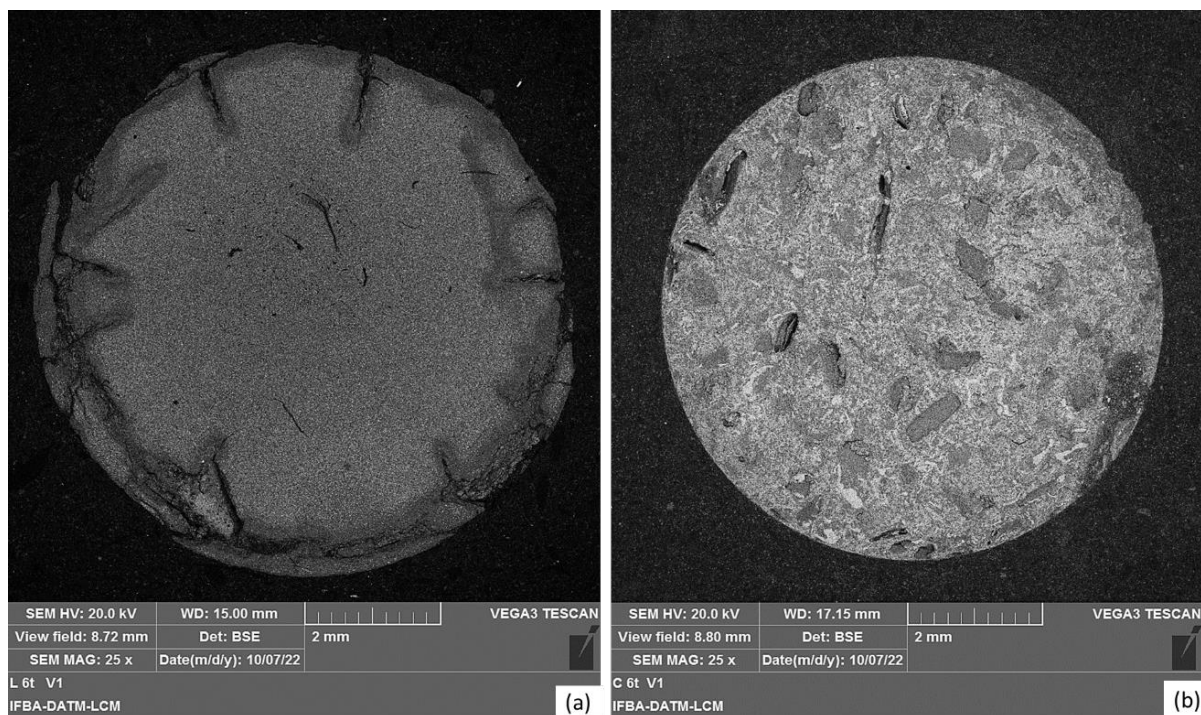


Figura 5.24 – MEV das amostras compactadas a 1136 MPa após sinterização a 1200°C por 1 h: (a) FL6T – apenas uma fase opaca e fraturas e (b) FC6T – fases uniformemente distribuídas e variação de relevo presente.

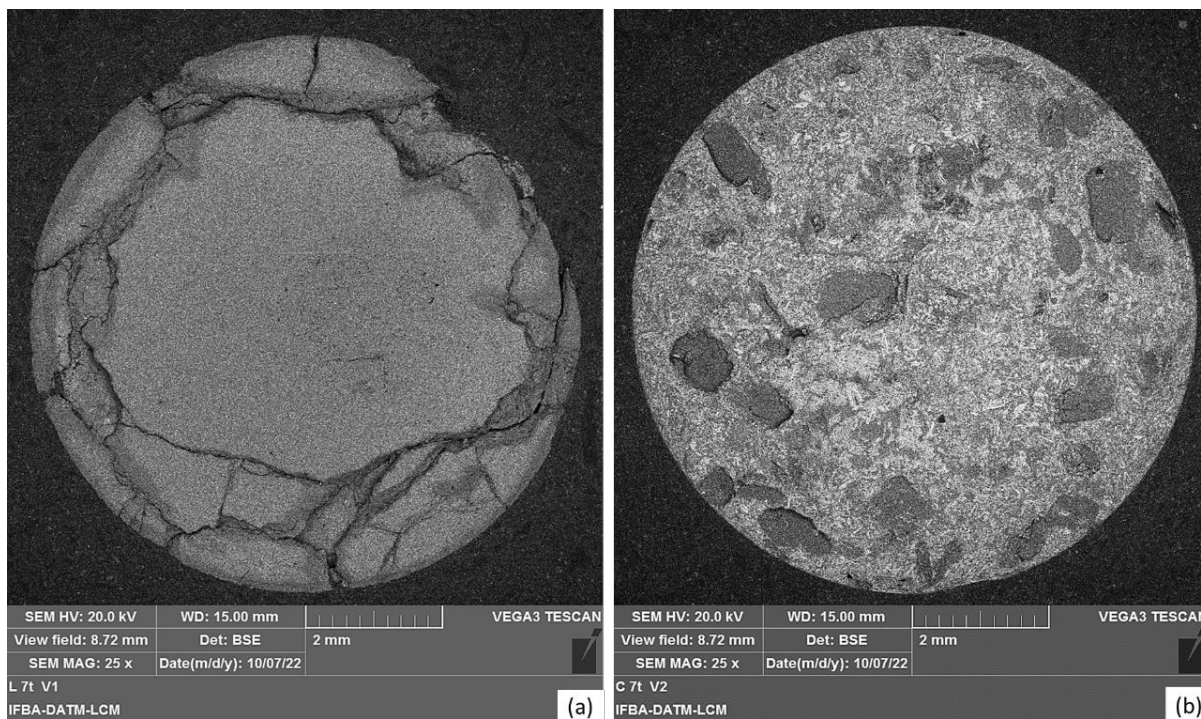


Figura 5.25 – MEV das amostras compactadas a 1325 MPa após sinterização a 1200°C por 1 h: (a) FL7T – apenas uma fase opaca e fraturas e (b) FC7T – fases uniformemente distribuídas e variação de relevo presente.

