

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

PATRÍCIA MARIANE KAVALCO

Caracterização de material composto de matriz metálica a partir
de uma liga de alumínio aeronáutico reciclado.

v. 1

São Carlos

2011

PATRÍCIA MARIANE KAVALCO

Caracterização de material composto de matriz metálica a partir de uma liga de alumínio aeronáutico.

v.1

Dissertação apresentada ao
Departamento de Engenharia
Mecânica da Universidade de São
Paulo para obtenção do título de
mestre em Engenharia Mecânica.

Versão corrigida.

Área de Concentração: Materiais
Metálicos

Orientadora: Profa. Associada
Lauralice de Campos F. Canale

São Carlos

2011

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Catálogo da Publicação

Serviço de Documentação

Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo

Kavalco, Patrícia Mariane

Caracterização de material composto de matriz metálica a partir de uma liga de alumínio aeronáutico reciclado. / Patrícia Mariane Kavalco; orientadora Lauralice de Campos F. Canale. – São Carlos, 2011.

Dissertação (Mestrado) – Universidade de São Paulo, 2011.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Engenheira **PATRÍCIA MARIANE KAVALCO**

Título da dissertação: **Caracterização de material composto de matriz metálica a partir de uma liga de alumínio aeronáutico reciclado para possível uso em cilindro de pistão.**

Data da defesa: 06/10/2011:

Comissão Julgadora:

Resultado:

Prof.^a. Associada **Lauralice de Campos Franceschini Canale**
(Orientadora)
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

APROVADA

Prof. Dr. **Cleyton Fernandes Ferrarini**
(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar/campus de Sorocaba)

APROVADA

Prof.^a. Dr.^a. **Vera Lucia Arantes**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

APROVADA

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica:
Prof. Associado **Marcelo Areias Trindade**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Associado **Paulo Cesar Lima Segantine**

DEDICATÓRIA

Aos meus pais, pelo exemplo de vida, pelo amor e dedicação incondicional, pelos valores que me ensinaram e por compartilhar seu conhecimento e experiência. Minha gratidão pelo incansável apoio.

AGRADECIMENTOS

À Deus, pela presença constante, pelas pessoas que colocou em minha vida e pelos cuidados a cada dia.

À minha família, em especial aos meus pais, pelo amor e apoio incondicional, se fazendo presentes nos bons e maus momentos. A eles, meu carinho e gratidão eternos. À minha irmã e amigos, pelo incentivo constante.

Ao meu esposo, pelo companheirismo, apoio e paciência, sempre ao meu lado nas conquistas e decepções.

À minha orientadora, com quem tive o prazer de aprender e trabalhar, não apenas por suas orientações técnicas, mas principalmente pela postura pessoal, sempre disposta a ajudar.

Ao Professor Dr. Cleyton Fernandes Ferrarini pela colaboração nesta pesquisa.

Ao Laboratório de Fundição e Solidificação da UFSCar, na pessoa do Sr. Edson Roberto D'Almeida pela produção do material composto e do Prof. Dr. Bolfarini pela autorização e apoio.

Ao Laboratório de Tratamentos Termomecânicos da UFSCar, na pessoa do Dr. Maurício Mhirdaui Peres pela utilização da extrusora na etapa de conformação do material.

Ao Laboratório de Ensaio Mecânicos, de Metalografia, de Microscopia Óptica e de Tratamento Térmico, na pessoa do Sr. Eliezer Dias Francisco.

À Universidade do Vale do Paraíba (UNIVAP), na pessoa da Professora Dra. Kátia Regina Cardoso pela generosa contribuição na determinação da microscopia eletrônica, espectrografia e fractografia do material.

Aos técnicos, secretárias e professores do Departamento de Engenharia de Materiais da EESC – USP que ajudaram na conclusão deste trabalho.

Ao CNPq, pela concessão da bolsa de mestrado.

“Há pessoas que transformam o Sol numa simples mancha amarela, mas há aquelas que fazem de uma simples mancha amarela o próprio Sol.”

Pablo Picasso

RESUMO

KAVALCO, P. M. **Caracterização de material composto de matriz metálica a partir de uma liga de alumínio aeronáutico reciclado**. 2011. 121 f. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2011.

Materiais compostos de matriz metálica (CMM) vêm sendo estudados para diversas aplicações. Entretanto, pouco estudo é apresentado na sua confecção a partir de materiais reciclados.

Este trabalho teve como objetivo a caracterização de um material composto de matriz metálica (CMM), utilizando material reciclado como matéria prima.

Foram usados aparas de chapas de liga de alumínio 2024 descartados para a matriz e carbeto de silício (SiC) como reforço, sendo a produção realizada através do processo de fabricação com base na técnica de conformação por *spray* para possível aplicação em componentes automotivos. Foi realizado o tratamento térmico do material e a caracterização, determinando as propriedades de dureza, resistência mecânica, resistência ao desgaste, MEV e EDS. Foram ensaiadas amostras do material composto fundido e extrudado, bem como de ferro fundido de uma peça automotiva e da liga de alumínio 2024.

Observou-se que o CMM ainda precisa de melhorias no processo de produção para obter propriedades de dureza e resistência que permitam que ele possa ser usado como um substituto para o ferro fundido, porém o mesmo apresentou melhores propriedades quando comparado com o material da matriz.

Palavras-chave: Tratamento térmico. CMM. Liga de alumínio. Carbeto de silício. Componente automotivo.

ABSTRACT

KAVALCO, P. M. **Characterization of metal matrix composite material from an aeronautical aluminum recycled alloy.** 2011. 121 f. Thesis (Master's Degree) – Engineering School of São Carlos, University of São Paulo, São Carlos, 2011.

Metal matrix composites (MMC) have been studied for several applications. However, little study is presented in its manufacture from recycled materials.

This study aimed to characterize a metal matrix composite (MMC), using recycled material as raw material.

Were used aluminum alloy 2024 plates clippings discarded for the matrix and silicon carbide (SiC) as reinforcement, being the production accomplished through the manufacturing process based on the technique of spray forming for possible application in automotive components. The thermal treatment and the characterization of the material was accomplished, determining the properties of hardness, mechanical strength, wear resistance, SEM and EDS. Were tested samples of the cast and extruded composite material, as well as cast iron of an automotive part and aluminum alloy 2024.

It was observed that the MMC still needs improvements in the production process to obtain properties of hardness and strength that allows it to be used as a substitute for cast iron, but it presented better properties when compared with the matrix material.

Keywords: Heat treatment. MMC. Aluminum Alloy. Silicon Carbide. Automotive component.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Conteúdo de alumínio usado em painéis de fechamento (<i>closures</i>) de veículos leves.....	23
Figura 2 – Quantidade em massa de componentes automotivos fabricados de alumínio no oeste europeu.....	23
Figura 3 – Processo em que sucata nova e velha substituem alumínio primário.....	24
Figura 4 - Quantidade média, em massa, de alumínio em carros de passeio.....	25
Figura 5 - Microestrutura de CMM de alumínio fabricado por fundição sob pressão reforçado com (a) fibras curtas de carbono (x1000) e (b) partículas de SiC (x400)..	28
Figura 6 - Tipos de reforços para material composto.....	30
Figura 7 – <i>Rheocasting</i> , (a) mistura de fibras ou partículas com o metal, seguido por (b) fundição em molde.....	35
Figura 8 - Fundição sob pressão, (a) inserção do pré-formado dentro da cavidade do molde; (b) adição de uma quantidade determinada de metal; (c) fechamento do molde e aplicação de pressão; (d) abertura do molde; (e) componente pronto	36
Figura 9 - Infiltração da liga fundida sob pressão de gás, (a) inserção do pré-formado e fechamento do molde; (b) aplicação de vácuo; (c) aplicação de pressão de gás mantida durante a solidificação.....	37
Figura 10 - Desenho esquemático do processo de infiltração por baixas pressões..	37
Figura 11 - Esquema ilustrativo do processo de conformação por <i>spray</i>	38
Figura 12 - Comparação da expansão térmica de metais e CMMs.....	42
Figura 13 - Efeito do reforço no módulo de Young do alumínio	43
Figura 14 - Faixa de valores do módulo específico e resistência específica para materiais compostos de matriz de alumínio comparado com ligas de alumínio.....	44
Figura 15 - Gráfico demonstrando a resistência superior de materiais compostos de matriz de alumínio a elevadas temperaturas.....	45
Figura 16 - Gráfico do módulo de Young versus temperatura para magnésio e magnésio reforçado com 25% em volume de fibras de boro	46
Figura 17 - Curva de fadiga <i>S-N</i> para ligas de alumínio e materiais compostos de matriz de alumínio com 20% de fibras de alumina	47
Figura 18 - (a) taxa de desgaste abrasivo normalizada e (b) coeficiente de fricção normalizado para alguns compostos de alumínio reforçados com partículas duras ..	48

Figura 19 - Ilustração esquemática de (a) uma esfera de aço deslizando na superfície de uma liga Al-Si reforçada com fibra e (b) partículas duras de segunda fase protegendo a matriz dúctil de desgaste.....	49
Figura 20 - Esquema dos processos de difusão sólida que podem ocorrer durante o tratamento térmico	53
Figura 21 – Diagrama parcial de fase da liga de alumínio-cobre	54
Figura 22 - Coeficiente de difusão para vários elementos no alumínio	55
Figura 23 - Representação de uma liga com interface (a) incoerente; (b) coerente entre dois cristais	57
Figura 24 - O efeito da temperatura e tempo de envelhecimento na resistência ao escoamento da liga Al - 4%Cu	58
Figura 25 - Comparação entre os valores de máxima resistência a tração dos compostos no estado como-extrudado e tratado termicamente. * representa os produzidos pelo processo de metalurgia do pó por moinho de bola, o restante foi produzido pelo processo de secagem.....	59
Figura 26 - Curva de envelhecimento mostrando a cinética de precipitação acelerada das amostras reforçadas com SiC _(p)	60
Figura 27 - Dependência das propriedades mecânicas a temperatura ambiente em relação à temperatura de extrusão.....	63
Figura 28 - Sucata de alumínio usada para fabricar o material composto.	65
Figura 29 - Aparato de fabricação do material composto. À esquerda, em verde, o equipamento de comando. À direita, local de fundição do alumínio 2024, aspersão do reforço SiC e solidificação do material composto.....	66
Figura 30 - Equipamento de fabricação com (a) detalhamento do cadinho, (b) material final, com as sobras da fabricação em forma de pó abaixo.....	66
Figura 31 - Resultado da corrida 1 e 2, com aproximadamente 15 cm de largura e 5 cm de altura na região útil.	67
Figura 32 - Corpo de prova para ensaios de tração do CMM fundido, ferro fundido e AA 2024 fundido.....	68
Figura 33 - Corpo de prova para ensaios de tração do CMM extrudado.....	68
Figura 34 - Extrusora montada com o forno.....	69
Figura 35 - Matriz de redução 5:1 e cilindro de CMM utilizado para extrusão.....	69
Figura 36 - Gráfico que ilustra a dureza média do composto para resfriamento à temperatura ambiente.	76

Figura 37 - Gráfico que ilustra o comportamento de dureza para o envelhecimento natural do material.....	77
Figura 38 - Influência do tempo de solubilização nas medidas de dureza para resfriamento à temperatura ambiente.	77
Figura 39 - Influência do tempo de envelhecimento nas medidas de dureza para resfriamento à temperatura ambiente.	78
Figura 40 - Influência da temperatura de envelhecimento nas medidas de dureza para resfriamento à temperatura ambiente.	78
Figura 41 - Gráfico que ilustra a dureza média do composto para resfriamento a 50°C.....	79
Figura 42 - Influência do tempo de solubilização nas medidas de dureza para resfriamento a 50°C.	80
Figura 43 - Influência do tempo de envelhecimento nas medidas de dureza para resfriamento a 50°C.	80
Figura 44 - Influência da temperatura de envelhecimento nas medidas de dureza para resfriamento a 50°C.	81
Figura 45 - Otimização do tempo de solubilização para o tratamento térmico do material composto.....	82
Figura 46 - Otimização do tempo de envelhecimento para o tratamento térmico do material composto.....	82
Figura 47 - Otimização do tempo de envelhecimento para o CMM extrudado.....	84
Figura 48 - Determinação do tempo de envelhecimento para a liga de alumínio 2024.	85
Figura 49 - Determinação do tempo necessário para o superenvelhecimento do material.....	86
Figura 50 – Resultado final da extrusão, de baixo para cima, 400°C, 425°C e 450°C de aquecimento para extrusão.....	87
Figura 51 - Gráfico que ilustra as curvas do processo de extrusão do material composto.....	87
Figura 52 - Comparação dos valores de dureza obtidos para os diferentes materiais ensaiados.....	88
Figura 53 - Comparação dos valores de microdureza obtidos para os diferentes materiais ensaiados.	90
Figura 54 - Valores obtidos através do ensaio de tração para o CMM fundido.....	92

Figura 55 - Valores obtidos através do ensaio de tração para o CMM extrudado.....	92
Figura 56 - Valores obtidos através do ensaio de tração para o ferro fundido automotivo.....	93
Figura 57 - Valores obtidos através do ensaio de tração para o AA 2024 fundido....	93
Figura 58 - Resultados do ensaio de desgaste para o material extrudado.	96
Figura 59 - Microestrutura determinada utilizando MEV do CMM fundido.	98
Figura 60 - Microestrutura determinada utilizando MEV do CMM extrudado.	98
Figura 61 - Contorno de grão do CMM fundido.	99
Figura 62 - Espectro correspondente aos precipitados presentes no contorno de grão do CMM fundido.	99
Figura 63 - Região do CMM fundido com precipitados e reforço.	100
Figura 64 - Espectros correspondentes às regiões 2 a 5 da figura 63.	101
Figura 65 – Outra região do CMM fundido com precipitados, contaminação e reforço.	101
Figura 66 - Espectros correspondentes às regiões 1 a 4 da figura 65.	102
Figura 67 - Aspecto geral da amostra de CMM extrudado.....	103
Figura 68 - Região do CMM extrudado com precipitados e reforço.	103
Figura 69 - Espectros correspondentes às regiões 1, 2 e regiões brancas da figura 68.	104
Figura 70 – Outra região do CMM extrudado com precipitados e contaminação....	105
Figura 71 - Espectros correspondentes às regiões 1 a 3 da figura 70.	106
Figura 72 - Fratura do material fundido presente na região superior do "chapéu", tendo a formação de clivagem na sua estrutura.....	107
Figura 73 - Fratura do material fundido presente na região inferior do "chapéu", apresentando muitos vazios.....	107
Figura 74 - Fratura do material fundido presente na região inferior do "chapéu", apresentando muitos <i>dimples</i> em sua estrutura.....	108
Figura 75 - Fratura do material extrudado com <i>dimples</i> em sua estrutura.	109
Figura 76 - Relatório resultante do ensaio de tração para o ferro fundido.	119
Figura 77 - Relatório resultante do ensaio de tração para o CMM fundido.	120
Figura 78 - Relatório resultante do ensaio de tração para o AA2024.....	121

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Ductilidade a temperatura ambiente de compostos de alumínio e suas ligas contendo 20% em volume de fibras descontínuas de alumina ou <i>whiskers</i> de SiC	45
Tabela 2 - Dados de fadiga para CMMs em termos de aumento do limite de tolerância obtido pela incorporação de um reforço em 10^7 ciclos	46
Tabela 3 - Classificação das ligas forjadas e fundidas.....	50
Tabela 4 - Designação básica das ligas de alumínio.	51
Tabela 5 - Classificação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio.	51
Tabela 6 - Composição da liga 2024 (% em massa).....	52
Tabela 7 - Tratamento térmico para diferentes materiais e processos.....	61
Tabela 8 – Condições de fabricação do material composto.....	67
Tabela 9 - Condições de tratamento térmico para as amostras piloto.	70
Tabela 10 - Composição química materiais utilizados.	75
Tabela 11 - Tratamento térmico CMM fundido.....	83
Tabela 12 - Microdureza Vickers após tratamento inicial.	83
Tabela 13 - Tratamento térmico CMM extrudado.....	84
Tabela 14 - Tratamento térmico do alumínio 2024 fundido.	85
Tabela 15 - Microdureza Vickers.....	89
Tabela 16 - Determinação da quantidade de reforço presente nos CMMs.	91
Tabela 17 - Valores médios da resistência à tração, com seus respectivos desvios padrão, além da comparação entre eles.	94
Tabela 18 - Resultados do ensaio de desgaste.	95

SUMÁRIO

OBJETIVOS	21
1. INTRODUÇÃO	21
1.1 Reciclagem de alumínio.....	22
1.2 Benefícios da reciclagem	24
2. REVISÃO DA LITERATURA	27
2.1 Composto de matriz metálica	27
2.1.1 Definições e Classificações	28
2.1.2 Interface reforço-matriz.....	32
2.1.2.1 Molhabilidade	32
2.1.3 Processos de fabricação.....	32
2.1.4 Propriedades dos CMMs	41
2.2 Ligas de alumínio	49
2.3 Tratamento térmico	52
2.3.1 Solubilização.....	54
2.3.2 Envelhecimento	55
2.4 Características do tratamento térmico em CMM.....	58
2.4.1 Para as ligas de alumínio 2XXX	60
2.5 Extrusão	61
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	65
3.1 Extrusão	68
3.2 Tratamento térmico	70
3.3 Ensaio de Dureza.....	71
3.4 Ensaio de Tração	71
3.5 Ensaio de Desgaste	72
3.6 Caracterização do Material: composição química, micrografia e fractografia ..	72

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	75
4.1 Análises químicas das amostras.....	75
4.2 Tratamento térmico dos pilotos e das amostras.....	76
4.3 Extrusão.....	86
4.4 Ensaios.....	88
4.4.1 Dureza.....	88
4.4.2 Tração.....	91
4.4.3 Desgaste.....	95
4.5 Avaliação das Microestruturas.....	97
4.6 Fractografia.....	106
5. CONCLUSÕES.....	111
NOVOS TRABALHOS.....	113
REFERÊNCIAS.....	115
ANEXOS.....	119

OBJETIVOS

O objetivo foi verificar a viabilidade de utilização do CMM para aplicação automotiva, obtido por meio do processo de conformação por *spray* usando sobras de alumínio aeronáutico 2024. Dentre as finalidades específicas estão: a fabricação do CMM partir de sobras de alumínio aeronáutico 2024; melhoria das propriedades mecânicas a partir do tratamento termomecânico e tratamento térmico; a determinação das propriedades mecânicas nas diversas situações; além da verificação do atendimento às exigências necessárias à aplicação do material produzido como componente automotivo.

1. INTRODUÇÃO

O tema principal desta pesquisa insere-se no âmbito da análise das propriedades de um material composto de matriz metálica, fabricado a partir da técnica de conformação por *spray*, reaproveitando sobras de liga de alumínio aeronáutico 2024 reciclado, para que seja usado como material da matriz do composto, com reforço de carbeto de silício (SiC). Objetiva-se caracterizar o material composto de matriz metálica (CMM) e determinar se existe viabilidade técnica para esse material ser usado como matéria-prima de camisa de pistão, realizando testes comparativos com materiais já utilizados.

O alumínio vem desempenhando um papel crescente em diversos setores. Tanto suas ligas quanto no estado puro, é apropriado para o uso em vários produtos tanto para o consumidor final como para mercados de bens de capital. Os setores que mais empregam este metal são o de transporte, embalagens, construção, elétrico, consumo durável, maquinário e equipamentos. Em um dos maiores mercados de alumínio no mundo, que é o setor de transporte, utiliza-se esse metal na produção de automóveis, ônibus, trailers, navios, vagões de trem e metrô, bem como aplicações no setor aeroespacial. Algumas características como baixa densidade e a possibilidade de reciclagem incentivaram um aumento do seu uso no setor automobilístico, com o objetivo de alcançar melhores resultados na eficiência do consumo médio de combustível.

A aviação também faz grande uso desse metal. A combinação de baixa densidade, resistência e conformabilidade fazem dele um candidato ideal para a fabricação em massa de aviões comerciais. Em algumas aeronaves chega a corresponder a aproximadamente 80% do peso do avião descarregado. O jumbo 747 da Boeing contém em torno de 75.000 kg de alumínio [1].

Foram desenvolvidos materiais compostos, chamados compostos de matriz metálica (CMM), que têm como base, entre outros metais, as ligas de alumínio. Estes possuem elevada dureza, elevado módulo de elasticidade e uma boa resistência ao desgaste e foram desenvolvidos para atender a demanda por essas propriedades, que são superiores às apresentadas pelo metal utilizado como matriz. Os compostos de matriz de liga de alumínio são utilizados em componentes de motores de automóveis, devido à elevada resistência a tração específica e módulo de elasticidade. Alguns dos produtos feitos de CMM são pistões para motores a diesel, bloco de cilindro e pistão para motor de popa [2]. A maioria dos produtos de CMM comercializados atualmente é reforçada com fibras, *whiskers* ou partículas, e a fração de reforço contida no material é geralmente menor que 30% em volume.

1.1 Reciclagem de alumínio

Uma maior demanda de produtos a base de alumínio e a globalização da indústria do alumínio contribuíram de forma significativa para o aumento da utilização da sucata na re-fabricação de ligas. No setor automotivo, por exemplo, as oportunidades crescentes para aplicações em motores, transmissão, suspensão, e na estrutura, devido à baixa densidade, oferecem uma real possibilidade de crescimento (figura 1). A fabricação da carroceria em alumínio apresenta uma tendência de expansão que vêm se confirmando e já é adotada por fabricantes como Audi e Jaguar, como mostrado na figura 2 [3].

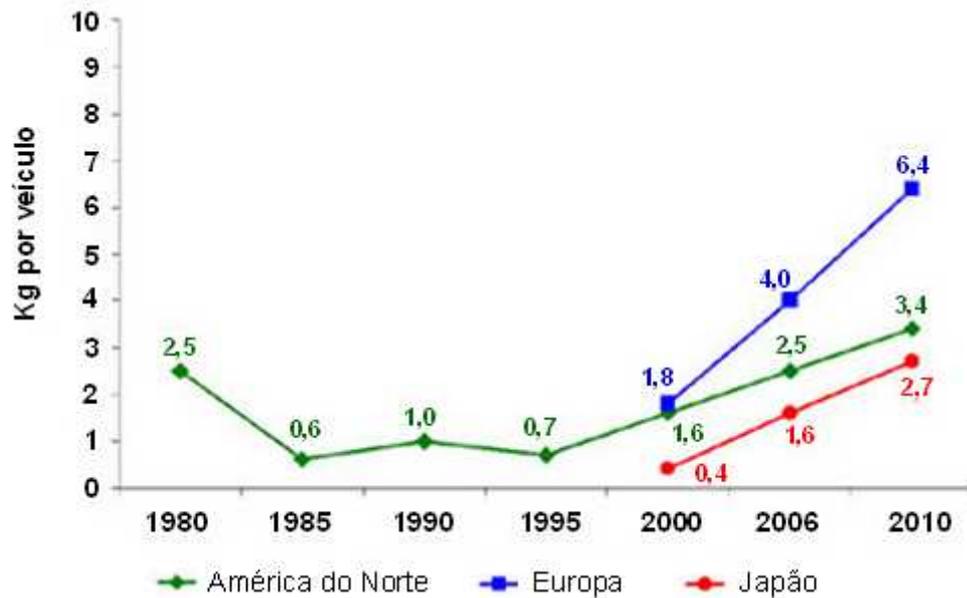


Figura 1 - Conteúdo de alumínio usado em painéis de fechamento (*closures*) de veículos leves. (Fonte: *Ducker Worldwide*, 2005)

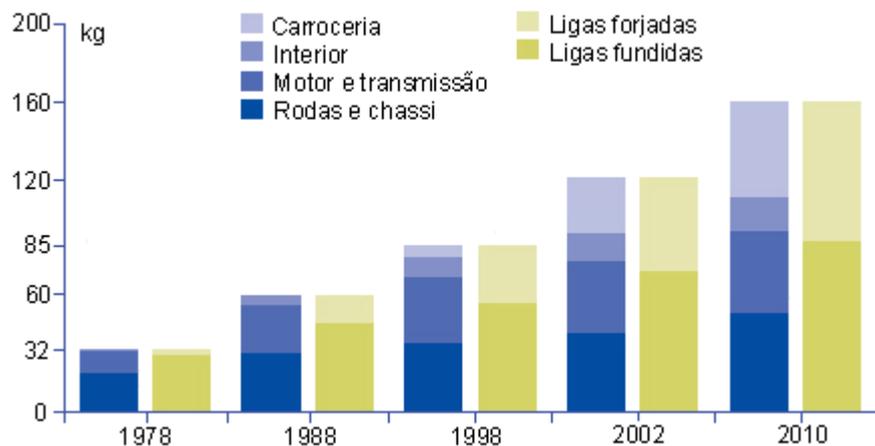


Figura 2 – Quantidade em massa de componentes automotivos fabricados de alumínio no oeste europeu [4].

Atualmente, uma grande quantidade de alumínio utilizado em novos produtos vem da reciclagem [1]. Questões financeiras e ambientais como o aumento do custo da energia e a preocupação em relação à gestão de resíduos têm impulsionado o aumento das taxas de reciclagem, mas é a economia gerada que têm sustentado o crescimento do mercado de alumínio reciclado.

Os produtos podem ser fabricados a partir da bauxita mineral, chamado de alumínio primário ou de sucata e produtos usados de alumínio, chamado de alumínio secundário. Este metal possui um loop fechado, como mostrado na figura 3. O

alumínio reciclado 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.

