UNIVERSIDADE FEDERAL DE OURO PRETO – UFOP

ESCOLA DE MINAS

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

LUIZ HENRIQUE CREPALDE SOUZA

ESTUDO DE COMPÓSITOS COM MATRIZ DE ALUMÍNIO

OURO PRETO - MG
2019

LUIZ HENRIQUE CREPALDE SOUZA
luizcrepaldesouza@gmail.com

ESTUDO DE COMPÓSITOS COM MATRIZ DE ALUMÍNIO

Monografia apresentada ao Curso de Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Ouro Preto como requisito para a obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

Professor orientador: Dra. Margarida Márcia Fernandes Lima

OURO PRETO – MG
2019

S729e Souza, Luiz Henrique Crepalde.
Estudo de compósitos com matriz de alumínio [manuscrito] / Luiz Henrique Crepalde Souza. - 2019.

44f.:

Orientadora: Profª. Drª. Margarida Márcia Fernandes Lima.

Monografia (Graduação). Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Alumínio - Compósito. 2. Processos de fabricação. 3. Composites. I. Lima, Margarida Márcia Fernandes. II. Universidade Federal de Ouro Preto. III. Titulo.

CDU: 621

Catalogação: ficha.sisbin@ufop.edu.br

UNIVERSIDADE FEDERAL DE OURO PRETO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA

ATA DA DEFESA

Aos 04 dias do mês de junho de 2019, às 19h, no auditório da Fundação Gorceix, localizado na Escola de Minas – Campus - UFOP, foi realizada a defesa de Monografia do aluno **Luiz Henrique Crepalde Souza**, sendo a comissão examinadora constituída pelos professores: Profª DSc. Margarida Márcia Fernandes Lima, Prof. MSc. Caio César de Souza Pereira e MSc. Marcelo Teodoro Assunção. O candidato apresentou o trabalho intitulado: **"Estudo de Compósitos com Matriz de Alumínio"**, sob orientação da Profª DSc. Margarida Márcia Fernandes Lima. Após as observações dos avaliadores, em comum acordo os presentes consideraram o aluno aprovado.

Ouro Preto, 04 de junho de 2019.

Profª DSc. Margarida Márcia Fernandes Lima
Professora Orientadora

Prof. MSc, Caio César de Souza Pereira
Professor Avaliador

Prof. MSc, Marcelo Teodoro Assunção
Professor Avaliador

Luiz Henrique Crepalde Souza
Aluno

À Deus, dedico mais esta etapa vencida.

A toda minha família, pela compreensão e apreço constante.

À República Sete Pragas pela amizade.

AGRADECIMENTOS

À minha professora orientadora Dra. Margarida Márcia Fernandes Lima, pelo incentivo e orientação neste trabalho.

A toda minha família pelo incentivo e apoio durante toda a minha trajetória acadêmica.

À Universidade Federal de Ouro Preto e ao corpo docente pelos ensinamentos.

Aos professores do curso de Engenharia Mecânica por suas importantes contribuições para o aprimoramento do trabalho.

Aos amigos da MIPTEC pela ajuda e compreensão.

“Talvez não tenhamos conseguido fazer o melhor. Mas lutamos para que o melhor fosse feito. Não somos o que deveríamos ser, não somos o que iremos ser, mas graças a Deus não somos o que éramos”.

Martin Luther King

R E S U M O

A sociedade procura cada vez mais desenvolver novas tecnologias para várias aplicações que demandam materiais com propriedades muito peculiares que não são frequentemente encontradas na natureza. Devido a isso, muitas pesquisas já foram desenvolvidas e ainda estão em desenvolvimento de materiais compósitos para serem aplicados em diversas áreas da engenharia. O objetivo deste trabalho foi estudar a teoria geral sobre materiais compósitos, enfatizando compósitos com matriz de alumínio, para apresentar, comparar e discutir as características dos artigos selecionados lidos. Para obter trabalho técnico sobre compósitos de matriz de alumínio, foram utilizados o Portal de Periódicos da CAPES e a internet. Os artigos foram selecionados em revistas técnico-científicas. Os compósitos dos artigos lidos foram analisados pelos diferentes processos de obtenção até sua caracterização. Os compósitos obtidos pelo processo de reação in situ do alumínio fundido, reforçado com Al_2O_3, promovem uma melhor adesão das partículas na matriz em relação ao processo de sinterização. Observou-se que o método de processamento por extrusão à quente promoveu considerável ganho de resistência mecânica para as amostras de alumínio puro e para os compósitos devido ao Al_2O_3 formado. No entanto, o Al_2O_3 dificultou a ligação das partículas de SiC à matriz. O aumento da temperatura de sinterização acima do ponto de fusão do alumínio mostrou-se como uma alternativa interessante para melhorar a adesão das partículas de SiC na matriz. Partículas de reforço da ordem de 10μm ou maior promovem um compósito com pouco ganho na resistência à fluência, enquanto partículas da ordem de 3,5μm ou menos têm uma tendência a promover um aumento considerável. Pelo método da sinterização, o processo de mistura simples para compósitos reforçados com SiC dificulta a obtenção de compósitos isotrópicos, devido à dificuldade de se obter uma mistura homogênea, ao contrário da moagem de alta energia.

Palavras-chave: compósito com matriz de alumínio, processos de fabricação, caracterização.

ABSTRACT

The society is increasingly seeking to develop new technologies for various applications that require materials with very peculiar properties not often found in nature. Due to this, much research has already been developed and is still under development of composite materials to be applied in various areas of engineering. The objective of this work was to study the general theory about composite materials, emphasizing aluminum matrix composites, to present, compare and discuss the characteristics of the selected articles read. For technical work on aluminum matrix composites, the CAPES Periodic Portal and the internet were used. The articles were selected in technical-scientific journals. The composites of the read articles were analyzed by the different obtaining processes until their characterization. The composites obtained by the in situ reaction process of the Al_2O_3 reinforced cast aluminum promote a better adhesion of the particles in the matrix in relation to the sintering process. It was observed that the hot extrusion processing method promoted considerable mechanical strength gain for pure aluminum samples and composites due to the formed Al_2O_3. However, Al_2O_3 made it difficult to bind SiC particles to the matrix. Increasing the sintering temperature above the aluminum melting point proved to be an interesting alternative to improve the adhesion of SiC particles in the matrix. Reinforcement particles of the order of 10μm or larger promote a composite with little gain in creep resistance, while particles of the order of 3.5μm or less have a tendency to increase considerably. By the sintering method, the simple mixing process for SiC reinforced composites makes it difficult to obtain isotropic composites due to the difficulty of obtaining a homogeneous mixture, unlike high energy grinding.

Key-words: aluminum matrix composite, manufacturing processes, characterization.

LISTA DE SIMBOLOS

CMC – Compósito de matriz cerâmica

CMM – Compósito de matriz metálica

CMP – Compósito de matriz polimérica

DRA – *Discontinuously reinforced aluminum*

EDS – Espectroscopia de energia dispersiva

MET – Microscopia eletrônica de transmissão

MEV – Microscopia eletrônica de varredura

TEM – *Transmission electron microscopy*

SAD – *Selected area diffraction*

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Esquema de classificação dos tipos de compósitos. 4

Figura 2 - Representação de variadas geometrias da fase dispersa: (a) concentração, (b) tamanho, (c) forma, (d) distribuição (e) orientação. Fonte: Callister (2012). 5

Figura 3 – Dados experimentais obtidos entre o limite superior e inferior de acordo com a equação 1 e 2. Fonte: Callister (2012). 7

Figura 4 - Comparação entre a resistência mecânica específica versus temperatura de diversos tipos de compósitos. CFRP,compósitos polímeros reforçados com fibras de carbono; GMC, compósitos de matriz vítrea; GCMC, compósitos de matriz de cerâmica vítrea; CMC, compósitos de matriz cerâmica; C-C, compósitos carbono-carbono; CMM, compósitos de matriz metálica. Fonte: Adaptado do Metals Handbook (2001). 9

Figura 5 - Efeito da otimização da microestrutura para 20 vol% de SiC reforçado de forma descontínua. Fonte: Adaptado do Metals Handbook (2001). 12

Figura 6 - O custo do material versus desempenho de vários compósitos com matriz de alumínio. Fonte: Adaptado do Metals Handbook (2001). 13

Figura 7 - Etapas típicas de fabricação de um compósito de alumínio reforçado com carbeto de silício. Fonte: Adaptado do Metals Handbook (2001). 15

Figura 8 - Folha de liga de alumínio reforçada com whiskers de SiC (20 vol% SiC) alinhados na direção da laminação. Fonte: Metals Handbook (2001). 16

Figura 9 - Comparação do limite de escoamento entre o alumínio reforçado com partículas e o alumínio reforçado com os whiskers Fonte: Adaptado do Metals Handbook (2001). 16

Figura 10 - Morfologia e análise química de componentes da matéria-prima do reforço: (a) Morfologia da matéria prima e (b) resultado das análises químicas de microrregiões EDS. Fonte: adaptado de Wang *et al.* (2010). 19

Figura 11 - Análise de difração de raios X Fonte: Adaptado de Wang *et al*. (2010). 20

Figura 12 – Microscopia eletrônica de varredura e análises químicas de microrregiões EDS das partículas de reforço de Al_2O_3 dos compósitos de Al/ Al_2O_3 no estado fundido: (a)

distribuição e morfologia; (b) área selecionada para análise EDS e (c) resultados das análises EDS. Fonte: Adaptado de Wang *et al.* (2010). 21

Figura 13 – Resultado das análises MET/SAD do compósito: (a) micrografia; (b) imagem MET/SAD; (c) grãos deformados ao redor das partículas de Al_2O_3 (d) morfologia dos grãos de alumínio deformados. Fonte: Adaptado de Wang *et al.* (2010). 22

Figura 14 - Microestrutura dos compósitos reforçados com partículas de SiC: (a) 3,5µm; (b) 10µm; (c) 20µm. Fonte: Adaptado de Tjong; MA (1999). 24

Figura 15 - Curva de fluência à 573K para amostras de: (a) Al puro sob uma tensão de 28,5MPa; (b) compósito de Al reforçado com SiC (3,5µm) sob uma tensão de 37,9MPa. Fonte: Adaptado de Tjong; MA (1999). 24

Figura 16 - Variação da taxa de deformação das amostras com a tensão aplicada a diferentes temperaturas: (a) 573K; (b) 623K e (c) 673K. Fonte: Adaptado de Tjong; MA (1999). 25

Figura 17 - (a) Pó de alumínio comercial; (b) pó de carbeto de silício comercial Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007). 28

Figura 18- Mudanças de deslocamento em função da pressão de compactação para as sete composições. Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007). 30

Figura 19 - Alteração na densidade relativa em relação a: (a) pressão de compactação (b) temperatura de sinterização para os sete tipos de compósitos. Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007). 31

Figura 20 - Micrografias obtidas por MEV mostrando as partículas de alumínio e carbeto de silício para o estado verde. Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007). 32

Figura 21 - Micrografias obtidas por MEV mostrando a partícula de alumínio e alumina em diferentes temperaturas de sinterização. Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007). 33

Figura 22 – Microestruturas para as sete combinações mostram a distribuição do reforço na matriz obtidas por microscopia ótica. Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007). 34

Figura 23 - Valores médios de microdureza em função das temperaturas de sinterização para as 49 combinações de compósitos de Al-SiC. Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007). 35

Figura 24 - Curvas de tensão x deformação para o alumínio com: (a) 0% de SiC; (b) 5% de SiC; (c) 10% de SiC; (d) 15% de SiC; (e) 20% de SiC; (f) 25% de SiC; (g) 30% de SiC. Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007). 36

Figura 25 – Matéria prima para obtenção dos pós do compósito: (a) pó de alumínio (b) carbeto de silício. Fonte: Barbosa *et al.* (2000). 37

Figura 26 – Imagem da mistura dos pós obtida por MEV. Fonte: Barbosa *et al.* (2000). 38

Figura 27 - Redução no diâmetro da partícula com o tempo de moagem Fonte: Barbosa *et al*. (2000). 39

Figura 28 - (a) Alumínio moído por 2h e (b) mistura Al/20% SiC moído por 2h. Fonte: Barbosa *et al*. (2000). 39

Figura 29 - Pó obtido após 2 horas de moagem, mostrando distribuição de SiC sobre o alumínio. Fonte: Adaptado de Barbosa *et al*. (2000). 40

Figura 30 - Distribuição de partículas de carbeto de silício (SiC) após extrusão. Fonte: Adaptado de Barbosa *et al*. (2000). 41

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Principais reforços utilizados em compósitos de matriz metálica. 10

Tabela 2 - Propriedades mecânicas e físicas de vários reforços particulados cerâmicos descontínuos comumente usados na fabricação de compósitos com matriz de metálica. Valor teórico para grafite. Os valores de densidade para grafite a granel variam de 1,3 a 1,9g/cm³. 11

Tabela 3 – Principais propriedades do alumínio. 11

Tabela 4 - Propriedades de materiais de reforço descontínuos mais usados para CMMs com matriz de alumínio. 14

Tabela 5 - Variáveis e Indicadores determinados para avaliar esta pesquisa. 18

Tabela 6 – Propriedades do alumínio puro e dos compósitos à temperatura ambiente. 26

Tabela 7 – Tensão aparente e energia de ativação aparente das amostras 26

Tabela 8 – Resultado das análises XRF e absorção atômica do pó de alumínio. 28

Tabela 9 – Distribuição das partículas de alumínio e SiC. 29

Tabela 10 – Misturas do pó utilizado para obtenção dos compósitos. 29

Tabela 11 - Composição química do pó de carboneto de silício (SiC). 37

Tabela 12 - Composição química do pó de alumínio 1100. 38

Tabela 13 - Materiais, processo de fabricação e caracterização dos compósitos dos artigos estudados. 42

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 1
1.1 Formulação do problema 1
1.2 Justificativa 2
1.3 Objetivos 3
1.3.1 Geral 3
1.3.2 Específicos 3
1.4 Estrutura do trabalho 3

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 4
2.1 Introdução 4
2.2 Compósitos reforçados com partículas 5
2.2.1 Compósitos reforçados por dispersão 6
2.2.2 Compósitos reforçados com partículas grandes 6
2.3 Compósitos de matriz polimérica 7
2.4 Compósitos com matriz cerâmica 8
2.5 Compósitos com matriz metálica 8
2.6 Compósito de matriz de alumínio com reforço descontínuo 10
2.7 Processos de fabricação 12
2.7.1 Fundição 14
2.7.2 Metalurgia do pó 14

3 METODOLOGIA 17
3.1 Tipos de pesquisa 17
3.1.1 Generalidades 17
3.2 Materiais e métodos 17
3.3 Métodos de estudo 17
3.4 Variáveis e Indicadores 18
3.5 Tabulação dos dados 18

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO 18
4.1 Resumo do Artigo 1: WANG, H.M.; LI, G.R; ZHAO, Y.T; CHEN, G. In situ fabrication and microstructure of Al_2O_3 particles reinforced aluminum matrix composites. Elsevier Journals, 2010. 18

4.2 Resumo do Artigo 2: TJONG, S.C.; MA, Z.Y. High-temperature creep behaviour of powder-metallurgy aluminium composites reinforced with SiC particles of various sizes. Elsevier Journals, 1999. 23

4.3 Resumo do Artigo 3: KHAIRALDIEN, W.M.; KHALIL, A.A.; BAYOUMI, M.R. Production of Aluminum-Silicon Carbide Composites Using Powder Metallurgy at Sintering Temperatures Above the Aluminum Melting Point. ASTM Journal of Testing and Evaluation, 2007. 27

4.4 Resumo do Artigo 4: Barbosa, L. P.; Mourisco, A. J.; Ambrozio, F. Microestrutura de compósitos alumínio carbeto de silício obtidos por moagem de alta energia. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 14, 2000, São Pedro – SP. Anais. 37

4.5 Características relevantes observadas nos compósitos 41

5 CONCLUSÕES 43

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 44

1 INTRODUÇÃO

1.1 Formulação do problema

A sociedade busca, cada vez mais, desenvolver novas tecnologias para diversas aplicações que demandam materiais com propriedades muito peculiares que na maioria das vezes não são encontrados na natureza. Devido a isso, muitas pesquisas já foram desenvolvidas e ainda estão em desenvolvimento de materiais compósitos para serem aplicados em diversas áreas da engenharia. Considera-se compósito qualquer material constituído de duas ou mais fases e de naturezas diferentes com o objetivo de criar um novo material com o melhor das propriedades individuais daqueles que o constituem (CALLISTER, 2012).

Ainda, Segundo Chawla (1987), materiais compósitos podem ser definidos como materiais fabricados a partir de dois ou mais materiais distintos fisicamente ou quimicamente separados por uma interface e que possui características que não são apresentadas por nenhum dos dois ou mais materiais isoladamente.

Os componentes dos materiais compósitos podem ser classificados como matriz e fase dispersa (reforço). A matriz é a parte contínua do compósito, que envolve toda a fase dispersa, cuja principal função é transmitir os esforços para a parte dispersa. Devido a isso, a fase matriz é geralmente constituída por materiais com uma certa ductilidade. Já a fase dispersa (reforço) é responsável por destacar as propriedades mecânicas como rigidez e resistência mecânica (CALLISTER, 2012).