5.6 Caracterização das amostras compactadas a quente

As amostras que foram compactadas a quente foram caracterizadas pelos seguintes métodos: microscopia óptica, MEV, Difração de raio-X, ensaio de microdureza e medida de densidade.

5.6.1 Microscopia ótica

A Figura 5.26 apresenta a microestrutura das amostras observadas através de um microscópio ótico com aumento de 50x. É possível perceber que a amostra apenas compactada a 500°C apresenta apenas uma fase clara e diversos pontos escuros, já as amostras que foram submetidas ao tratamento térmico apresentam estrutura com diferentes fases, porém com uma aparência mais uniforme, evidenciando a densificação da massa quando ela é submetida tempo suficiente à temperatura (CHIAVERINI, 2001).

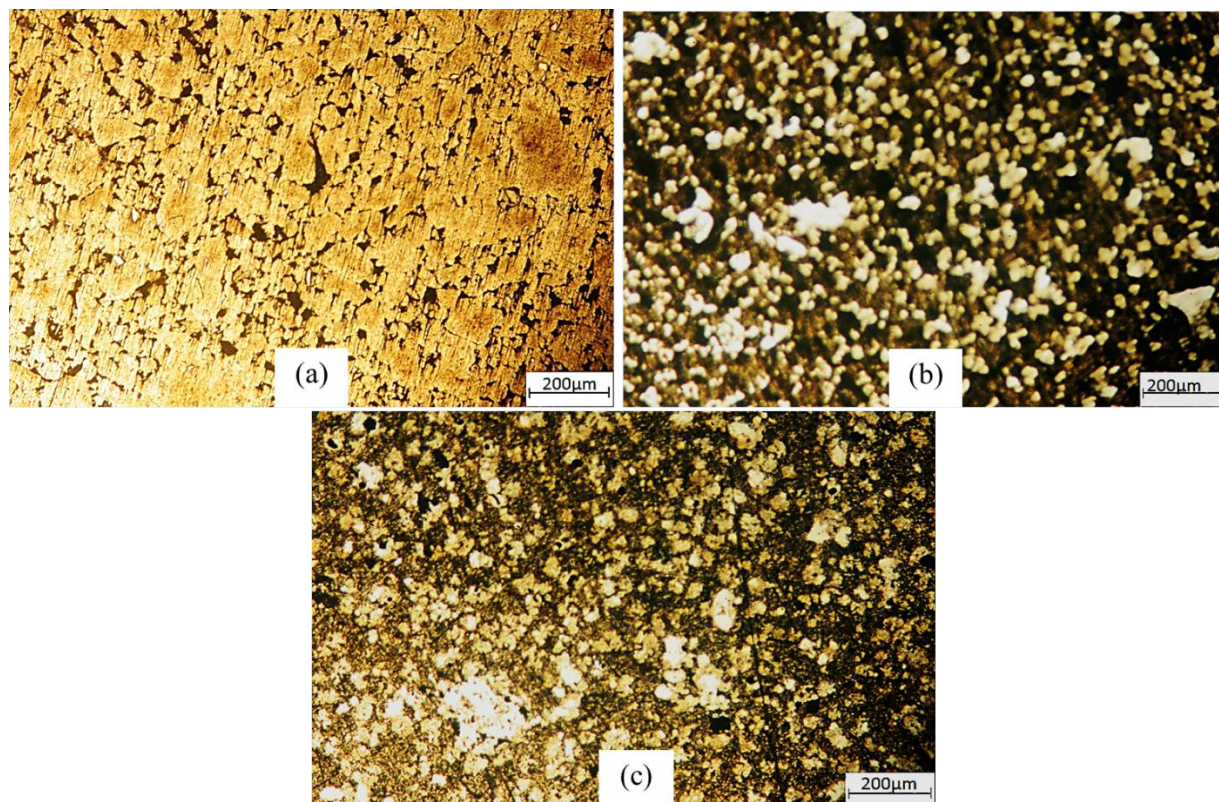


Figura 5.26 – Microscopia ótica das amostras: (a) apenas compactada a 500°C apresentando duas fases distintas; (b) após compactação e tratamento térmico a 950°C por 10 min já apresenta diferente microestrutura; (c) após compactação e tratamento térmico a 950°C por 60 min já é possível perceber a formação de fase precipitada.

Na Figura 5.27 é possível observar as fases intermetálicas das amostras após solubilização à 950°C com um aumento de 400x. Fica evidenciado que a amostra submetida à temperatura durante 60 min possui um volume de fase precipitada maior do que a amostra submetida à 10 min. O aumento da presença da fase na amostra Q950-60M confirma que a temperatura

influencia na formação da fase intermetálica que se apresenta estável mesmo com o aumento da temperatura, ou seja, o tratamento de solubilização foi efetivo na formação de precipitados.