A sucata entra na indústria de duas formas principais, classificadas como: (a) sucata nova, produzida a partir da fabricação de produtos de alumínio e (b) sucata velha, que se torna disponível quando produtos consumidos alcançam o fim do seu ciclo de vida e são descartados. A sucata nova inclui sucata de fundição, recorte de chapas novas, tubos, fios ou cabos e cavacos de operações de usinagem. Se esta for identificada e separada de forma adequada, pode ser fundida com o mínimo de correção. A sucata velha inclui produtos como componentes automotivos, janelas e portas de alumínio, latas de bebida usadas e utensílios de cozinha. Produtos industriais obsoletos, como cabos de transmissão, aviões, produtos fora de especificação, entre outros, são considerados como sucata velha.

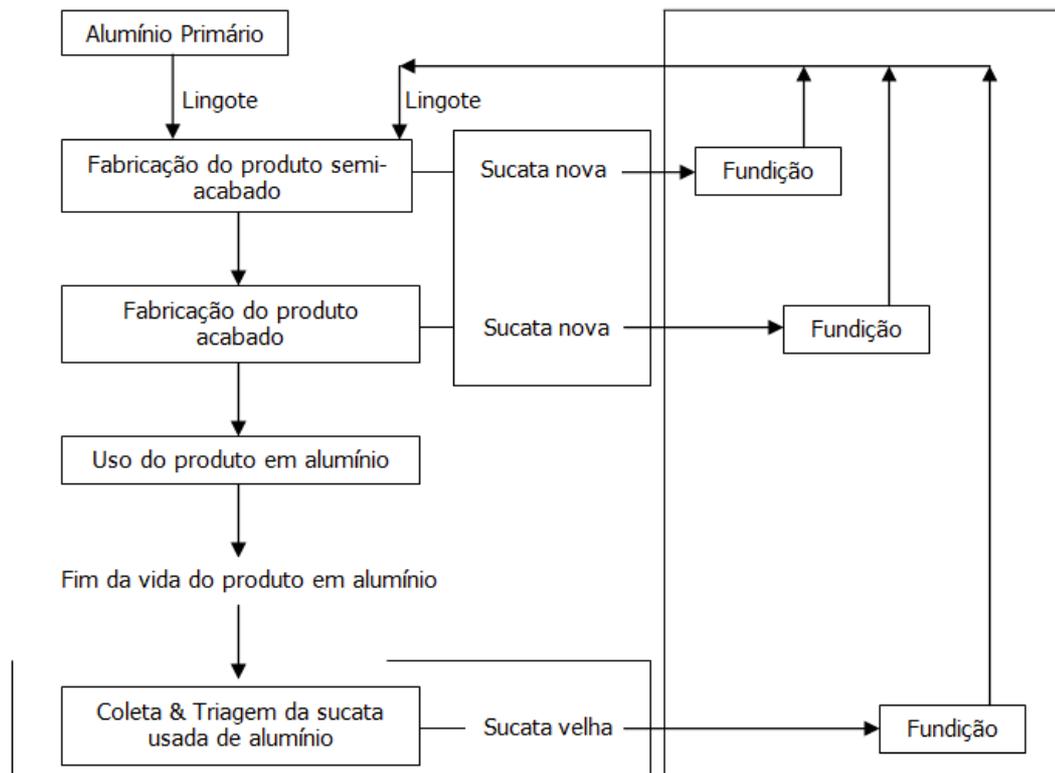


Figura 3 – Processo em que a sucata nova e a velha substituem alumínio primário [1].

1.2 Benefícios da reciclagem

A reciclagem do alumínio a partir de sucata coletada necessita de 15 vezes menos energia quando comparado com a produção do alumínio primário, além de o custo da sucata ser marginal. 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, já que produzir alumínio pela reciclagem gera em torno apenas de 4% do gás carbônico gerado pelo alumínio primário. A produção de alumínio primário requer aproximadamente 45 kWh de energia e emite 12 kg de CO₂ por quilograma, enquanto alumínio secundário produzido a partir de sucata requer aproximadamente 2,8 kWh de energia e emite 0,6 kg de CO₂ para cada quilograma de alumínio recuperado [1].

Visto como um material atrativo para redução do peso de veículos, espera-se que aumente seu uso, principalmente pela pressão em se reduzir as emissões de gases de efeito estufa no transporte rodoviário, ferroviário e marítimo. No cenário global, o volume de alumínio primário produzido para o setor de transportes subiu 5,5% entre 2002 e 2003. A tendência mundial aponta que o alumínio será responsável por 200 kg de cada carro em 2015. O Brasil apresenta uma média de 45 kg de alumínio por veículo, número muito inferior ao dos Estados Unidos (128 kg) e à Europa (100 kg). A figura 4 mostra o aumento dos componentes de alumínio em veículos leves na América do Norte e Japão.

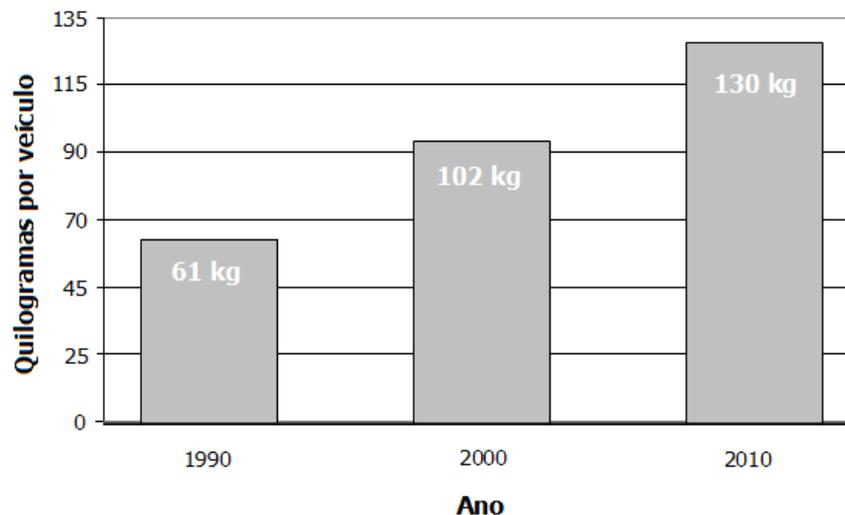


Figura 4 - Quantidade média, em massa, de alumínio em carros de passeio. (Fonte: ABAL)

A perspectiva do grande volume de aplicações aponta a necessidade de fechar o loop da reciclagem. Um sistema em loop fechado garante que os produtos possam ser reciclados e transformados em outros produtos. Um aumento na quantidade do alumínio gera novas possibilidades de reciclagem, porém, um problema existente são os limites estreitos da composição em muitas ligas, o que restringe a quantidade de sucata de alumínio que pode ser usada. Determinadas aplicações requerem esse

controle rígido de impurezas, e metais reciclados não podem ser usados sem modificação.

Existe um grande desafio no refino do metal para alcançar níveis aceitáveis de impurezas. Isso é particularmente importante para a maioria das ligas especializadas, como por exemplo, as utilizadas na indústria aeroespacial, onde uma elevada ductilidade e tenacidade a fratura são necessárias. Além da composição da liga, existem outros fatores como tratamento na fundição e tratamento térmico que controlam suas propriedades mecânicas [1].

O desenvolvimento de novas ligas de alumínio reciclável, com propriedades mecânicas melhoradas (especialmente a elevadas temperaturas, por volta de 200°C) também irá ampliar o uso em outras aplicações. A reciclagem da sucata de alumínio tem grandes impactos econômicos, energéticos e ambientais. A indústria de reciclagem já economizou e continuará a economizar bilhões de dólares em energia e custos de materiais ao se comparar com a produção do alumínio primário [1]. Assim o presente trabalho toma importância na medida e que propõe o uso de sobras de alumínio aeronáutico para a fabricação de CMM.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Composto de matriz metálica

Compostos de matriz metálica (CMM) foram inicialmente desenvolvidas na década de 1960 quando o boro, a grafita e fibras de aramida foram usadas como reforço. Como compostos de matriz polimérica se tornaram populares na década de 1970, o interesse em CMM diminuiu. Porém, a introdução de novos materiais cerâmicos como reforços encorajou o rápido desenvolvimento de CMM na década de 1990. O impulso por trás do desenvolvimento de CMM está na habilidade de obter interessantes combinações de propriedades e melhorar propriedades mecânicas quando comparado aos materiais convencionais. CMM oferece maior rigidez, resistência mecânica, inclusive a elevadas temperaturas e uma melhor resistência ao desgaste. Além disso, o coeficiente de expansão térmica é menor e a densidade se mantém praticamente inalterada, desde que a fração em volume do reforço seja relativamente baixa [5].

Existem três grandes classes de composto em matriz metálica, dependendo do tipo de reforço na matriz: particulados, fibras e *whiskers*. Compostos particulados tendem a ser homogêneos e isotrópicos e podem ser formados usando técnicas de processamento de metal convencionais. Compostos de matriz metálica reforçadas com partículas são, portanto, mais propícios às metodologias de projeto convencionais e são geralmente mais baratos que os CMMs reforçados com fibra ou *whiskers*. Compostos de matriz de alumínio são caracterizados pela sua elevada razão resistência/peso. A resistência à tração específica do composto de matriz de alumínio pode ser de duas a três vezes maior que a do aço estrutural [5]. Desta forma, esse material está sendo muito utilizado nas indústrias automotivas, aeroespacial / defesa, de equipamentos industriais e desportiva. A figura 5 mostra dois exemplos de microestruturas obtidas a partir de matriz de alumínio com diferentes tipos de reforços.

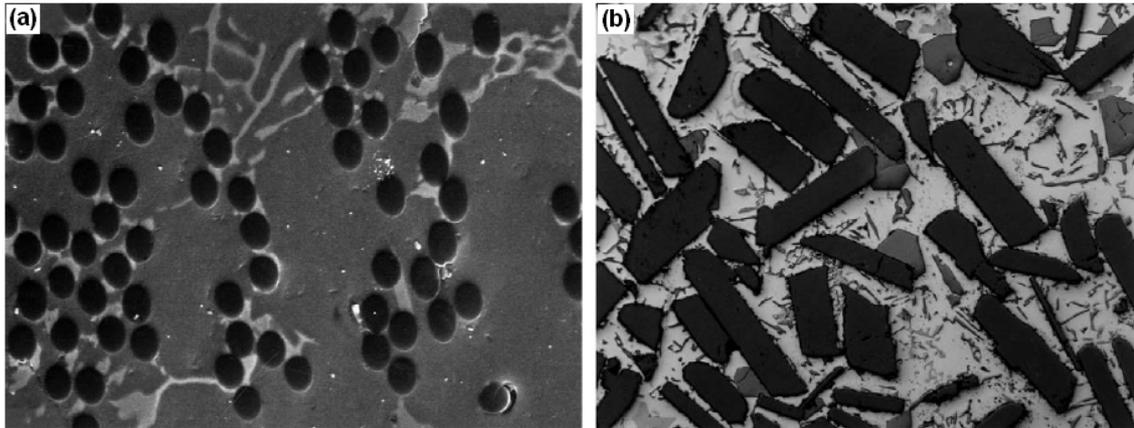


Figura 5 - Microestrutura de CMM de alumínio fabricado por fundição sob pressão reforçado com (a) fibras curtas de carbono (x1000) e (b) partículas de SiC (x400) [6].

2.1.1 Definições e Classificações

Defini-se material composto como aquele que possui uma mistura de dois ou mais constituintes, sendo que ambos devem estar presentes em proporções razoáveis, de no mínimo 5%; as fases constituintes possuem propriedades diferentes; e a propriedade do composto é diferente das propriedades dos constituintes. Por exemplo, embora os plásticos geralmente contenham pequenas quantidades de lubrificantes, absorvedores de ultra-violeta e outros constituintes por razões comerciais e de produção, não satisfazem nenhum dos critérios e conseqüentemente não são classificados como materiais compostos. Uma liga que apresenta uma microestrutura de duas fases que foi produzida durante a solidificação de um fundido homogêneo, ou por um subsequente tratamento térmico, normalmente não é classificada como material composto. Porém, se partículas de cerâmica estão de alguma forma misturadas com o metal para produzir um material que consiste em metal que contém uma dispersão de partículas de cerâmica, então é um material composto [7].

Materiais compostos possuem duas ou mais fases quimicamente distintas em uma escala microscópica, separadas por uma interface. O constituinte que é contínuo e geralmente está presente em maior quantidade é chamado de matriz. Normalmente as propriedades da matriz são melhoradas com a incorporação de outro constituinte. Um material composto pode ter uma matriz metálica, cerâmica ou polimérica. O segundo constituinte é chamado de reforço, já que ele reforça ou melhora as propriedades mecânicas da matriz. 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. Ao menos uma das dimensões do reforço deve ser pequena, menor que 500 μm e algumas vezes da ordem de um micron, podendo o reforço ser fibroso ou particulado.

Reforços particulados possuem dimensões que são aproximadamente iguais em todas as direções. O formato pode ser esférico, cúbico, em forma de plaquetas ou qualquer geometria regular ou irregular. A distribuição dessas partículas pode ser randômica ou dentro de uma direção preferencial, e essa característica é também utilizada como parte da classificação. Na maioria dos compostos reforçados por partículas, a orientação destas é considerada, por razões práticas, como sendo randômica.

O reforço em fibras é caracterizado por seu comprimento ser muito maior que a dimensão da seção transversal. Porém, a razão entre o comprimento da seção transversal, chamado de razão de aspecto, pode variar consideravelmente. Em compostos com uma única camada de reforço são utilizadas fibras longas e contínuas com elevada razão de aspecto, enquanto compostos com fibras descontínuas são fabricados utilizando fibras curtas com baixa razão de aspecto. No caso de compostos de fibras contínuas, a orientação preferencial é unidirecional, e a situação que corresponde ao randômico é chamada de bidirecional.

Compostos multi-camadas são outra categoria de compostos reforçados por fibras. São classificados como laminados ou híbridos. Laminados são empilhamentos de camada em uma dada seqüência. Um laminado típico pode ter entre 4 a 40 camadas e a orientação da fibra muda de camada a camada, de uma maneira regular. Híbridos são materiais compostos com diferentes tipos de fibras, que podem estar em uma mesma camada ou serem intercaladas [7].

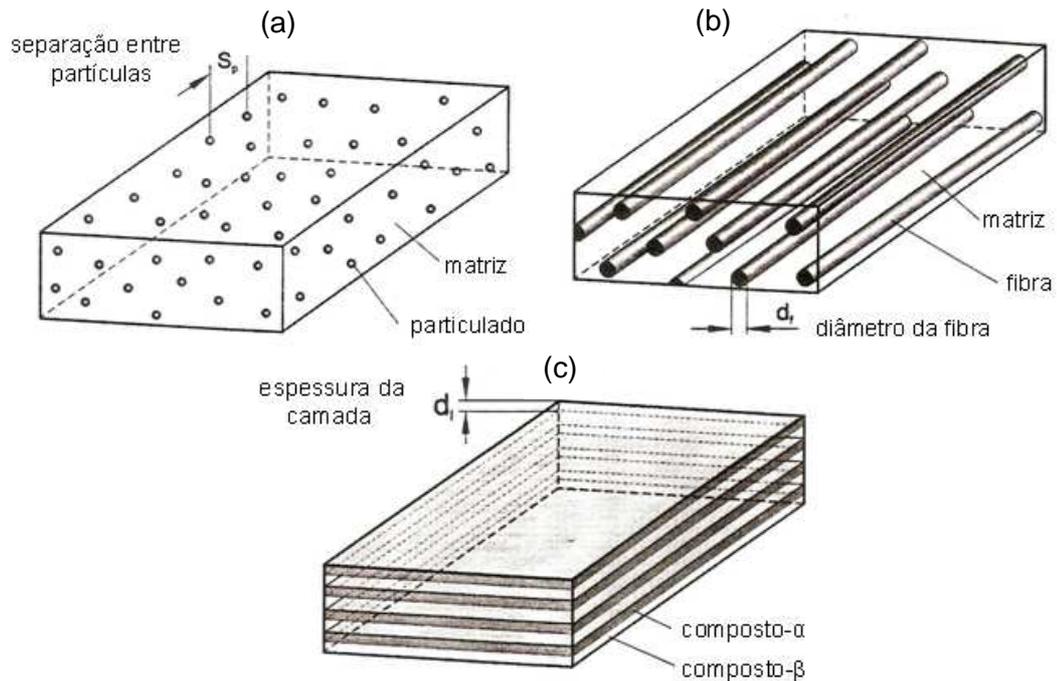


Figura 6 - Tipos de reforços para material composto [8].

CMM reforçados por partículas contêm a segunda fase como finas partículas aleatoriamente distribuídas na matriz (Fig. 6(a)). Em compostos com fibras, a segunda fase é principalmente unidimensional e pode ser alinhada com a matriz de forma contínua ou descontínua (Fig. 6(b)). Os que possuem camadas ou laminados, a segunda fase e componentes são bidimensionais. Eles podem também ser contínuos ou descontínuos (Fig. 6(c)). Esses tipos diferentes de microestrutura podem ser encontrados em níveis de tamanho nano, micro e macro. Outro sistema de classificação é baseado no tamanho e distribuição da segunda fase no composto. De acordo com esse sistema, as seguintes categorias são definidas [8]:

- Material nano-composto (tamanho da partícula ou diâmetro da fibra: $d \sim 10$ a 100 nm), isto é, o reforço é extremamente fino.
- Material micro-composto (tamanho da partícula, fibra ou espessura da camada: $d \sim 1$ a 10 μm).
- Material macro-composto (dimensões macroscópicas dos componentes: $d \gg 100$ μm), isto é, ligas de alumínio reforçadas com fios de aço ou laminados.

As características químicas e de resistência da interface entre o reforço e a matriz são particularmente importantes na determinação das propriedades de um composto. A resistência da interface deve ser suficiente para que o esforço seja transferido da matriz para o reforço. Porém, se a tenacidade for importante, é necessário que a interface não seja tão rígida para que não ocorra falha, como delaminação e descolamento da fibra.

Outros parâmetros que podem influenciar significativamente as propriedades dos compostos são a forma, tamanho, orientação e distribuição do reforço e o tamanho do grão em matrizes policristalinas. Esses parâmetros, junto com a fração em volume, constituem o que é chamado de microestrutura do composto.

Porém, deve ser observado que a fração em volume ainda é o principal fator para a determinação das propriedades, sendo o parâmetro mais importante na influência das propriedades do composto. Além disso, é uma variável com a qual as propriedades de um composto podem ser alteradas da maneira que convier a aplicação [7].

Um problema encontrado na produção é como manter uma distribuição uniforme do reforço. Idealmente, um material composto deveria ser homogêneo e uniforme, porém isso é difícil de atingir. Homogeneidade é uma importante característica que determina o quanto um determinado volume de material pode ser diferente em relação às propriedades físicas e mecânicas das propriedades médias do material. A não uniformidade do sistema deve ser evitada ao máximo, porque reduz as propriedades que são governadas pela parte mais fraca do material. Por exemplo, a falha em um material não uniforme irá se iniciar em uma região de menor resistência, afetando de forma negativa a resistência global do componente fabricado a partir desse material.

A orientação do reforço dentro da matriz afeta a isotropia do sistema. Quando o reforço tem o formato de partículas equiaxiais, o composto se comporta essencialmente como um material isotrópico, no qual as propriedades elásticas são distribuídas de forma randômica. Quando as dimensões do reforço são desiguais, o composto pode ser comportar como isotrópico, supondo que o reforço esteja distribuído de forma randômica. Em outros casos, o processo de fabricação pode induzir a orientação do reforço e perder assim a isotropia, se tornando um material anisotrópico [7].

2.1.2 Interface reforço-matriz

A carga que age na matriz deve ser transferida para o reforço através da interface. Assim, os reforços devem ser fortemente ligados à matriz se a sua elevada resistência e rigidez devem ser transmitidas para o material. O comportamento em fratura depende também da resistência da interface. Uma interface fraca resulta em baixa rigidez e resistência, porém elevada resistência à fratura; enquanto uma interface forte produz elevada rigidez e resistência, porém baixa resistência à fratura, isto é, comportamento frágil.

A interface é importante se o reforço estiver na forma de fibras contínuas, fibras curtas, *whiskers* ou partículas, apesar do papel da interface diferir em cada caso. Em alguns casos, uma fase distinta produzida pela reação entre a matriz e o reforço está presente na interface. Em outros casos, ela pode ser vista como uma região plana de apenas alguns átomos de espessura, através da qual existe uma mudança nas propriedades da matriz para as propriedades do reforço. Na interface geralmente existe descontinuidade na natureza química, estrutura molecular e cristalina, propriedades mecânicas, entre outras. As características da interface são determinadas pela descontinuidade nas propriedades e são assim específicas para cada combinação matriz-interface [9].

2.1.2.1 Molhabilidade

Para que a adesão entre matriz e reforço ocorra durante a fabricação de um composto, os mesmos devem ser colocados em um contato próximo. Em algum ponto da fabricação do material, a matriz se encontra em uma condição na qual ela é capaz de fluir e se comporta quase como um líquido. Um conceito chave nesse contexto é a molhabilidade. Molhabilidade define a extensão na qual um líquido vai se espalhar sobre uma superfície sólida. Uma boa molhabilidade significa que o líquido (matriz) irá fluir sobre o reforço cobrindo toda “protuberância” e “declive” da superfície áspera do reforço, deslocando todo o ar.

A molhabilidade irá ocorrer apenas se a viscosidade da matriz não for muito alta e se a molhabilidade resultar na diminuição da energia livre do sistema.

2.1.3 Processos de fabricação

Uma série de técnicas de processamento têm sido estudadas e utilizadas com o objetivo de otimizar a microestrutura e as propriedades mecânicas de compostos de

matriz metálica; porém, existe uma divergência quanto à classificação desses processos. Eles podem ser classificados como [10]:

- Processo no estado sólido
- Processo no estado líquido
- Processo de deposição
- Processo *in situ*

Cada um desses métodos se diferencia basicamente pela forma em que a matriz se encontra no momento em que é colocada em contato com o reforço e também pelo caminho seguido até a consolidação efetiva entre as partes.

Além dessa classificação, os métodos de processamento utilizados na fabricação de compostos de matriz metálica, principalmente os com reforço particulado, podem ser divididos de acordo com a temperatura em que o material da matriz se encontra durante o processo. Assim, podem ser divididos em três categorias [10]:

- Processo de fase sólida
- Processo de fase líquida
- Processo de duas fases (sólido/líquido)

No processo de fase sólida, os materiais da matriz e do reforço são adicionados na forma de pó, envolvendo uma série de estágios antes da consolidação efetiva do material. No processo de fase líquida, o material do reforço é incorporado à matriz fundida usando várias técnicas, que normalmente envolvem a mistura e eventual fundição da matriz, resultante em componentes ou tarugos para posterior retrabalho. O processo de duas fases envolve a mistura do material do reforço e da matriz, no qual o material da matriz encontra-se na fase sólida e líquida.

Outra classificação mais abrangente divide os processos de fabricação em duas categorias básicas [10]:

- Processo com fase líquida
- Processo em estado sólido

Alguns desses processos podem ser exemplificados. São eles: (a) via metalurgia do pó; (b) via metal líquido (*compocasting*, co-deposição por *spray*, infiltração, entre outros). Alguns desses processos exigem uma fase complementar que envolve normalmente transformação termomecânica como extrusão, laminação ou forjamento [10].

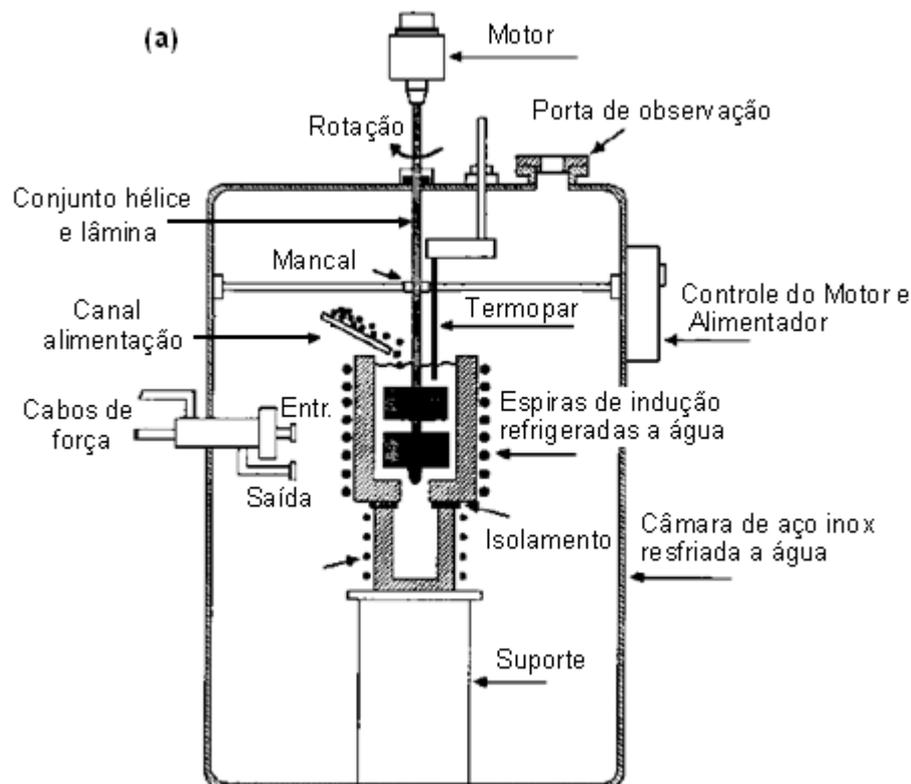
(a) Fabricação via metal líquido

Na fabricação via metal líquido, a produtividade é maior. Não há necessidade da utilização de prensas ou matrizes metálicas (exceto na fundição sob pressão) possibilitando menores custos de produção e maior produtividade, se comparada com a metalurgia do pó. Existe, porém, dificuldade em se conseguir uma distribuição homogênea do reforço na matriz, bem como a introdução do reforço na forma de pó no banho metálico.