Os materiais compósitos podem ser reforçados com partículas, fibras ou laminados. Os materiais reforçados com partículas são em sua maioria produzidos a partir da metalurgia do pó, especificamente pelo processo de sinterização. Nesta classe, apresentam-se os compósitos reforçados por partículas grandes e os compósitos reforçados por dispersão. As partículas possuem geralmente alta resistência a abrasão, elevado ponto de fusão e alta resistência mecânica (CALLISTER, 2012).

Nos compósitos reforçados por dispersão, as partículas agem barrando o movimento de discordâncias impedindo a deformação do material, sendo este fato o mecanismo de aumento de resistência mecânica desses compósitos (CALLISTER, 2012).

Dos vários tipos de compósitos, atualmente as pesquisas têm se voltado para os compósitos de matriz metálica (CMM) que possuem vantagens em relação aos de matriz polimérica, como capacidade de conduzir eletricidade, calor e resistência a altas temperaturas (CALLISTER, 2012).

Os metais e suas ligas muitas vezes não possuem alto nível de resistência e rigidez, simultaneamente, fazendo com que os compósitos com matriz metálicas (CMMs) fossem desenvolvidos com reforços de materiais cerâmicos (CALLISTER, 2012).

Como dito, a sinterização é o processo comumente utilizado para obtenção de compósitos reforçados com partículas. Dentre as vantagens da metalurgia do pó, as mais significativas são: processo de produção simples, possibilitando a obtenção de materiais com melhores propriedades com baixo desperdício de material, baixo custo de produção e a possibilidade de obter ligas fora do equilíbrio (METALS HANDBOOK, 2001).

Sabe-se que existem inúmeros fatores na formulação de compósitos que podem influenciar no seu resultado final, como as proporções dos constituintes e as condições de trabalho como os métodos de fabricação e tipo de reforço.

Dentre os diversos tipos de compósitos de matriz metálica, especificamente os compósitos de matriz de alumínio, têm tido destaque pela sua leveza, resistência à corrosão e propriedades interessantes para aplicação nas indústrias automobilísticas e aeroespacial.

Baseado no contexto acima, tem-se a seguinte questão problema:

Quais seriam as características de compósitos com matriz de alumínio obtidos por diferentes processos de fabricação?

1.2 Justificativa

De acordo com o princípio da ação combinada, os materiais compósitos apresentam combinações das melhores propriedades dos materiais dos quais são produzidos. Os metais e suas ligas podem ter suas propriedades de resistência mecânica aumentada através da dispersão uniforme de partículas com tamanhos muito pequenos, entre 10 e 100nm, de um material duro. Devido a esse tipo de material de dispersão, a dureza se mantém a altas temperaturas e pode melhorar a resistência à abrasão, estabilidade dimensional, entre outras (CALLISTER, 2012).

Segundo Callister (2012), diversas tecnologias atuais demandam materiais com propriedades que as cerâmicas, ligas metálicas, e polímeros não são capazes de atender, principalmente para aplicações aeroespaciais e automobilísticas. Materiais estes que, por exemplo, devem possuir alta resistência mecânica, rigidez, resistência à corrosão e baixa densidade, que são características encontradas em compósitos de matriz metálica, mais especificamente nos compósitos com matriz de alumínio.

Sendo assim, deseja-se saber como se comportam alguns compósitos com matriz de alumínio obtidos com diferentes agentes de reforço e processos de fabricação.

1.3 Objetivos

1.3.1 Geral

Estudar as características dos materiais compósitos com matriz de alumínio obtidos por diferentes processos de fabricação.

1.3.2 Específicos

- Estudar a teoria geral acerca dos materiais compósitos enfatizando os compósitos com matriz de alumínio;
- Fazer uma busca de alguns artigos a respeito de compósitos com matriz de alumínio;
- Apresentar, comparar e discutir as características dos artigos lidos.

1.4 Estrutura do trabalho

Este trabalho está dividido em seis capítulos:

O primeiro capítulo contém uma introdução ao estudo que será realizado e aborda a formulação do problema, a justificativa para a elaboração do trabalho e os objetivos gerais e específicos pretendidos.

O segundo capítulo é referente à revisão bibliográfica e expõe os fundamentos teóricos necessários para o melhor entendimento deste trabalho.

O terceiro capítulo apresenta as metodologias utilizadas para aquisição de artigos relacionados ao assunto e estudo.

O quarto capítulo expõem os as características e discussões dos compósitos estudados.

O quinto capítulo contém as conclusões geradas com a realização deste trabalho.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Introdução

Materiais compósitos são, por definição, materiais multifásicos obtidos pela junção de dois ou mais constituintes, com propriedades de ambas as fases e assim, pelo principio da ação combinada, possuem características que não são apresentadas por nenhum dos componentes isoladamente (CALLISTER, 2012).

Ainda, Segundo Chawla (1987), os materiais compósitos podem ser fabricados a partir de dois ou mais materiais distintos fisicamente ou quimicamente separados por uma interface.

Os materiais compósitos são compostos por uma fase denominada matriz e uma fase dispersa. A fase matriz é contínua e envolve toda a fase dispersa. Em geral, a fase matriz do compósito apresenta maior tenacidade e é a fase responsável por transmitir os esforços para a fase dispersa. Já a fase dispersa é uma fase descontínua, que é responsável por absorver o esforço que é transmitido pela fase matriz, também chamado de agente estrutural (CALLISTER, 2012).

Segundo Callister (2012), as classificações por forma dos materiais compósitos podem ser compreendidas em compósitos reforçados com partículas, compósitos reforçados com fibra e compósitos estruturais, como mostrado na Figura 1.

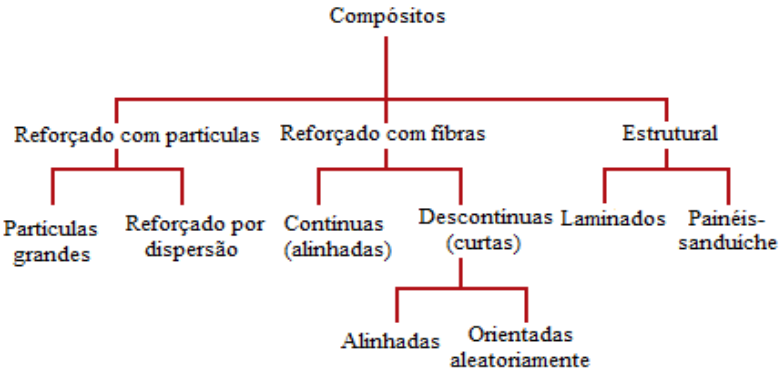


Figura 1- Esquema de classificação dos tipos de compósitos.
Fonte: Callister (2012).

Ainda, segundo o autor, as propriedades dos compósitos dependem das características das fases que o constituem, como forma da fase dispersa, orientação e quantidades relativas das fases. A fase dispersa pode apresentar variações, como mostrado na Figura 2.

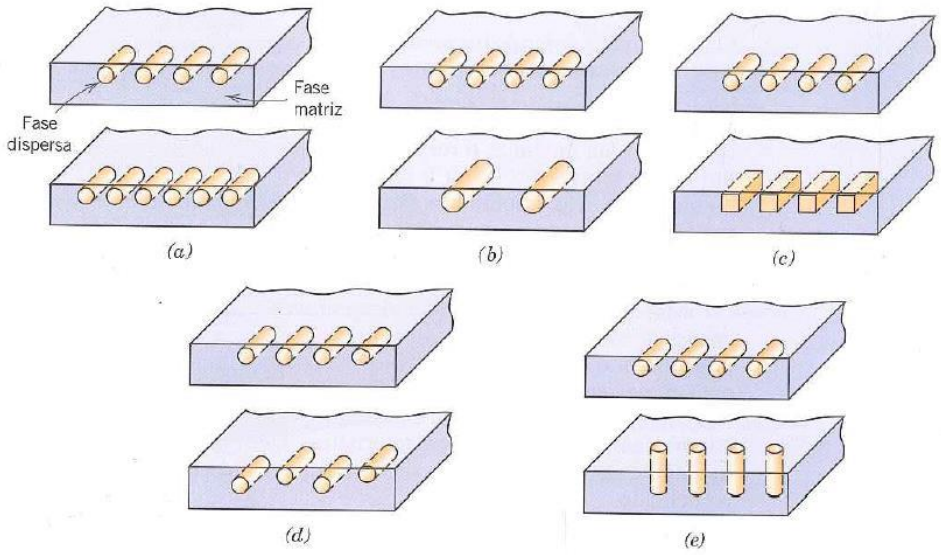


Figura 2 - Representação de variadas geometrias da fase dispersa: (a) concentração, (b) tamanho, (c) forma, (d) distribuição (e) orientação.
Fonte: Callister (2012).

2.2 Compósitos reforçados com partículas

Dentro da classe dos compósitos reforçados com partículas, existem duas subclassificações, que são os compósitos reforçados com partículas grandes e os compósitos reforçados por dispersão.

Para Callister (2012), as partículas devem ser escolhidas de modo que não reajam com a fase matriz, para assim manter o efeito de endurecimento mesmo a altas temperaturas por longo período de tempo. E assim, os compósitos de matriz metálica podem passar por processos de tratamento térmicos sem que ocorra reação entre a fase dispersa e matriz, ao contrário das ligas endurecidas por precipitação, em que o aumento de resistência pode desaparecer devido ao crescimento do precipitado ou dissolução de fase.

2.2.1 Compósitos reforçados por dispersão

Segundo Chawla (1987), os compósitos podem ter sua resistência mecânica aumentada através da dispersão de partículas pequenas e muito duras. Esse aumento de resistência se dá devido às propriedades intrínsecas das partículas, como alto módulo de elasticidade, cujo princípio de endurecimento envolve interações entre as partículas e as discordâncias internas da matriz. Segundo Callister (2012), nos compósitos reforçados por dispersão, as partículas são muito pequenas, com diâmetros entre 10 e 100nm, sendo em nível atômico a interação matriz-reforço, que leva ao aumento de resistência. Conforme supracitado, as partículas que agem barrando a movimentação de discordâncias da fase matriz, melhoram as propriedades mecânicas do material compósito, como limite de escoamento, dureza e limite de resistência à tração.

Segundo Chawla (1987), quanto maior a ligação entre a fase matriz e dispersa, maior é o reforço da fase dispersa. Geralmente os componentes de um sistema composto são escolhidos com base em suas características mecânicas, químicas e físicas isoladamente, mas nesse caso, além do parâmetro de composição, é preciso analisar outros parâmetros para caracterizar a zona interfacial, como por exemplo, as características térmicas de diferentes fases presentes na zona interfacial.

2.2.2 Compósitos reforçados com partículas grandes

Nos compósitos reforçados com partículas grandes, as partículas não podem ser tratadas no ponto de vista molecular. Essas partículas, em geral, são mais duras do que a matriz e quando a matriz sofre uma solicitação de esforço, a mesma transfere-o para a partícula que suporta uma parte do esforço solicitado, restringindo assim, a movimentação da fase matriz (CALLISTER, 2012).

Ainda, segundo o autor existe uma grande variedade de geometria das partículas, contudo, para que o reforço seja eficaz, as mesmas devem possuir dimensões aproximadas e devem ser distribuídas por igual na matriz. Um parâmetro muito importante é a fração volumétrica das fases ao qual, as propriedades do material são melhoradas à medida que aumenta a fração volumétrica do material particulado.

Segundo Callister (2012), duas expressões matemáticas denominadas “regra de mistura” indicam que o módulo de elasticidade deve ficar entre um limite superior e inferior representados pelas equações 1 e 2, respectivamente.

$$E_c(superior) = E_m V_m + E_p V_p \quad (1)$$

$$E_c(inferior) = \frac{E_m E_p}{V_m E_p + V_p E_m} \quad (2)$$

Nessas equações, E representa o módulo de elasticidade e V a fração volumétrica. Os índices p, c e m representam as fases particulada, compósito e matriz.

Na Figura 3 estão apresentados os limites superior e inferior do módulo de elasticidade em função do percentual volumétrico de um compósito com matriz de cobre reforçado com partículas de tungstênio.

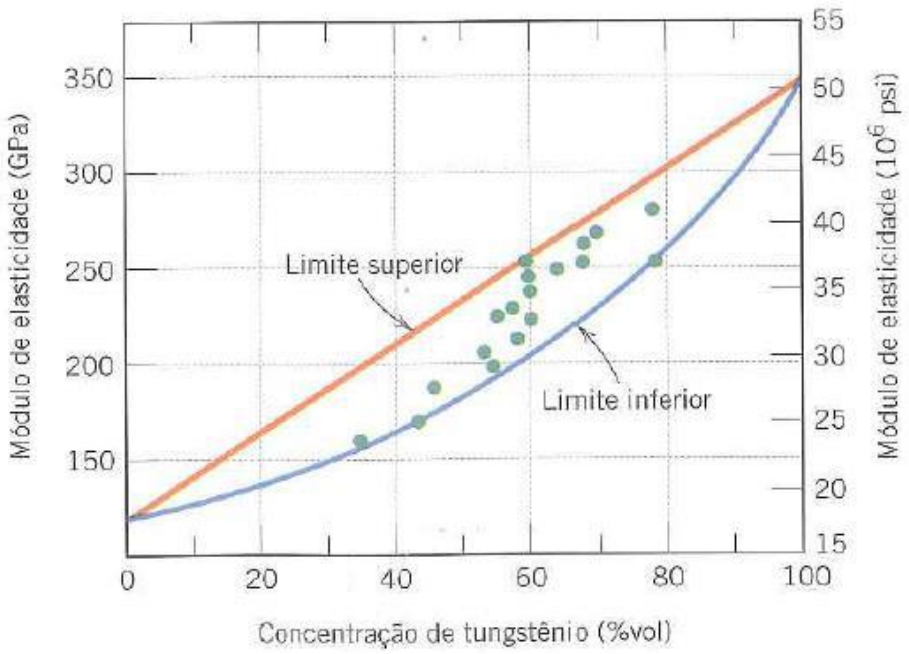


Figura 3 – Dados experimentais obtidos entre o limite superior e inferior de acordo com a equação 1 e 2.
Fonte: Callister (2012).

2.3 Compósitos de matriz polimérica

Segundo Chawla (1987), os compósitos de matriz poliméricas (CMP) se estabeleceram na engenharia como materiais estruturais não apenas para produção de itens baratos como mesas e cadeiras. Isso aconteceu não apenas devido a criação de polímeros de

alto desempenho, mas também devido às fibras de alto desempenho, como as fibras de carbono, boro e aramida.

Devido à facilidade de fabricação, baixa densidade e elevada resistência mecânica, os compósitos de matriz polimérica tiveram um grande desenvolvimento nas últimas décadas. Inicialmente com fim aeroespacial, mas devido ao crescente avanço tecnológico, se popularizaram e atualmente substituem os materiais metálicos em diversas aplicações (CALLISTER, 2012).

2.4 Compósitos com matriz cerâmica

Segundo Callister (2012), os materiais cerâmicos possuem alta dureza, resistência à altas temperaturas e à oxidação, contudo, possuem valores de tenacidade muito baixos, que ficam em geral entre 1 e 5MPa√m. Porém, a tenacidade à fratura dos compósitos com matriz cerâmica são significativamente melhores. A fase dispersa pode ser particulada, fibras ou whiskers de outro material cerâmico. Esses compósitos podem apresentar tenacidade à fratura na faixa de 6 e 20MPa√m.

Esse aumento de tenacidade à fratura é devido as interações entre a fase matriz e fase dispersa que age barrando a propagação das trincas da fase matriz. Esses compósitos podem ser produzidos por estampagem a quente, estampagem isostática e diversas técnicas de sinterização. São utilizados principalmente como ferramentas de usinagem e componentes de motores que trabalham a altas temperaturas (CALLISTER, 2012).

2.5 Compósitos com matriz metálica

Por volta da década de 60, iniciou o desenvolvimento dos compósitos de matriz metálica (CMMs) para aprimorar ligas de alumínio, pois são materiais capazes de trabalhar em temperaturas mais elevadas, maior resistência mecânica e tenacidade, comparado ao mesmo material da matriz sem o reforço (SILVA, 2005).

Segundo Callister (2012), a matriz é um metal dúctil reforçado com um material para aumentar a resistência mecânica. A fase dispersa pode melhorar diversas propriedades como resistência à abrasão, resistência à fluência, rigidez e resistência específica, entre outras.

Segundo Clayne *et al.* (1997, *apud* Silva, 2005), os CMMs possuem vantagens em relação aos demais tipos de compósitos, como por exemplo, em relação aos compósitos de

matriz polimérica, resistem a temperaturas mais elevadas. Já em relação aos compósitos de matriz cerâmica, possuem menor custo de fabricação e melhor tenacidade à fratura.

Na Figura 4 pode ser observada a resistência específica de alguns materiais compósitos. No caso dos compósitos de matriz metálica, a temperatura de trabalho é próxima de 1400ºC.