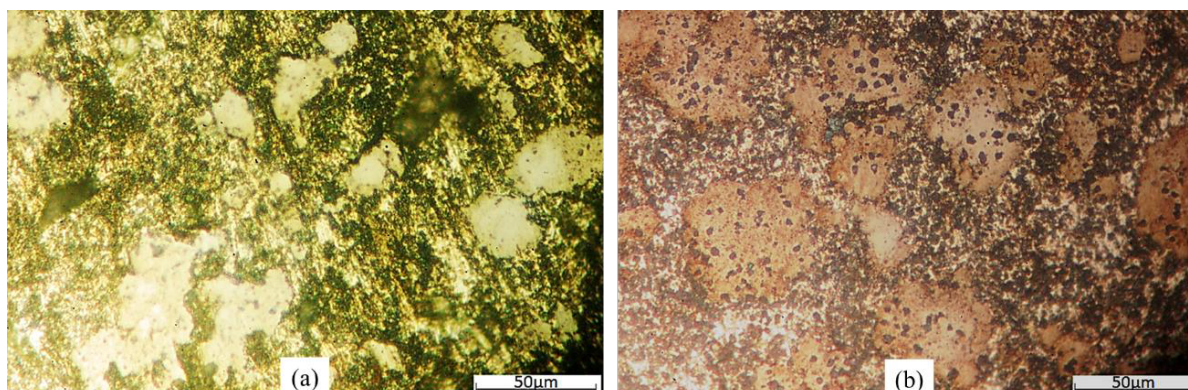


Figura 5.27 - Microscopia ótica das amostras após compactação e tratamento térmico: (a) 950°C por 10 min; (b) 950°C por 60 min apresenta maior volume de fase intermetálica.

5.6.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A análise de MEV foi realizada na amostra com maior presença da fase precipitada para melhor observação da microestrutura. A Figura 5.28 apresenta a microestrutura da amostra Q950-60M em três estágios de aumento: 201x, 314x e 6100x. É possível diferenciar a matriz e as partículas que servem de reforço. A matriz se apresenta homogênea e contínua e com boa aderência das partículas de reforço.

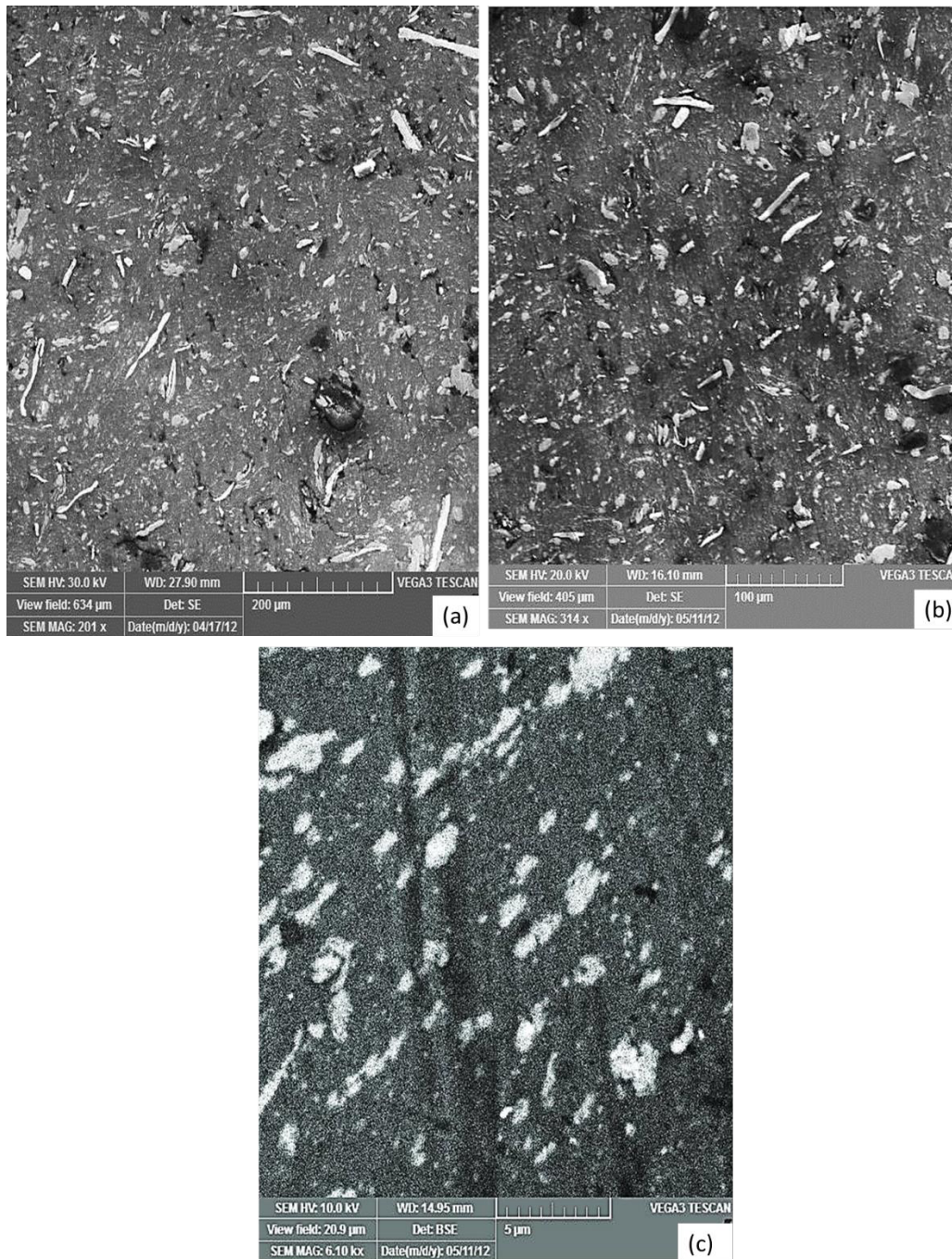


Figura 5.28 - MEV da amostra da amostra após compactação e tratamento térmico a 950°C por 60 min com diferentes ampliações: (a) Matriz e reforço claramente visualizados; (b) Boa aderência da matriz com as partículas de reforço; (c) Matriz homogênea e fases claramente identificadas.