Existe ainda a limitação em relação à quantidade de reforço que pode ser introduzido na matriz. Com 20% em média de partículas em um banho, a viscosidade do mesmo aumenta de tal forma que inviabiliza a produção via metal líquido (fundição) ou mesmo a homogeneização e vazamento do banho [10].

(a.1) *Compocasting (rheocasting)*

No processo *compocasting* o reforço é misturado na matriz fundida e em seguida a mistura é moldada de maneira convencional. Uma mistura uniforme é difícil de ser alcançada, levando-se em consideração as diferenças de densidade entre a matriz e o reforço. A mistura é melhorada graças a um resfriamento controlado, o que a coloca em uma condição mais viscosa e facilita a homogeneização, como mostrado na figura 7 [10].



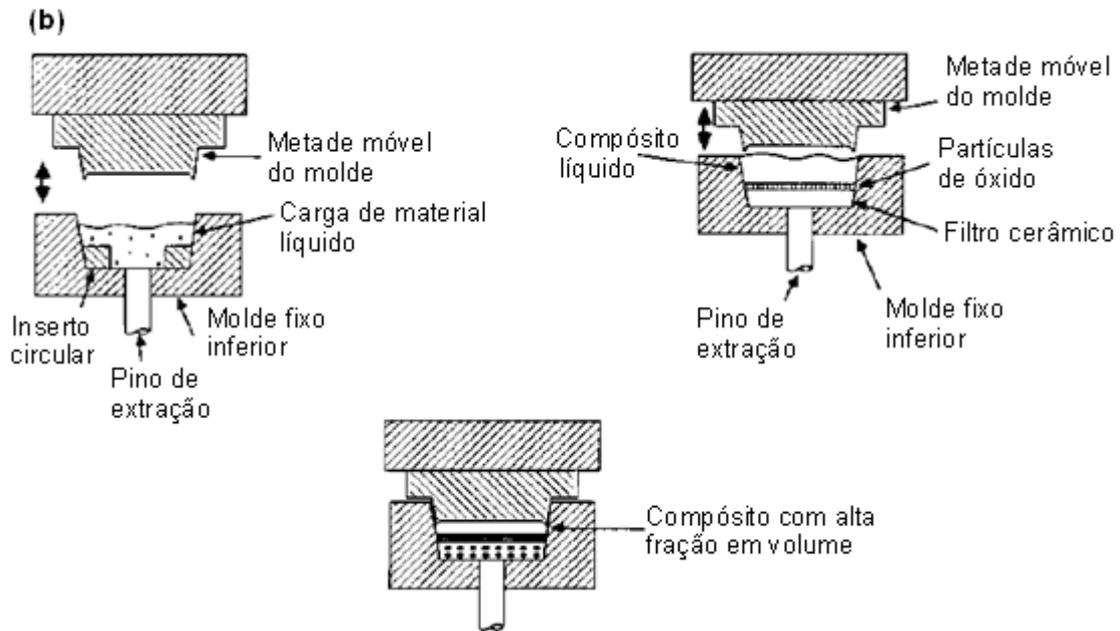


Figura 7 – *Rheocasting*, (a) mistura de fibras ou partículas com o metal, seguido por (b) fundição em molde [10].

(a.2) Infiltração

Muitos processos por via líquida envolvem a utilização de pré-formados de reforço, onde a matriz líquida precisa infiltrar. Uma infiltração mais eficiente pode ser conseguida pela aplicação de uma pressão maior que a atmosférica, normalmente obtida mecanicamente por gás. Os processos de infiltração são aplicados a CMMs reforçados por fibra e consistem em se obter um fluxo de metal líquido através de interstícios de um pré-formado. Após a infiltração, obtém-se como produto final uma peça ou uma barra solidificada, onde o metal líquido preencheu todas as cavidades possíveis desse pré-formado. Esses pré-formados podem ser obtidos nas mais variadas frações volumétricas, sendo que, quanto maior a fração volumétrica desejada de reforço, menor o tamanho das cavidades e maior a dificuldade de infiltração [10].

(a.2.1) Fundição sob pressão (*squeeze-casting*)

A fundição sob pressão é caracterizada pela aplicação mecânica de pressão e é adequada para a produção de pequenos componentes. As vantagens desse processo são as altas taxas de produção, baixos custos se grandes quantidades são produzidas, alta qualidade da microestrutura nas regiões não reforçadas e altas taxas de solidificação resultando em baixa degradação das fibras. As desvantagens

são os altos custos de ferramentais, dificuldade na fabricação de protótipos e no controle de parâmetros importantes como a temperatura do pré-formado. A figura 8 ilustra esse processo [10].

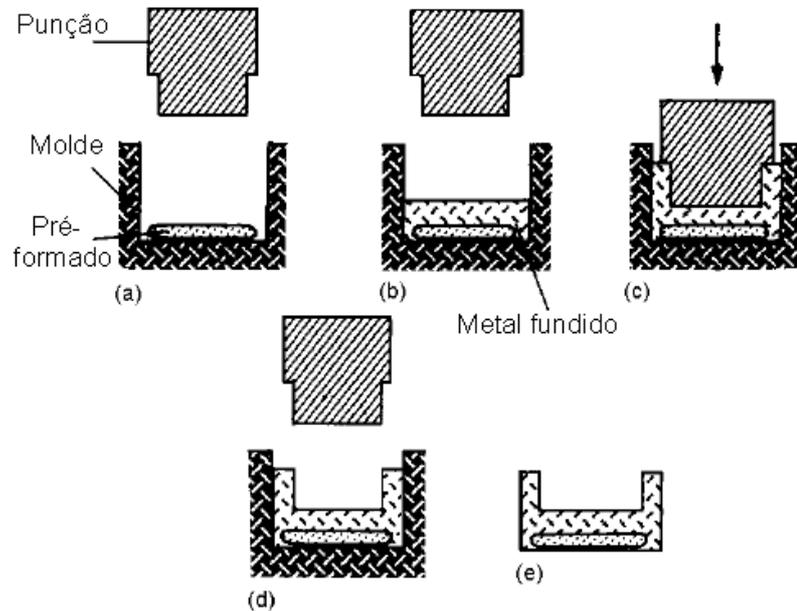


Figura 8 - Fundição sob pressão, (a) inserção do pré-formado dentro da cavidade do molde; (b) adição de uma quantidade determinada de metal; (c) fechamento do molde e aplicação de pressão; (d) abertura do molde; (e) componente pronto [10].

(a.2.2) Infiltração sob pressão

Neste processo o pré-formado é colocado dentro de um molde, que por sua vez, se encontra dentro de uma câmara. O metal que se encontra dentro de um recipiente também no interior da câmara é liquefeito pela ação de resistências elétricas que envolvem o recipiente. Uma alta pressão é conseguida ao se fazer, inicialmente, vácuo nesta câmara para que o metal seja levado a se infiltrar no pré-formado. Em seguida, a câmara é pressurizada e o banho metálico é forçado a se infiltrar no pré-formado. A figura 9 ilustra esse processo [10].

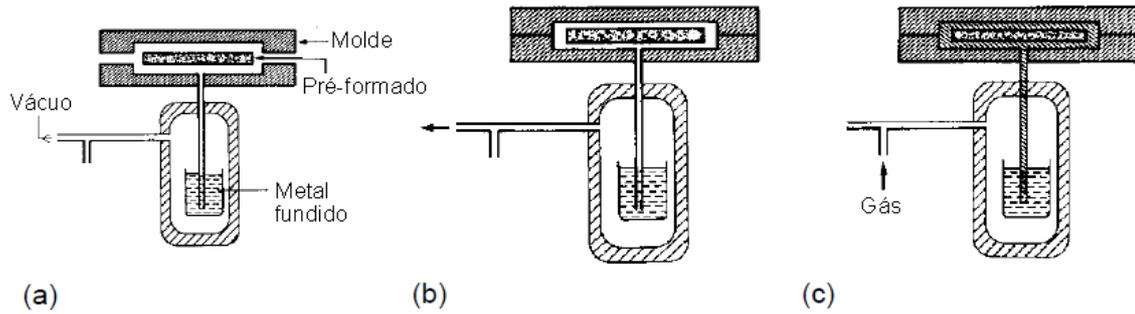


Figura 9 - Infiltração da liga fundida sob pressão de gás, (a) inserção do pré-formado e fechamento do molde; (b) aplicação de vácuo; (c) aplicação de pressão de gás mantida durante a solidificação [10].

(a.2.3) Infiltração por vácuo

Este processo é muito parecido com o processo anterior, com a diferença que a infiltração é feita apenas com a presença de vácuo. É geralmente utilizado quando se têm fibras grossas ($140\ \mu\text{m}$) e espaço necessário entre elas para que se crie uma diferença de pressão suficiente (no mínimo 1 atm) para que o metal penetre entre as mesmas. Devido às baixas pressões aplicadas, podem ocorrer regiões não infiltradas do pré-formado, mesmo em materiais com boas propriedades de molhabilidade. A figura 10 ilustra esse processo [10].

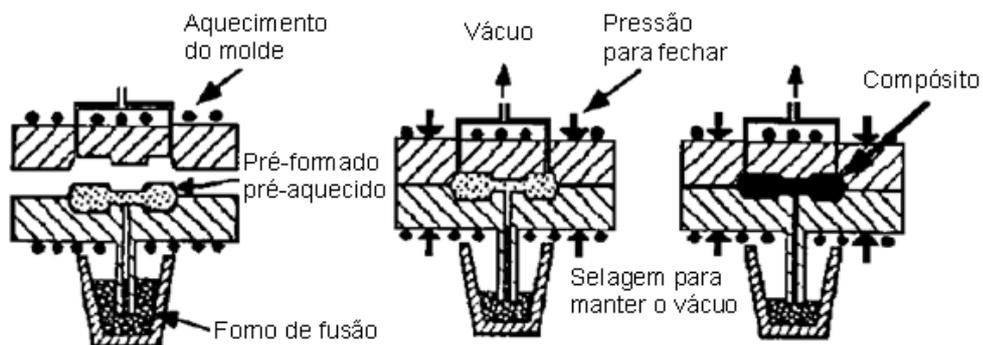


Figura 10 - Desenho esquemático do processo de infiltração por baixas pressões [10].

(a.2.4) Conformação por *spray*

No início da década de 1970, o trabalho de Singer [apud 11] em conformação por *spray* possibilitou a implementação de um novo processo para obtenção de materiais. Esse processo se tornou viável para volumes maiores de produção pela *Osprey Metals Ltd.* no Reino Unido, e a partir disso, o mercado se interessou pela utilização desse novo processo para obtenção de materiais em escala industrial [12].

O processo de conformação por *spray* envolve a atomização contínua de uma liga metálica e a aspersão de partículas do reforço, através de um jato de gás, ocorrendo então a deposição em um substrato. Pode ser aplicado para grandes produções (0,2 a 6 kg/s). Na atomização, o choque entre o metal líquido e a corrente de gás fragmenta o fluxo de metal em pequenas partículas com uma determinada distribuição granulométrica que depende dos parâmetros empregados. Estas partículas, através do contato com o gás se resfriam rapidamente, produzindo, conseqüentemente, uma estrutura altamente refinada. O metal atomizado permite uma rápida solidificação, levando à obtenção de uma matriz com microestrutura fina e reduzindo a possibilidade de reação química extensiva da matriz com o reforço [12].

No processo, ilustrado na figura 11, uma carga metálica é fundida por indução ao ar ou em atmosfera inerte, em um cadinho que se encontra no topo da câmara de deposição, e aquecida a uma temperatura acima da temperatura *liquidus* da liga. Um tampão com haste atravessa o banho metálico e é posicionado na base do cadinho, funcionando como uma válvula. Um termopar posicionado no centro dessa haste permite a medida contínua da temperatura do banho metálico. Quando a temperatura, já predeterminada, é alcançada, geralmente de 50 a 200°C acima da temperatura *liquidus*, é iniciado o fluxo de gás inerte a alta pressão através do atomizador, o tampão é elevado e o metal fundido flui. O fluxo de metal líquido entra na câmara de deposição e ao alcançar a zona de atomização é desintegrado em um *spray* de pequenas gotículas pelo gás de atomização em uma pressão na faixa de 0,7 a 1,0 MPa [13].

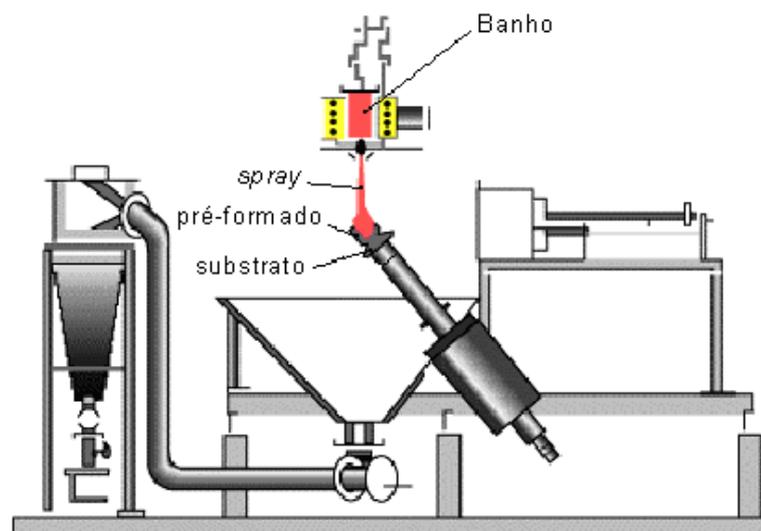


Figura 11 - Esquema ilustrativo do processo de conformação por *spray* [12].

As gotas atomizadas são resfriadas e aceleradas pelo gás de atomização em direção ao substrato, que se encontra posicionado abaixo da zona de atomização. As gotas colidem e consolidam no substrato que é geralmente movimentado por rotação ou por retirada lateral abrangendo toda a região do cone de atomização, evitando assim variação na quantidade de massa ao longo da superfície do produto [13].

Sob o aspecto econômico, o processo alia altas taxas de deposição de metal (0,2 a 6 kg/s) com a eliminação de diversas etapas que são necessárias às técnicas de metalurgia convencional ou metalurgia do pó [12].

Leatham e Lawley [14] dizem que o maior atrativo no processo de conformação por *spray* é a possibilidade de obtenção do material em um único estágio. A possibilidade de um estágio único implica em baixos custos de capital (menor quantidade de equipamentos necessários), baixos custos de operação (baixo consumo de energia e alto rendimento de material) e custeio baixo (menor estoque e menos mão-de-obra). Outra vantagem do processo de conformação por *spray* em relação aos processos convencionais de metalurgia do pó é que muitas etapas entre a atomização do pó e a consolidação do material são eliminadas, não apenas reduzindo o custo, mas também evitando a contaminação do pó durante o processo [12].

(a.2.4.1) Microestrutura

O *spray* obtido com a atomização tem formato cônico e é composto por gotículas. Durante a atomização, uma violenta extração de calor causada pelo gás proporciona às gotículas, que solidificam em voo, uma microestrutura altamente refinada e típica de processos de solidificação rápida. Por outro lado, as condições de solidificação na superfície do substrato são governadas por taxas de resfriamento muito mais lentas. O *spray* apresenta uma ampla distribuição de tamanhos das gotículas, o que fará com que elas atinjam a superfície do substrato em diferentes estágios de solidificação, pois o resfriamento durante o voo depende das dimensões, velocidades e trajetórias. As gotículas menores resfriam e solidificam mais rapidamente devido à maior razão entre a área superficial e o volume, enquanto que gotículas maiores resfriam mais lentamente, ocorrendo no substrato uma mistura de gotículas pequenas e completamente solidificadas, semi-sólidas com tamanhos intermediários e maiores ainda líquidas [13].

Metalurgicamente, os produtos resultantes da conformação por *spray* são caracterizados por uma distribuição uniforme de grãos equiaxiais, com distribuição uniforme de segunda fase e baixa concentração de óxido. Porém, independentemente da liga, uma das características inerentes a esse material é a porosidade. Vários estudos apresentam como médias volumétricas em ligas de alumínio, valores que variam entre 1 e 10% de porosidade. Esses níveis de porosidade tornam, muitas vezes, necessária a realização de processos secundários de conformação mecânica como laminação, extrusão ou forjamento para minimizar a porosidade [13].

(a.2.4.2) Principais parâmetros do processo

A sobreposição de efeitos causados pelas diferentes interações térmicas que ocorrem durante a atomização e a deposição dificulta o detalhamento dos mecanismos de solidificação que governam a microestrutura do material. Assim, deve ser dispensada uma atenção especial às características do *spray* no momento da deposição e da superfície de deposição. São características do *spray*: fração de gotículas no estado líquido, distribuição de tamanho, velocidade e trajetória das gotículas. Em relação à superfície de deposição tem-se: fração líquida presente, espessura da camada semi-sólida, saltos das gotículas e movimento do substrato.

Dentre os parâmetros do processo que influenciam a microestrutura do depósito destacam-se a temperatura de superaquecimento do banho, a vazão mássica de gás e de metal e a distância entre o bocal atomizador e o substrato. Além disso, utiliza-se também a razão gás/metal (RGM) que corresponde à razão entre a vazão mássica de gás e a vazão mássica de metal ocorrida durante a deposição.

A distribuição do tamanho das gotículas é influenciada principalmente pela RGM, e quanto maior a RGM, menores os diâmetros formados no *spray* e conseqüentemente, maior fração sólida na superfície do depósito.

O superaquecimento do banho afeta a quantidade de calor a ser removida das gotículas líquidas resultantes da desintegração do filete de metal líquido e assim, quanto maior o superaquecimento, maior será a fração de gotículas líquidas que chegam ao depósito.

A distância entre o bocal atomizador e o substrato é a distância a ser percorrida pelas gotículas de *spray* e portanto, menores distâncias correspondem a intervalos de tempo menores para a solidificação, o que significa que uma maior fração de

gotículas no estado líquido chegam à superfície do substrato. Por outro lado, o impacto dessas gotículas sobre a superfície do depósito será mais significativo, causando uma maior agitação da fração semi-sólida [13].

(a.2.4.3) Vantagens do processo

O diferencial do processo de conformação por spray é a habilidade e flexibilidade em processar a partir do metal líquido, em uma única etapa, depósitos de microestruturas refinadas e em diferentes formas, para uma gama de composições. Os materiais produzidos apresentam uma distribuição uniforme de finos grãos equiaxiais e de fases secundárias, sem segregação macroscópica de elementos de liga e baixos teores de óxidos. Essas características microestruturais são responsáveis por propriedades isotrópicas que são geralmente superiores às dos materiais produzidos através de processos convencionais como fundição e metalurgia do pó [13].

2.1.4 Propriedades dos CMMs

(a) Coeficiente de expansão (α)

O coeficiente de expansão térmica dos metais é grande e conseqüentemente ocorrem mudanças significativas nas dimensões com a variação da temperatura. Em contraste, o coeficiente de expansão térmica (α) das cerâmicas é muito menor. Não é de se surpreender que reforços com fibras ou particulados cerâmicos levem a uma redução no α . Por exemplo, o α para o SiC corresponde a $\frac{1}{5}$ e $\frac{1}{4}$ do α do alumínio e magnésio, respectivamente e, como mostrado na figura 12, esses metais, quando reforçados com SiC, apresentam uma menor mudança no comprimento com aumento da temperatura do que os não reforçados.

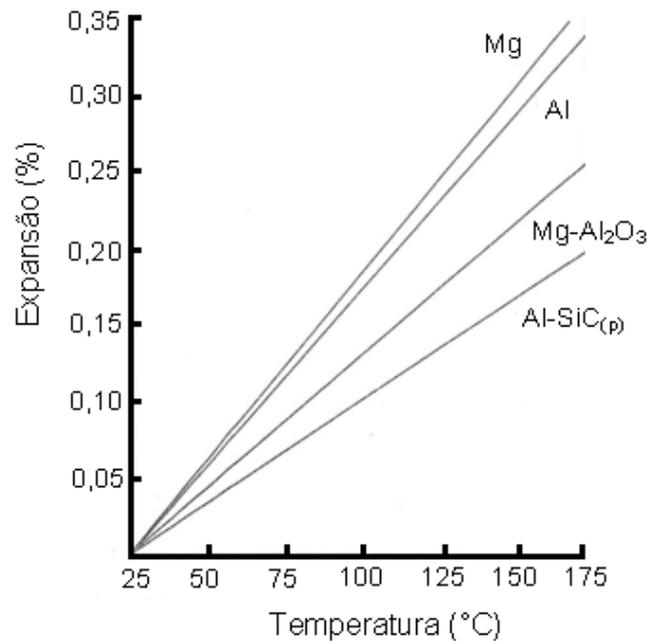


Figura 12 - Comparação da expansão térmica de metais e CMMs [9].

Uma conclusão similar se aplica às condutividades térmicas e elétricas. Em ambos os casos, a condutividade do reforço é menor que a da matriz metálica e assim, materiais compostos apresentam menores valores desses parâmetros em relação ao metal monolítico [9].

(b) Propriedades elásticas

Um aumento no módulo de Young pode ser alcançado reforçando os metais. A melhora na rigidez é particularmente significativa para metais como alumínio e magnésio, que possuem um baixo módulo de Young. Os dados mostrados na figura 13 ilustram isso. A rigidez de um material composto de matriz de alumínio pode ser mais do que o dobro da rigidez do alumínio. Dessa forma, os compostos se tornam mais rígidos conforme se aumenta a proporção de reforço [9].

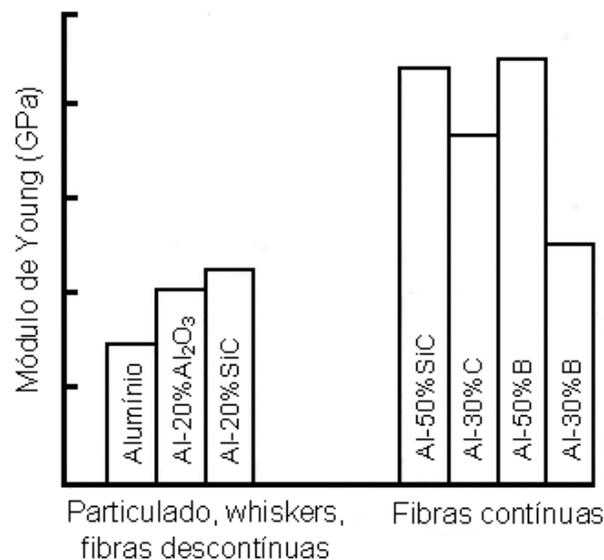


Figura 13 - Efeito do reforço no módulo de Young do alumínio [9].

(c) Resistência mecânica a temperatura ambiente e ductilidade

Um reforço de elevada resistência mecânica e uma forte interface reforço-matriz são necessários para produzir um composto de elevada resistência mecânica. Alguns problemas, e benefícios, podem ocorrer devido às grandes diferenças nos coeficientes de expansão térmica entre a matriz e o reforço. Essa diferença nos coeficientes de expansão produz tensão térmica, que pode ser suficiente para deformar a matriz plasticamente e afetar o comportamento mecânico. A densidade de discordâncias resultante da deformação induzida pela tensão térmica pode atingir 10^{14} m^{-2} e levar ao endurecimento de um modo semelhante ao obtido pelo trabalho a frio em ligas monolíticas. Entretanto, se o CMM é submetido a ciclos térmicos, pode não ser possível aliviar toda a tensão causada pela deformação plástica. Nessas circunstâncias, micro defeitos como trincas e/ou vazios na interface reforço-matriz são observados e as propriedades mecânicas são degradadas.

Assim como a rigidez, a resistência mecânica é geralmente maior com o aumento da fração em volume do reforço. Porém, devido às dificuldades do processo, a resistência, às vezes, diminui com elevadas quantidades de reforço [9].

Se as propriedades mecânicas forem analisadas em função da resistência específica e do módulo específico, observa-se que o desempenho do CMM é superior ao das ligas monolíticas, como mostrado na figura 14. Essa figura apresenta também custos comparativos entre três diferentes reforços. Os custos de produção do material composto são elevados nos primeiros estágios do

desenvolvimento, porém tendem a cair conforme a produção aumenta. Todavia, na maioria das vezes, os custos do reforço e do processo para produção de material composto com fibras contínuas é maior do que para CMM com *whiskers* ou particulados.

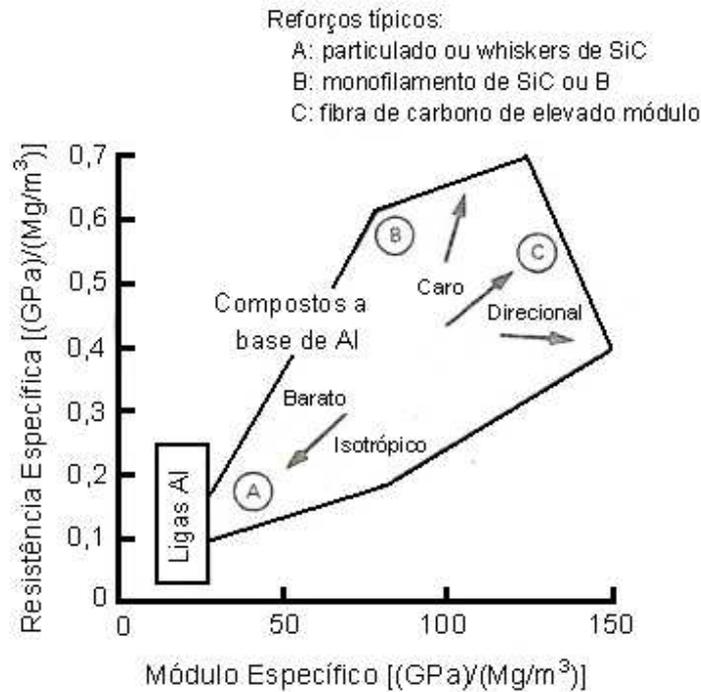


Figura 14 - Faixa de valores do módulo específico e resistência específica para materiais compostos de matriz de alumínio comparado com ligas de alumínio [9].