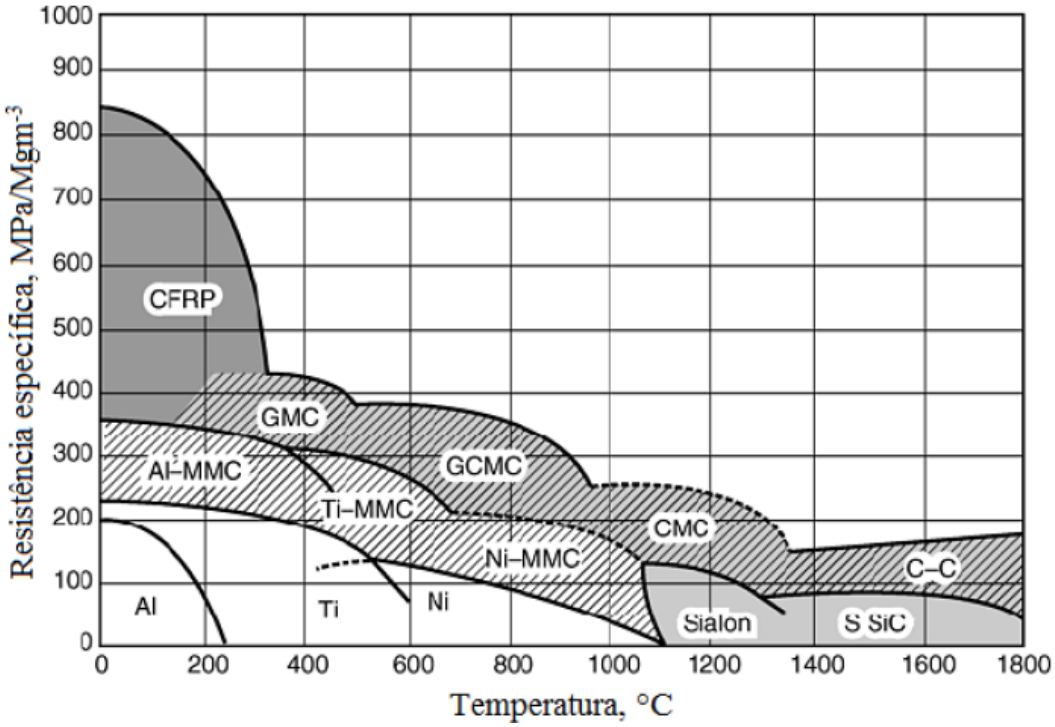


Figura 4 - Comparação entre a resistência mecânica específica versus temperatura de diversos tipos de compósitos. CFRP,compósitos polímeros reforçados com fibras de carbono; GMC, compósitos de matriz vítrea; GCMC, compósitos de matriz de cerâmica vítrea; CMC, compósitos de matriz cerâmica; C-C, compósitos carbono-carbono; CMM, compósitos de matriz metálica.
Fonte: Adaptado do Metals Handbook (2001).

Segundo Callister (2012), as ligas e superligas de alumínio, magnésio, titânio e cobre são amplamente empregadas como matriz e reforços na forma de partículas, fibras contínuas ou descontínuas e whiskers.

Ainda, segundo Chawla (1987), materiais cerâmicos, na forma de partículas, por possuírem baixa densidade, alto módulo de elasticidade, boa molhabilidade e forma apropriada para minimizar a concentração de tensões, quando distribuídos de forma uniforme na matriz reforçam de forma efetiva o compósito, melhorando a dureza, estabilidade química e térmica.

Na Tabela 1 estão apresentados os principais reforços utilizados em compósitos com matriz metálica.

Tabela 1 – Principais reforços utilizados em compósitos de matriz metálica.

Tipo	Relação de comprimento	Diâmetro (μm)	Exemplos
Partícula	1–4	1–25	SiC, Al_2O_3, WC, TiC, BN, B_4C
Fibra curta ou whiskers	10–1,000	0.1–25	SiC, Al_2O_3, Al_2O_3 + SiO_2, C
Fibra contínua	>1,000	3–150	SiC, Al_2O_3, Al_2O_3 + SiO_2, C, B, W, NbTi, Nb_3Sn

Fonte: Adaptado de Chawla (1987).

2.6 Compósito de matriz de alumínio com reforço descontínuo

Na década de 90, a investigação e o desenvolvimento de compósitos de matriz metálica aumentaram consideravelmente. Grande ênfase tem sido dado no desenvolvimento de CMMs mais leves usando alumínio, devido ao grande potencial de melhoria da resistência específica para a indústria aeroespacial e automotiva (METALS HANDBOOK, 2001).

Ainda, segundo o Metals Handbook (2001), o conceito de Al-CMMs ou DRA (*discontinuously reinforced aluminum*) é baseado em usar as melhores características de dois materiais diferentes, como a ductilidade e a dureza da matriz metálica, o módulo de Young e a resistência dos reforços, para fazer um material com propriedades superiores em comparação com os metais não reforçados. Sendo assim, os materiais cerâmicos são mais utilizados para fazer o reforço dos compósitos de matriz de alumínio.

Os reforços descontínuos são os mais utilizados na indústria devido à variedade de aplicação que os mesmos apresentam. A principal vantagem dos compósitos com reforço descontínuo sobre os contínuos é que eles podem ser fabricados usando técnicas de processamento semelhantes às comumente usadas para materiais de matriz sem reforço, o que os torna mais econômicos. Além disso, os compósitos de matriz de alumínio reforçados de forma descontínua têm propriedades mais isotrópicas do que os compósitos com reforço

contínuo, em função da menor proporção e orientação mais aleatória do reforço (METALS HANDBOOK, 2001).

Um exemplo do uso desse tipo de compósito é como aletas ventrais em aeronaves F-16. A vida da barbatana ventral foi aumentada significativamente pelo uso de alumínio reforçado de forma descontínua. Na Tabela 2 estão apresentados os principais materiais cerâmicos que são utilizados como reforço descontínuo de compósitos de matriz metálica (METALS HANDBOOK, 2001).

Tabela 2 - Propriedades mecânicas e físicas de vários reforços particulados cerâmicos descontínuos comumente usados na fabricação de compósitos com matriz de metálica.
Valor teórico para grafite. Os valores de densidade para grafite a granel variam de 1,3 a 1,9g/cm³.

Cerâmica	Densidade g/cm³	Módulo de Elasticidade (GPa)	Resistencia à Compressão (MPa)	Condutibilidade Térmica (W/m.K)
SiC	3.21	430	2800	132
B_4C	2.52	450	3000	29
Al_2O_3	3.92	250	2500	32.6
TiC	4.93	345	2500	20.5
Grafite	2.24-2.26	8-15	25-450	25-450

Fonte: Adaptado do Metals Handbook (2001).

Segundo o Metals Handbook (2001), a matriz de alumínio com reforço descontínuo pode ter a dureza e resistência mecânica acrescida em até 40 e 50%, respectivamente. Na Tabela 3 estão listadas algumas propriedades do alumínio.

Tabela 3 – Principais propriedades do alumínio.

Propriedade	**Valor**	**Unidade**
Módulo de elasticidade	69	GPa
Limite de escoamento	34	MPa
Limite de resistência à tração	90	MPa
Alongamento percentual*	40	%
Temperatura de fusão	660	°C
Densidade	2,7	g/cm³
Coeficiente de expanção térmica	23,6	10^-6(°C)^-1
Condutibilidade térmica	222	W/m.K

Fonte: Adaptado de Callister (2012).

De acordo com o Metals Handbook (2001), o tamanho e a forma das partículas são fatores muito importantes para a determinação das propriedades dos compósitos. Propriedades importantes como limite de fadiga podem ser melhoradas com o uso de partículas finas e distribuição uniforme do reforço para garantir a isotropia do material. A melhora da uniformidade da distribuição das partículas de um compósito de matriz de alumínio reforçado com carbeto de silício está ilustrada na Figura 5.

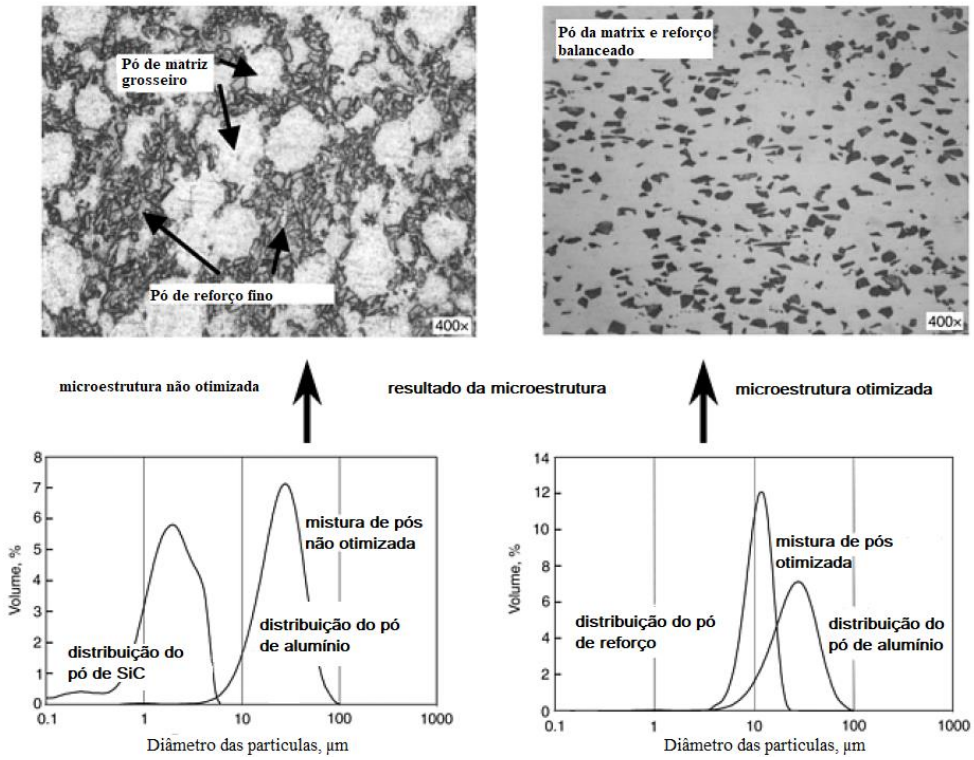


Figura 5 - Efeito da otimização da microestrutura para 20 vol% de SiC reforçado de forma descontínua.
Fonte: Adaptado do Metals Handbook (2001).

2.7 Processos de fabricação

Segundo o Metals Handbook (2001), existem diversos tipos de fabricação de compósitos de matriz metálica que envolve processamento no estado sólido e líquido. Geralmente a fase matriz é uma liga monolítica não ferrosa de baixa densidade e o reforço consiste em adições de carbono, compostos metálicos ou cerâmicas de alto desempenho. Compostos intermetálicos reforçados ainda estão em desenvolvimento, tais como os aluminetos de titânio, níquel e ferro. O reforço pode constituir de 10 a 70 vol% do compósito.

Os reforços de fibra contínua mais comuns são de metais refratários, carboneto de silício (SiC), boro, grafite, óxido de alumínio (Al_2O_3). Já os reforços descontínuos consistem principalmente de SiC na forma de whiskers, particulados de SiC, Al_2O_3 e diboreto de titânio (TiB_2), e fibras curtas ou cortadas de Al_2O_3 ou grafite.

Devido à combinação de densidade, resistência à corrosão, propriedades mecânicas e capacidade de acomodar uma variedade de agentes de reforço, a maior parte dos trabalhos comerciais em CMMs tem se concentrado no alumínio como o metal da matriz. O ponto de fusão do alumínio é alto o suficiente para satisfazer muitos requisitos de aplicação e, ao mesmo tempo, baixo o suficiente para aprimorar e viabilizar o processamento desses compósitos (METALS HANDBOOK, 2001).

Na Figura 6 está ilustrado que os compósitos de matriz de alumínio com maior performance possuem reforços contínuos a um custo muito elevado. Na zona intermediária estão os compósitos fabricados a partir da metalurgia do pó com reforço descontínuo, que possuem médio desempenho em relação ao custo e, no canto inferior esquerdo estão os compósitos fabricados por fundição e reforços descontínuos com custo de fabricação muito baixo (METALS HANDBOOK, 2001).

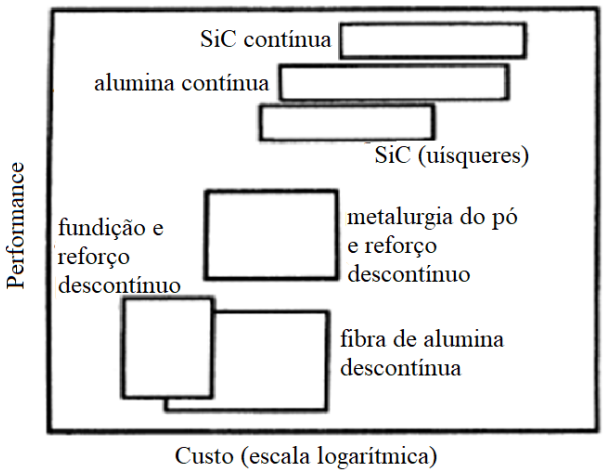


Figura 6 - O custo do material versus desempenho de vários compósitos com matriz de alumínio.
Fonte: Adaptado do Metals Handbook (2001).

Além dos whiskers, segundo o Metals Handbook (2001), entre os materiais de reforço dos CMMs os mais utilizados na fabricação de compósitos de alumínio são de SiC e Al_2O_3,

apesar do nitreto de silício (Si_3N_4), TiB_2 e grafite também terem muitas aplicações. Na Tabela 4 estão litadas as propriedades dos materiais mais utilizados para reforçar ligas de alumínio.

Tabela 4 - Propriedades de materiais de reforço descontínuos mais usados para CMMs com matriz de alumínio.

Propriedade	Reforço					
	Partículas				Whiskers	
	SiCp	Al_2O_3	TiB_2	Si_3N_4	SiC	Si_3N_4
Densidade (g/cm³)	3,21	3,97	4,5	3,18	3,19	3,18
Diâmetro (μm)	_	_	_	_	0,1-1,0	_
Coeficiente de expansão térmica ($10^{-6}.K^{-1}$)	4,3–5,6	7,2–8,6	8,1	3	4,8	3,8
Resistencia à tração (MPa)	100–800	70–1000	700–100	250–100	3,000–14,000	13,8
Módulo de Young (GPa)	200–480	380	514–574	304	400-700	379
Alongamento (%)	_	_	_	_	1,23	_

Fonte: Adaptado do Metals Handbook (2001).

2.7.1 Fundição

De acordo com o Metals Handbook (2001), um dos processos de fabricação consiste na injeção do metal líquido, sob pressão, num molde com o reforço de fibras ou partículas. Uma das dificuldades desse processo é que o metal fundido pode degradar as propriedades da fibra. Porém, existem revestimentos das fibras que podem evitar a degradação da mesma e melhorar a sua molhabilidade.

Segundo Katzman (1987, *apud* Chawla, 1997), quando o revestimento é utilizado, muitos cuidados devem ser tomados, não deve ser exposto ao ar, pois o mesmo oxida e altera as propriedades da interface entre a matriz e o reforço alterando assim, os efeitos positivos do mesmo.

2.7.2 Metalurgia do pó

Segundo Callister (2010), o processo de metalurgia do pó consiste na compactação do pó de metal, seguida por tratamentos térmicos ou processamentos específicos, de acordo com cada processo. É muito utilizado para fabricar peças que requerem estreitas tolerâncias dimensionais. A Figura 7 ilustra um processo típico de produção de compósitos de alumínio reforçado com carbeto de silício.

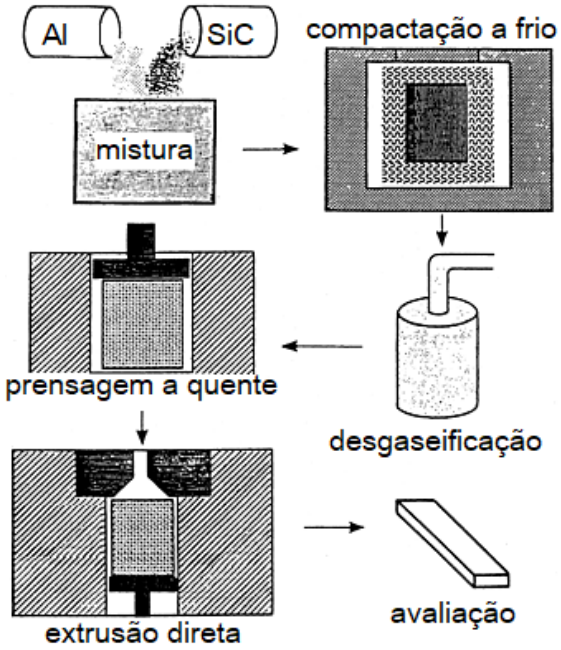


Figura 7 - Etapas típicas de fabricação de um compósito de alumínio reforçado com carbeto de silício.
Fonte: Adaptado do Metals Handbook (2001).

De acordo com o Metals Handbook (2001), as etapas do processamento são:

- Os pós da matriz e reforço são misturados para obter-se uma mistura homogênea;
- Compactação (prensagem a frio) da mistura para obter-se o compactado verde;
- Prensagem a quente em atmosfera controlada para desumidificação;
- Controle do alinhamento do reforço que permite a obtenção de produtos CMMs de alumínio com propriedades necessárias para aplicações específicas de alto desempenho.