5.6.3 Difração de raios-x (DRX)

Na Figura 5.29 apresentam-se os difratogramas dos materiais em pó após duas e dez horas de moagem e o compactado à temperatura de 500°C. É possível perceber picos extensos e estreitos, indicando alto grau de cristalinidade do material. Nos pó são identificadas as fases elementares de alumínio e ferro, cujos planos atômicos estão indicados no difratograma. No

material compactado a 500°C identifica-se o início de formação da fase intermetálica $Al_{13}Fe_4$, uma fase que se apresenta em ligas com concentrações de ferro a partir de 15% (GAO et al., 2009). Ocorre também a formação de uma fase desconhecida pelos padrões do JCPDS, em 2θ igual a 28,495°, no material de dez horas de moagem, cuja fase permanece após a compactação a 500°C.

Nos pós resultantes da moagem, os picos de difração possuem menor intensidade quando comparado ao compactado a 500°C, isso é decorrente do aumento dos defeitos impostos durante o processo de moagem.

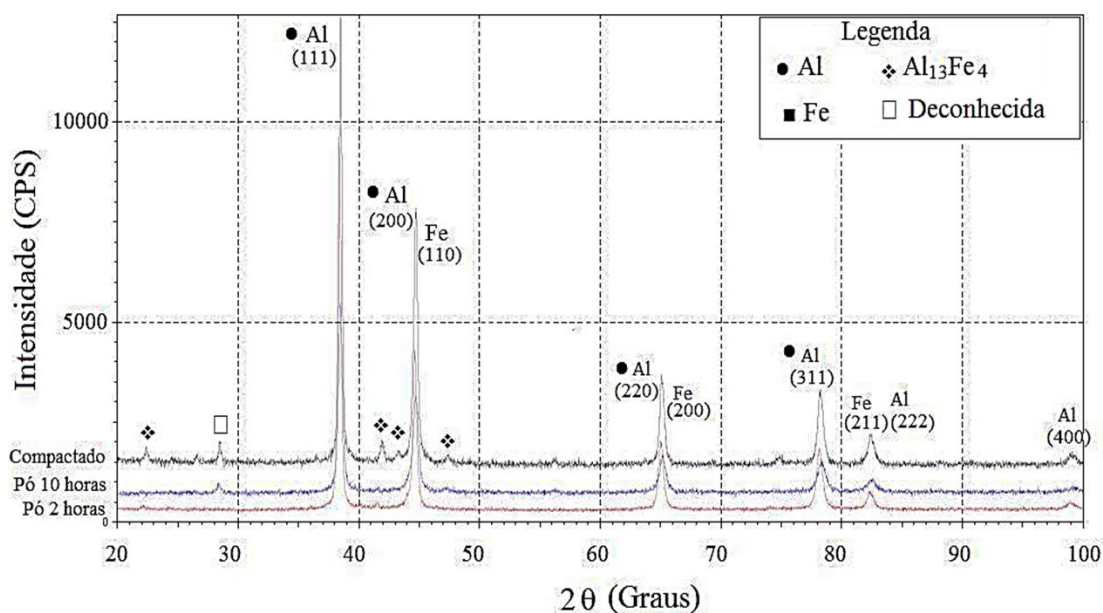


Figura 5.29 - Difratoograma de raios X dos pós de moagem e do compactado a 500° C com picos extensos e estreitos, indicando alto grau de cristalinidade do material.

Na Figura 5.30 apresentam-se os difratogramas do material compactado a temperatura de 500°C e das amostras tratadas termicamente a 950°C por 10 minutos e 950°C por 60 minutos. É possível perceber que a fase desconhecida identificada no compactado à 500° C reduz a sua intensidade como aumento da temperatura, indicando não ser uma fase estável a altas temperaturas. A fase intermetálica $Al_{13}Fe_4$ continua presente nas amostras tratadas a 950° C a 10 e 60 minutos, resultado esperado por se tratar de uma fase estável, mesmo com o aumento da temperatura. Além disso, nota-se a supressão dos picos de difração do alumínio e ferro e o aumento da intensidade dos picos da fase intermetálica $Al_{13}Fe_4$, indicando uma boa configuração espacial. Isso ocorre, pois, a fase intermetálica consome as fases elementares de

ferro e alumínio, que se aproximam atômicamente com a exposição a altas temperaturas durante tempo maior (COELHO, 2001).