Os metais geralmente são conhecidos por sua boa ductilidade e tenacidade, porém, ambas as propriedades são reduzidas pela introdução de um reforço. A ductilidade do alumínio recozido excede os 40% e apesar de valores muito inferiores, por volta dos 10% obtido de algumas ligas, especialmente na condição forjada, sua ductilidade se mantém superior à dos compostos, como mostrado na tabela 1. A perda de tenacidade é também significativa, como pode ser observado pelo fator de intensidade de tensão crítica (KIC) que é reduzido para valores na faixa de 5 – 25 MPa.m^{1/2} para ligas de alumínio reforçadas com SiC, quando comparado com valores em torno de 20 – 45 MPa.m^{1/2} para ligas monolíticas [9].

Tabela 1 - Ductilidade a temperatura ambiente de compostos de alumínio e suas ligas contendo 20% em volume de fibras descontínuas de alumina ou *whiskers* de SiC [9].

Matriz	Reforço	Ductilidade (%)
Al	Alumina	4,0
Al - 2,5%Mg	Alumina	3,3
Al - 10%Mg	Alumina	1,3
Al - 12%Si – 1%Cu – 1%Ni	Alumina	<1
6061 Al	Carbeto de silício	7,0
7075 Al	Carbeto de silício	4,2
2124 Al	Carbeto de silício	4,0
5083 Al	Carbeto de silício	0,6

(d) Propriedades a elevadas temperaturas

Desde que não exista reação adversa entre o reforço e a matriz a elevadas temperaturas e micro danos devidos a ciclos térmicos, a resistência a tração e o módulo de Young apresentam resultados superiores para o material composto a elevadas temperaturas quando comparado com a matriz, pois a presença do reforço aumenta a dificuldade de movimentação das discordâncias. Ou seja, para uma mesma temperatura, a resistência a tração e módulo de Young do composto são sempre superiores à da matriz, como mostrado nas figuras 15 e 16. O bom desempenho a elevadas temperaturas dos CMM é esperado, já que as cerâmicas utilizadas como reforço mantêm suas propriedades nessas condições.

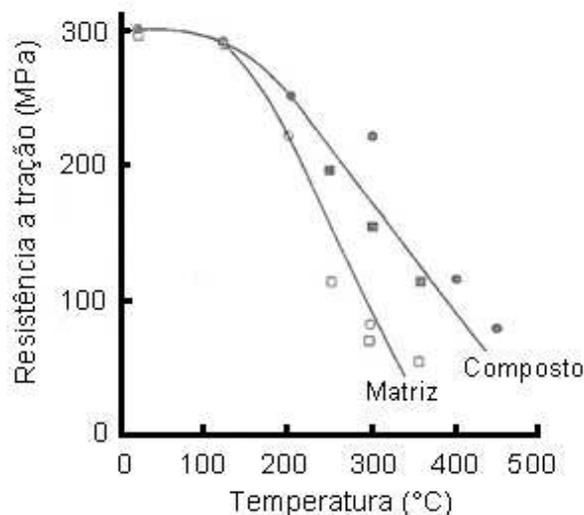


Figura 15 - Gráfico demonstrando a resistência superior de materiais compostos de matriz de alumínio a elevadas temperaturas [9].

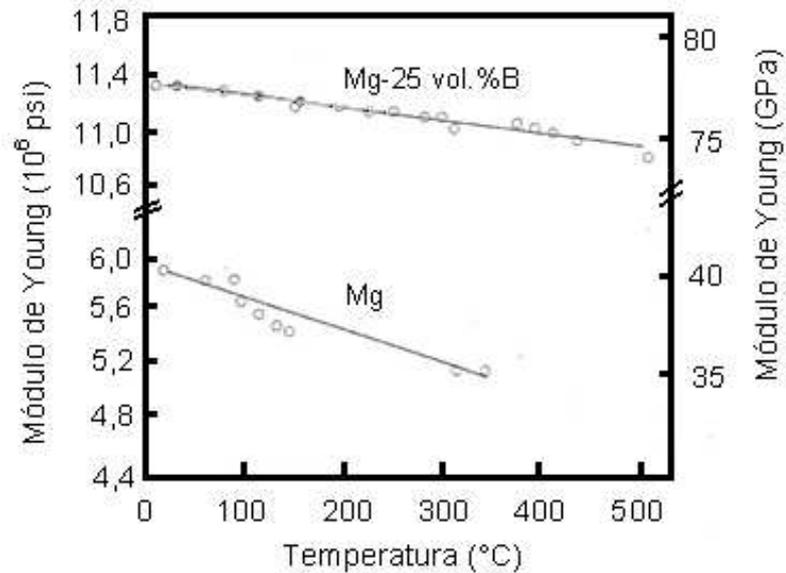


Figura 16 - Gráfico do módulo de Young versus temperatura para magnésio e magnésio reforçado com 25% em volume de fibras de boro [9].

(e) Fadiga

Na fadiga de CMMs, a iniciação de pontos de trinca são geralmente defeitos internos, como grandes partículas cerâmicas remanescentes da fabricação como *whiskers* e compostos intermetálicos frágeis. Apesar desses pontos de iniciação de trincas, o reforço de um metal pode levar a uma melhora significativa na resistência à fadiga, como mostrado na tabela 2, pelo aumento na tensão necessária para causar falha em 10^7 ciclos.

Tabela 2 - Dados de fadiga para CMMs em termos de aumento do limite de tolerância obtido pela incorporação de um reforço, em 10^7 ciclos [9].

	% de aumento no limite de tolerância
Al-12Si-1Cu-1Ni + 20% Alumina	30
6061T6 Al + 20%SiC _(w)	91
Mg(AZ91) + 16% Alumina	46
Mg(AZ91) + 25% Alumina	106

Porém, existem exemplos na literatura em que a resistência à fadiga diminuiu com a presença do reforço. A figura 17, que mostra a tensão alternada em função do número de ciclos para a falha (conhecida como curva S-N), apresenta exemplos do

reforço produzindo (a) o comportamento mais comum encontrado de um aumento significativo e (b) uma pequena redução na resistência à fadiga [9].

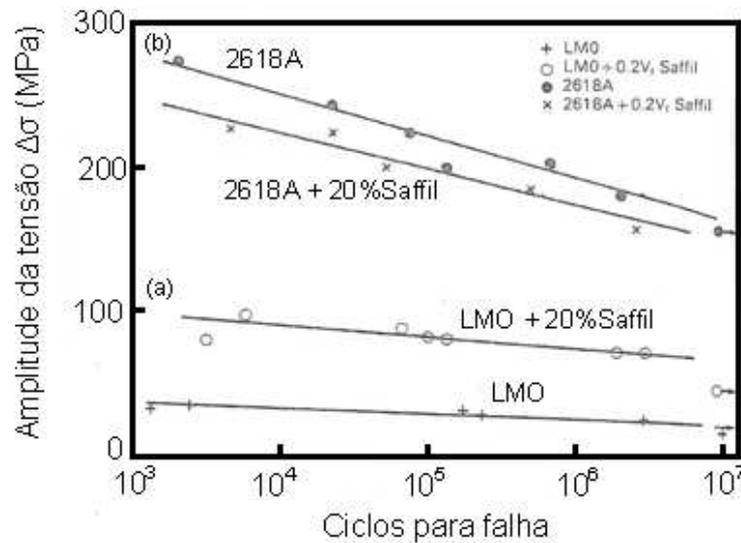


Figura 17 - Curva de fadiga S-N para ligas de alumínio e materiais compostos de matriz de alumínio com 20% de fibras de alumina (Fonte: Saffil).

(f) Resistência ao desgaste

Abrasão é a remoção de material de uma superfície relativamente mole por partículas duras de outro material. Ligas de alumínio reforçadas com partículas duras de cerâmica (como SiC, Si₃N₄, B₄C, TiB₂, Al₂O₃, SiO₂, vidro, zircônio) e fibras curtas ou *whiskers* apresentam uma melhora na resistência a abrasão. Parâmetros de ensaio como carga, velocidade, tipo, tamanho e forma do abrasivo, e ainda se as partículas do abrasivo são livres para rotacionar ou fixas, determinam o mecanismo e a resistência ao desgaste do material. As taxas de abrasão normalizadas (taxa de desgaste do composto/taxa de desgaste da liga da matriz) diminuem com o aumento da porcentagem em volume da fase dura, como mostrado na figura 18(a). Geralmente, uma melhora significativa no comportamento do desgaste abrasivo ocorre com uma porcentagem em volume de fase dura acima de 20% em volume. Da mesma forma, o coeficiente de fricção normalizado da matriz de Al diminui com o aumento da adição de partículas duras, como mostrado na figura 18(b) [6].

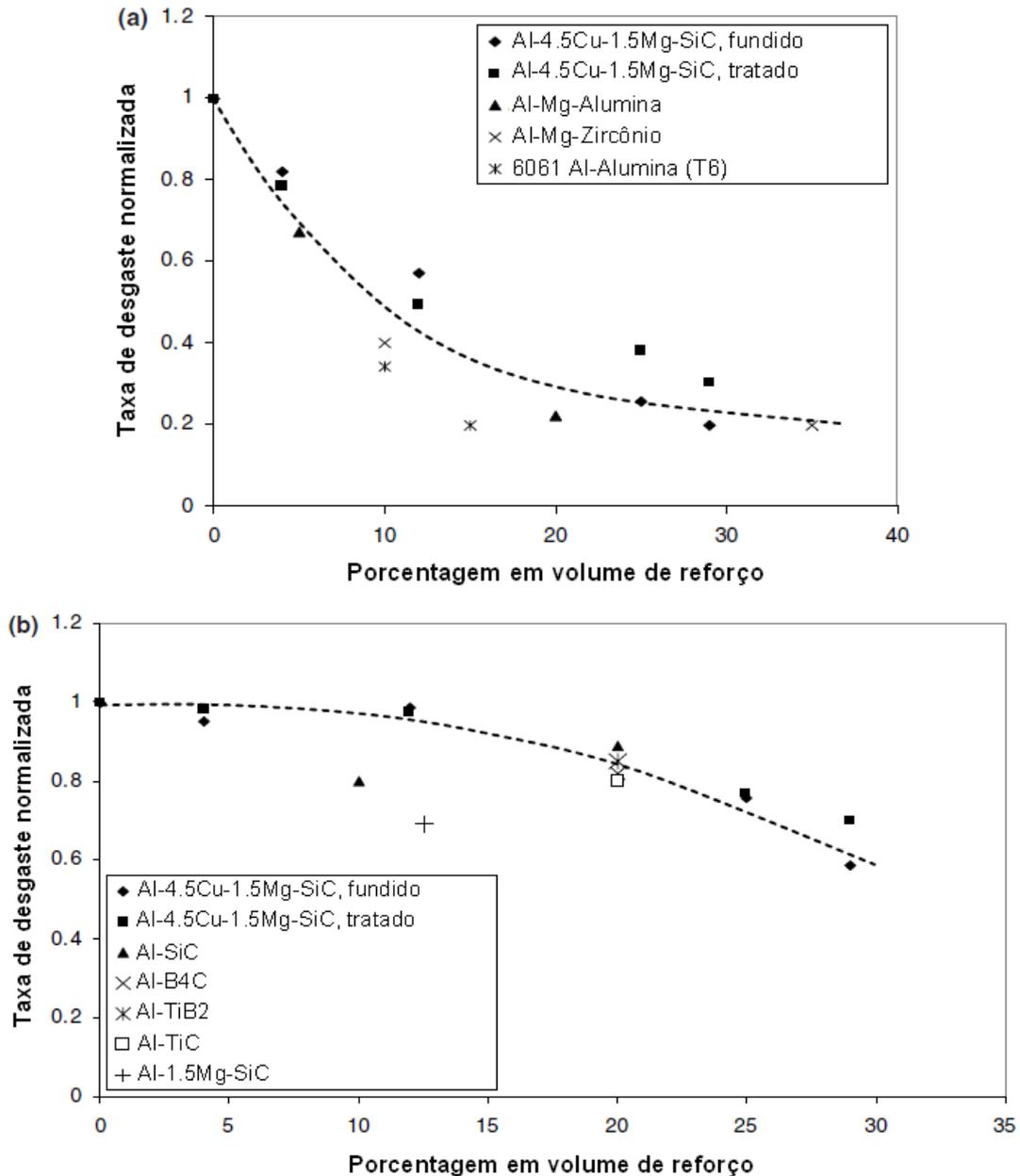


Figura 18 - (a) taxa de desgaste abrasivo normalizada e (b) coeficiente de fricção normalizado para alguns compostos de alumínio reforçados com partículas duras [6].

A matriz metálica mole de alumínio é geralmente a primeira a ser desgastada pelo abrasivo, deixando protuberâncias da segunda fase mais dura ou dos reforços de fibras curtas. A partir de um determinado volume em fração crítica de segunda fase, as protrusões da fase dura vão proteger completamente a matriz de desgaste futuros, como mostrado na figura 19.

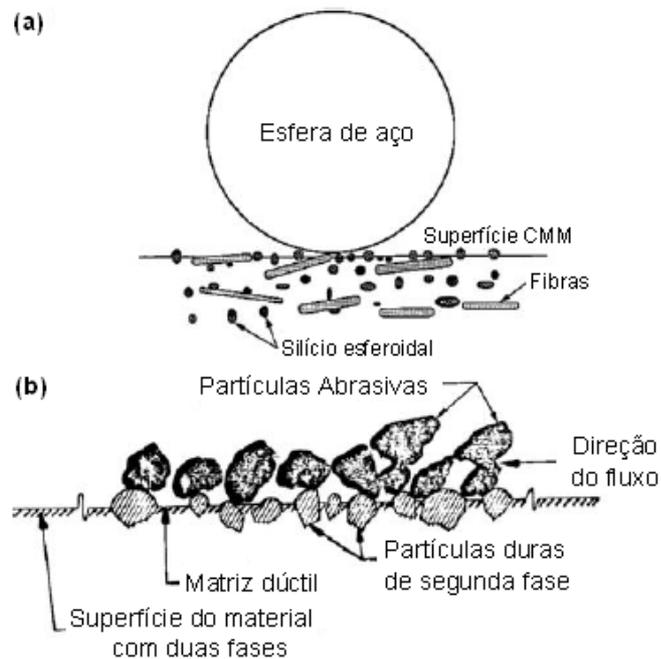


Figura 19 - Ilustração esquemática de (a) uma esfera de aço deslizando na superfície de uma liga Al-Si reforçada com fibra e (b) partículas duras de segunda fase protegendo a matriz dúctil de desgaste [6].

A fase dura geralmente é frágil e será desgastada progressivamente até que o alumínio da matriz seja exposto. Ele fornece suporte para a fase dura do reforço e transmite ductilidade ao CMM. Se ele fornecer suporte insuficiente, as fases duras se tornam susceptíveis à fragmentação ou são arrancadas da superfície [6].

2.2 Ligas de alumínio

As ligas de alumínio são divididas em séries, dependendo do tipo de elemento e porcentagem do mesmo na liga. Essas séries variam de 1000 a 9000. As ligas são também classificadas de acordo com o tipo de processo de fabricação empregado, podendo ser forjadas ou fundidas, tratáveis termicamente ou não. Essa classificação pode ser observada na tabela 3.

Tabela 3 - Classificação das ligas forjadas e fundidas.

Designação de Ligas Forjadas		Designação de Ligas Fundidas	
Série da Liga	Elementos Majoritários na Liga	Série da Liga	Elementos Majoritários na Liga
1xxx	Mais de 99% de Alumínio	1xx.x	Mais de 99% de Alumínio
2xxx	Cobre	2xx.x	Cobre
3xxx	Manganês	3xx.x	Silício e Cobre e/ou Magnésio
4xxx	Silício	4xx.x	Silício
5xxx	Magnésio	5xx.x	Magnésio
6xxx	Magnésio e Silício	6xx.x	Série não Utilizada
7xxx	Zinco	7xx.x	Zinco
8xxx	Outros Elementos	8xx.x	Estanho
9xxx	Série não Utilizada	9xx.x	Outros Elementos

Fonte: *Handbook of Aluminum*, v. 1, *Physical Metallurgy and Processes*, 2003.

As ligas da família 2XXX e 7XXX são chamadas de ligas tratáveis termicamente de elevada resistência. As da família 2XXX têm como principal elemento de liga o cobre e as da família 7XXX, o zinco. São amplamente utilizadas quando o fator resistência/peso é importante, como na aviação.

De um modo geral, as ligas Al-Cu, da família 2XXX, apresentam elevada resistência mecânica após tratamento térmico de endurecimento por precipitação. Entretanto, apesar dessa vantagem, apresentam algumas desvantagens quando comparadas com outros tipos de ligas de alumínio, como por exemplo a resistência à corrosão relativamente baixa, a conformabilidade limitada e a soldabilidade igualmente restrita (em geral são soldadas somente por processos de resistência elétrica) [15]. Os valores mais elevados de dureza são obtidos para teores de cobre da ordem de 4 a 6%, dependendo da influência de outros elementos de liga presentes [16].

As propriedades mecânicas, bem como o desempenho em serviço de um metal e, em especial das ligas, dependem da sua composição química, da estrutura cristalina, do histórico de processamento e dos tratamentos térmicos realizados. De forma simplificada, os tratamentos térmicos podem ser descritos por ciclos de aquecimento e resfriamento controlados, em material metálico (metal ou liga), que causam modificações na microestrutura do mesmo. Essas modificações têm por consequência alterações nas propriedades mecânicas e no comportamento em

serviço [17]. A tabela 4 mostra os diversos estados em que uma liga de alumínio tratável termicamente pode ser encontrada.

Tabela 4 - Designação básica das ligas de alumínio.

F	Como Fabricado: aplicado a produtos para os quais não há um controle especial após o aquecimento nem condições de endurecimento a frio são aplicados.
O	Recozimento: aplicado a produtos forjados que foram aquecidos para gerar o efeito de recristalização, produzindo uma condição de baixa resistência mecânica; os produtos fundidos são recozidos para melhorar a ductilidade e estabilidade dimensional.
H	Encruamento: aplicado a produtos forjados nos quais a resistência mecânica é aumentada através do encruamento por trabalho a frio. Este processo pode ser seguido de um tratamento térmico, o qual gera certa redução na resistência.
W	Solubilização: aplicável às ligas que envelhecem espontaneamente na temperatura ambiente (envelhecimento natural) após solubilização. Esta designação é especificamente usada quando o período de envelhecimento natural é indicado.
T	Termicamente Tratável: aplicado a produtos que são tratados a quente, algumas vezes com encruamento posterior.

Fonte: *Handbook of Aluminum*, v. 1, *Physical Metallurgy and Processes*, 2003.

Os fatores que determinam os tipos de tratamentos térmicos são: temperatura, taxas de aquecimento e resfriamento, tempo de permanência em uma determinada temperatura. A escolha adequada desses fatores está diretamente relacionada com a estrutura das ligas [18]. A tabela 5 mostra tipos de tratamentos térmicos para as ligas de alumínio.

Tabela 5 - Classificação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio.

T1	Envelhecimento natural após o resfriamento de uma temperatura elevada decorrente do processo de conformação.
T2	Encruamento após o resfriamento de uma temperatura elevada decorrente do processo de conformação e posterior envelhecimento natural.
T3	Solubilização, encruamento e envelhecimento natural.
T4	Solubilização e envelhecimento natural.
T5	Envelhecimento artificial após o resfriamento de uma temperatura elevada decorrente do processo de conformação.

-
- T6** Solubilização e envelhecimento artificial.
- T7** Solubilização e superenvelhecimento.
- T8** Solubilização, encruamento e envelhecimento artificial.
- T9** Solubilização, envelhecimento artificial e encruamento.
- T10** Encruamento após o resfriamento de uma temperatura elevada decorrente do processo de conformação e posterior envelhecimento artificial.
-

Fonte: *Handbook of Aluminum*, v. 1, *Physical Metallurgy and Processes*, 2003.

Tabela 6 - Composição da liga 2024 (% em massa)

Elementos	Liga 2024
Cu	3,8 – 4,9
Mg	1,2 – 1,8
Mn	0,3 – 0,9
Si	máximo 0,50
Fe	máximo 0,50
Cr	máximo 0,10
Zn	máximo 0,25
Ti	máximo 0,15
Alumínio	restante

Fonte: *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*, p. 354.

Ligas 2024 que possuem alumínio, cobre, magnésio, manganês, ferro e silício, como mostrado na tabela 6, apresentam um material com estrutura multifásica. O cobre é o primeiro elemento a ser adicionado, e se encontra presente na liga como Al_2CuMg (se Mg estiver presente) ou Al_2Cu . Os precipitados ricos em ferro Al_7Cu_2Fe e $(Mn,Fe)_3SiAl_{12}$ são geralmente as únicas fases de ferro presentes [19].

2.3 Tratamento térmico

Endurecimento por precipitação é um processo de tratamento térmico feito nas ligas de alumínio para aumentar a resistência e dureza do material, que consiste em: solubilização, resfriamento rápido e envelhecimento [20].

O procedimento mais comum no tratamento térmico de ligas de alumínio é o rápido resfriamento do metal a partir de temperaturas de solubilização, tipicamente entre 465°C e 565°C [5].

Se o resfriamento for suficientemente lento, ocorre a precipitação dos elementos e compostos e a liga é classificada como recozida. Se o resfriamento for rápido, retarda-se o processo de difusão e mantém-se uma solução sólida para posterior envelhecimento [8]. Durante o envelhecimento, elementos e compostos em dispersão são precipitados, o que resulta num significativo aumento na resistência mecânica do material [21]. A figura 20 mostra as situações microestruturais esquemáticas das condições de recozimento, solubilização e envelhecimento.

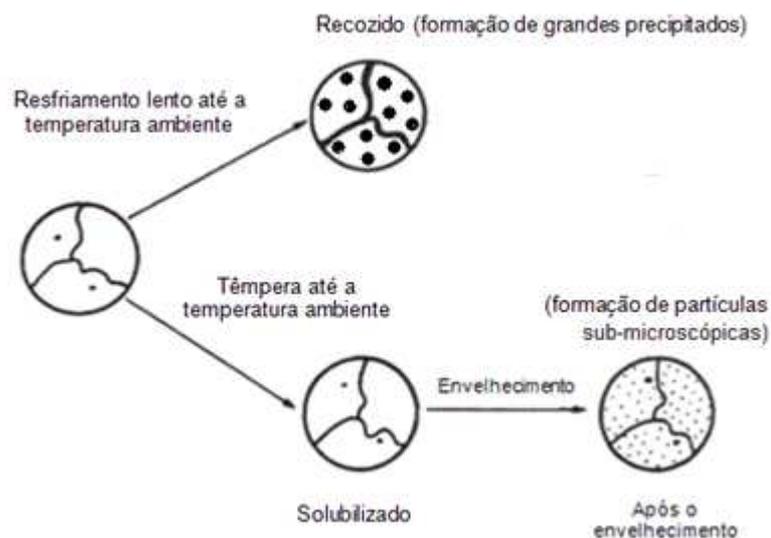


Figura 20 - Esquema dos processos de difusão sólida que podem ocorrer durante o tratamento térmico. (Adaptado de [8])

Para que o tratamento térmico possa ser realizado, duas condições necessárias devem ser observadas. Primeiramente, as duas fases sólidas devem ser solúveis uma na outra em uma ampla faixa de temperatura, e também deve ocorrer uma diminuição na solubilidade de uma fase em outra com a diminuição da temperatura. Além disso, deve existir alguma coerência entre a fase precipitada e a matriz por pelo menos parte do tempo de envelhecimento. A figura 21 representa o gráfico de fase da liga Al-Cu, e pode-se observar que a maior solubilidade do cobre no alumínio é a 547°C, quando até 5,65% de cobre podem ser dissolvidos. Com a diminuição da temperatura, a solubilidade cai, sendo que à temperatura ambiente, apenas 0,5% de cobre pode ser dissolvido [22].

Tomando como exemplo a liga 2024 (Al – 4,5%Cu), verifica-se que a 547°C, no ponto B (figura 21), na área formada entre os pontos A, B e C, Al e Cu formam uma solução sólida única (fase α). Se o resfriamento até a temperatura ambiente for

lento, haverá a precipitação do CuAl_2 , que caracteriza a liga no estado recozido, como mostrado na figura 20. Esses precipitados são grandes, e acontecem preferencialmente no contorno de grão e, por não formarem interfaces coerentes com a matriz, não promovem aumento da resistência.

Entretanto, se, a partir de 547°C , o resfriamento ocorrer rapidamente, não dando tempo suficiente para o cobre formar o precipitado CuAl_2 , será formada, à temperatura ambiente, uma solução supersaturada que poderá ser endurecida por precipitação, durante o envelhecimento.

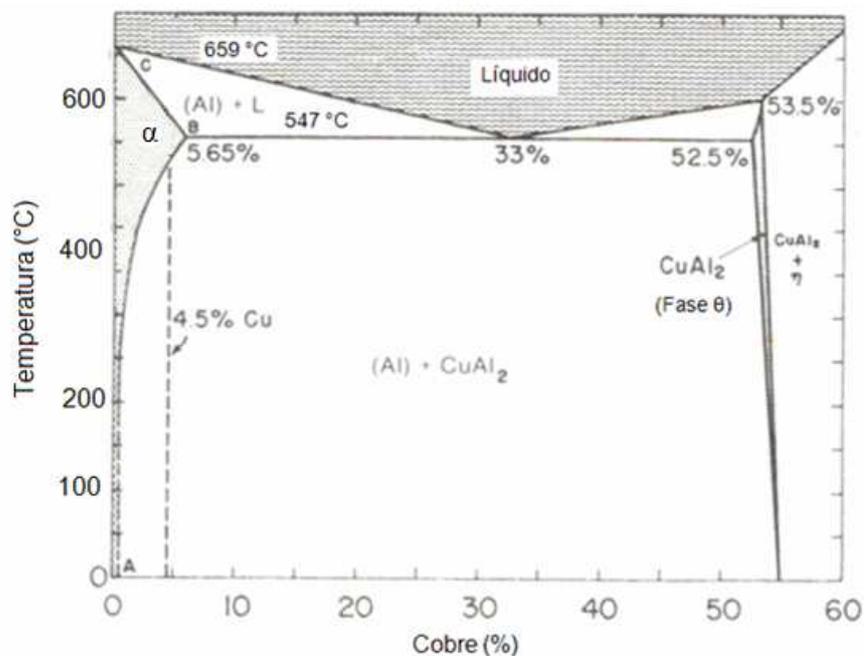


Figura 21 – Diagrama parcial de fase da liga de alumínio-cobre [23].