Segundo o Metals Handbook (2001), os compósitos laminados possuem isotropia bidimensional. O resultado é um compósito com propriedades mecânicas superiores aos compósitos anisotrópicos. Pode ser visto na Figura 8 a micrografia de um compósito de matriz de alumínio reforçado com whiskers e a Figura 9 compara o limite de escoamento desse compósito com um compósito reforçado com partículas. Pode ser observado que o limite de escoamento do compósito reforçado com whiskers é muito superior ao compósito reforçado com partículas.

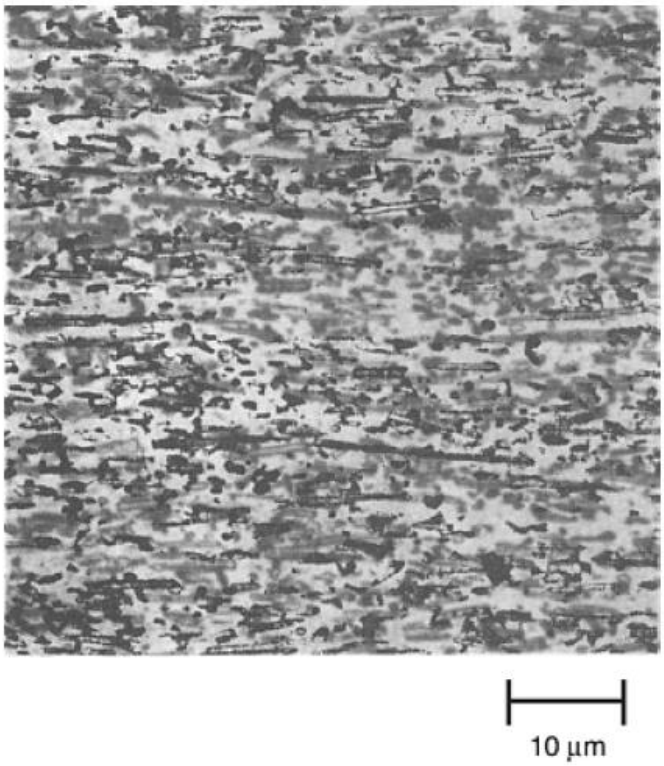


Figura 8 - Folha de liga de alumínio reforçada com whiskers de SiC (20 vol% SiC) alinhados na direção da laminação.
Fonte: Metals Handbook (2001).

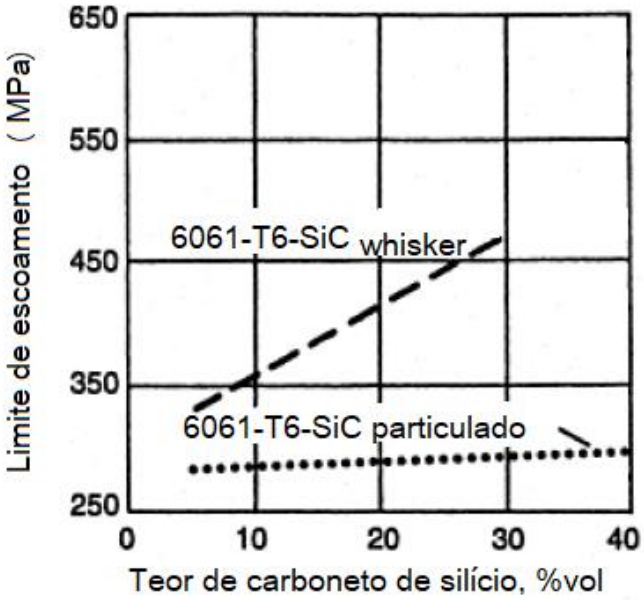


Figura 9 - Comparação do limite de escoamento entre o alumínio reforçado com partículas e o alumínio reforçado com os whiskers
Fonte: Adaptado do Metals Handbook (2001).

3 METODOLOGIA

3.1 Tipos de pesquisa

Para Gil (1999), a pesquisa é uma forma sistemática de desenvolvimento cientifico cujo objetivo principal é encontrar soluções para um determinado problema através de métodos e procedimentos científicos.

Existem duas formas de realizar uma pesquisa, a qualitativa e a quantitativa. O método qualitativo é baseado na interpretação e é constituído por um conjunto de técnicas que serão adotadas para construir uma realidade. Explorando as características e cenários que não podem ser facilmente descritos numericamente. Os dados são coletados pela observação, descrição e gravação (MINAYO, 2003).

Em contrapartida, a pesquisa quantitativa, para Silva (2004), é todo tipo de informação que pode ser descrita em números através de métodos estatísticos.

Quanto ao tipo de pesquisa, o presente trabalho consiste em uma pesquisa exploratória de abordagem qualitativa e quantitativa, em função de analisar a teoria geral acerca dos materiais compósitos enfatizando os compósitos com matriz de alumínio com reforço de materiais cerâmicos.

3.1.1 Generalidades

Obtenção de artigos sobre compósitos com matriz de alumínio.

3.2 Materiais e métodos

Para a obtenção de trabalhos técnicos de compósitos de matriz de alumínio foram utilizados o Portal de Periódicos da CAPES e busca na internet.

3.3 Métodos de estudo

Para realização dos estudos, os artigos foram selecionados artigos de revistas técnicas-científicas.

3.4 Variáveis e Indicadores

Tabela 5 - Variáveis e Indicadores determinados para avaliar esta pesquisa.

Variáveis	Indicadores
Características dos compósitos	Tipo de reforço Processo de Fabricação Tipo de caracterização

Fonte: Pesquisa direta.

3.5 Tabulação dos dados

Os dados obtidos dos artigos foram coletados e apresentados utilizando o software Word.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Resumo do Artigo 1: WANG, H.M.; LI, G.R; ZHAO, Y.T; CHEN, G. In situ fabrication and microstructure of Al_2O_3 particles reinforced aluminum matrix composites. Elsevier Journals, 2010.

Neste artigo, um compósito com matriz de alumínio reforçado com óxido de alumínio (Al_2O_3) foi obtido pelo processo de reação direta (*in situ*) do alumínio com o carbonato de cério ($Ce_2(CO_3)_3 \cdot nH_2O$).

Nos experimentos foram utilizados lingotes de alumínio puro (99,97% de Al) e carbonato de cério ($Ce_2(CO_3)_3 \cdot nH_2O$) na forma de pó. O pó de carbonato de cério foi aquecido em uma estufa a 250ºC, para desidratação, durante 3h, que resultou na formação de óxido de cério (CeO_2), conforme a equação 3. Em seguida foi resfriado, moído e peneirado.

$$Ce_2(CO_3)_3 \rightarrow CeO_2 + CO_2 \uparrow \ (200–300\ ^{\circ}C) \qquad (3)$$

As fases e a composição química do reforço foram analisadas utilizando microscópio eletrônico de varredura (MEV) com espectroscopia de energia dispersiva (EDS) e difração de raios X, Figura 10a.

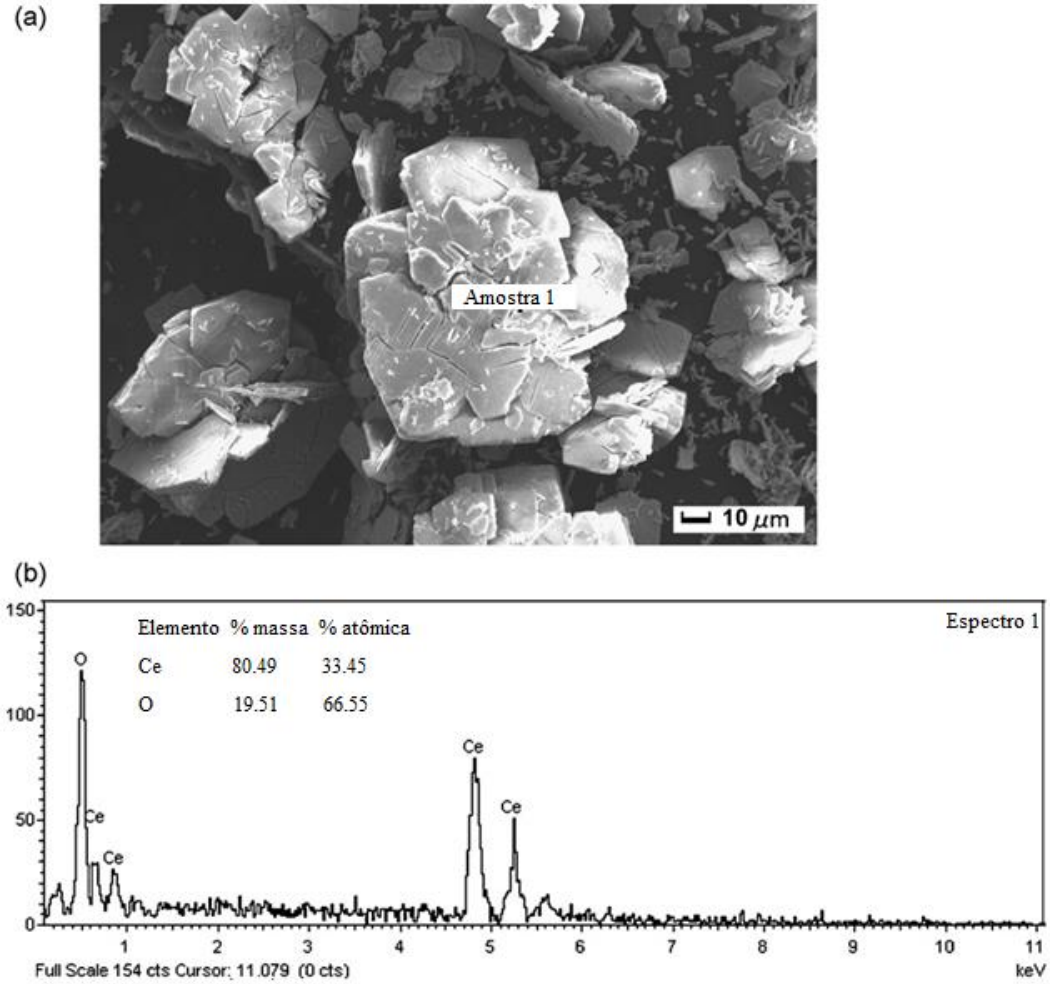


Figura 10 - Morfologia e análise química de componentes da matéria-prima do reforço: (a) Morfologia da matéria prima e (b) resultado das análises químicas de microrregiões EDS. Fonte: adaptado de Wang *et al.* (2010).

Os resultados das análises comprovaram que a morfologia do reforço (Al_2O_3) possuía espessuras inferiores a 5μm e o seu diâmetro variava de 50–100μm. Foram observadas algumas rachaduras em sua superfície, que segundo Wang *et al*. (2010), são favoráveis à reação com o alumínio fundido, Figura 10a. A razão atômica de cério e de oxigênio foi aproximadamente de 1:2 e, a partir disso, concluiu-se que se tratava do CeO_2, Figura 10b.

Ao mesmo tempo em que o pó de CeO_2 foi preparado, um lingote de alumínio foi fundido a 850ºC em um forno elétrico em atmosfera de argônio. Em seguida, certa quantidade do pó de CeO_2, definida pela equação 4 (reação do CeO_2 com o Al), foi incorporado ao Al fundido, por agitação mecânica, e a reação direta aconteceu instantaneamente, gerando Al_2O_3. O compósito foi mantido no forno elétrico a 850ºC por 30 minutos e depositado em um molde de cobre para resfriamento ao ar natural.

$$4Al + 3CeO_2 \rightarrow 2Al_2O_3 + 3Ce \quad (800\text{–}900\,^{\circ}C) \tag{4}$$

O difratograma de raios X revelou que as fases resultantes do compósito foram Al e Al_2O_3, Figura 11.

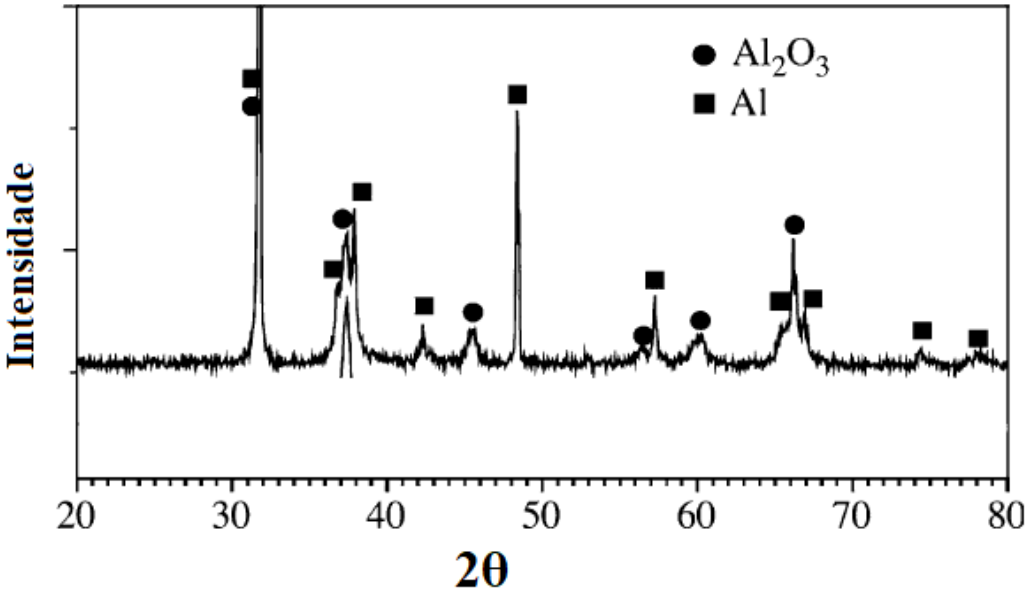


Figura 11 - Análise de difração de raios X
Fonte: Adaptado de Wang *et al*. (2010).

Pelas análises em MEV/EDS, foi observado que o reforço do compósito, Al_2O_3, continha 4,5% em volume e 3% em peso do compósito. As análises da microestrutura do compósito revelaram que as partículas endógenas de Al_2O_3 são muito pequenas (100-200nm) com distância média de 10 a 15µm.

Essas partículas de Al_2O_3 distribuíram-se de forma homogênea dentro e nos contornos dos grãos da matriz e apresentaram várias formas irregulares, tais como triângulo e círculo - Figura 12.

Segundo Nakashima *et al*. (2008, *apud* WANG *et al*. 2010), há relatos que as principal razão dessa ocorrência pode ser porque as partículas de Al_2O_3 ficaram retidas pelas frentes de solidificação e foram distribuídas dentro dos grãos da matriz, visto que houve a distribuição homogênea das partículas.

A partir do resultado das análises EDS, como pode ser visto na Figura 12c, a razão atômica entre o Al e O foi próxima de 2:3, em conformidade com as análises de difração de raios X. Então, concluiu-se que o reforço se tratava de Al_2O_3. Como as partículas possuíam tamanhos micrométricos, considerou-se que estas apresentavam grande potencial para melhoria das propriedades mecânicas dos compósitos.

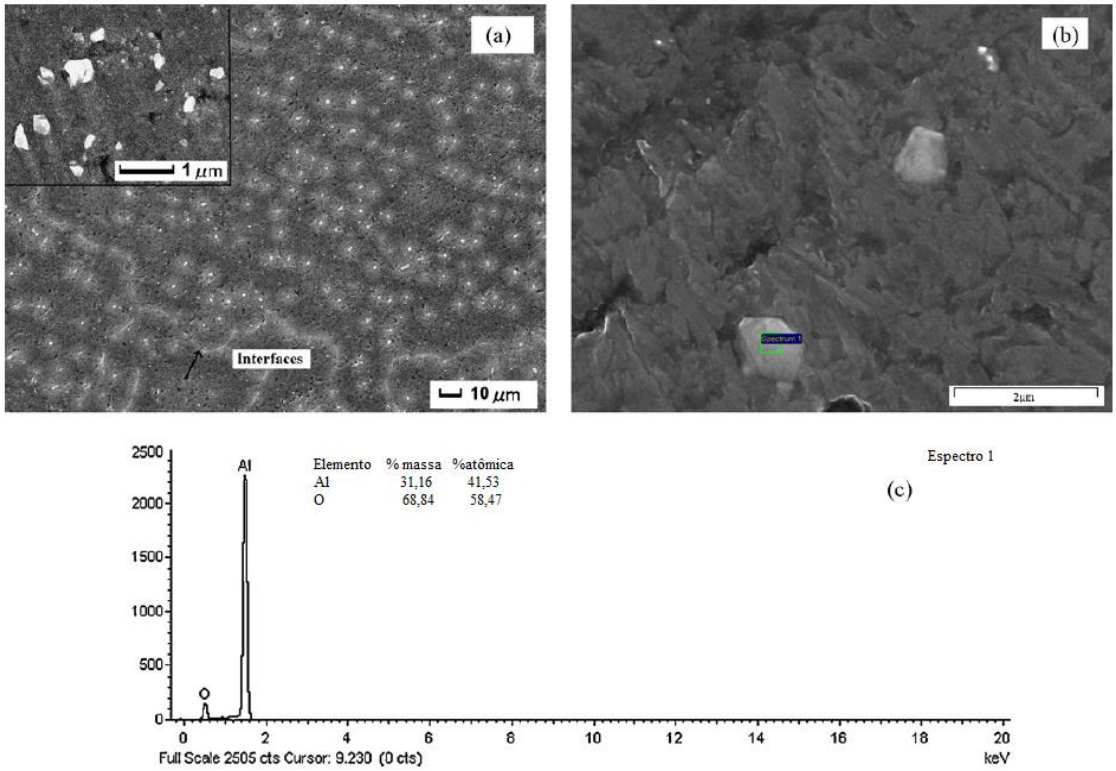


Figura 12 – Microscopia eletrônica de varredura e análises químicas de microrregiões EDS das partículas de reforço de Al_2O_3 dos compósitos de Al/ Al_2O_3 no estado fundido: (a) distribuição e morfologia; (b) área selecionada para análise EDS e (c) resultados das análises EDS.
Fonte: Adaptado de Wang *et al.* (2010).