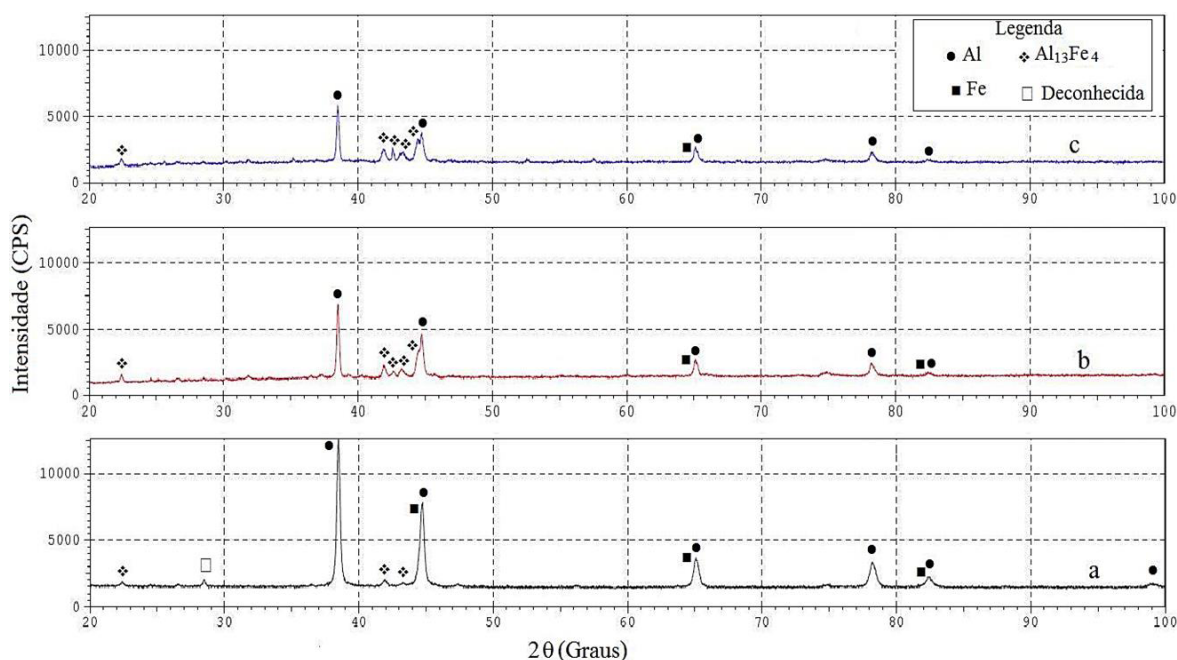


Figura 5.30 - Difratograma de raios X das amostras: (a) pó compactado a 500°C, (b) tratada a 950°C por 10 min e (c) tratada a 950°C por 60 min. A fase intermetálica Al₁₃Fe₄ continua presente nas amostras tratadas termicamente.

5.6.4 Medidas de microdureza

Com a verificação da formação de fases intermetálicas, foi realizado o ensaio de microdureza para verificar a diferença entre a matriz e as fases identificadas. Os resultados médios de microdureza estão apresentados na Tabela 5.6 junto com os desvios padrão calculados.

Tabela 5.6 - Microdureza das amostras tratadas termicamente.

Amostra	Microdureza (HV)	
	Matriz	Fase intermetálica
Q950-10M	110,1 ± 14,5	821,0 ± 21,3
Q950-60M	144,3 ± 28,7	1094,3 ± 107,0

Percebe-se que a fase intermetálica possui uma dureza muito mais elevada comparando-se com a matriz, esta é fase Al₁₃Fe₄ que é uma fase estável, monoclinica e a sua microestrutura não favorece a boa ductilidade do material (COELHO, 2001).

5.6.5 Medidas de densidade

O ensaio de densidade foi realizado na amostra Q950-60M, a mesma que apresentou maior volume de fase intermetálica, conforme visto na microscopia ótica. Este ensaio irá comparar a densidade medida com a densidade média ponderada do material. Com base nos valores de densidade tabelados para os materiais utilizados, tem-se os valores 2,72 g/cm³ para a liga AA3104 (*THE ALUMINUM ASSOCIATION*, 2018) do corpo das latas e 7,85 g/cm³ para o aço SAE 1045 (SAE, 1999). A equação 5.1 calcula a densidade teórica ponderada do material “ ρ_t ” com base na proporção da razão em massa dos elementos:

$$\rho_t = (0,8 \times 2,72) + (0,2 \times 7,85) = 3,746 \text{ g/cm}^3 \quad (5.1)$$

A densidade da peça obtida experimentalmente (ρ_e) utilizando o princípio de Arquimedes apresentou o valor de 3,68 g/cm³. Dessa forma, constatou-se que a densidade experimental equivale a 98,2% da densidade ponderada calculada, ou seja, o material possui apenas 1,8% de porosidade.

Com base nos resultados apresentados, fica clara a diferença nos materiais obtidos a partir das duas formas de processamento utilizadas, já que a compactação a temperatura ambiente resultou em materiais frágeis e oxidados enquanto que através da compactação a quente pôde-se obter um material denso, compacto e com fases bem definidas.

6. CONCLUSÃO

Com base no objetivo de desenvolver um compósito metálico a partir de resíduos de alumínio e aço via metalurgia do pó e, de acordo com os resultados apresentados, é possível concluir que:

- A produção de compósitos via compactação a temperatura ambiente e posterior sinterização resultou em um material com excessiva oxidação, delaminação e fraturas, indicando que essa rota de processamento não foi efetiva;
- Não foi possível a identificação da microestrutura dos compósitos produzidos por compactação a temperatura ambiente que continham alumínio de latas, indicando a sinterização não ocorreu completamente. Já as amostras contendo alumínio de cavaco apresentaram duas fases distintas que ficaram mais homogêneas com o aumento da pressão de compactação;
- As amostras produzidas via compactação a quente apresentaram microestrutura homogênea e uniforme, sendo possível observar a matriz e as partículas de reforço, indicando que é viável a produção de um compósito a partir de resíduos via metalurgia do pó;
- Os compósitos compactados a quente apresentaram formação de fase intermetálica após tratamento térmico de solubilização, fase essa que foi identificada como $Al_{13}Fe_4$;
- O tratamento térmico de solubilização foi efetivo na formação da fase intermetálica, visto que o volume da fase aumentou ao ser submetida por mais tempo na temperatura;
- A densidade experimental da amostra compactada a quente equivale a 98,2% da densidade média ponderada do material;
- A microdureza medida da amostra compactada a quente indicou que a fase intermetálica formada possui valor muito superior à da matriz, indicando que esta fase traz mais rigidez e menor ductilidade ao material;
- A produção de compósitos de matriz de alumínio com reforço de aço 1045 utilizando apenas resíduos se mostrou possível apenas através da compactação quente, visto que o processamento através de compactação a temperatura ambiente seguida de sinterização resultou em peças com excessiva oxidação, delaminação e dificuldade de caracterização.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Utilizar como material de partida cavaco de aço e cavaco de alumínio, com moagem em moinho atritor seguido de compactação a temperatura ambiente e sinterização, a fim de avaliar a viabilidade de reutilização de resíduos de usinagem para produção de um compósito via metalurgia do pó;
- Pesquisar outras fontes de resíduo de alumínio e aço que possam ser reaproveitados através de metalurgia do pó;
- Investigar a viabilidade de utilização de resíduos em pó na manufatura aditiva.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL. Associação Brasileira do Alumínio. Disponível em: <<http://abal.org.br>>. Acesso em: 03 abril 2023.