Assim, o processo de resfriamento rápido deve bloquear ou minimizar a precipitação do CuAl_2 , para permitir que posteriormente o processo de envelhecimento ocorra.

2.3.1 Solubilização

O principal objetivo da solubilização é dissolver os precipitados, produzindo uma solução homogênea e colocando a maior quantidade possível de elementos de liga como cobre, magnésio e zinco na matriz da solução sólida. Na solubilização, a liga é aquecida até uma temperatura elevada, em geral próxima do ponto de fusão, e mantida nessa temperatura até que uma estrutura uniforme de solução sólida seja produzida. O aquecimento permite que os elementos de liga se dissolvam dentro da matriz, fazendo com que a solução fique homogênea [20].

Esta etapa do tratamento térmico é fundamental para assegurar que o envelhecimento subsequente ocorra de modo controlado, de tal maneira que os precipitados sejam formados de forma controlada, principalmente no que se refere ao tamanho dos mesmos e conseqüentemente sua coerência com a matriz.

Após a solubilização, é realizado um resfriamento rápido – têmpera – do material para que os elementos de liga não precipitem e seja mantida uma solução sólida rica em soluto.

2.3.2 Envelhecimento

Existem dois tipos de envelhecimento, o natural e o artificial. O envelhecimento natural acontece quando a liga é deixada à temperatura ambiente após a têmpera. No envelhecimento artificial, é necessário que a liga seja aquecida novamente para acelerar o processo de precipitação. O objetivo do envelhecimento é produzir finos precipitados dispersos, que uma vez presentes, dificultam o movimento das discordâncias durante a deformação, forçando-os a passarem através dos precipitados ou ao redor deles.

O tempo necessário para envelhecer uma amostra depende muito dos elementos de liga usados. A taxa de difusão desses elementos afeta o tempo de envelhecimento. A figura 22 mostra os coeficientes de dispersão para vários elementos de liga. Essa figura é usada para determinar quais elementos terão a melhor dispersão numa determinada temperatura.

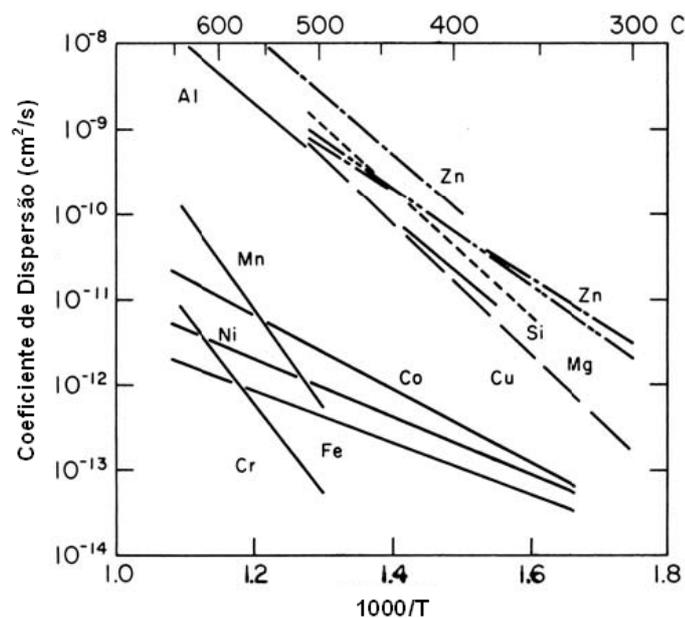


Figura 22 - Coeficiente de difusão para vários elementos no alumínio (Hatch 1984).

A solução supersaturada é aquecida abaixo da temperatura de solubilização para iniciar o envelhecimento, o que permite que os átomos se dispersem em pequenas distâncias. Como a solução supersaturada não é estável, os átomos extras se dispersam em vários pontos de nucleação, permitindo que os precipitados cresçam [20].

No envelhecimento ocorre uma seqüência de precipitações, sendo a mais provável a que se segue [7]:



O endurecimento da liga se dá pela precipitação de partículas microscópicas da ordem de $5 \cdot 10^{-5}$ mm que ficam incrustadas na matriz, atuando como cunhas que fixam os cristais, e são necessárias cargas muito altas para produzir o escorregamento dos planos atômicos principais. O primeiro passo no processo de envelhecimento é a formação de zonas de Guinier Preston (GP), em forma de discos, formados por um arranjo de átomos, que no caso do AA2024, são de cobre e alumínio nas regiões enriquecidas em cobre, e que já são responsáveis por um razoável ganho de dureza no material mantido à temperatura ambiente. Esse tipo de pré-precipitado também se forma no início do envelhecimento artificial e essas zonas GP são consideradas precursores do precipitado intermediário metaestável θ' . O precipitado θ' , que se forma após algumas horas de envelhecimento, possui a forma de plaqueta. Esses precipitados formam interfaces coerentes com a matriz, provocando distorções na rede que são responsáveis pelo aumento de resistência e dureza. A continuação do tratamento térmico de envelhecimento leva à formação do precipitado θ primário coerente, que é chamado precipitado de equilíbrio termodinâmico, uma vez que a continuidade do envelhecimento não muda suas características, com exceção do tamanho dessas partículas, que tendem a crescer [20]. Com o tempo ocorre perda parcial de coerência, através do surgimento de discordâncias de interface entre o precipitado e a matriz, que estão associadas a uma pequena queda de dureza. Prolongando o envelhecimento para tempos excessivos, ocorre a perda total de coerência, havendo a formação de uma interface entre o precipitado e a matriz, aliviando totalmente as tensões, provocando amolecimento significativo. Além disso, como os precipitados incoerentes, estáveis e muito grandes encontram-se muito afastados uns dos outros devido ao coalescimento, deixam um longo caminho livre para a movimentação das discordâncias, o que também favorece o amolecimento típico do

superenvelhecimento. Estes são chamados de precipitados θ incoerentes e estáveis, que surgem quando a liga foi superenvelhecida. A figura 23 apresenta um esquema de comparação entre a interface incoerente e coerente.

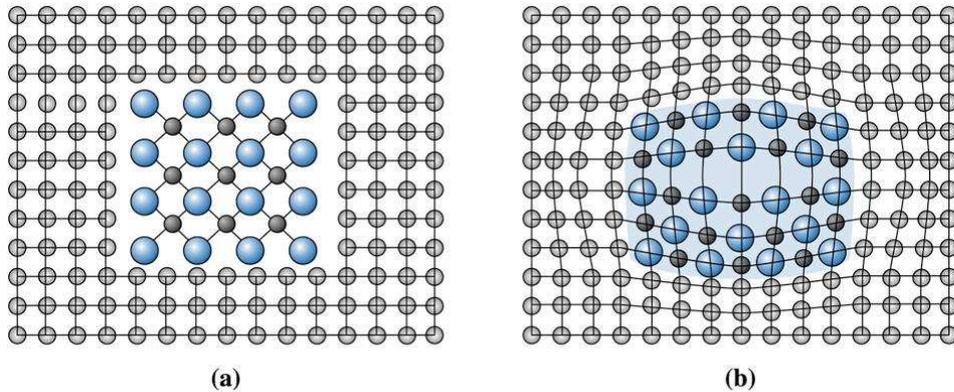


Figura 23 - Representação de uma liga com interface (a) incoerente; (b) coerente entre dois cristais. [20]

Existem três situações que podem influenciar muito a resistência mecânica final da liga. Durante o envelhecimento, a liga pode ser subenvelhecida, superenvelhecida ou criticamente envelhecida. Subenvelhecimento ocorre quando a liga é aquecida por um tempo menor que o necessário. Isso fará com que a liga fique relativamente fraca devido ao desenvolvimento parcial das zonas GP. Se a liga for superaquecida, indica que foi aquecida por muito tempo, e o produto final será uma liga relativamente fraca. Como mostrado na figura 24, o processo de envelhecimento tem um tempo crítico de envelhecimento necessário para obter a máxima resistência. Para maximizar a resistência, a liga deve ser envelhecida durante o tempo exato, conhecido como envelhecimento crítico. Ligas diferentes possuem tempos de envelhecimento diferentes, que irão garantir o pico de resistência para uma liga específica.

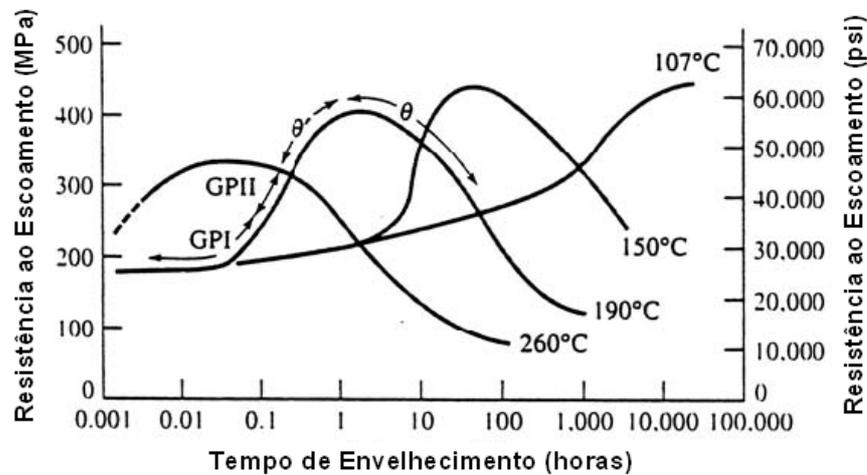


Figura 24 - O efeito da temperatura e tempo de envelhecimento na resistência ao escoamento da liga Al - 4%Cu [20].

2.4 Características do tratamento térmico em CMM

Conforme resultados obtidos de testes mecânicos [24], é possível verificar a mudança nas propriedades devido à presença de partículas de SiC na matriz de alumínio. Conforme já comentado, em relação ao alumínio não reforçado, existe um aumento evidente na máxima resistência a tração, módulo de Young e coeficiente de encruamento, porém ocorre também uma perda de ductilidade tanto nos compostos tratados termicamente como nos apenas extrudados.

Algumas propriedades como módulo de Young, alongamento e encruamento parecem não ser substancialmente afetados pelo tratamento térmico. Em contrapartida, os dados da máxima resistência a tração (figura 25) devem ser analisados com mais cuidado. Os compostos tratados, em geral, mostraram um aumento significativo na resistência a tração. Esse efeito é particularmente evidente para compostos com uma maior fração em volume de partículas de reforço com pequeno tamanho médio, mas isso também depende do tipo de processo utilizado.

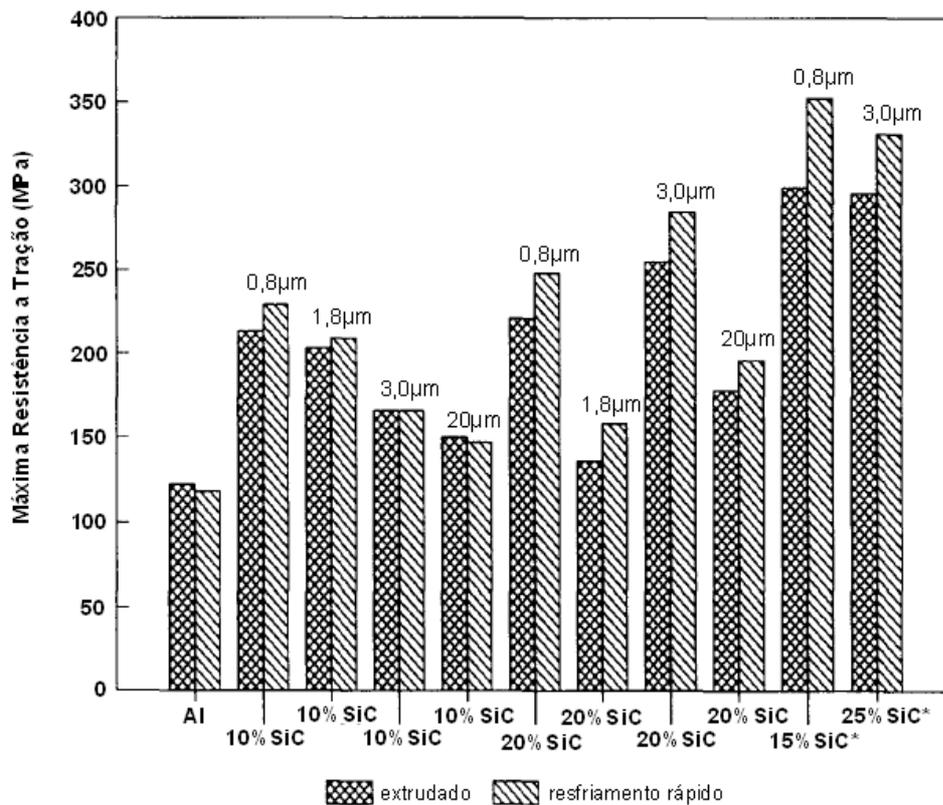


Figura 25 - Comparação entre os valores de máxima resistência a tração dos compostos no estado como-extrudado e tratado termicamente. * representa os produzidos pelo processo de metalurgia do pó por moinho de bola, o restante foi produzido pelo processo de secagem [24].

O tratamento térmico com resfriamento rápido tem o efeito de aumentar a densidade de discordâncias, como o resultado de incompatibilidade entre os coeficientes de expansão térmica da matriz e do reforço, levando ao aumento de resistência do composto [24].

As características de envelhecimento de uma liga são geralmente modificadas pela introdução de um reforço. Essas modificações são devidas ao processo de fabricação, à reatividade entre o reforço e a matriz, o tamanho, morfologia e fração em volume do reforço.

- Tamanho, morfologia e fração em volume do reforço são fatores que controlam a plasticidade e tensão residual térmica na matriz.
- O processo de fabricação pode gerar uma microestrutura diferente, a qual irá também modificar a cinética de precipitação.

- A reatividade entre o reforço e a matriz durante o processo de elaboração e durante o tratamento de solubilização a elevada temperatura podem levar a uma modificação da composição da matriz [25].

Verifica-se que o processo de precipitação é aumentado nos CMMs de modo que o pico das propriedades é alcançado em um tempo menor de tratamento térmico. Esse comportamento é normalmente atribuído às discordâncias produzidas pela tensão térmica nos CMMs, agindo como pontos de nucleação para precipitação. Uma diferença típica na resposta ao tratamento térmico de um CMM e da liga da matriz é ilustrada na figura 26 [9].

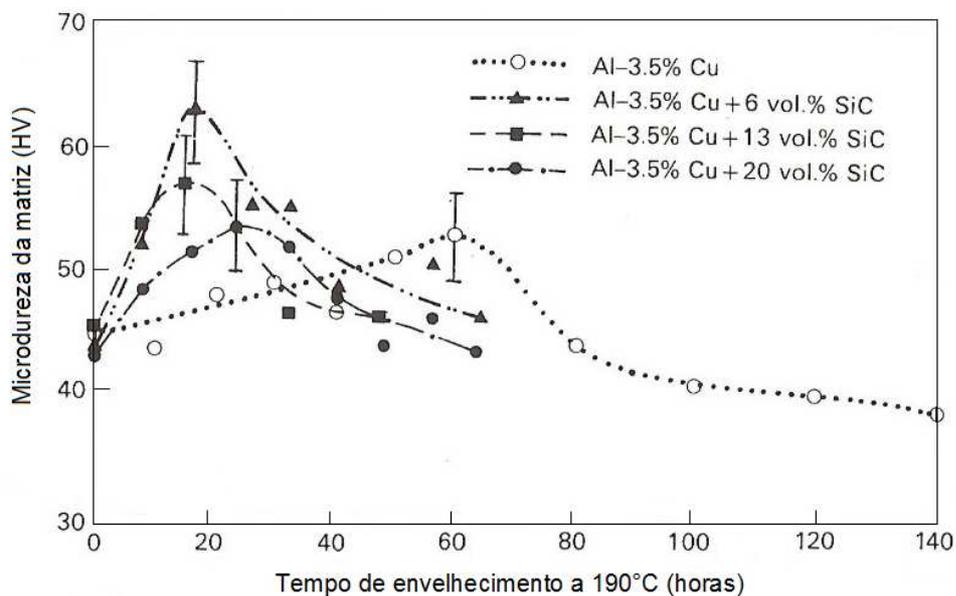


Figura 26 - Curva de envelhecimento mostrando a cinética de precipitação acelerada das amostras reforçadas com SiC_(p) [9].

O domínio da temperatura de precipitação de uma determinada fase dada é também modificado pela introdução do reforço. O procedimento de tratamento térmico ótimo para MMC pode diferir bastante daquele para a liga sem reforço [26].

2.4.1 Para as ligas de alumínio 2XXX

Em temperaturas de envelhecimento que correspondem à precipitação de fases semi-coerentes (como θ' em ligas Al-Cu), o efeito da introdução do reforço é acelerar a cinética de endurecimento. Essa aceleração é medida pela razão $R = \frac{t_p H_C}{t_p H_M}$,

correspondendo ao tempo para o pico de dureza no composto ($t_p H_C$) e o tempo para o pico de dureza na matriz não reforçada ($t_p H_M$). R depende da fração em volume do

reforço e, em menor grau, no tamanho das partículas e na homogeneidade de sua distribuição [26].

Na tabela 7, Hv corresponde ao pico de dureza para o composto e H0 para a matriz não reforçada. Se for um valor constante, correspondem à máxima dureza do composto e do metal da matriz, respectivamente. Os valores de Hv e H0 correspondem à microdureza Vickers.

Tabela 7 - Tratamento térmico para diferentes materiais e processos [26].

Material e Processos	Tratamento Solubilização	Tratamento Envelhecimento	$t_p H_c$ (h)	Hv/H0	R
AA2024/SiC/5-20p	500° - 1,5h	T6 – 190°C			
Tamanho médio 14µm		5% Vf	9	162/145	0,82
P Fundido + HIP +		10% Vf	8,3	167/145	0,75
R laminado		15% Vf	7	172/145	0,65
M		20% Vf	6	184/145	0,55
AA2024/SiC/5-20p	500° - 2h	T6 – 170°C			
Tamanho médio 40 – 100mm		5% Vf	15	125/122	0,88
<i>Stir-Casting</i>		10% Vf	13	125/122	0,75
		20% Vf	9	125/122	0,53
AA2024/SiC/13,2w	504°C – 4h	T6	4	107/103	0,36
S Diâmetro 0,5µm		177°C			
F Comprimento 50µm					
R Pó					
M Metalurgia+extrusão					
AA2024/Al2O3/9-14f	500°C – 3h	T6 – 190°C			
<i>Saffil</i>		9% Vf	8	125/155	1
<i>Squeeze-casting</i>		14% Vf	8	120/155	1

2.5 Extrusão

Os principais métodos de processamento de CMMs são fundição, metalurgia do pó e conformação mecânica. Os métodos de fundição são simples e econômicos devido à possibilidade de utilizar equipamentos convencionais sem a limitação de tamanho e formato dos componentes [27]. Já a conformação mecânica apresenta um interesse técnico e econômico porque evita questões como a necessidade de ferramentas especiais na usinagem (como pontas de diamante), propriedades

mecânicas pobres devido a reações entre alguns reforços de cerâmica e o metal líquido na fundição e a porosidade na metalurgia do pó. Os processos de conformação reduzem a porosidade, mas não são capazes de eliminá-la completamente [28].

Um dos processos de conformação mecânica é a extrusão, que se trata de um processo de deformação plástica na qual o material é forçado a escoar, por compressão, através de uma cavidade de uma matriz com área de seção transversal inferior ao diâmetro do tarugo, adquirindo assim uma forma pré-determinada. A extrusão é um processo de compressão indireta. Forças de compressão indireta são desenvolvidas pela reação do material com a matriz e a cavidade de saída. Essas forças alcançam elevados valores. A reação do bloco de metal contra a matriz e o orifício de saída gera uma elevada tensão de compressão que se mostra eficiente para redução de fraturas do material do tarugo durante a quebra primária do material. A extrusão é o melhor método para rearranjar a estrutura do fundido porque o material é submetido apenas a forças de compressão. Pode ser realizada a quente ou a frio, dependendo da liga e do método utilizado. Na extrusão a quente, o tarugo é pré-aquecido para facilitar a deformação plástica [29].

A baixa molhabilidade das partículas de cerâmica e a matriz, assim como a diferença de densidade entre o metal fundido e do material do reforço resultam na formação de aglomerados de partículas e poros, além de uma distribuição não uniforme do reforço. Por isso, procedimentos termomecânicos como a extrusão, laminação e forjamento são necessários para diminuir a porosidade e obter uma distribuição mais homogênea das partículas nos compostos, pois esses processos possibilitam a quebra de aglomerados de partículas [30-35]. Tekman et al. [30] observaram que através da extrusão de um composto obtido por fundição as grandes porosidades diminuem e as concentrações ficam mais bem distribuídas. Porém, a presença de partículas de reforço aumenta a força necessária a ser aplicada pela extrusão, o que pode resultar na quebra de partículas e microporosidade [31]. Com o objetivo de eliminar ou diminuir esses efeitos, a força de extrusão aplicada pode ser diminuída pelo aumento da temperatura do processo [32-35]. O aumento da temperatura de extrusão fornece escoamento suficiente da liga da matriz através dos vazios induzidos pelo aglomerado de partículas, e ao mesmo tempo inibe a quebra de partículas devido ao amolecimento da liga da matriz. Porém, a aplicação de uma temperatura de extrusão muito elevada pode

degradar as propriedades do composto devido à formação de bolhas na superfície [32] ou acúmulo de partículas de cerâmica nos contornos de grão e surgimento de defeitos [27].

A figura 27 mostra a dependência da propriedade mecânica de tração, com ensaio realizado a temperatura ambiente, de uma liga consolidada em relação à temperatura de extrusão. De forma geral, o alongamento da liga tende a aumentar com o aumento da temperatura de extrusão, devido ao fato de que o aumento da temperatura de consolidação ajuda a melhorar a ligação do reforço com a matriz da liga metálica [36].

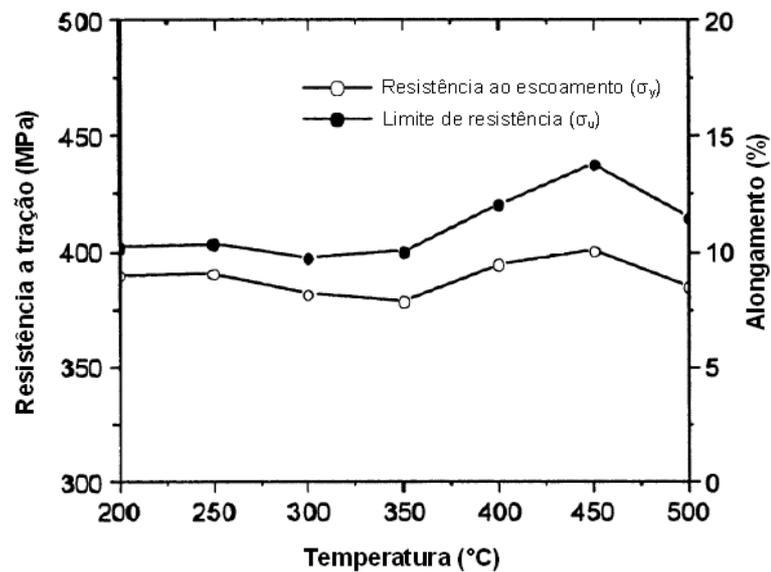


Figura 27 - Dependência das propriedades mecânicas a temperatura ambiente em relação à temperatura de extrusão [36].

De acordo com a figura 27, abaixo de 350°C, o aumento do alongamento com o aumento da temperatura de extrusão não é nítido. Observa-se que a temperatura de extrusão deve ser no mínimo 400°C para se obter um bom alongamento. Em relação à resistência ao escoamento (σ_y) e o limite de resistência a tração (σ_u), ambos possuem uma dependência similar à temperatura de extrusão. Quando consolidada a temperaturas abaixo de 250°C, a liga possui uma resistência relativamente alta, devido ao efeito do encruamento associado com a deformação causada pela extrusão. Entretanto, a resistência da liga cai quando o processo de extrusão ocorre na faixa de temperatura de 300°C a 350°C, possivelmente devido ao contrabalanceamento do efeito do encruamento e da recuperação dinâmica que ocorre durante a extrusão. Para temperaturas superiores (acima de 400°C), a

resistência da liga aumenta consideravelmente com o aumento da temperatura de consolidação, que pode ser atribuída à precipitação dos elementos do soluto e a formação de uma fina estrutura de recristalização. Deve ser observado que temperaturas excessivamente elevadas de extrusão (acima de 450°C) também levam à queda de resistência da liga como-consolidada, provavelmente devido a uma estrutura de recristalização grosseira e precipitação de fases. Observa-se que os melhores valores apresentados de resistência a tração ocorrem entre 430-450°C, pois a liga consolidada nessa faixa apresenta elevada resistência mecânica e boa ductilidade [36].

3. MATERIAIS E MÉTODOS

NOTA: onde diz-se material fundido, leia-se material co-depositado.