Também foi observado, a partir das análises de microscopia eletrônica de transmissão (MET) com a técnica de área selecionada de difração (SAD), que as interfaces entre a matriz e as partículas de alumínio estavam isentas de impurezas e não existia nenhuma orientação entre estas partículas, conforme a Figura 13.

Constatou-se alta densidade de discordâncias na matriz de alumínio ao redor das partículas de Al_2O_3. Na Figura 13c, os pontos M e N indicam a nanopartícula de Al_2O_3 e os grãos deformados da matriz de alumínio, respectivamente.

Segundo Wang *et al*. (2010), a diferença dos coeficientes de dilatação térmica do alumínio e Al_2O_3 foi responsável pela deformação plástica dos grãos da matriz, pois as partículas de Al_2O_3 impedem a variação de volume da matriz.

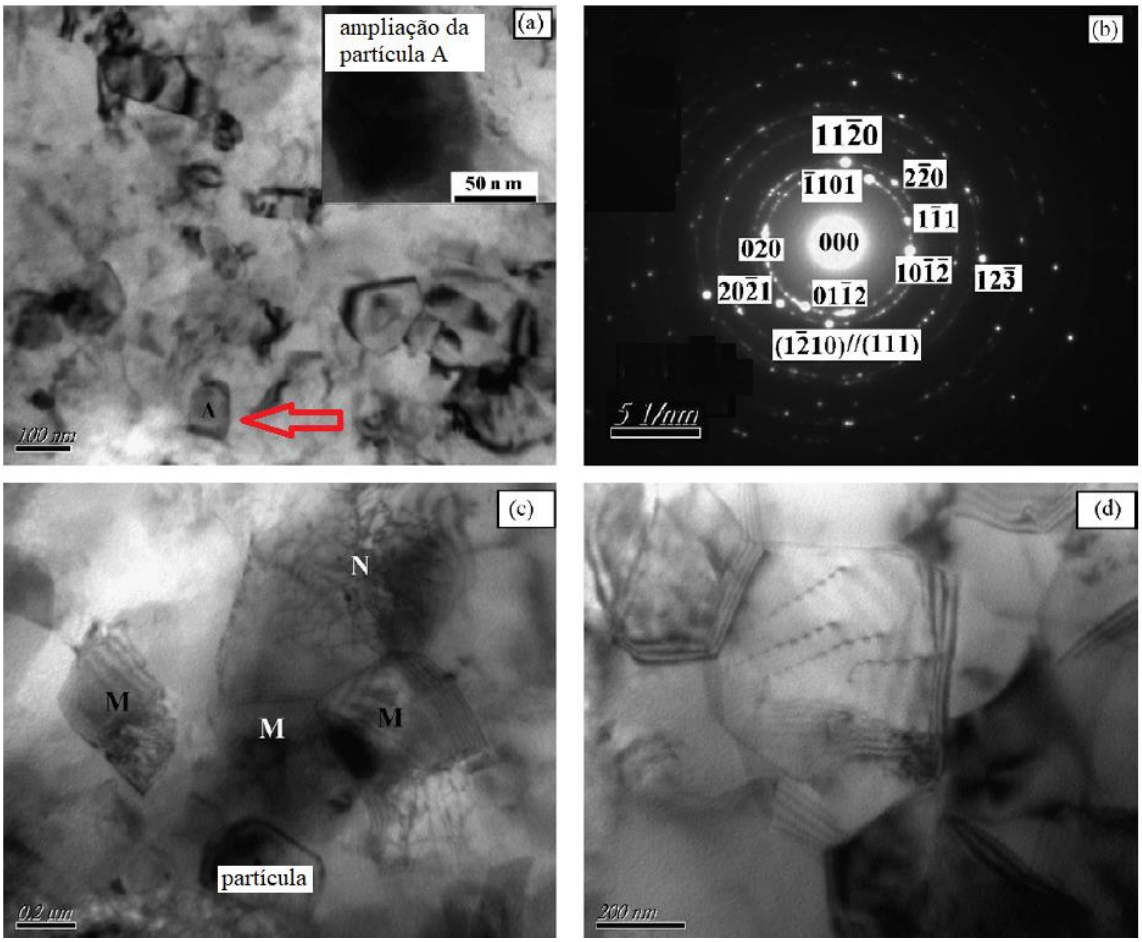


Figura 13 – Resultado das análises MET/SAD do compósito: (a) micrografia; (b) imagem MET/SAD; (c) grãos deformados ao redor das partículas de Al_2O_3 (d) morfologia dos grãos de alumínio deformados.
Fonte: Adaptado de Wang *et al.* (2010).

A partir das caracterizações, observou-se que as partículas de Al_2O_3 ficaram uniformemente distribuídas na matriz. O compósito possui, além deste reforço, grãos de alumínio em escala nanométrica deformados e apresentou isotropia. Essa característica microestrutural resultante contribui para inibir a propagação de trincas, que promove uma melhora substancial das propriedades mecânicas do compósito.

4.2 Resumo do Artigo 2: TJONG, S.C.; MA, Z.Y. High-temperature creep behaviour of powder-metallurgy aluminium composites reinforced with SiC particles of various sizes. Elsevier Journals, 1999.

Neste artigo, compósitos com matriz de alumínio reforçado com 10% em volume de carbeto de silício (SiC) com diferentes tamanhos foram obtidos pelo processo da metalurgia do pó. Durante o experimento, foi utilizado alumínio puro (99,6% de pureza) atomizado com partículas de 14µm e pó de SiC com tamanhos de 3,5µm, 10µm e 20µm.

O alumínio puro foi misturado com o SiC, prensado à vácuo e extrudado à 693K, com razão de extrusão de 40:1. O mesmo processo foi utilizado para obter uma amostra sem reforço para comparação.

As amostras foram usinadas para as dimensões finais de 5 mm de diâmetro e 25mm de comprimento e, em seguida, submetidas ao tratamento térmico de recozimento à 773K por 20h, para estabilizar a microestrutura (TJONG; MA 1999).

Por meio das microestruturas dos compósitos, notou-se que as partículas de SiC ficaram uniformemente distribuídas e que não houve orientação dessas partículas no sentido da extrusão, como apresentado na Figura 14.

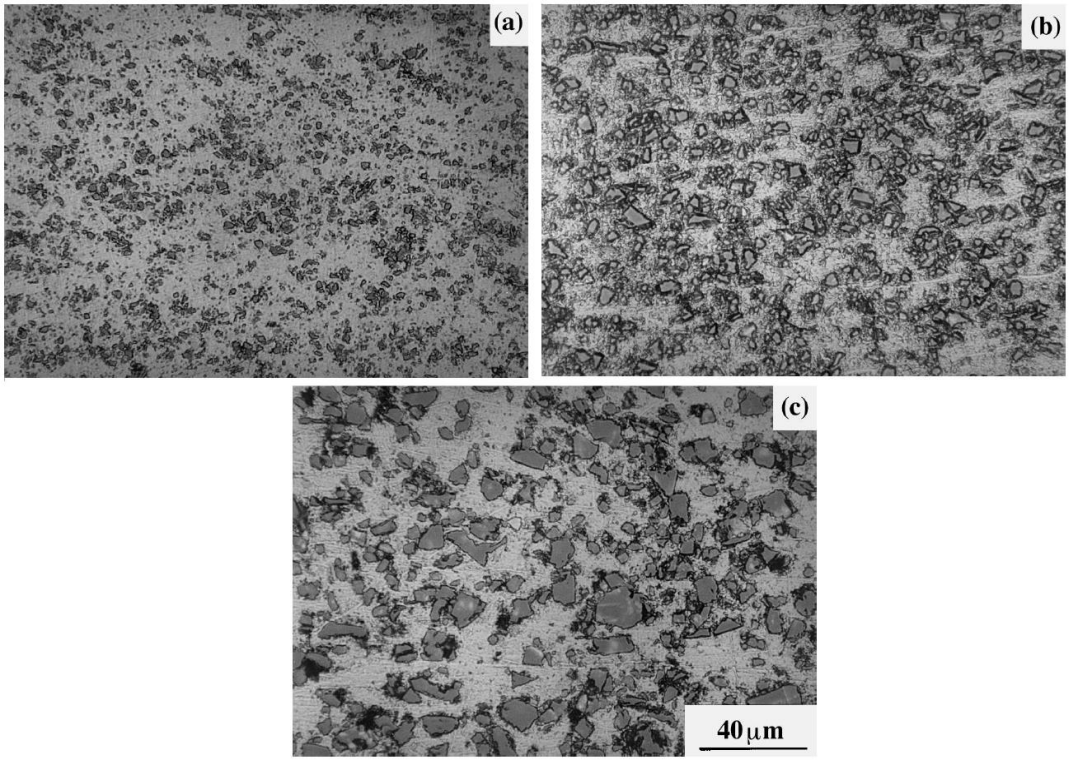


Figura 14 - Microestrutura dos compósitos reforçados com partículas de SiC: (a) 3,5µm; (b) 10µm; (c) 20µm.
Fonte: Adaptado de Tjong; MA (1999).

Após tratamento térmico, as amostras foram submetidas aos testes de resistência à fluência com carga constante às temperaturas de 573, 623 e 673K ao ar natural.

Foram obtidas curvas de fluência para o alumínio puro e para o compósito à temperatura de 573K, na tensão de 28,5MPa e 37,9MPa, respectivamente, Figura 15.

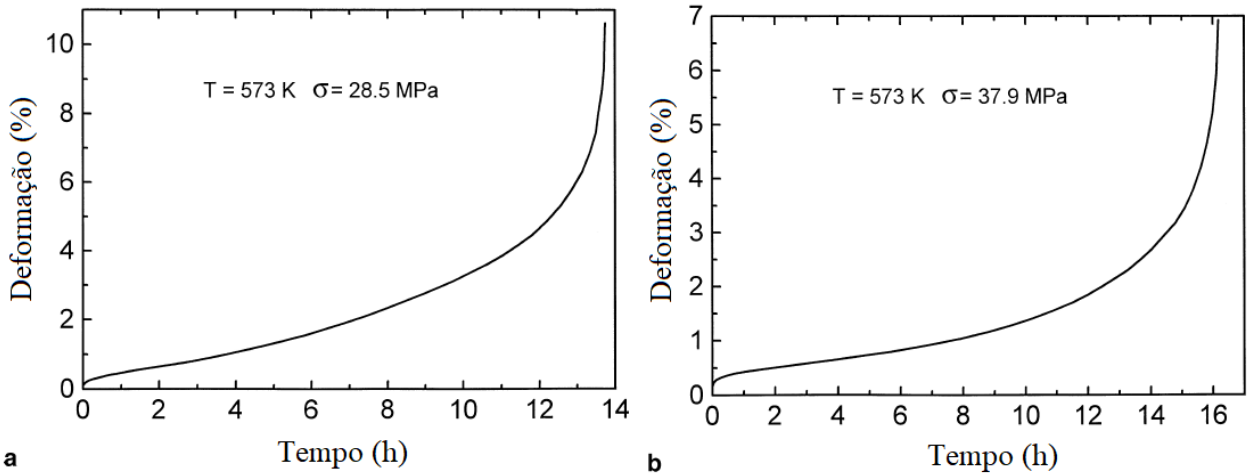


Figura 15 - Curva de fluência à 573K para amostras de: (a) Al puro sob uma tensão de 28,5MPa; (b) compósito de Al reforçado com SiC (3,5µm) sob uma tensão de 37,9MPa.
Fonte: Adaptado de Tjong; MA (1999).

Pode ser observado pela Figura 16 que a tensão aplicada no compósito reforçado com partículas de 3,5µm é de 2 a 3 vezes maior do que os compósitos reforçados com partículas maiores e amostras sem reforço.

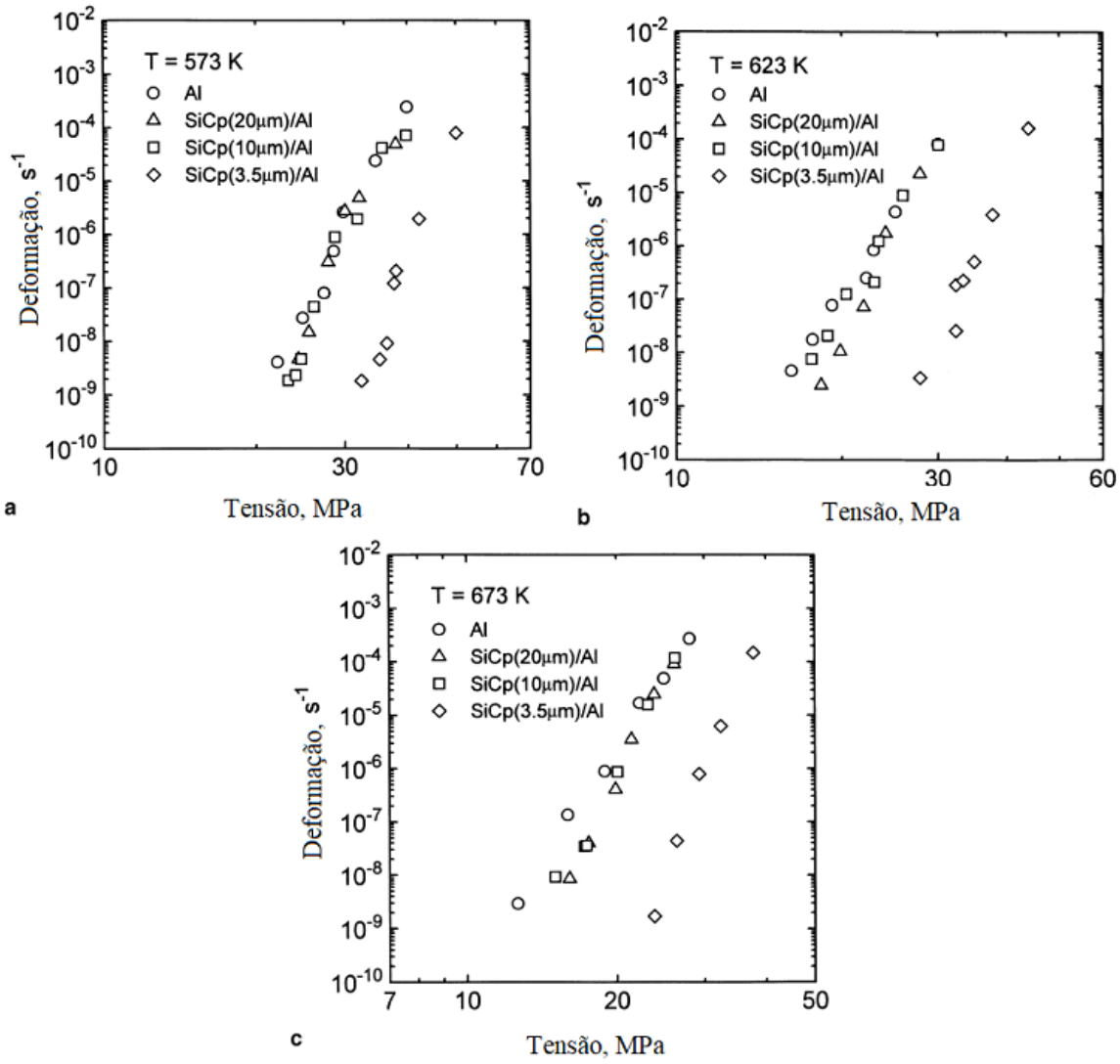


Figura 16 - Variação da taxa de deformação das amostras com a tensão aplicada a diferentes temperaturas: (a) 573K; (b) 623K e (c) 673K.
Fonte: Adaptado de Tjong; MA (1999).

As propriedades de resistência à tração do alumínio e dos compósitos à temperatura ambiente foram listadas na Tabela 6. Observou-se também que as partículas de 20µm promoveram pouco aumento de resistência à tração enquanto a adição de partículas de SiC de 3,5µm aumentou consideravelmente.

Tabela 6 – Propriedades do alumínio puro e dos compósitos à temperatura ambiente.

Materiais	Resistência à Tração (MPa)	Limite de Elasticidade (MPa)	Alongamento (%)
SiCp(3,5µm)/Al	162,9	-	26,1
SiCp(10µm)/Al	138,7	-	29,3
SiCp(20µm)/Al	135,2	-	31,6
Al	126,2	68,2	35,4

Fonte: Adaptado de Tjong; MA (1999).

O pó de alumínio utilizado na matriz que possuía 14µm, foi assumido como sendo de forma esférica e espessura média da película de óxido contido no pó como sendo 4µm. Então, a partir disso, o teor de óxido foi calculado como sendo de 0,17% em volume (KIM *et al.* 1985 *apud* TJONG; MA 1999).