ABM - Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. Disponível em: <<https://www.abmbrasil.com.br/>>. Acesso em: 07 abril 2023.

ALI, A.; AHMED, M.; HASHMI, F. H.; KHAN, A. Q. Incomplete Reaction Phenomenon in High Strength Bainitic Steels. *Metallurgical Transactions A*, vol. 24A, Out. 1993, p. 2145-2150.

ALVES, João Victor Costa. Metalurgia do pó: avaliação da viabilidade técnica do processamento de cavacos das ligas de alumínio AA1060 e AA3003. 2018. 8p. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal.

BAILON-POUJOL, I.; BAILON, J. P.; L'ESPÉRANCE, G. Ball-mill grinding kinetics of master alloys for steel powder metallurgy applications. *Powder Technology*, v. 210, n. 3, p. 267–272, 2011.

BAFFARI, D., BUFFA, G., INGARAO, G., MASNATA, A., FRATINI, L. Aluminium sheet metal scrap recycling through friction consolidation. *Procedia Manufacturing*, v. 29, p. 560-566, 2019.

BORGES, D. F. L.; ESPINOSA, D. C. R.; SCHÖN, C. G.. Making iron aluminides out of scrap. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 3, n. 2, p. 101-106, 2014.

BORGES, Doris Feijó Leão. Processamento e caracterização de aluminetos de ferro obtidos a partir de matéria-prima reciclada. 2010. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo. 2010.

BRASIL ALUMÍNIO. Disponível em: <http://brasilaluminio.com.br>>. Acesso em: 05 abril 2023.

BRAY, E. L. Bauxite and alumina. US Geological Survey, Mineral Commodity Summaries. 2011.

BRITO, F. I. G.; MEDEIROS, C. F.; LOURENÇO, J. M. Um estudo teórico sobre a Sinterização na Metalurgia do Pó. Publicação online HOLOS. Rio Grande do Norte, V. 3, p. 01-08, Março 2007.

BROADBENT, C. Steel's recyclability: demonstrating the benefits of recycling steel to achieve a circular economy. *The International Journal of Life Cycle Assessment*, v. 21, p. 1658-1665, 2016.

BROPHY, Jere H.; ROSE, Robert M.; WULFF, John. *Ciência dos materiais: Propriedades termodinâmicas*. Rio de Janeiro: Livros Técnicos E Científicos Editora S. A, 1972. 186 p.

CALÇADA, Maurício Vieira. *Avaliação da mecânica e microestrutural da liga alumínio AA3104 empregado na indústria de fabricação de latas laminadas à frio com e sem interpasse*. 2018. Dissertação de Mestrado. Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, 2018.

CALLISTER, JR. W. D. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*. Rio de Janeiro. Editora LTC, 2002.

CARSON, J. W.; PITTENGER, B. H.; JENIKE, J. I. Bulk properties of powders. *ASM handbook. Powder Met Technol Appl*, v. 7, p. 834-839, 1998.

CHIAVERINI, Vicente. *Aços e Ferros Fundidos*. 5. ed. São Paulo: Associação Brasileira dos Metais, 1984.

CHIAVERINI, Vicente. *Metalurgia do pó: Técnica e produtos*. 3. Ed.- São Paulo, 1992.

CHIAVERINI, V. *Metalurgia do pó: técnica e produtos*. 4. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2001.

CHIAVERINI, Vicente. *Tecnologia mecânica*. 2. ed. São Paulo: MAKRON Books: Pearson Education do Brasil, 1986.

COELHO, Rodrigo. *Estevam. Obtenção das ligas Al-Fe-X-Si (X= V ou Nb) por moagem de alta energia e extrusão a quente*. São Paulo, 2001. Tese (Doutorado)- Ipen- Autarquia Associada à Universidade de São Paulo.

COLPAERT, H. *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns*. 3. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1974.

DA COSTA, André Luiz V.; MEI, P. R. *Aços e ligas especiais*. Editora Blucher, 2010.

DELFORGE, D. Y. M.; FERREIRA, I.; SILVA, C. G. R. D.; PARIS, E. A. G.; MARCELO, A. L.; NOVAES, R. H. Sinterização de uma mistura de cavaco de aço inoxidável com pó do mesmo material: uma nova tecnologia para a reciclagem de metais?. *Rem: Revista Escola de Minas*, v. 60, p. 95-100, 2007.

DNPM - Departamento Nacional de Produção Mineral. Disponível em:

<<http://www.anm.gov.br/dnpm/sumarios/aluminio-sumario-mineral-2014/view>>. Acesso em: 05 abril 2023.

DUFLOU, J. R.; TEKKAYA, A. E.; HAASE, M.; WELO, T.; VANMEENSEL, K.; KELLENS, K.; PARASKEVAS, D. Environmental assessment of solid state recycling routes for aluminium alloys: can solid state processes significantly reduce the environmental impact of aluminium recycling?. *Cirp Annals*, v. 64, n. 1, p. 37-40, 2015.

FABIANE, Fernando Rocha. Obtenção de liga Fe-Al-C por metalurgia do pó: diferentes rotas de processamento. 2016. Trabalho de Conclusão de Curso. Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

FATHY, A., OMYMA, E., MOHAMMED, M. MM. Effect of iron addition on microstructure, mechanical and magnetic properties of Al-matrix composite produced by powder metallurgy route. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, v. 25, n. 1, p. 46-53, 2015.