Para a fabricação dos materiais de ensaio, foi utilizada sucata nova da liga de alumínio 2024 Alclad, que seria descartada, configurando assim um processo de reciclagem. Configura-se como sucata nova, oriundas de processos de estampagem. Um exemplo do material utilizado é mostrado na figura 28.



Figura 28 - Sucata de alumínio usada para fabricar o material composto.

A fabricação do material foi realizada na UFSCar, no Laboratório de Fundição e Solidificação, utilizando o aparato mostrado nas figuras 29 e 30.



Figura 29 - Aparato de fabricação do material composto. À esquerda, em verde, o equipamento de comando. À direita, local de fundição do alumínio 2024, aspersão do reforço SiC e solidificação do material composto.

(a)



(b)



Figura 30 - Equipamento de fabricação com (a) detalhamento do cadinho, (b) material final, com as sobras da fabricação em forma de pó abaixo.

As figuras 29 e 30 a),b) mostram o equipamento utilizado para a fabricação do material composto. Na figura 29, em verde, é mostrado o equipamento de comando, que controla a liberação do gás nitrogênio e do reforço. A figura 30 a) mostra o cadinho no qual foi vertido o alumínio fundido, para que escorresse em um filete de metal líquido a ser atomizado, enquanto o reforço era aspergido, e na figura 30 b), o substrato para a deposição do material final, e as sobras em pó do *overspray*.

Foram feitas duas corridas do material composto de matriz metálica, como pode ser observado na figura 31, tendo cada uma delas as características apresentadas na tabela 8.

Tabela 8 – Condições de fabricação do material composto.

	Corrida 1	Corrida 2
Pressão de atomização	1 MPa	1 MPa
Pressão de co-injeção	0,1 MPa	0,1 MPa
Temperatura de atomização	725°C	730°C
Distância do substrato até o bocal de atomização	370 mm	370 mm
Material de co-injeção (SiC)	360# (40µm)	360# (40µm)
Peso inicial de AA2024	3,760 g	3,650 g
Peso final do CMM	2,320 g	2,200 g



Figura 31 - Resultado da corrida 1 e 2, com aproximadamente 15 cm de largura e 5 cm de altura na região útil.

De acordo com o apresentado no capítulo 2, o material composto produzido pode ser classificado como material micro-composto, devido ao reforço de 40µm.

Estando o material composto pronto, o mesmo foi usinado, sendo determinadas duas condições de ensaio: fundido e extrudado. Assim, foram feitas 9 amostras do material fundido, e 9 do material extrudado. Para o processo de extrusão do material, foram usinados 3 cilindros de 25 mm de diâmetro por 60 mm de comprimento, que permitiram a obtenção de 3 amostras de cada amostra. Além

disso, o alumínio 2024 foi atomizado e depositado com o mesmo processo, porém sem a inclusão do reforço para comparação. Também para comparação foi usinado uma peça de ferro fundido automotivo. Estes tiveram 8 amostras cada um.

Para o CMM fundido, alumínio 2024 e Fofó, os corpos de prova tiveram as dimensões como mostrado na figura 32, segundo a norma ASTM E8-90a:

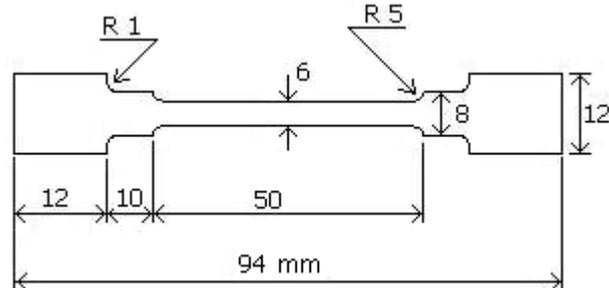


Figura 32 - Corpo de prova para ensaios de tração do CMM fundido, ferro fundido e AA 2024 fundido.

Já as amostras de CMM extrudado, pelo fato da extrusão fornecer um diâmetro menor, tiveram as dimensões como mostrado na figura 33, segundo a norma ASTM E8-90a:

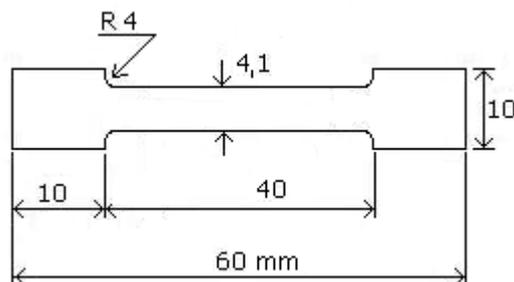


Figura 33 - Corpo de prova para ensaios de tração do CMM extrudado.

3.1 Extrusão

Após a elaboração do material, observou-se que o mesmo continha uma grande quantidade de poros, proveniente do método de produção, que utiliza gás nitrogênio como meio de condução das partículas de SiC e como gás atomizador. Por isso, decidiu-se pela extrusão de algumas amostras, para verificar se os resultados finais seriam melhores com menor concentração de poros.

A extrusão foi realizada na Universidade Federal de São Carlos - UFSCar, no laboratório de Tratamentos Termomecânicos, utilizando uma extrusora EMIC

vertical, modelo DL 60.000 (figura 34), com velocidade de 14 mm/min e redução de 5:1, sendo utilizado como lubrificante pasta de grafite Acheson delta forge 31H. Foram determinadas 3 temperaturas de extrusão, para que se observasse a possibilidade de um ponto ótimo para o processo. Cada cilindro foi aquecido a uma temperatura, sendo elas 400°C, 425°C e 450°C. A matriz de redução e o corpo de prova a ser extrudado são apresentados na figura 35.



Figura 34 - Extrusora montada com o forno.



Figura 35 - Matriz de redução 5:1 e cilindro de CMM utilizado para extrusão.

3.2 Tratamento térmico

Todas as amostras de CMM, tanto as fundidas quanto as extrudadas, bem como as amostras de alumínio 2024 produzidas foram tratadas termicamente antes de serem realizados os ensaios. Para tanto, as amostras passaram pelo processo de solubilização, resfriamento rápido e envelhecimento artificial. Os valores utilizados para o tratamento foram inicialmente tirados de artigos, já que, por ser um material novo, não possuía normas a seu respeito. Foi realizado assim um processo de otimização para o tratamento térmico, utilizando amostras do CMM fundido. Para essa determinação, foram utilizadas amostras piloto, produzidas anteriormente aos “chapéus” da figura 31. Essa produção piloto foi realizada utilizando a conformação por *spray*, com os mesmos materiais e parâmetros do processo, sendo o composto produzido já na forma de um cilindro, com o intuito de verificar a possibilidade de se produzir outras geometrias. Esse material foi entregue no início da pesquisa. Desta forma, foram feitas medidas de dureza em toda a extensão da amostra. Foram feitas combinações de todas as variáveis do processo. As condições dos ensaios estão contidas na tabela 9.

Tabela 9 - Condições de tratamento térmico para as amostras piloto.

Resfriamento imediato em água a 25°C			
Solubilização		Envelhecimento	
Tempo	Temperatura	Tempo	Temperatura
2, 4 e 6 horas	500°C em forno	13, 18, 24 horas	130, 160 e 190°C em estufa

Resfriamento imediato em água a 50°C			
Solubilização		Envelhecimento	
Tempo	Temperatura	Tempo	Temperatura
2, 4 e 6 horas	500°C em forno	18, 24 e 30 horas	130, 190 e 250°C em estufa

O ferro fundido automotivo não foi submetido a nenhum tipo de tratamento térmico, pois foi retirado de uma peça já em uso.

3.3 Ensaio de Dureza

Para os ensaios de dureza, foram utilizadas amostras de CMM fundido e extrudado, AA2024 fundido e ferro fundido automotivo. Foram utilizadas as normas ASTM E18 e ASTM E92 para ensaio de dureza em materiais metálicos através da leitura de resultados diretamente na máquina, a partir de 9 corpos de prova de cada tipo e condições de materiais usinados.

Foram realizados ensaios de dureza Rockwell B após a solubilização e após o envelhecimento. Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados após o envelhecimento apenas. Para o ensaio de dureza Rockwell B foi utilizada uma carga de 100kgf e um penetrador esférico com 1/16” de diâmetro; para a microdureza Vickers, foi utilizada uma carga de 100 kgf. As medidas foram realizadas no Departamento de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da Escola de Engenharia de São Carlos.

3.4 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados em dois diferentes equipamentos, devido à diferença nas dimensões das amostras fundidas e extrudadas. Para as amostras de CMM fundido, AA2024 fundido e ferro fundido automotivo foi utilizada a máquina de tração EMIC modelo DL 10.000/700, com capacidade de 100kN; extensômetro eletrônico EMIC, modelo EEPA 12,5, sendo a base de medida de 25 mm e o curso útil de 12,5 mm. Velocidade da máquina foi de 2 mm/min. Para este ensaio foi utilizada a norma ASTM E8-90a para ensaio de tração em materiais metálicos a temperatura ambiente.

Para as amostras de CMM extrudado foi utilizada a máquina de tração MTS, modelo 661.238-01, série nº 1413, com capacidade de 250 kN / 55 KIPS; Force Transducer, modelo 661.20F-01, série nº V54592, com capacidade de 25 kN / 5,5 klbs; extensômetro modelo 632.26 C20 de 8,2 mm. Velocidade da máquina foi de 0,5 mm/min e carga inicial 0,05 kN. Para este ensaio foi utilizada a norma ASTM E8-90a para ensaio de tração em materiais metálicos a temperatura ambiente.

3.5 Ensaio de Desgaste

Foram feitos ensaios de desgaste abrasivo do tipo pino sobre lixa sem lubrificação. Para este ensaio, que visa estabelecer uma relação comparativa entre o material composto na forma fundida e extrudada e o alumínio fundido, foram preparados 10 corpos de prova, sendo 2 amostras para cada condição. Os corpos de prova correspondem às cabeças das amostras usinadas. Como contracorpo foram utilizados discos de lixa de polimento nº 600. Os procedimentos do ensaio foram baseados nas normas ASTM G99-05.

O equipamento utilizado foi um tribômetro do tipo pino contra disco. Cada pino foi previamente pesado, em seguida foi ensaiado por um período de 200 ciclos e pesados novamente até atingir os 2.000 ciclos para determinação de perda de massa. Os valores totais de perdas de massa encontrados foram calculadas em relação ao volume perdido, já que os diâmetros das amostras extrudadas eram menores. Os parâmetros de ensaio utilizados foram os seguintes:

- Velocidade relativa do pino sobre o disco = 0,44 m/s;
- Raio = 130 mm;
- Carga = 1,76 N.

3.6 Caracterização do Material: composição química, micrografia e fractografia

A composição química foi determinada utilizando o equipamento EM QG 0310 Espectrômetro de Fluorescência de Raio-X no Laboratório Químico da General Motors, sendo submetidas uma amostra em cada condição.

Para a caracterização microestrutural foram preparadas para análise em microscópio eletrônico de varredura duas amostras do material composto fundido e duas do extrudado embutidas em baquelite na condição tratadas termicamente. Em seguida elas foram submetidas a polimento na seguinte ordem:

- Lixas: grana 220 → 320 → 400 → 600 → 1200
- Panos: pasta de diamante 9 µm → 6 µm → 3 µm → 1 µm

Para o polimento com pasta de diamante foi utilizado como lubrificante uma solução de álcool e glicerina na proporção de 2:1. O processo de preparação foi realizado no Laboratório de Metalografia do Departamento de Materiais da EESC-USP.

Para a fractografia foram utilizadas as amostras fundidas e extrudadas na região fraturada no ensaio de tração, observadas no microscópio eletrônico. A micrografia e a fractografia foram realizadas na Universidade do Vale do Paraíba (Univap).

A microscopia ótica foi realizada no Laboratório de Microscopia Ótica do Departamento de Materiais da EESC-USP e os resultados foram utilizados apenas para determinação de porcentagem de reforço, já que o processo de polimento gerou muitos riscos na amostra, pois o próprio reforço, ao ser arrancado fica em contato com a matriz, gerando riscos e dificultando o processo.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análises químicas das amostras

Foi determinada a composição química da sucata utilizada como matéria-prima, bem como do CMM fundido e extrudado, como mostrado na tabela 10.

Tabela 10 - Composição química materiais utilizados.

Elementos	AA2024 Sucata	CMM Fundido	CMM Extrudado	Especificação
Cu	3,4%	3,80%	3,21%	3,8 – 4,9
Mg	1,11%	1,20%	0,58%	1,2 – 1,8
Mn	0,46%	0,51%	0,40%	0,3 – 0,9
Fe	0,15%	0,30%	0,34%	0,50 máximo
Si	0,05%	0,11%	5,56%	0,50 máximo
Zn	0,054%	0,10%	0,16%	0,25 máximo
Cr	0,031%	0,01%	0,039%	0,10 máximo
Ti	0,025%	0,019%	0,037%	0,15 máximo
Ni	0,0026%	0,057%	0,005%	---
Pb	0,0018%	0,003%	0,004%	---
Al	restante	restante	restante	restante

Observa-se que a única amostra que está dentro das especificações é o CMM fundido, pois a sucata apresentou uma quantidade inferior de cobre e o CMM extrudado possui uma quantidade inferior de cobre e magnésio e uma quantidade bem acima do máximo para o silício, que pode ser explicado pela presença do reforço de SiC.

A quantidade inferior de cobre pode ser explicada pela grande diversidade de origem do material de sucata. Desta forma, para a produção do material, deve-se fazer um controle de qualidade da sucata para garantir que o CMM tenha uma composição adequada. Ou, de forma alternativa, verificar a composição e refundir o material adicionando a quantidade necessária de cada componente para que as especificações sejam alcançadas.

4.2 Tratamento térmico dos pilotos e das amostras

Para se determinar o tratamento térmico adequado para o material, foram realizadas inicialmente as corridas descritas na tabela 9. Após o tratamento térmico, foram realizados ensaios de dureza Rockwell B e os resultados obtidos foram os seguintes para as amostras resfriadas em água a 25°C, envelhecidas artificialmente a 130°C, 160°C e 190°C. Para cada condição de tempo de solubilização e envelhecimento foram usadas 3 amostras e os valores apresentados mostram as médias desses valores, contemplando todas as possibilidades de combinação.

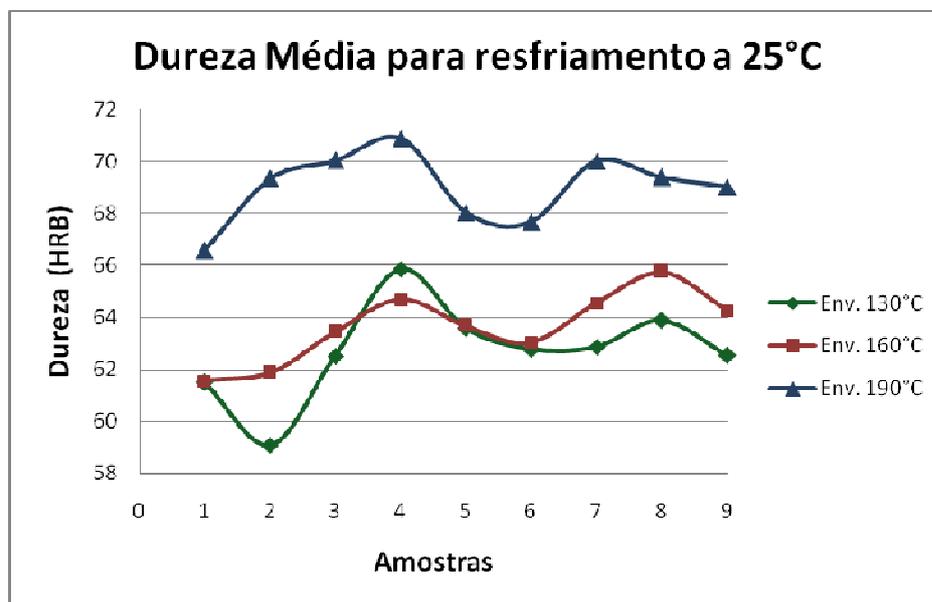


Figura 36 - Gráfico que ilustra a dureza média do composto para resfriamento à temperatura ambiente.

A figura 36 mostra que os melhores resultados de dureza foram obtidos para o envelhecimento a 190°C. Foi também realizado um ensaio de envelhecimento natural (figura 37), já que a liga de alumínio 2024 envelhece nestas condições. Porém, como o pico de dureza ocorreu em 96 horas, ou seja, 4 dias, com valores inferiores aos obtidos com envelhecimento artificial a 190°C, visando o melhor resultado e a produtividade, optou-se por utilizar o envelhecimento artificial. Na figura 37 são apresentados os valores de dureza obtidos com o envelhecimento natural.

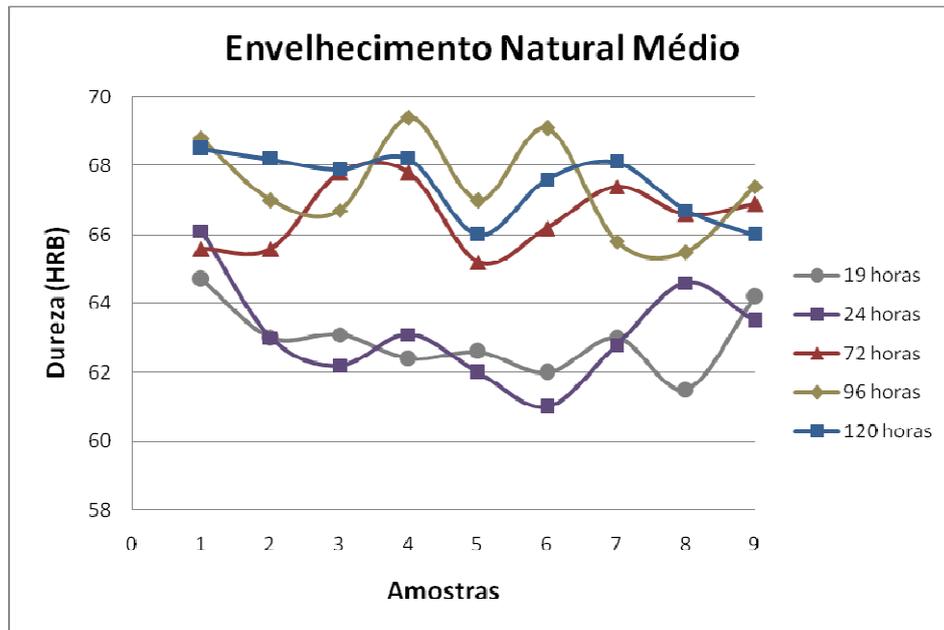


Figura 37 - Gráfico que ilustra o comportamento de dureza para o envelhecimento natural do material.

Tendo os valores médios de dureza, determinou-se os valores referentes ao tempo de solubilização, tempo e temperatura de envelhecimento para o resfriamento a 25°C, como mostrados nas figuras 38, 39 e 40. As barras representam os valores de desvio padrão.

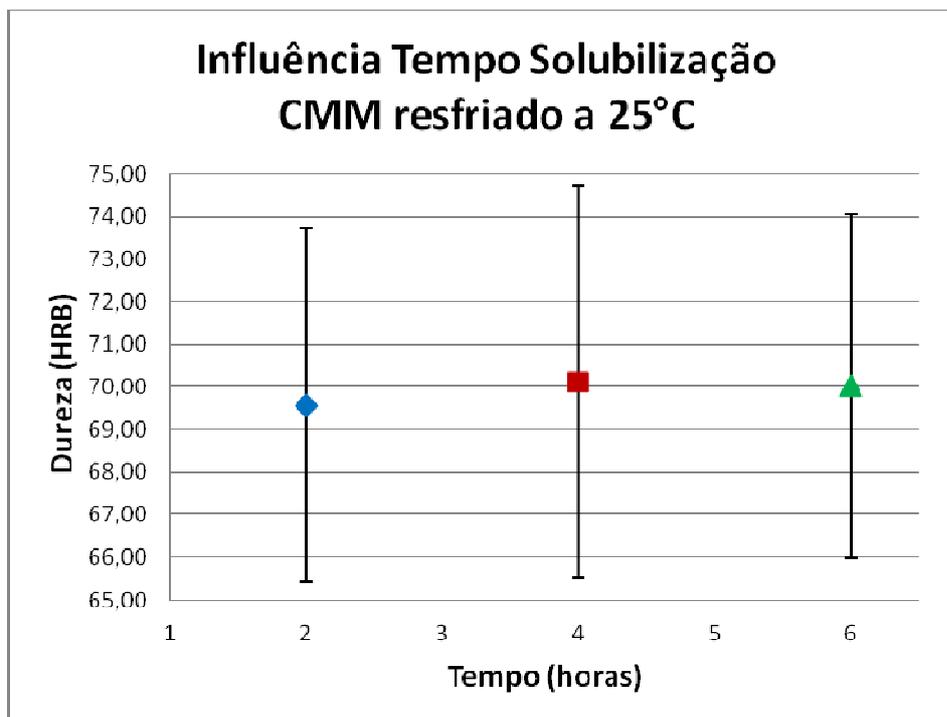


Figura 38 - Influência do tempo de solubilização nas medidas de dureza para resfriamento à temperatura ambiente.

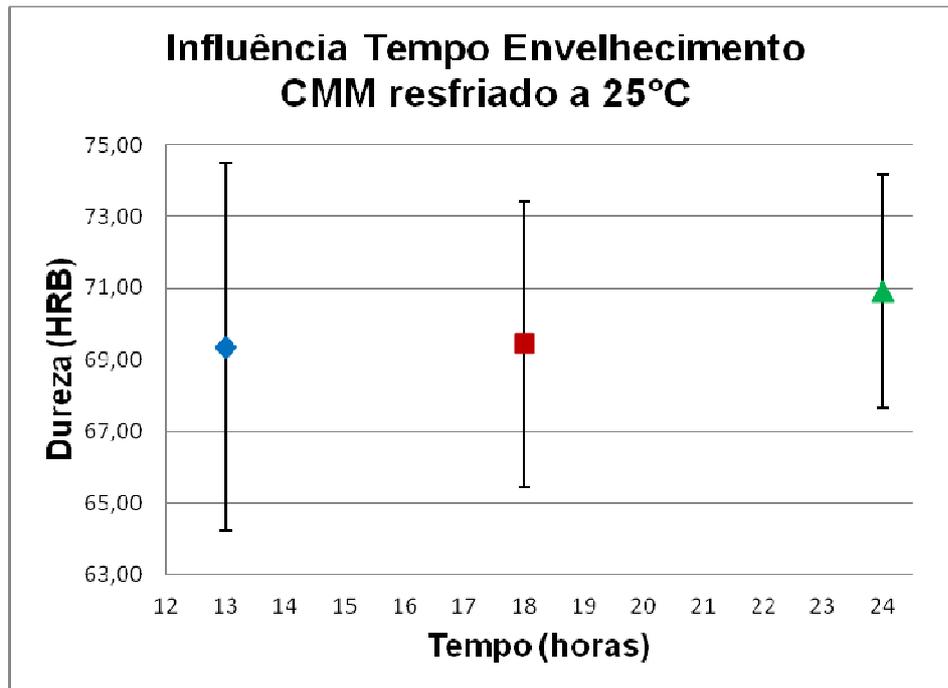


Figura 39 - Influência do tempo de envelhecimento nas medidas de dureza para resfriamento à temperatura ambiente.

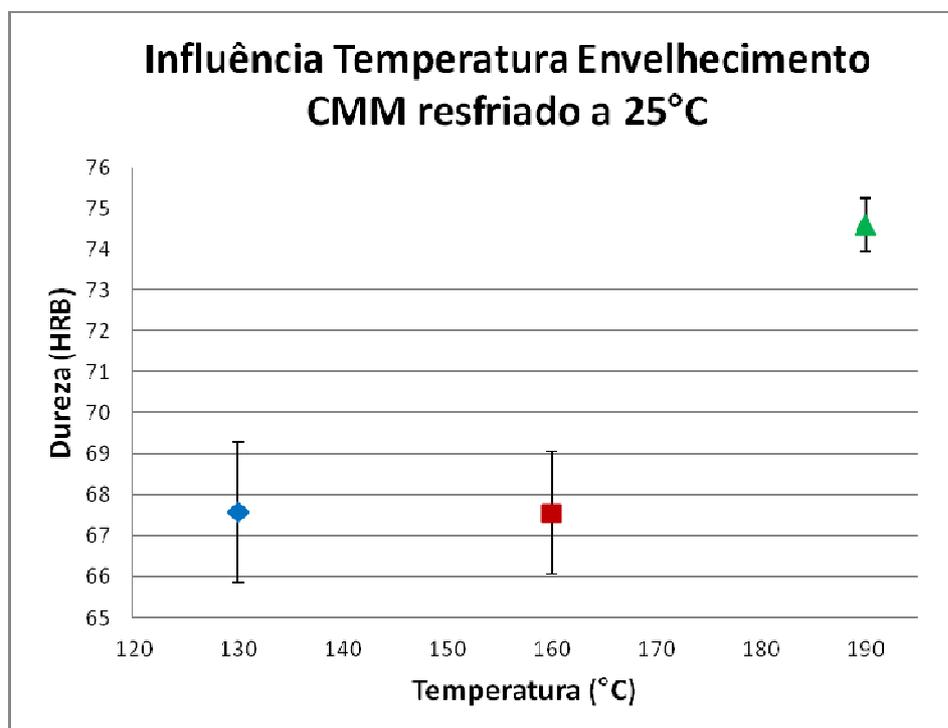


Figura 40 - Influência da temperatura de envelhecimento nas medidas de dureza para resfriamento à temperatura ambiente.

O mesmo foi feito para o resfriamento a 50°C, tendo como temperatura de envelhecimento 130°C, 190°C e 250°C. Os valores de dureza obtidos para o resfriamento a 50°C são apresentados na figura 41.