Foi assumido que o óxido de alumínio foi fragmentado em finos após a prensagem a quente e extrusão, e que a espessura média (t) era de 4µm e o comprimento (l) de 50µm (KIM *et al.* 1985 *apud* TJONG; MA 1999). Então, pela equação 5, o espaçamento médio das partículas (λ) estimado foi de 34µm (FULLMAN 1953; KELLY 1973 *apud* TJONG; MA 1999).

$$\lambda = (lt/f)^{1/2} \tag{5}$$

Também foi avaliado o expoente de tensão aparente e a energia de ativação aparente das amostras, conforme Tabela 7.

Tabela 7 – Tensão aparente e energia de ativação aparente das amostras

Materiais	Temperatura (K)	Expoente de Tensão Aparente	Energia de Ativação Aparente (kJ/mol)
Al	573	19	
	623	15,7	
	673	14,3	253 (à tensão constante de 23MPa)
SiCp(20µm)/Al	573	21,3	
	623	22,7	
	673	19,9	253 (à tensão constante de 20MPa)
SiCp(10µm)/Al	573	21,2	
	623	17,4	
	673	18,3	256 (à tensão constante de 26MPa)
SiCp(3,5µm)/Al	573	26,1	
	623	23,9	
	673	24,4	261 (à tensão constante de 32MPa)

Fonte: Adaptado de Tjong; MA (1999).

Foi observado que o alumínio puro possui um expoente de tensão aparente de 14,3 a 19,0 e energia de ativação de fluência de 253kJ/mol. Esses valores são muito elevados quando comparado com o alumínio puro fundido que são 3-5 e 142kJ/mol, respectivamente (TJONG; MA 1999).

Sendo assim, foi observado que a amostra de alumínio puro apresentou elevados valores de energia de ativação, similar ao reforçado por dispersão. Esse efeito foi atribuído às partículas de óxido formadas durante o processo de metalurgia do pó, que durante a prensagem a quente e extrusão, promoveram efeito similar à dispersão de partículas durante os testes de fluência.

Observou-se que a taxa de fluência de compósitos reforçados com partículas de SiC de 3,5μm são de duas a três vezes inferiores aos de alumínio não reforçado. As resistências à fluência de compósitos com grandes partículas (10 e 20μm) são similares às do alumínio não reforçado.

4.3 Resumo do Artigo 3: KHAIRALDIEN, W.M.; KHALIL, A.A.; BAYOUMI, M.R. Production of Aluminum-Silicon Carbide Composites Using Powder Metallurgy at Sintering Temperatures Above the Aluminum Melting Point. ASTM Journal of Testing and Evaluation, 2007.

Neste artigo, compósitos com de matriz de alumínio reforçado com carbeto de silício (SiC) foram obtidos a partir da metalurgia do pó à temperaturas acima do ponto de fusão do alumínio. Nos experimentos foi utilizado pó de alumínio comercial e, por meio da análise química de espectroscopia de fluorescência de raios X (XRF) e absorção atômica, observou-se que continha partículas com elevada quantidade de óxido, Tabela 8.

Tabela 8 – Resultado das análises XRF e absorção atômica do pó de alumínio.

Composição do alumínio puro (% em peso)		Distribuição do oxigênio entre as fases do pó de alumínio	
O_2	10,8	Al_2O_3	99,5
Mg	0,18	MgO	0,2
Al	88,6	SiO_2	0,18
Si	0,2	Fe_2O_3	0,09
Fe	0,015		
Zn	0,006		
Ti	0,006		

Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007).

Pelas análises em MEV, Figura 17, notou-se que o pó de alumínio possuía formas irregulares e que as partículas de SiC possuíam arestas e superfícies planas.

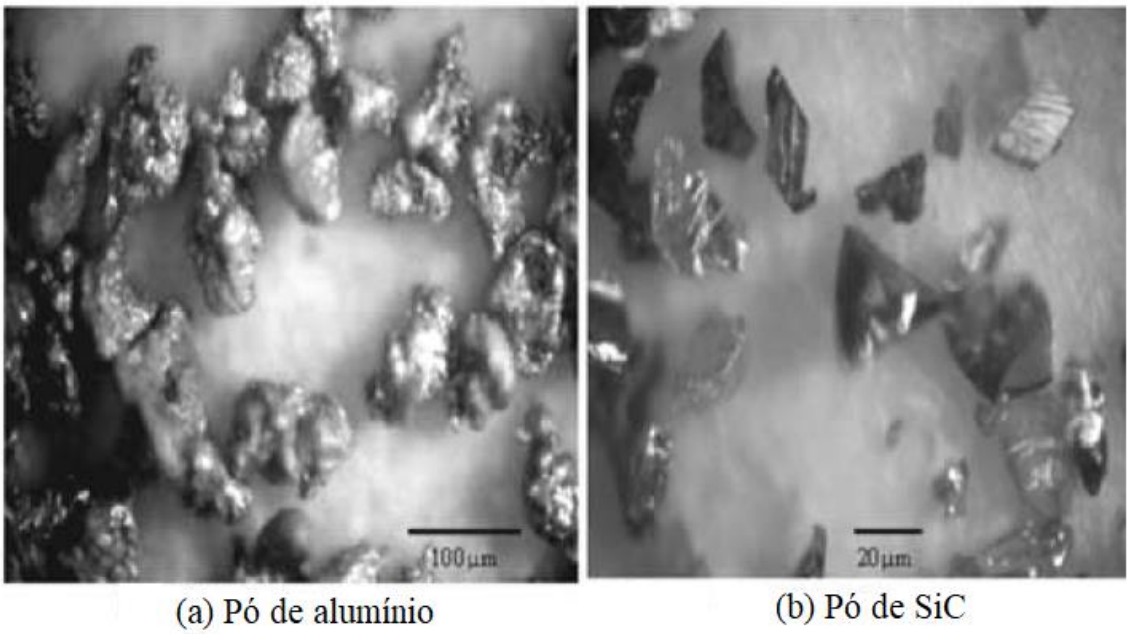


Figura 17 - (a) Pó de alumínio comercial; (b) pó de carbeto de silício comercial
Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007).

Os pós de alumínio e SiC foram peneirados e a distribuição das partículas foram listadas na Tabela 9. A distribuição dos tamanhos das partículas de alumínio e SiC foram

similares e facilita a obtenção de uma distribuição homogênea do reforço na matriz (KHAIRALDIEN *et al.* 2007).

Tabela 9 – Distribuição das partículas de alumínio e SiC.

Distribuição do tamanho das partículas (% retida na peneira)	Pó de alumínio		Pó preto de SiC	
	180 µm	0	180 µm	0,063
	150 µm	16,67	125 µm	0,063
	90 µm	40,04	90 µm	0,2
	75 µm	21,1	63 µm	5,053
	45 µm	11,43	45 µm	36,52
	Finos	10,46 máximo	Finos	58,1 máximo

Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007).

Então, o pós de alumínio e SiC foram misturados mecanicamente, durante 15 minutos e foram obtidas sete misturas com composições de 0, 5, 10, 15, 20, 25 e 30% em peso de SiC. Na Tabela 10 foram listados os principais dados das misturas utilizadas para obtenção dos compósitos.

Tabela 10 – Misturas do pó utilizado para obtenção dos compósitos.

Mistura	**1**	**2**	**3**	**4**	**5**	**6**	**7**
% em peso de Al	100	95	90	85	80	75	70
% em peso de SiC	0	5	10	15	20	25	30
% em volume de Al	100	95,75	91,43	87,04	82,58	78,05	73,44
% em volume de SiC	0	4,25	8,57	12,96	17,42	21,95	26,56
Densidade Aparente, kg/m³	1083,7	1126,79	1146,48	1163,47	1227,94	1228,42	1230,3
Densidade batida, kg/m³	1207,07	1228,21	1275,77	1302,72	1308,53	1314,56	1343,8

Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007).

As misturas foram colocadas em uma matriz de compactação, cujos punções se moviam separadamente, e submetidas à 458MPa, para a alcançar a máxima densidade a verde. Pôde ser observado na Figura 18 as mudanças de deslocamento em função da pressão de compactação para as sete composições. Conforme aumentou o percentual de SiC, maior foi a tensão necessária para alcançar a máxima densidade a verde.

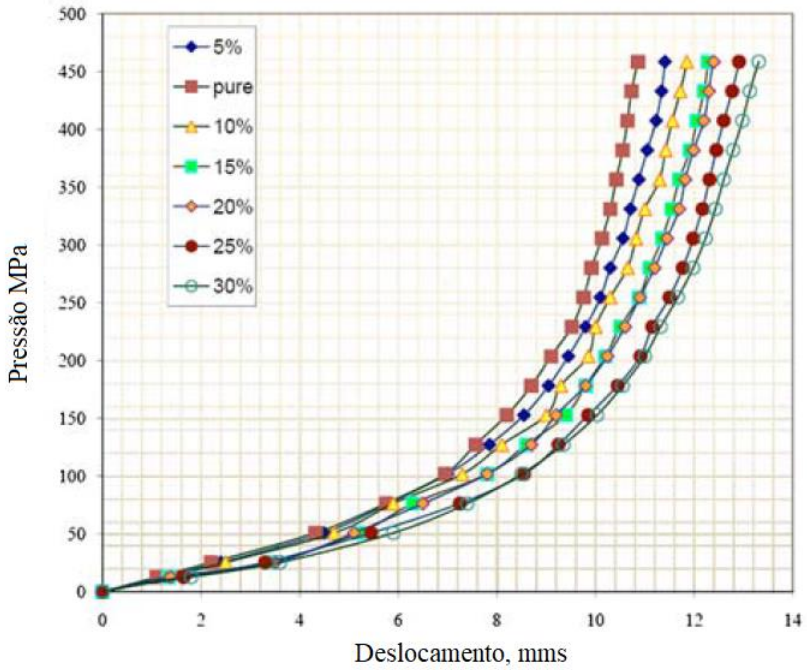


Figura 18- Mudanças de deslocamento em função da pressão de compactação para as sete composições.
Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007).

Em seguida, as amostras de cada uma das sete misturas foram sinterizadas em seis temperaturas diferentes: 650, 700, 750, 800, 850, e 900ºC durante 1h, em atmosfera de ar e foram deixadas resfriar no forno.

Após resfriamento, as amostras foram submetidas a tratamentos térmicos de têmpera: aquecimento a 515ºC durante 1h e colocadas em água gelada. Desse modo, as amostras foram envelhecidas artificialmente.

Os intervalos de tempo do processo de envelhecimento foram definidos em função do percentual de SiC da amostra. O intervalo de tempo do compósito com 30% de SiC foi de 2h. Para cada decréscimo de 5% em peso foi adicionado 2h a fim de aproximar toda matriz à condição envelhecida.

A mudança na densidade relativa em relação à densidade teórica dos compósitos, calculada usando a regra das misturas, versus à pressão de compactação é mostrada na Figura 19a.

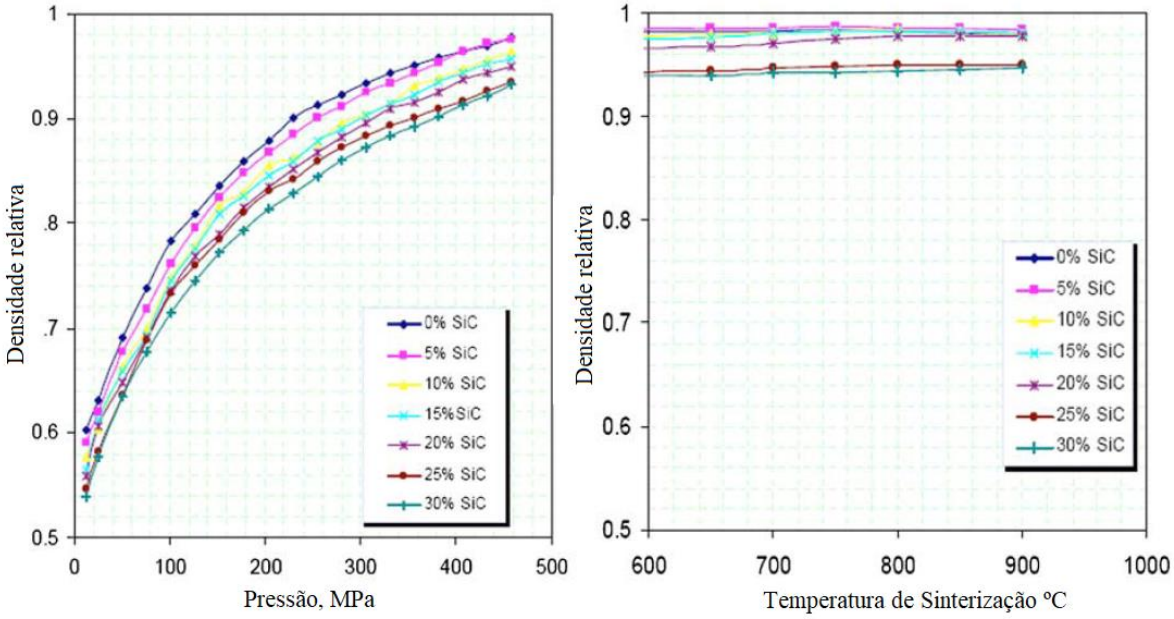


Figura 19 - Alteração na densidade relativa em relação a: (a) pressão de compactação (b) temperatura de sinterização para os sete tipos de compósitos.
Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007).

Pode ser observado que a densidade a verde aumentou com o acréscimo do SiC. A densidade relativamente alta foi atribuída à presença de grande quantidade de óxido de alumínio no compósito.

Foi observado, na Figura 19b, as variações da densidade relativa (densidade teórica calculada usando a regra das misturas, em relação à densidade do compactado) com diferentes temperaturas de sinterização para os sete tipos de compósitos.

As amostras no estado verde foram caracterizadas e foi observado, na Figura 20a, que as partículas de alumínio foram unidas mecanicamente devido à deformação durante o processo de compactação (KHAIRALDIEN *et al.* 2007). Observou-se também que alguns filmes de Al_2O_3, ao redor das partículas de alumínio, haviam sido quebrados e que o SiC ficou preso entre as partículas de alumínio, Figura 20b.

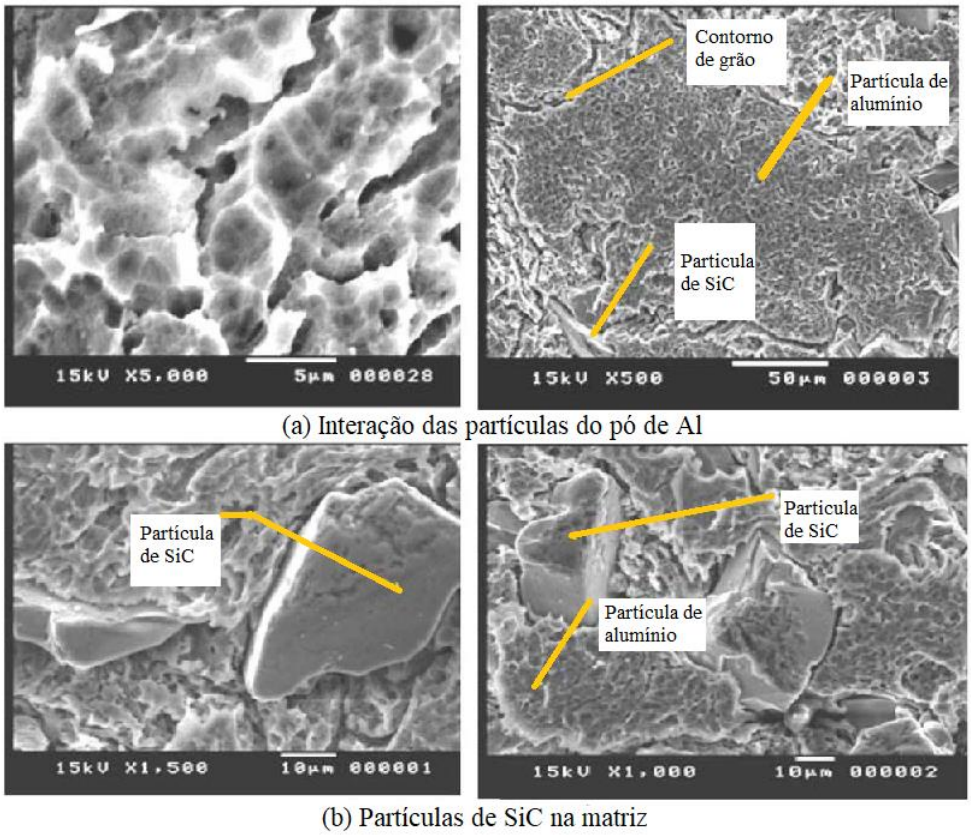


Figura 20 - Micrografias obtidas por MEV mostrando as partículas de alumínio e carbeto de silício para o estado verde.
Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007).

No entanto, a destruição da camada de óxido durante o processo de compactação, não foi suficiente para facilitar a adesão do alumínio às partículas durante o processo de sinterização. Pode ser observado nas Figura 21 e 22, a existência de Al_2O_3 nos contornos de grãos do alumínio.