FEARNSIDE, P. M. Environmental and Social Impacts of Hydroelectric Dams in Brazilian Amazonia: Implications for the Aluminum Industry. *World Development*, v. 77, p. 48–65, 2016.

FROES, F. S.; SENKOV, O. N.; BABURAJ, E. G. Synthesis of nanocrystalline materials—an overview. *Materials Science and Engineering: A*, v. 301, n. 1, p. 44-53, 2001.

FURTADO, Nélio Scrivener. Preparação e caracterização do compósito de liga de alumínio AA6061 reforçado com diferentes concentrações de escória de alto forno a coque metalúrgico via metalurgia do pó. Dissertação (mestrado)—Universidade de Brasília, Faculdade UnB Gama, Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais da Engenharia, 2016.

GAO, H.; HE, Y.; SHEN, P.; ZOU, J.; XU, N.; JIANG, Y.; LIU, C. T. Porous FeAl intermetallics fabricated by elemental powder reactive synthesis. *Intermetallics*, v. 17, n. 12, p. 1041-1046, 2009.

GERMAN, R.M. *Powder Metallurgy Science*, 2nd ed., Metal Powder Industries, Federation, Princeton, 1997.

GOKCE, A.; FINDIK, F. Mechanical and physical properties of sintered aluminum powders. *Journal of achievements in materials and manufacturing engineering*, v. 30, n. 2, p. 157-164, 2008.

GOMES, Mario Rennó; BRESCIANI FILHO, Ettore. Propriedades e usos de metais não-ferrosos. Ed. ABM, São Paulo, 1987.

GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ. Disponível em: <<http://www.metalurgiadopo.com.br/Paginas/detalhes.asp?iType=1&iPic=4>>. Acesso em: 10 abril 2023.

GÜLEY, V.; BEN KHALIFA, N.; TEKKAYA, A. E. Direct recycling of 1050 aluminum alloy scrap material mixed with 6060 aluminum alloy chips by hot extrusion. *International Journal of Material Forming*, v. 3, p. 853-856, 2010.

GUTOWSKI, T.G.; SAHNI, S.; ALLWOOD, J.M.; ASHBY, M.F.; WORRELL, E. The energy required to produce materials: constraints on energy-intensity improvements, parameters of demand. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, v. 371, n. 1986, p. 20120003, 2013.

HARVEY, L. D. Iron and steel recycling: Review, conceptual model, irreducible mining requirements, and energy implications. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, v. 138, p. 110553, 2021.

HUME-ROTHERY, W. Estrutura das Ligas de Ferro. 1. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1968.

INFOMET. Disponível em: <<https://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-conteudo-ler.php?codAssunto=57>>. Acesso em: 05 junho 2023.

INGARAO, G. Manufacturing strategies for efficiency in energy and resources use: The role of metal shaping processes. *Journal of Cleaner Production*, v. 142, p. 2872-2886, 2017.

JESUS, Emerson de Souza de. Influência da granulometria de nióbio e tempo de moagem na obtenção da liga Al1, 2% Nb via metalurgia do pó. Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília. 2018.

JORGENSON, D. G. Iron Ore U.S. Geological Survey, Mineral Commodity Summaries. 2011.

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

KAČMARČIK, I.; PEPELNJAK, T.; PLANČAK, M. Solid state recycling by cold compression of al-alloy chips. *Journal for Technology of Plasticity*, v. 37, n. 1, p. 35-47, 2012.

KHRAISAT, W.; ABU JADAYIL, W. Strengthening aluminum scrap by alloying with iron. *Jordan Journal of Mechanical and Industrial Engineering*, v. 4, p. 372–377, 2010.

KOLOSOSKI J.; FILHO F. A.; COUTO A. A. *Curso de metalografia do alumínio e suas ligas*. São Paulo. ABAL, 1998. p. 148.

KRISHNAN, P. K., CHRISTY, J. V., ARUNACHALAM, R., MOURAD, A. H. I., MURALIRAJA, R., AL-MAHARBI, M., MURALI, V, CHANDRA, M. M.. Production of aluminum alloy-based metal matrix composites using scrap aluminum alloy and waste materials: Influence on microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 784, p. 1047-1061, 2019.

KUMAR, N., BHARTI, A. Review on Powder Metallurgy: a Novel Technique for Recycling and Foaming of Aluminium-Based Materials. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, v. 60, n. 1, p. 52-59, 2021.

KUMARAN, S.; CHANTAIAH, B.; RAO, T. S. Effect of niobium and aluminium additions in TiAl prealloyed powders during high-energy ball milling. *Materials Chemistry and Physics*, v. 108, n. 1, p. 97-101, 2008.

LAJIS, M. A.; YUSUF, N. K.; NOH, M. Z. Mechanical properties and surface integrity of direct recycling aluminium chips (AA6061) by hot press forging process. In: *Proceedings of the 11th Global Conference on Sustainable Manufacturing-Innovative Solutions*, Berlin, Germany. 2013. p. 23-25.

LICHTENFELD, J.; MATAYA, M.; VAN TYNE, C. Effect of strain rate on stress strain behaviour of alloy 309 and 304L austenitic stainless steel. *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 37A, Jan. 2006.

LIMA, Leonardo Reixach. Reaproveitamento de cavaco gerado no processo de usinagem das ligas de alumínio AA 413 e AA 6351-T6. 2019. 115 folhas. Dissertação. (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais). PPGE3M/ UFRGS, 2019.

LINS, A. E. P. Fabricação de compósitos de matriz metálica da liga de alumínio AA1100 com reforço cerâmico de Óxido de Zinco através de técnicas de metalurgia do pó. 2015. 94p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica área de Materiais e Fabricação) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco, Recife.