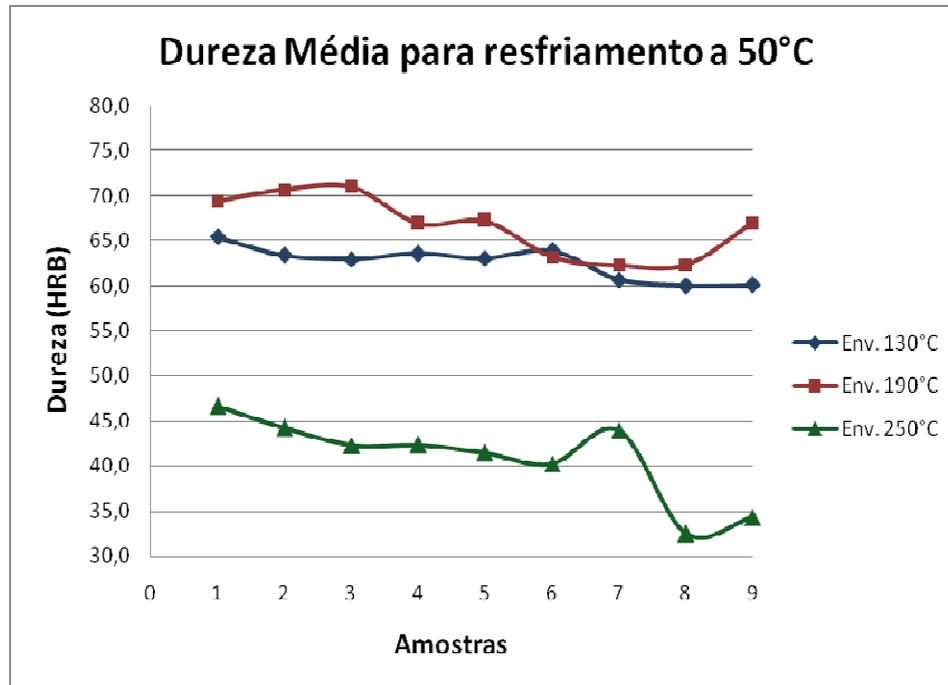


Figura 41 - Gráfico que ilustra a dureza média do composto para resfriamento a 50°C.

Tendo os valores médios de dureza, determinaram-se os valores referentes ao tempo de solubilização, tempo e temperatura de envelhecimento para o resfriamento a 50°C, mostrados nas figuras 42, 43 e 44. As barras representam os valores de desvio padrão.

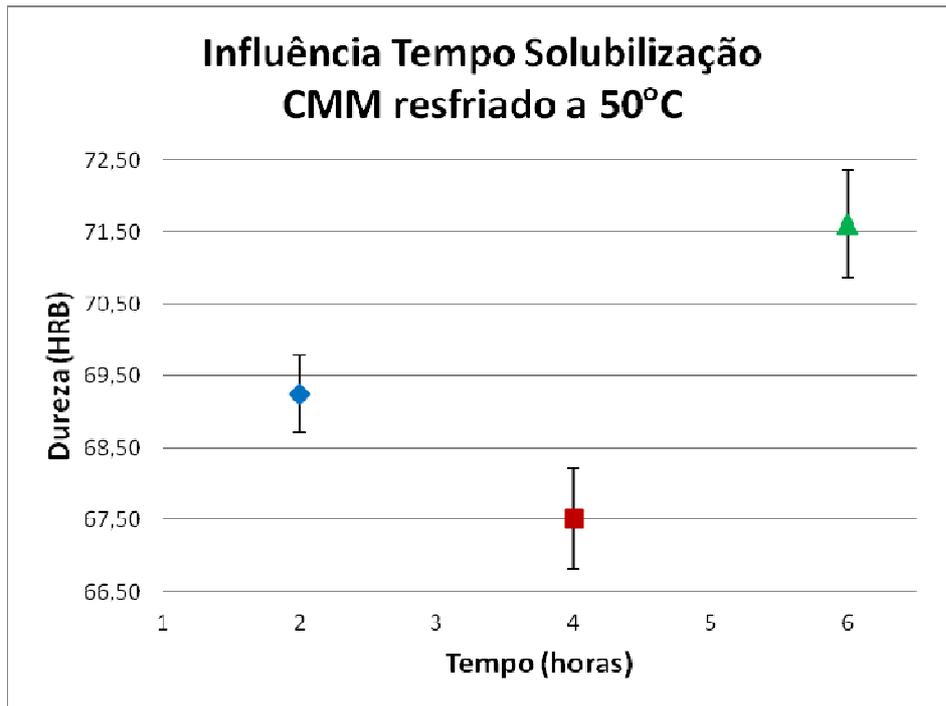


Figura 42 - Influência do tempo de solubilização nas medidas de dureza para resfriamento a 50°C.

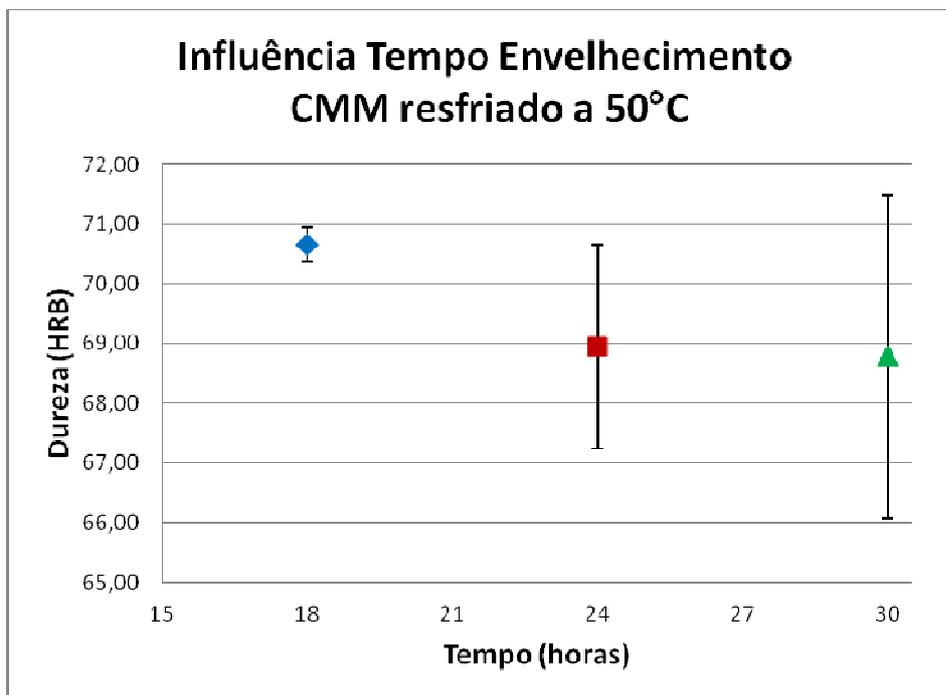


Figura 43 - Influência do tempo de envelhecimento nas medidas de dureza para resfriamento a 50°C.

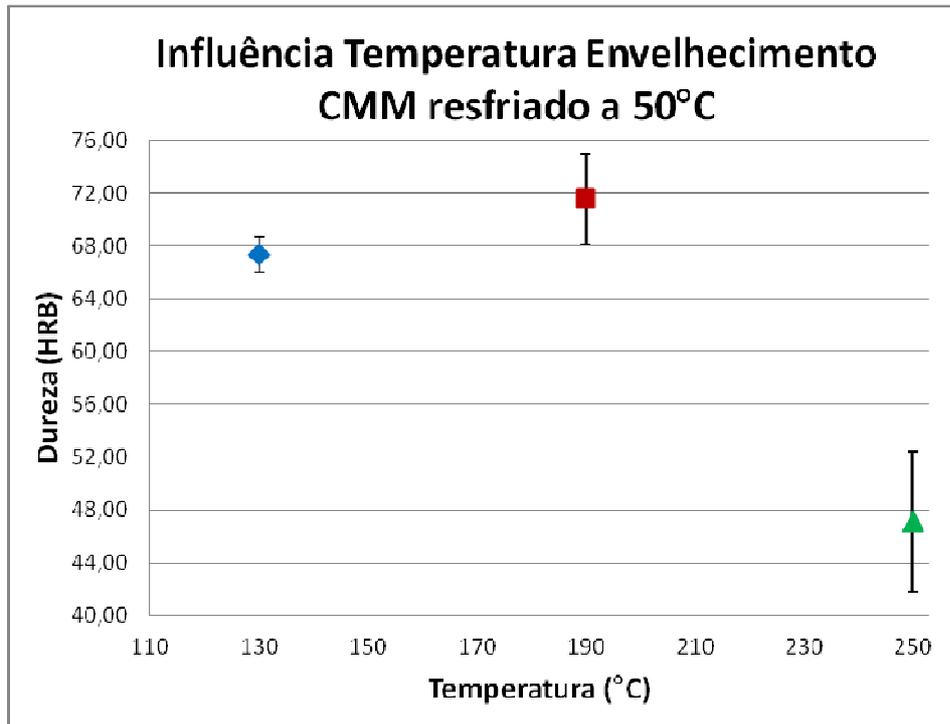


Figura 44 - Influência da temperatura de envelhecimento nas medidas de dureza para resfriamento a 50°C.

Observa-se que para a temperatura de envelhecimento de 250°C (figura 44) ocorre o super-envelhecimento da liga.

Nas duas condições de resfriamento foi observado que a temperatura ótima de envelhecimento é de 190°C. Desta forma, o tempo de solubilização e de envelhecimento foi determinado fixando essa variável, como pode ser observado nas figuras 45 e 46.

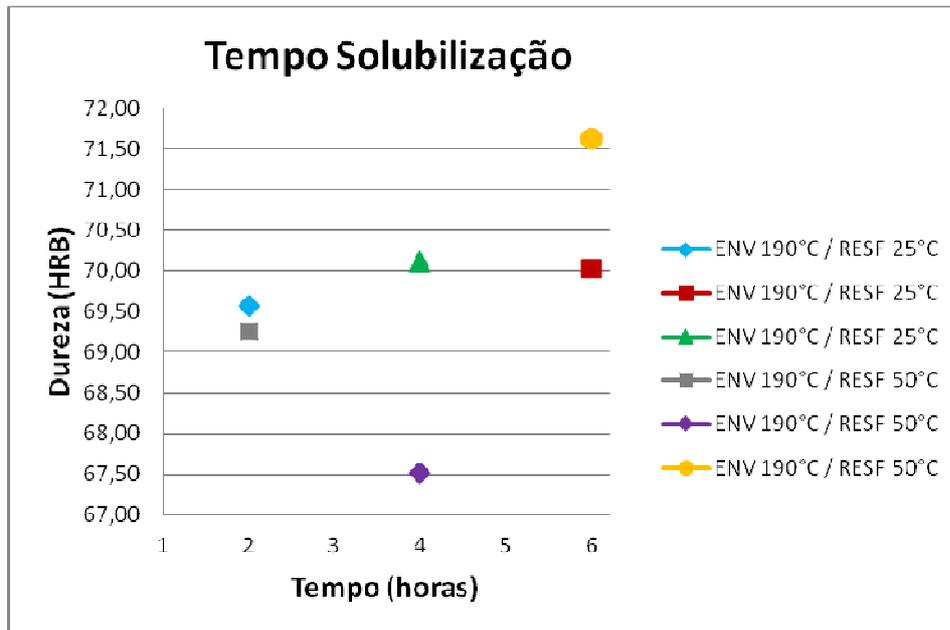


Figura 45 - Otimização do tempo de solubilização para o tratamento térmico do material composto.

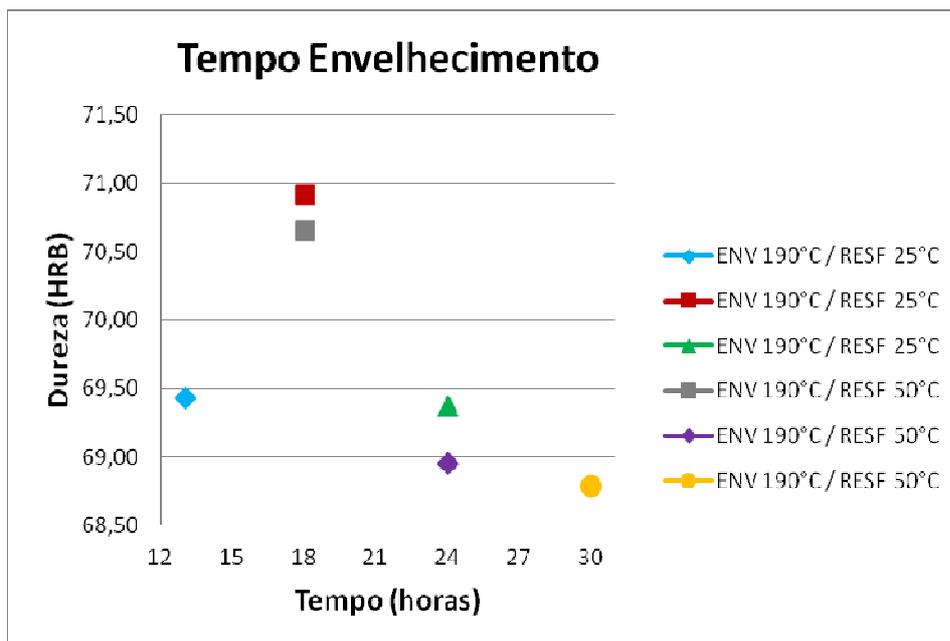


Figura 46 - Otimização do tempo de envelhecimento para o tratamento térmico do material composto.

A partir desses resultados, determinou-se o tratamento térmico dos CMMs, como mostrado na tabela 11.

Tabela 11 - Tratamento térmico CMM fundido.

Solubilização	Resfriamento	Envelhecimento
6 horas a 500°C no forno	Imediato em água a 25°C	18 horas a 190°C em estufa

Depois de realizado este tratamento térmico nas amostras com matriz de alumínio, e realizados ensaios de tração e desgaste, as mesmas foram submetidas ao ensaio de microdureza Vickers, para que fosse possível verificar se a matriz tinha alcançado valores homogêneos. Foram usadas amostras retiradas da parte superior e inferior do “chapéu”, do CMM extrudado, da amostra piloto e da liga 2024 fundida. Os seguintes resultados foram obtidos.

Tabela 12 - Microdureza Vickers após tratamento inicial.

Amostras	Microdureza Vickers		
	Máxima	Média	Desv. Padrão
CMM fundido inferior corrida 1	167,2	160,0	3,27
CMM fundido superior corrida 1	164,2	159,2	2,78
CMM fundido inferior corrida 2	177,7	159,0	0,57
CMM fundido superior corrida 2	156,2	154,1	0,28
CMM extrudado a 400°C	139,1	135,5	1,15
CMM extrudado a 425°C	146,3	141,7	2,66
CMM extrudado a 450°C	142,6	140,5	0,69
Amostra piloto fundido	169,2	161,9	4,68
AA 2024 fundido	128,8	120,1	2,20

Observou-se que os valores de microdureza da matriz do CMM extrudado eram inferiores à do CMM fundido. No ensaio de desgaste, sua taxa de desgaste apresentou um valor maior que o fundido. Desta forma, optou-se por refazer o processo de otimização do extrudado, e verificou-se, de acordo com a figura 47, que esse material apresentava um tempo de envelhecimento superior ao fundido, sendo seu tratamento final como mostrado na tabela 13.

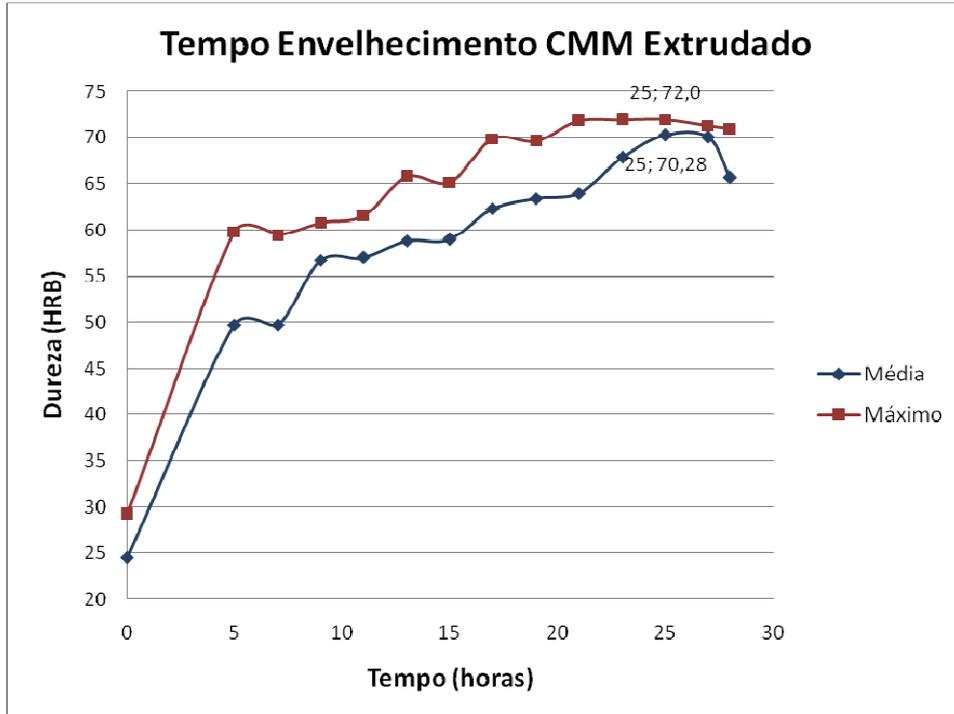


Figura 47 - Otimização do tempo de envelhecimento para o CMM extrudado.

Tabela 13 - Tratamento térmico CMM extrudado.

Solubilização	Resfriamento	Envelhecimento
6 horas a 500°C no forno	Imediato em água a 25°C	26 horas a 190°C em estufa

As condições de solubilização para a liga de alumínio 2024 fundida foram retiradas da norma AMS 2770E e o tempo de envelhecimento foi determinado por otimização, como pode ser observado na figura 48, sendo os valores finais dados na tabela 14.

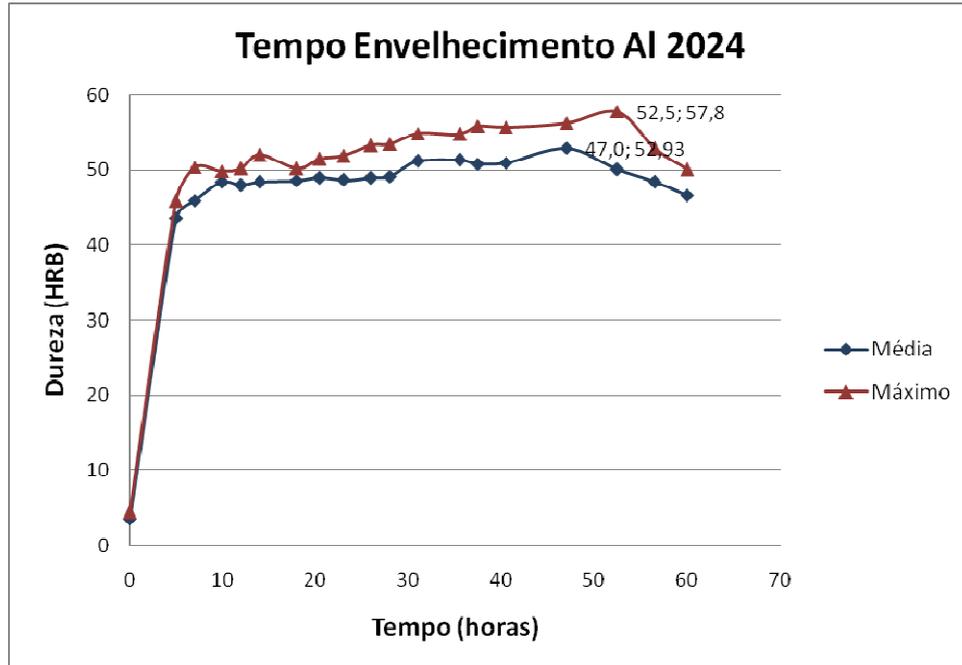


Figura 48 - Determinação do tempo de envelhecimento para a liga de alumínio 2024.

Tabela 14 - Tratamento térmico do alumínio 2024 fundido.

Solubilização	Resfriamento	Envelhecimento
60 minutos a 493°C no forno	Imediato em água a 25°C	52 horas a 191°C em estufa

Como previamente comentado (figura 26), o processo de precipitação é aumentado nos CMMs, que atingem o pico das propriedades em um tempo menor de tratamento térmico. Neste caso, o CMM fundido teve seu pico de dureza com 18 horas de envelhecimento, o CMM extrudado com 26 horas e o alumínio 2024 fundido com 52 horas. Isso confirma a teoria de que as discordâncias produzidas nos CMMs agem como pontos de nucleação para a precipitação.

Foi realizado um tratamento de superenvelhecimento para que fosse possível observar depois de quantas horas exposto a uma temperatura de 220°C, o que equivale à temperatura em um motor de automóvel, o material sofreria o superenvelhecimento e perderia suas propriedades de dureza. É possível observar que o pico de dureza ocorre em 18 horas de envelhecimento, e que antes disso o material ainda não alcançou o máximo, e depois disso inicia o superenvelhecimento, como mostrado na figura 49. Neste caso, foram utilizadas as amostras piloto, e as medidas realizadas nas três regiões (interno, meio e externo). Assim, se esse material fosse utilizado por mais de 18 horas consecutivas à temperatura elevada,

não seria possível utilizá-lo na aplicação desejada. Numa condição inferior a 18 horas de utilização, inicialmente não teriam consequências em relação ao superenvelhecimento. Porém, seria interessante que fossem testados ciclos de aquecimento e refrigeração, simulando uma situação real para verificar se, a longo prazo, não ocorreria o superenvelhecimento do material.

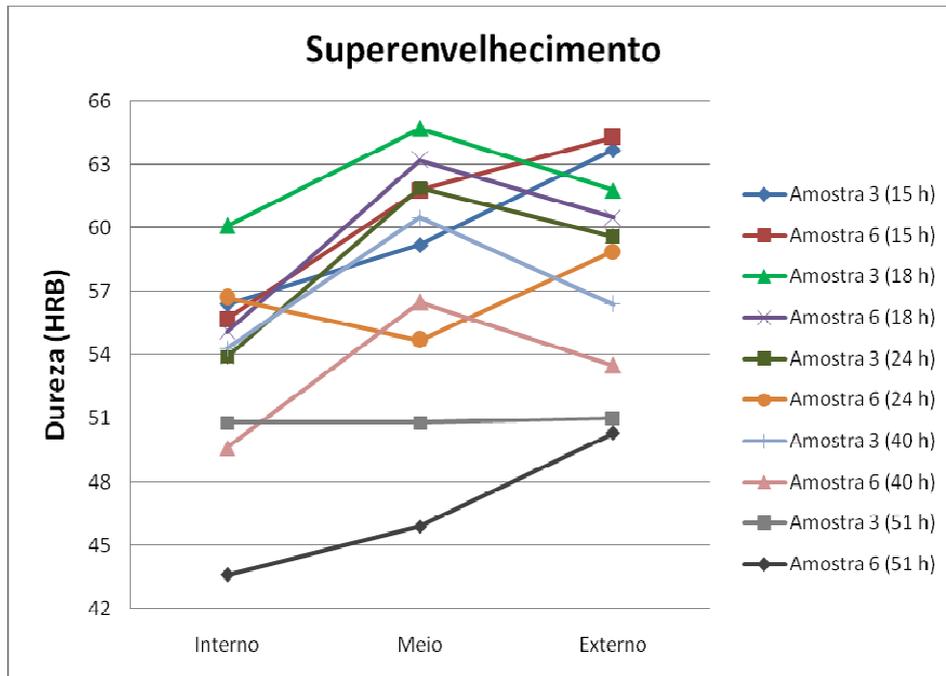


Figura 49 - Determinação do tempo necessário para o superenvelhecimento do material.

4.3 Extrusão

A figura 50 apresenta os corpos de prova já extrudados, sendo realizado o processo em três diferentes temperaturas e gerando escoamentos distintos, como pode ser observado pela diferença de comprimento das amostras.



Figura 50 – Resultado final da extrusão, de baixo para cima, 400°C, 425°C e 450°C de aquecimento para extrusão.

Em uma das amostras, durante a extrusão foram formadas pequenas bolhas na superfície, provavelmente devido à lubrificação deficiente. Porém, isso não afetou os demais ensaios, já que o material foi posteriormente usinado, retirando os defeitos superficiais.

A figura 51 mostra a força e deformação em cada processo de extrusão aplicado.

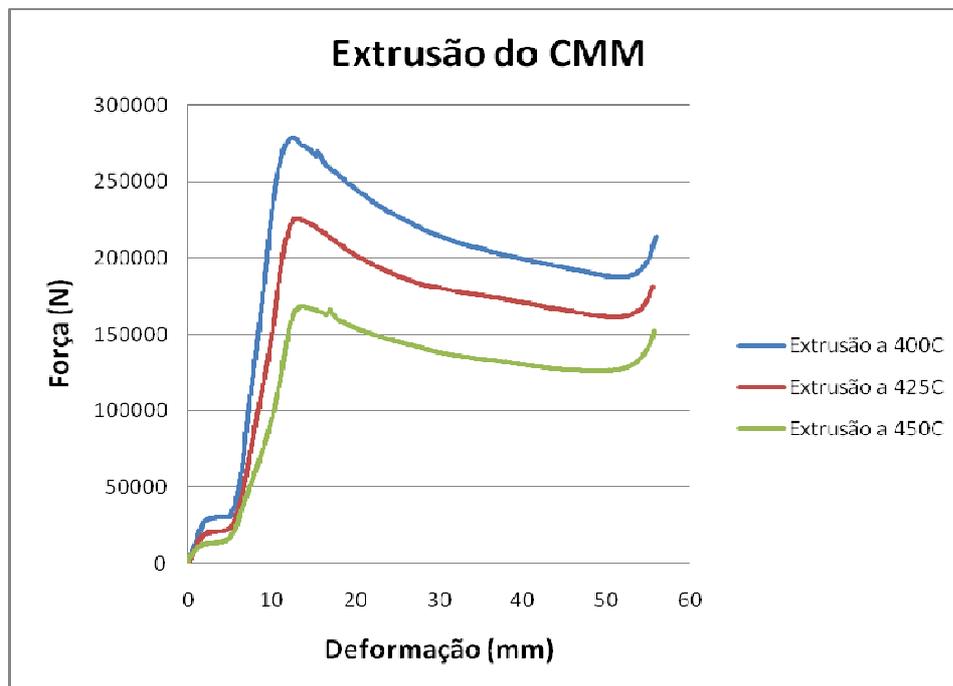


Figura 51 - Gráfico que ilustra as curvas do processo de extrusão do material composto.