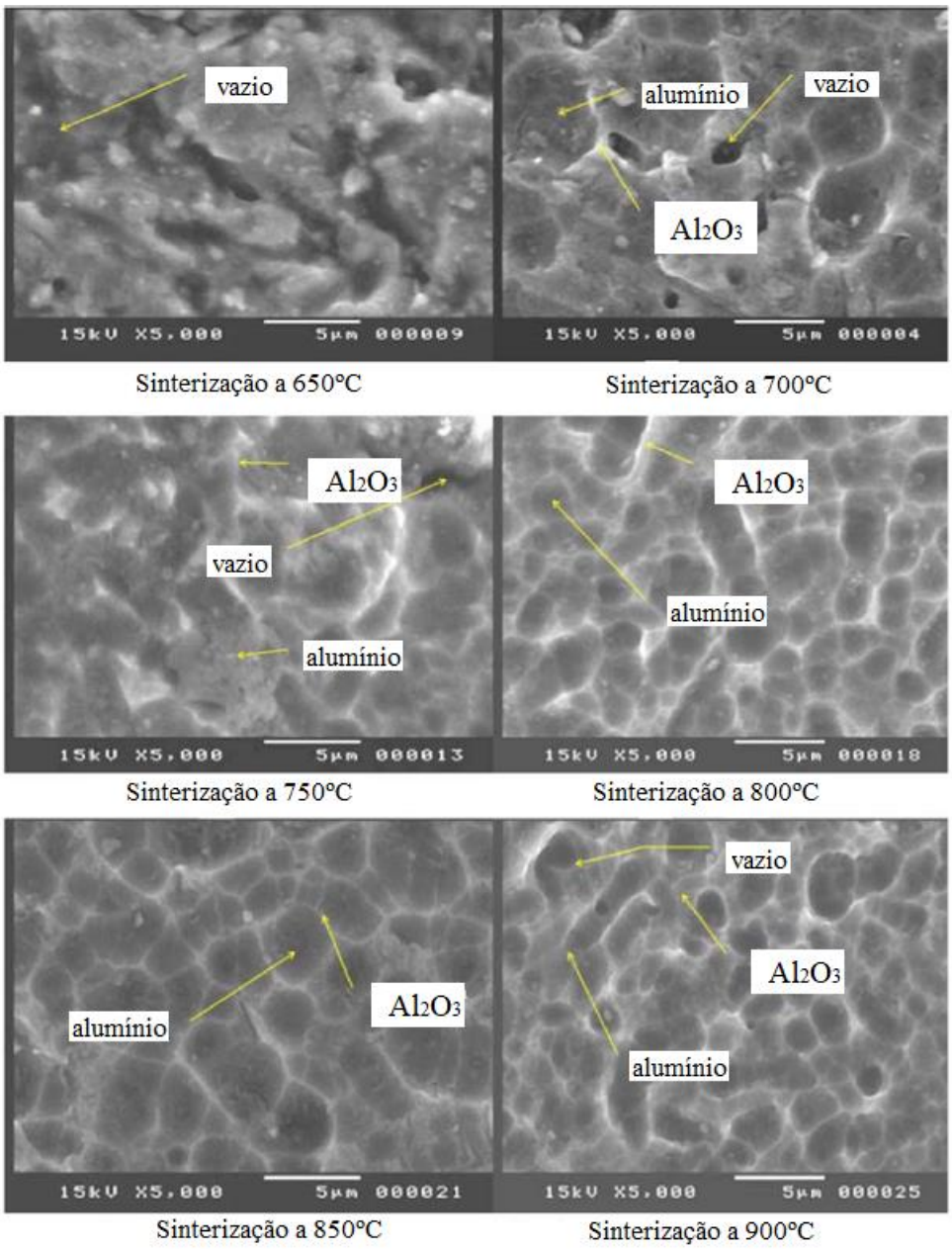


Figura 21 - Micrografias obtidas por MEV mostrando a partícula de alumínio e alumina em diferentes temperaturas de sinterização.
Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007).

Pela Figura 21, pôde ser observado que à medida que aumentou a temperatura do processo de sinterização a eficiência do processo também aumentou, embora vazios tenham sido encontrados na sinterização a 900ºC.

A caracterização de todas as amostras foi feita e a Figura 22 contém uma imagem de cada tipo de amostra. Foi observado que as partículas de SiC foram distribuídas de forma

homogênea na matriz mas a aglomeração aumentou para os compósitos com mais de 15% em peso de SiC.

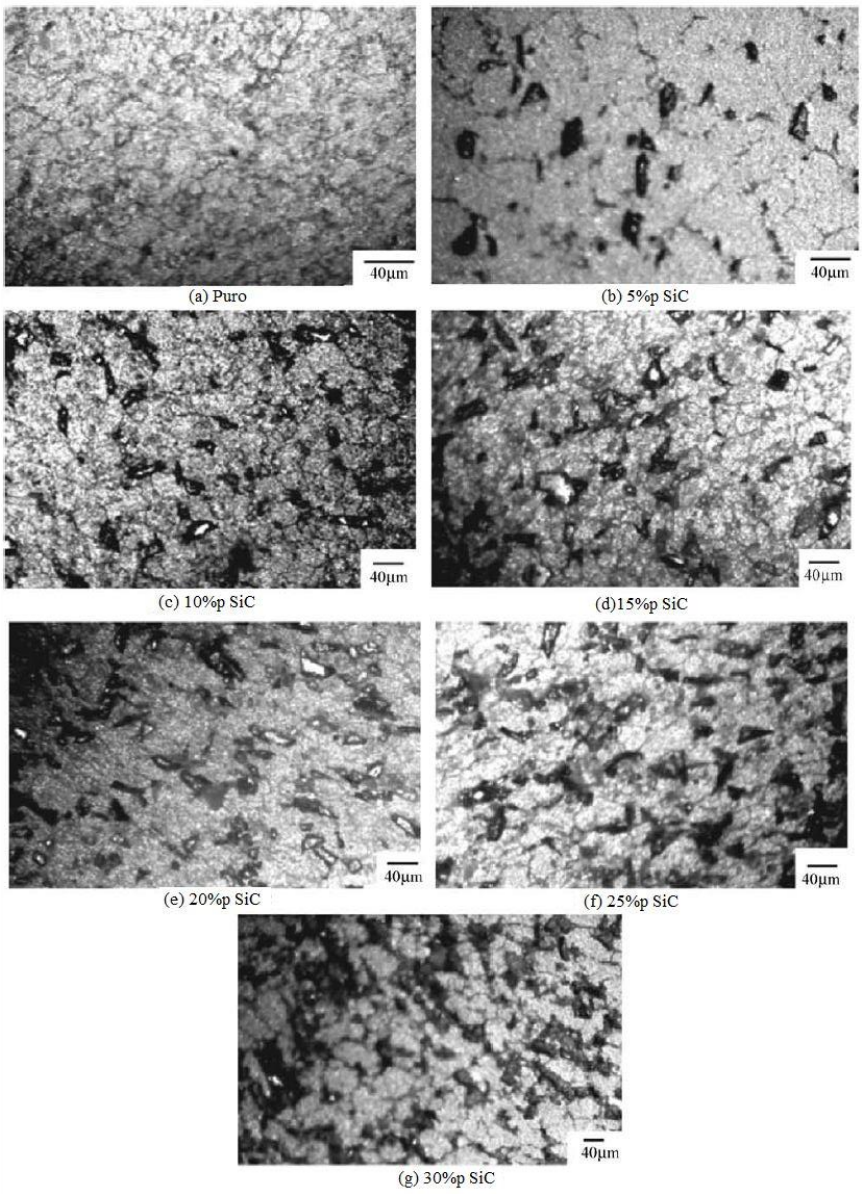


Figura 22 – Microestruturas para as sete combinações mostram a distribuição do reforço na matriz obtidas por microscopia ótica.
Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007).

Ensaios de microdureza Vickers foram realizados em todas as amostras. Foi utilizado uma carga de 200g. Em cada amostra foram feitas de quatro a seis identações em posições aleatórias devido à existência de dois materiais distintos e ,então, foi calculada a média das leituras.

O resultado dos testes de microdureza foi apresentado na Figura 23. Foi possível observar que o alumínio puro apresentou aumento da dureza com aumento da temperatura de sinterização em relação às amostras verdes, até 700ºC e, a partir daí, a dureza diminuiu.

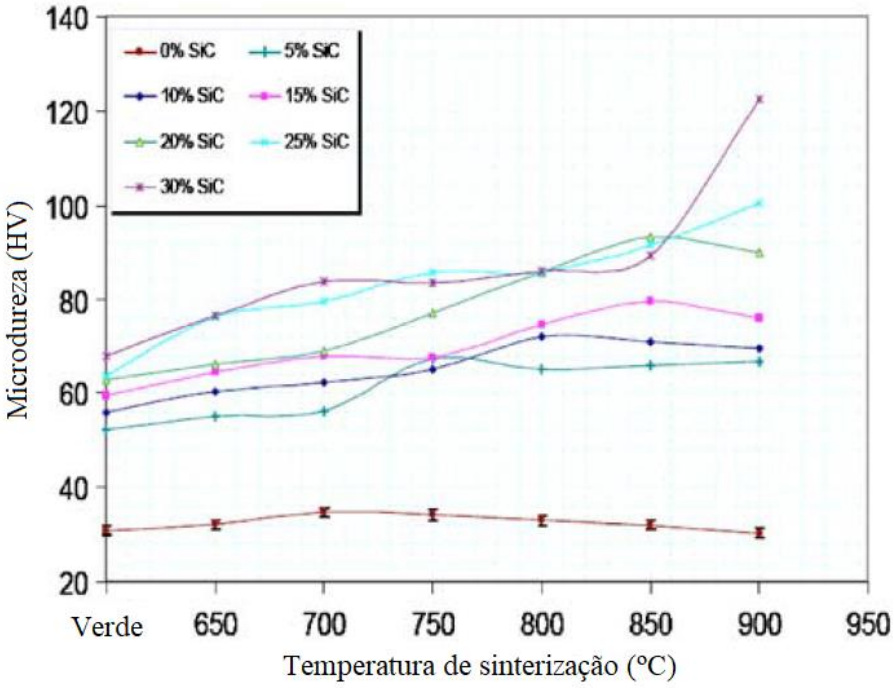


Figura 23 - Valores médios de microdureza em função das temperaturas de sinterização para as 49 combinações de compósitos de Al-SiC.
Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007).

Para os compósitos com 5% de reforço, os valores de dureza aumentaram ligeiramente até 700ºC. Em seguida, esses valores aumentaram consideravelmente para a sinterização a 750ºC e diminuiu para temperaturas mais elevadas.

As amostras com 10% de reforço mostram um comportamento semelhante ao do compósito com 5% aumentaram a dureza até as amostras sinterizadas a 800ºC e diminuiu para temperaturas mais elevadas. Compósitos contendo 15 e 20% de reforço apresentaram uma dureza elevada e aumentaram a dureza até quando sinterizadas a 850ºC e diminuiu para a temperatura de 900ºC.

Os compósitos com 25 e 30% de reforço apresentaram aumento da dureza com aumento da temperatura de sinterização e atingiram o valor máximo quando sinterizados a 900ºC.

Foram realizados ensaios de compressão nos compósitos, Figura 24. Pôde ser observado que os compósitos com menor quantidade de reforço apresentaram comportamento dúctil, em contrapartida, os compósitos com maior teor de SiC, apresentaram comportamento frágil. Porém, na medida em que as temperaturas de sinterização foram mais elevadas, observou-se que as fraturas de características frágeis diminuíram.

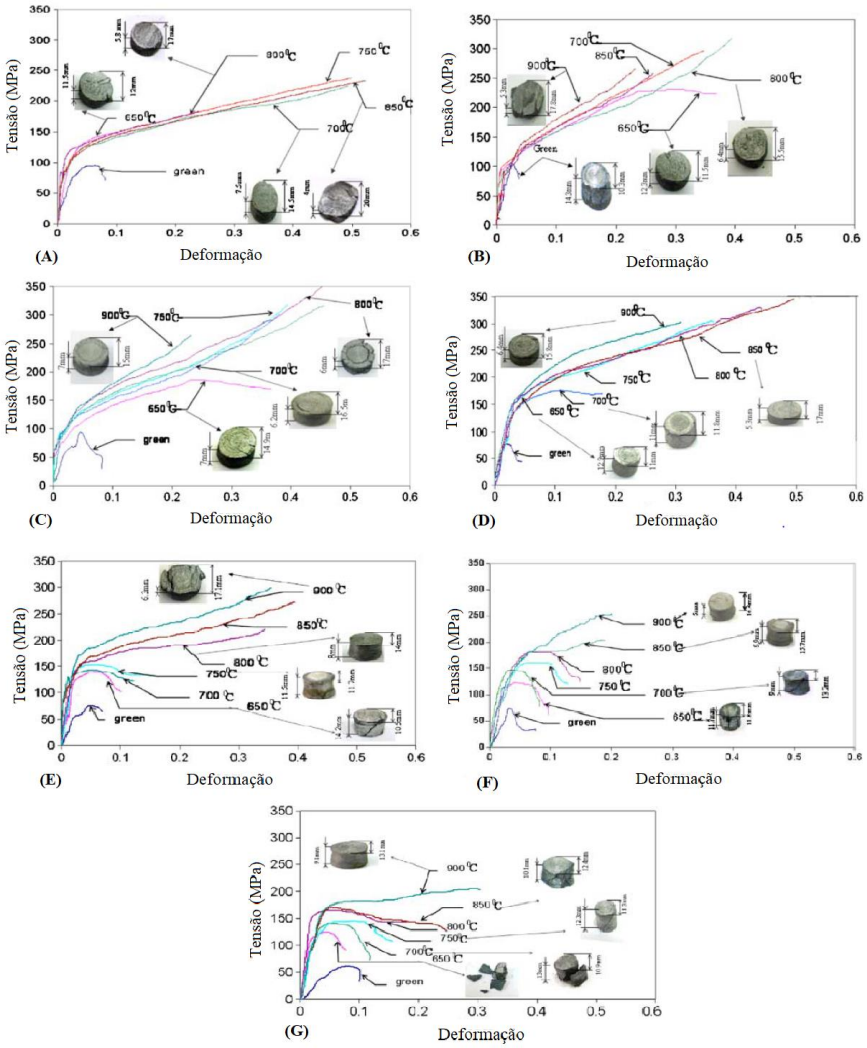
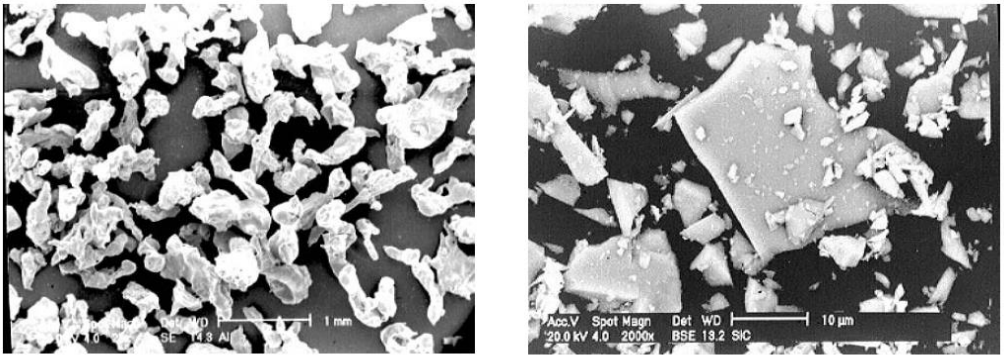


Figura 24 - Curvas de tensão x deformação para o alumínio com: (a) 0% de SiC; (b) 5% de SiC; (c) 10% de SiC; (d) 15% de SiC; (e) 20% de SiC; (f) 25% de SiC; (g) 30% de SiC.
Fonte: Adaptado de Khairaldien *et al.* (2007).

4.4 Resumo do Artigo 4: Barbosa, L. P.; Mourisco, A. J.; Ambrozio, F. Microestrutura de compósitos alumínio carbeto de silício obtidos por moagem de alta energia. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 14, 2000, São Pedro – SP. Anais.

Neste artigo, um compósito com matriz de alumínio reforçado com 20% em massa de carbeto de silício (SiC) foi obtido através da metalurgia do pó.

Com análise em MEV, os pós utilizados para obtenção do compósito foram caracterizados quanto a morfologia, Figura 25.



(a) (b)

Figura 25 – Matéria prima para obtenção dos pós do compósito: (a) pó de alumínio (b) carbeto de silício.
Fonte: Barbosa *et al.* (2000).

Foi observado, pela análise granulométrica que o tamanho médio das partículas de alumínio e SiC foram, respectivamente, 414µm e 9,5µm. A composição química dos pós foram obtidas, conforme as Tabela 11 e 12.

Tabela 11 - Composição química do pó de carboneto de silício (SiC).

Elemento	SiC	SiC – SiO_2	C_{livre}	Fe	Al
% em peso	98,87	0,60	0,20	0,18	0,15

Fonte: Barbosa *et al.* (2000).

Tabela 12 - Composição química do pó de alumínio 1100.

Elemento	Al	SiC	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn
% em peso	bal.	0,26	0,52	0,07	0,02	0,02	0,04

Fonte: Barbosa *et al.* (2000).