MAHFOUD, M.; EMADI, D. Aluminum recycling – challenges and opportunities. *Advanced Materials Research*, v. 83-86, p. 571-578, 2010.

MERCHANT, H.D.; MORRIS, J.G., HODGSON, D.S. Characterization of Intermetallics in Aluminum Alloy 3004. *Materials Characterization*, v. 25 p.339-373, 1990.

MORAIS, Gilberto Augusto de. Desenvolvimento da metalurgia do pó. Natal. EDUFRRN, 2012.

NAKAMURA, S.; KONDO, Y.; KAGAWA, S.; MATSUBAE, K.; NAKAJIMA, K.; NAGASAKA, T. MaTrace: Tracing the fate of materials over time and across products in open-loop recycling. *Environmental science & technology*, v. 48, n. 13, p. 7207-7214, 2014.

ODANI, Y. Aluminium alloys metal powder report, vol 49, p. 36-40, 1994.

PALM, M., STEIN, F., DEHM, G. Iron aluminides. *Annual Review of Materials Research*, v. 49, p. 297-326, 2019.

PATROCÍNIO, Paulo Roberto Godoy. Caracterização da textura e do orelhamento (“earing”) da liga AA3104 após a redução a frio. 2011, 117f., Tese (Doutorado), Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

POQUILLON, D.; LEMAITRE, J.; BACO-CARLES, V.; TAILHADES, P.; LACAZE, J. Cold compaction of iron powders – relations between powder morphology and mechanical properties, vol 126, p. 65-74, 2002.

RAABE, D.; TASAN, C. C.; OLIVETTI, E. A. Strategies for improving the Sustainability of structural metals. *Nature*, v. 575, n. 7781, p. 64-74, 2019.

RECICLOTECA, Disponível em: <<http://www.recicloteca.org.br/material-reciclavel/met-aluminio/>>. Acesso em: 05 abril 2023.

RESENDE, Leonardo. Estudo do comportamento da sinterização de compactos de cavacos de um aço SAE 1050 obtidos sob alta pressão. 2014. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Norte. 2014.

SANTOS, Marcus Aurélio dos. A metalurgia do pó para produção de peças de alumínio na indústria metalúrgica. 2018. Dissertação de Mestrado. PPGE3M–UFRGS. 2018.

SAE. HS-30 - Ferrous material standards manual. Warrendale EUA: SAE, 1999.

SHEN, Y. L.; CHAWLA, N. On the correlation between hardness and tensile strength in particle reinforced metal matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*, v. 297, n. 1-2, p. 44-47, 2001.

SILVA, A. G. P. D.; ALVES JÚNIOR, C. A sinterização rápida: sua aplicação, análise e relação com as técnicas inovadoras de sinterização. *Cerâmica*, v. 44, p. 225-232, 1998.

SILVA, André Luiz Silva da. História da utilização do alumínio. Disponível em: <<http://www.infoescola.com/curiosidades/historia-da-utilizacao-do-aluminio>>. Acesso em: 03 abril 2023.

SOUSA, B. B.; SOUSA, L. N. de; MOREIRA, A. L. S.; CARDOSO FILHO, J. C. Estudo da velocidade de corrosão em ligas de Al-3%Cu E Al-5%Cu. 2015. XI Congresso Brasileiro de Engenharia Química em Iniciação Científica. Unicamp-Campinas/SP.

SOUSA, Márcio M. Sampaio. Estudo do Processo de Fabricação de Compósitos de Matriz Metalúrgica de Liga de Alumínio AA 6061 por Metalurgia do Pó via Moagem de Alta Energia. Dissertação de Mestrado. UFPE, 2012.

SOUZA, S. A. Ensaios mecânicos de materiais metálicos – Fundamentos teóricos e práticos. São Paulo. Ed. Bucher, 1982.

THE ALUMINUM ASSOCIATION. Disponível em: <<http://www.aluminum.org>>. Acesso em: 03 abril 2023.

THE ALUMINUM ASSOCIATION. International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys, 2018.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. Ed. Handbook of aluminum: vol. 1: physical metallurgy and processes. CRC press, 2003.

VAN VLACK, L. Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais. 4. ed. [S. l.]: Ed. Campus, 1984.

VARGEL, C. Corrosion of Aluminium. 1.ed. San Diego: Editora Elsevier, 2004.

WAGIMAN, A., MUSTAPA, M.S., ASMAWI, R., SHAMSUDIN, S., LAJIS, M. A., MUTOH, Y. A review on direct hot extrusion technique in recycling of aluminium chips. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 106, n. 1, p. 641-653, 2020.

WANG, J.; FANG, H.; YANG, Z.; ZHENG, Y. *ISIJ International*, v. 35, n. 8, 1995. p. 992.

WHITE, D. G. Metal Powder Industries Federation and APMI International. *ASM Handbook. Powder Metal Technologies and Application*. ASM International, V.7,1998

WORRELL, E.; ALLWOOD, J.; GUTOWSKI, T. The role of material efficiency in environmental stewardship. *Annual Review of Environment and Resources*, v. 41, p. 575-598, 2016.

WU, C. Y.; DIHORU, L.; COCKS, A. C. The flow of powder into simple and stepped dies. *Powder Technology*, v. 134, n. 1-2, p. 24-39, 2003.

ZANGRANDI, A. Alumínio e suas ligas: fundamentos metalúrgicos e tecnológicos. Lorena. Editora Instituto Santa Teresa, 2008, 104 p.

ZHANG, Y.; SUN, M.; HONG, J.; HAN, X.; HE, J.; SHI, W.; LI, X. Environmental footprint of aluminum production in China. *Journal of Cleaner Production*, v. 133, p. 1242-1251, 2016.