Então, o pó de AA 1100 foi misturado com o SiC em um homogeneizador em Y por 1h. Uma amostra foi retirada do homogeneizador em Y e analisada por meio de MEV, Figura 26. Observou-se que o SiC não incorporou nas partículas de alumínio.

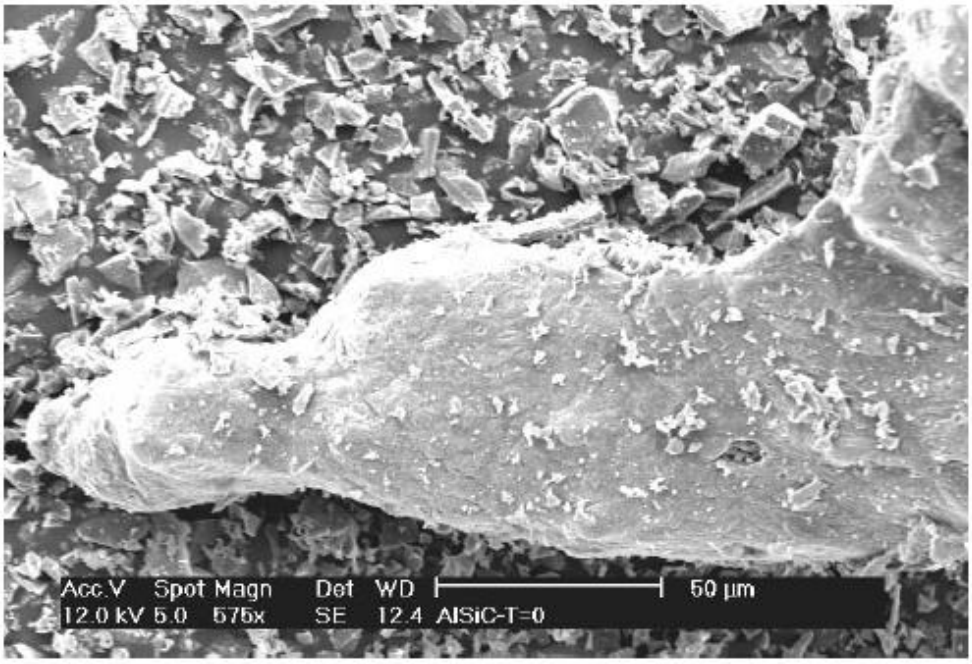


Figura 26 – Imagem da mistura dos pós obtida por MEV.
Fonte: Barbosa *et al.* (2000).

Essa mistura foi moída em um moinho de bolas durante 2h. Durante a moagem, pequenas quantidades do material foram retiradas após 15, 30, 60, 90 e 120 minutos e foi observada a redução no diâmetro das partículas, conforme Figura 27.

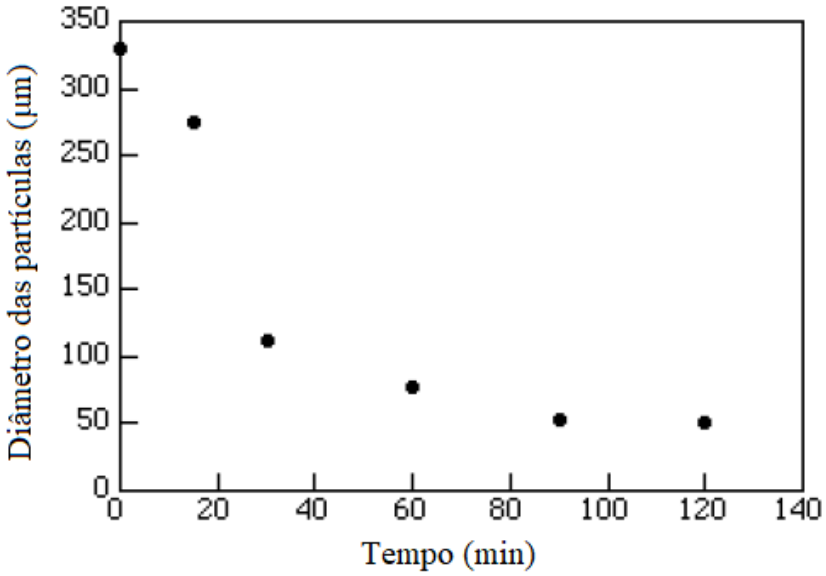
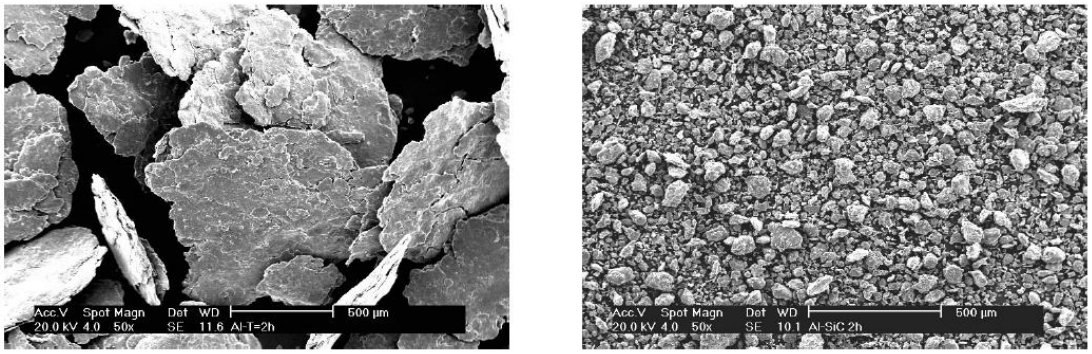


Figura 27 - Redução no diâmetro da partícula com o tempo de moagem
Fonte: Barbosa *et al*. (2000).

Segundo Rodrigues *et al.* (1997 *apud* Barbosa *et al.* 2000), que usou liga mecânica, foi observado o aumento do tamanho das partículas do pó de alumínio puro com o tempo. Notou-se que após 10h de moagem as partículas passaram de 10µm para aproximadamente 100µm.

Porém, no presente artigo, a moagem foi realizada com SiC e constatou-se uma redução dos tamanhos das partículas de alumnínio e SiC (na ordem de 30%, 2,9µm) após moagem. Segundo Barbosa *et al.* (2000), essa redução ocorreu pelo atrito das partículas de SiC, que agiu cortando as partículas de alumínio e devido o atrito mútuo entre as partículas de SiC. Pela Figura 28b observou-se a diferença da morfologia do Al e o Al/SiC moído por 2h.



(a) (b)

Figura 28 - (a) Alumínio moído por 2h e (b) mistura Al/20% SiC moído por 2h.
Fonte: Barbosa *et al*. (2000).

Foi observado que, após 60 minutos de moagem, houve uma diminuição na taxa de cominuição das partículas da mistura. As partículas pequenas de SiC continuavam a cortar as partículas de alumínio, mas passaram a se encrustar, explicando assim porque a taxa de cominuição da mistura diminuiu. Pela Figura 29 foi possível observar o pó obtido após a moagem.

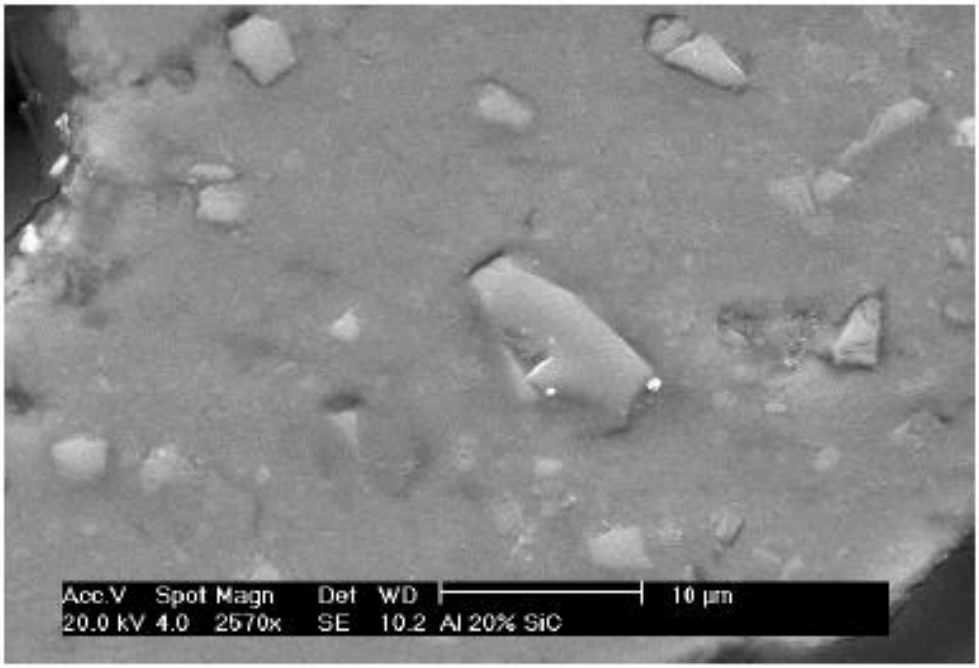


Figura 29 - Pó obtido após 2 horas de moagem, mostrando distribuição de SiC sobre o alumínio.
Fonte: Adaptado de Barbosa *et al*. (2000).

A mistura foi compactada unixialmente com pressão de 100MPa e aquecida por 3h à temperatura de 415ºC. Em seguida, o compósito passou pelo processo de extrusão, com relação de extrusão de 48:1.

Pela Figura 30 foi possível observar que houve uma distribuição uniforme das partículas de SiC, que demonstrou a eficiência da moagem de alta energia para obtenção desse tipo de compósito.

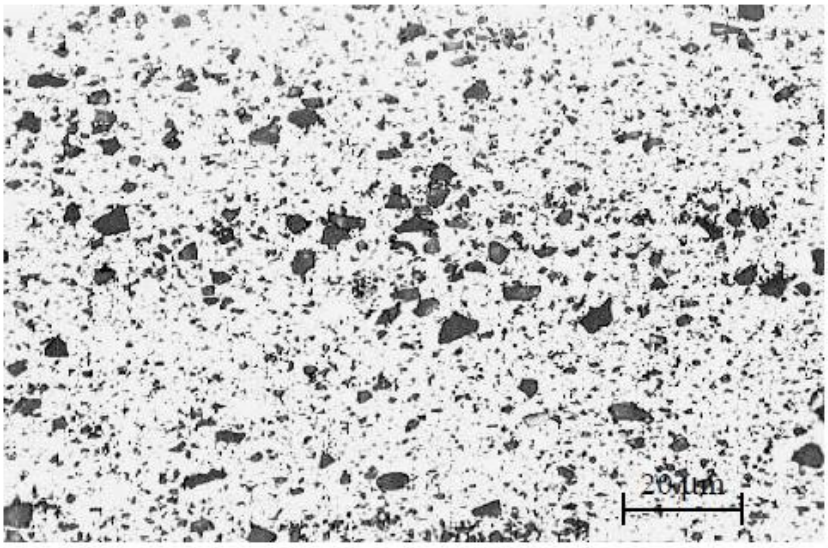


Figura 30 - Distribuição de partículas de carbeto de silício (SiC) após extrusão. Fonte: Adaptado de Barbosa *et al*. (2000).

Segundo Barbosa *et al.* (2000), um dos problemas causados pela não uniformidade da mistura é a formação de aglomerados de SiC e de vazios no compósito. Segundo Yoshimura (1994, *apud* Barbosa *et al.* 2000), compósitos de Al-SiC obtidos por meio de mistura simples apresentam problemas microestruturais como interfaces SiC/SiC que diminuem a densidade do compósito e reduzem o desempenho mecânico.

4.5 Características relevantes observadas nos compósitos

Na Tabela 13 estão apresentados as matérias primas utilizadas para obtenção dos compósitos, processo de fabricação e métodos de caracterização.

Tabela 13 - Materiais, processo de fabricação e caracterização dos compósitos dos artigos estudados.

Nº	Título do artigo	Autores	Material da matrix	Material de reforço	Processo de fabricação	Caracterização
1	In situ fabrication and microstructure of Al2O3 particles reinforced aluminum matrix composites	Hongming Wang, Guirong Li, Yutao Zhao, Gang Chen	Al	Alumina (Al_2O_3)	Fundição e reação *in situ*	MEV/EDX; MET/SAD
2	High-temperature creep behaviour of powder-metallurgy aluminium composites reinforced with SiC particles of various sizes	S.C. Tjong, Z.Y. Ma	Al	Carbeto de Silício (SiC)	Metalurgia do pó	MEV Ensaio de fluencia
3	Production of Aluminum-Silicon Carbide Composites Using Powder Metallurgy at Sintering Temperatures Above the Aluminum Melting Point	W. M. Khairaldien, A. A. Khalil, M. R. Bayoumi	Al	Carbeto de Silício (SiC)	Metalurgia do pó	DRX/MEV Ensaio de compressão e microdureza Vickers
4	Microestrutura de Compósitos Alumínio Carbeto de Silício Obtidos por Moagem de Alta Energia	Barbosa, L. P.; Mourisco, A. J.; Ambrozio Filho, F.	AA 1100	Carbeto de Silício (SiC)	Metalurgia do pó	MEV

Fonte: Pesquisa direta.

As características relevantes observadas nos compósitos foram:

- Artigo 1:
  - Partículas de reforço em escala nanométrica;
  - Nanopartículas e subgrãos formados por alta densidade de discordâncias;
  - Propriedades isotrópicas.
- Artigo 2:
  - Elevada energia de ativação de fluencia da amostra sem reforço;
  - A película de Al_2O_3 foi fragmentada e transformada em finos durante a prensagem a quente e extrusão e promoveu um efeito similar à dispersão de partículas durante os testes de fluência.
- Artigo 3:
  - A partir de 15% em peso de reforço os compósitos apresentaram aglomeração;
  - Elevado teor de óxido de alumínio dificultou a fixação dos reforços na matriz;
  - Até 15% em peso de reforço os compósitos apresentaram distribuição uniforme;
  - Os compósitos com maior quantidade de reforço apresentaram performance melhor em temperaturas de sinterização mais elevadas;

- Na medida em que se aumentou a temperatura de sinterização a eficiência do processo também aumentou.

- Artigo 4:
  - Boa distribuição das partículas de SiC devido ao processo de moagem de alta energia.

5 CONCLUSÕES

Para os compósitos estudados, conclui-se que:

Compósitos obtidos pelo processo de fundição e reação *in situ*, reforçado com Al_2O_3 promovem uma melhor adesão das partículas na matriz em relação a processos de sinterização. Foi observado no compósito obtido por este processo, grãos de alumínio em escala nanométrica que promove um aumento substancial nas propriedades do compósito.

Foi possível observar que o método de processamento de extrusão a quente promoveu um ganho de resistência considerável às amostras de alumínio puro e nos compósitos devido ao Al_2O_3 formado. Porém, dificultou a adesão nas partículas de SiC na matriz. No entanto, o aumento da temperatura de sinterização acima do ponto de fusão do alumínio se mostrou uma alternativa para melhorar a adesão das partículas de SiC na matriz e aumentar o desempenho do compósito.

Foi observado que partículas de reforço da ordem de 10μm, ou maior, promovem ao compósito pouco ganho de resistência à fluência, enquanto partículas da ordem de 3,5μm ou menor, possuem uma tendência a promover um aumento considerável.

Métodos de mistura simples para compósitos reforçados com SiC dificultam a obtenção de compósitos isotrópicos, devido a dificuldade de se obter uma mistura homogênea, ao contrário da moagem de alta energia.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASM Metals Handbook. Composites. Volume 21, 2001.

Barbosa, L. P.; Mourisco, A. J.; Ambrozio, F. Microestrutura de compósitos alumínio carbeto de silício obtidos por moagem de alta energia. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 14, 2000, São Pedro – SP. Anais.

CALLISTER, W. D. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2013.

CHAWLA, K. K. Composite Materials: Science and Engeneering. New York, USA: Springer-Verlag, 1987.

GIL, A. C. Como Elaborar Projetos de Pesquisa. 4. ed. São Paulo: Atlas, 2002.

KHAIRALDIEN, W.M.; KHALIL, A.A.; BAYOUMI, M.R. Production of Aluminum-Silicon Carbide Composites Using Powder Metallurgy at Sintering Temperatures Above the Aluminum Melting Point. ASTM Journal of Testing and Evaluation, 2007.

MINAYO, M. C. S. Pesquisa social: teoria, método e criatividade. 22 ed. Rio de Janeiro: Vozes, 2003.

SILVA, C. R. O. Metodologia do trabalho científico. Fortaleza: Centro Federal e Educação Tecnológica do Ceará, 2004.

SILVA, N. G. Desenvolvimento do Compósito Al-5,0Si-1,0Cu/Al_2O_3: Caracterização Microestrutural e Trabalhabilidade. 64 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Pernambuco, Recife. 2005.

TJONG, S.C.; MA, Z.Y. High-temperature creep behaviour of powder-metallurgy aluminium composites reinforced with SiC particles of various sizes. Elsevier Journals, 1999.

WANG, H.M.; LI, G.R; ZHAO, Y.T; CHEN, G. In situ fabrication and microstructure of Al_2O_3 particles reinforced aluminum matrix composites. Elsevier Journals, 2010.