Observa-se que quanto menor a temperatura de extrusão, maior a força necessária para escoar o material. Fora isso, as curvas mostram-se bastante uniformes, pois a temperatura foi a única variável envolvida no processo.

4.4 Ensaios

4.4.1 Dureza

As medidas de dureza Rockwell B foram utilizadas para a determinação do tratamento térmico ótimo e, posteriormente, para comparação entre as diferentes condições das amostras. A microdureza Vickers foi utilizada para verificar a matriz dos materiais.

As medidas de dureza das amostras tratadas e a microdureza, já com o tratamento térmico do extrudado refeito, são apresentadas nas figuras 52 e 53, respectivamente.

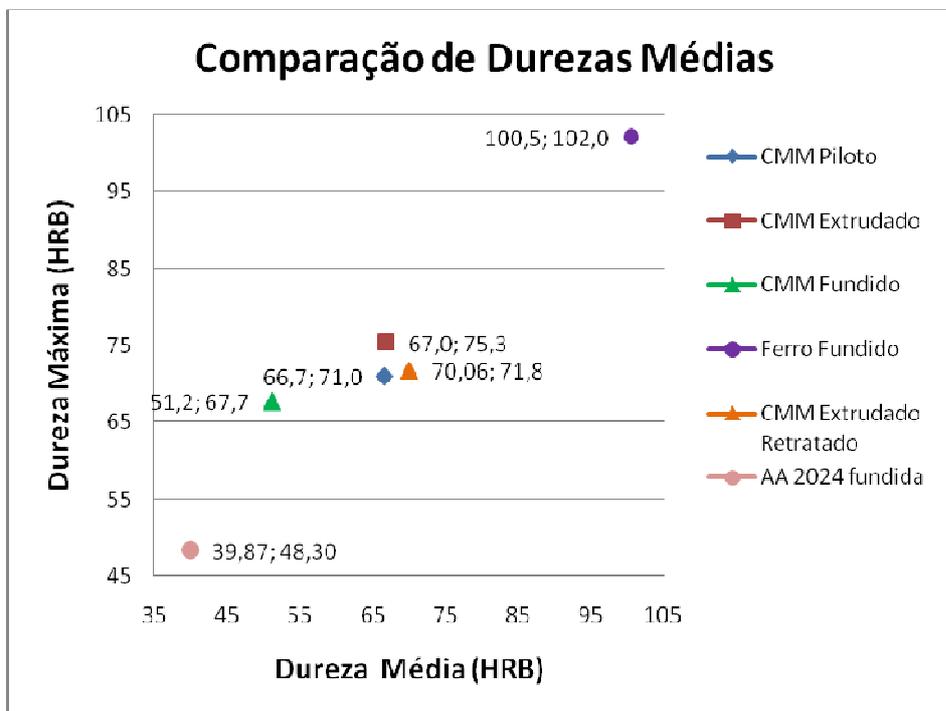


Figura 52 - Comparação dos valores de dureza obtidos para os diferentes materiais ensaiados.

É possível verificar que, mesmo com a presença do reforço, a dureza do material é bastante inferior à dureza do ferro fundido. Isso pode ser justificado, em parte, pela baixa porcentagem de reforço encontrado nas amostras produzidas, como mostrado na tabela 16. Porém, é bastante superior ao material da matriz sem reforço, mostrando-se, mesmo com pequena porcentagem de reforço, melhor do que a liga de alumínio puro.

Além disso, observa-se que a dureza do extrudado e do retratado é bastante próxima, mostrando que o novo tratamento feito não alterou consideravelmente o valor da dureza.

Em relação à microdureza Vickers, os valores podem ser observados na tabela 15. Foi plotado um gráfico, figura 53, para facilitar a visualização dos resultados. A partir desta figura, é possível observar que a microdureza do extrudado, tanto inicial como o retratado (RT) ficou abaixo dos valores do fundido, com exceção do retratado a 425°C retratado, que apresentou um pico de microdureza. Além disso, a microdureza das amostras de AA 2024 é a menor de todas.

Tabela 15 - Microdureza Vickers.

Amostras	Microdureza Vickers		
	Máxima	Média	Desv. Padrão
CMM fundido inferior corrida 1	167,2	160,0	3,27
CMM fundido superior corrida 1	164,2	159,2	2,78
CMM fundido inferior corrida 2	177,7	159,0	0,57
CMM fundido superior corrida 2	156,2	154,1	0,28
CMM extrudado a 400°C	139,1	135,5	1,15
CMM extrudado a 425°C	146,3	141,7	2,66
CMM extrudado a 450°C	142,6	140,5	0,69
CMM extrudado a 400°C RT	136,7	133,4	2,83
CMM extrudado a 425°C RT	165,3	147,9	3,86
CMM extrudado a 450°C RT	145,6	132,8	2,09
Amostra piloto fundido	169,2	161,9	4,68
AA 2024 fundido	128,8	120,1	2,20

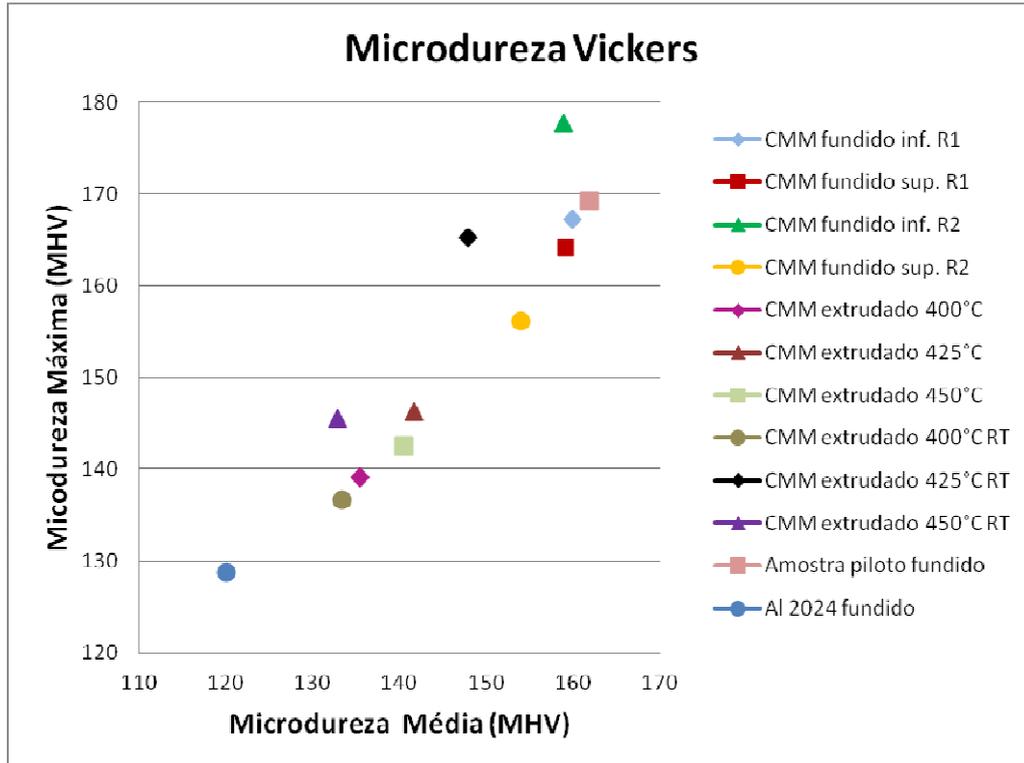


Figura 53 - Comparação dos valores de microdureza obtidos para os diferentes materiais ensaiados.

Mesmo com o tratamento térmico feito para o CMM extrudado, os valores de microdureza não se apresentaram superiores ao CMM fundido, o que sugere que pode ter ocorrido recristalização durante a extrusão. Além disso, o fato de o resfriamento após a extrusão ter acontecido naturalmente, com a simples exposição ao ar, pode ter proporcionado intensa precipitação nesta etapa, já que a liga de alumínio 2024 envelhece naturalmente. Desta forma, acredita-se que o tempo de solubilização deveria ser maior do que 6 horas para que fosse possível dissolver todo o precipitado formado para que o mesmo ficasse em solução sólida para posterior envelhecimento.

Foi também realizada a contagem da porcentagem do reforço utilizando o programa Image View Pro. As fotos utilizadas foram tiradas no microscópio óptico com aumento de 5 vezes da lente (50 vezes no microscópio) e 1,5 de zoom na máquina. Antes de serem exportadas para o Image View Pro, as fotos foram tratadas no Adobe Photoshop. Os resultados são apresentados na tabela 16. Observa-se que a maior porcentagem de reforço foi encontrada nos fundidos. Uma explicação para o aumento da porcentagem de reforço encontrado nessas amostras é a possível contagem de poros como sendo reforços, já que a diferenciação foi difícil quando se

tratava de poros pequenos. Além disso, a compactação do extrudado e a baixa resolução do microscópio podem ter desfavorecido a observação do reforço nos mesmos. De qualquer forma, a quantidade de reforço encontrada nas amostras é muito baixa, e bastante inferior ao desejado. Na literatura, é apresentada como proporção razoável a quantidade mínima de 5% de reforço, valor bem acima do encontrado no CMM.

Tabela 16 - Determinação da quantidade de reforço presente nos CMMs.

Material	Porcentagem do reforço (SiC)
Extrudado a 400°C	0,2491%
Extrudado a 425°C	0,6312%
Extrudado a 450°C	0,5422%
Fundido Inferior Corrida 1	2,5215%*
Fundido Inferior Corrida 2	1,8458%*
Fundido Superior Corrida 1	1,0064%*
Fundido Superior Corrida 2	1,5607%*
Fundido Amostra Piloto Meio	2,1703%*
Fundido Amostra Piloto Externo	1,2564%*

*possível contagem extra de poros

4.4.2 Tração

Os ensaios de tração foram realizados para todos os corpos de prova do CMM fundido e extrudado, além do ferro fundido e da liga de alumínio 2024 fundida sem reforço. Os resultados são apresentados nas figuras 54 a 57.

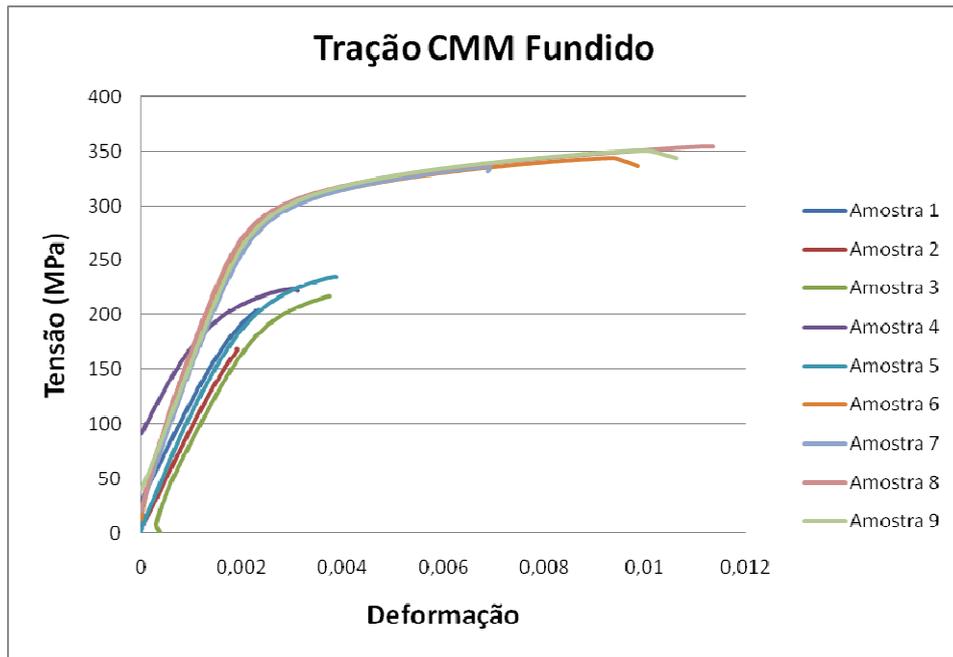


Figura 54 - Valores obtidos através do ensaio de tração para o CMM fundido.

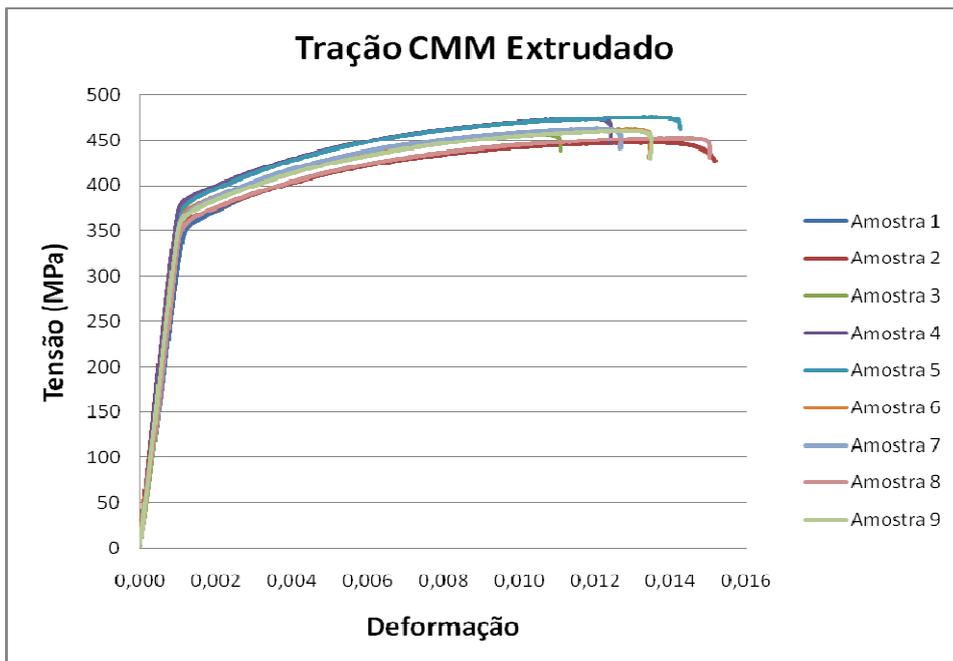


Figura 55 - Valores obtidos através do ensaio de tração para o CMM extrudado.

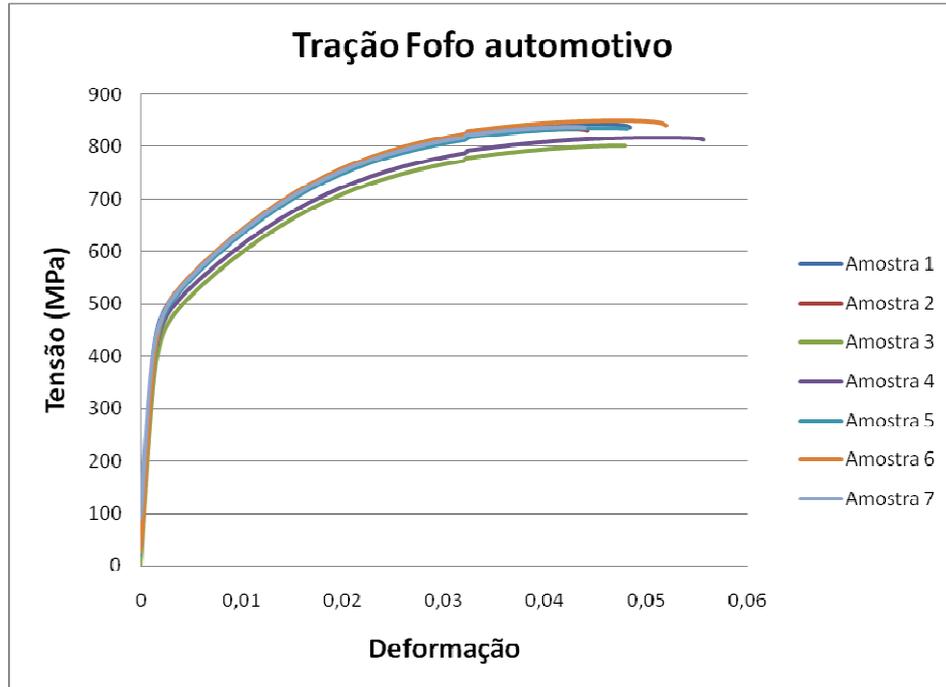


Figura 56 - Valores obtidos através do ensaio de tração para o ferro fundido automotivo.

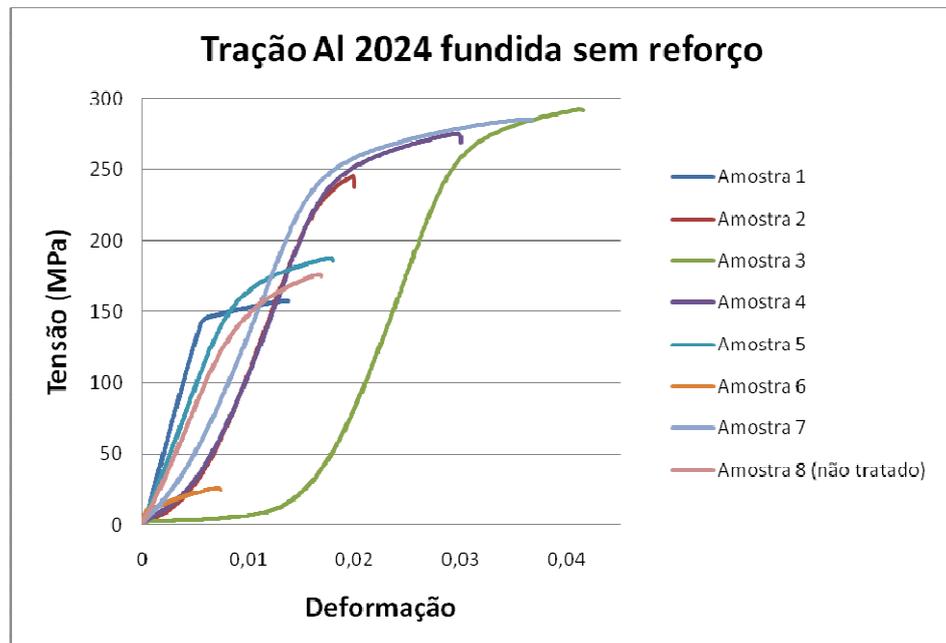


Figura 57 - Valores obtidos através do ensaio de tração para o AA 2024 fundido.

A tabela 17 apresenta os valores médios de limite de resistência máxima a tração das amostras de CMMs fundidos e extrudados, e da liga de alumínio 2024, além de seus desvios padrão. Foi ainda calculado o incremento, em porcentagem, dessa propriedade nos compostos em relação à liga de alumínio 2024 sem reforço. Observa-se que o CMM fundido melhorou em aproximadamente 17% sua

resistência a tração máxima média, enquanto que o CMM extrudado teve uma melhora de quase 100%.

Tabela 17 - Valores médios da resistência à tração, com seus respectivos desvios padrão, além da comparação entre eles.

	Tensão Máxima Média (MPa)	Desvio Padrão	Aumento em % em relação ao AA 2024
CMM fundido	270,50	74,23	17,5%
CMM extrudado	452,84	24,77	96,7%
AA 2024	230,20	55,61	---

Para o CMM fundido, as amostras de 1 a 5, que apresentaram uma resistência máxima em torno de 200 MPa, foram retiradas da parte inferior do “chapéu”, evidenciando que o início da produção possuía pouco reforço e muitos poros. As amostras de 6 a 9 foram retiradas da parte superior, apresentaram a tensão de fratura em torno de 350 MPa. A falta de homogeneidade dos resultados mostra que utilizar o material diretamente depois de produzido não seria possível, sendo necessário pelo menos um processo de forjamento para reduzir a quantidade de poros.

Em comparação com o material da matriz, a liga de alumínio 2024 fundida, o material composto apresentou uma grande melhora, já que aquela apresentou o seu topo de resistência em torno de 290 MPa. Assim, essa propriedade mostra que, mesmo com baixa concentração de reforço, o material composto apresenta melhores propriedades de resistência que o metal apenas.

A amostra 6 da liga de alumínio 2024 teve uma resistência a tração muito baixa, como consequência de apresentar uma região fragilizada por grandes poros, já que esses são inicializadores de trincas. A amostra 8 foi ensaiada sem ter sido feito o tratamento térmico, para verificar a influência deste na resistência do material. E observa-se que algumas amostras, mesmo tratadas, e conseqüentemente com maior dureza, apresentaram resistência inferior, pela grande quantidade de poros presentes.

A resistência a tração do CMM extrudado apresentou valores bem melhores e mais homogêneos, ficando a resistência máxima entre 450 e 480 MPa. O material que foi utilizado no ensaio recebeu o tratamento térmico inicial. Assim, observa-se que o

processo de extrusão, e conseqüente redução da quantidade e tamanho dos poros, resultou em um material mais resistente. Porém, nenhuma das amostras apresentou resultados próximos ao ferro fundido, que teve apresentou resistência máxima em torno de 800 MPa.

Desta forma, levando em consideração essa propriedade, não seria possível substituir o ferro fundido pelo composto, da forma como foi produzido, sendo necessário aumentar a quantidade de reforço presente e diminuir a quantidade dos poros.

4.4.3 Desgaste

Foram usados dois tipos de corpos de prova, de menor diâmetro para o material extrudado e de maior diâmetro para as demais amostras e cada corpo de prova submetido ao desgaste foi pesado inicialmente e a cada 200 ciclos, até atingir 2000 ciclos. Ao final, foi medido o diâmetro e o comprimento do mesmo, e assim calculada a perda de peso total (PPT) e o volume perdido (V_p), como mostrado na tabela 18.

Tabela 18 - Resultados do ensaio de desgaste.

Amostras	Perda de peso total (g)	Volume perdido (mm³)
CMM fundido inferior corrida 1	0,048	21,84
CMM fundido superior corrida 1	0,039	16,26
CMM fundido inferior corrida 2	0,043	19,46
CMM fundido superior corrida 2	0,041	16,76
CMM extrudado 1	0,052	20,67
CMM extrudado 2	0,053	21,04
CMM extrudado 1 RT	0,030	7,52
CMM extrudado 2 RT	0,034	12,87
Alumínio 2024 fundido 1	0,094	38,83
Alumínio 2024 fundido 2	0,060	24,68

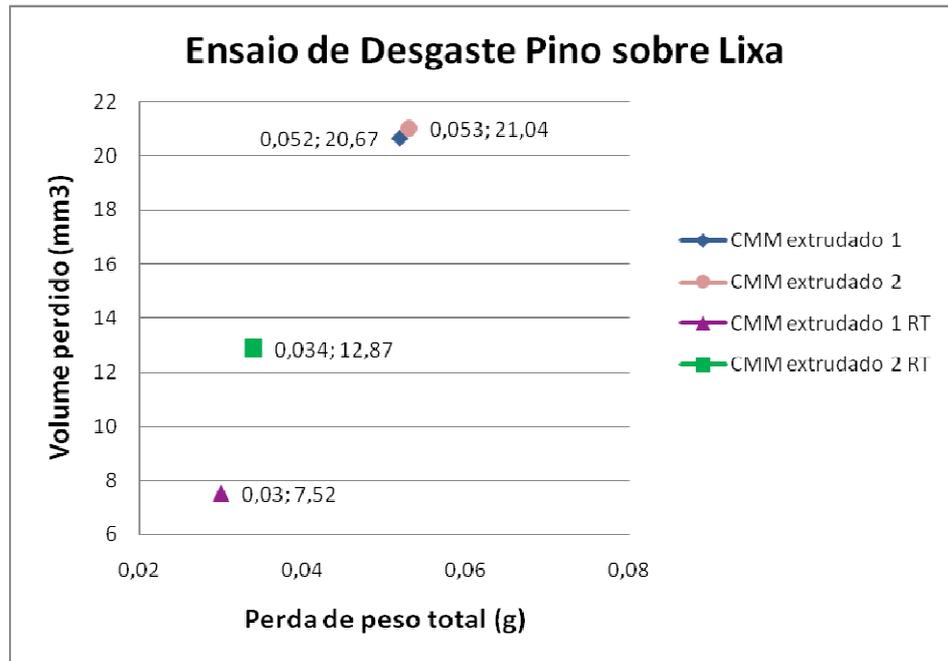


Figura 58 - Resultados do ensaio de desgaste para o material extrudado.

De acordo com os valores de desgaste, como mostrado na figura 58, justifica-se o novo tratamento térmico (RT) do CMM extrudado, pois o desgaste foi 42% e 36% menor para o corpo 1 e 2, respectivamente.

Além disso, todas as amostras do material composto apresentaram resultados melhores de desgaste em relação ao material da matriz. Assim, observa-se novamente que mesmo com baixa quantidade de reforço, o mesmo proporciona uma certa melhora nas propriedades do material. Porém, como comentado no capítulo 2, uma melhora significativa no comportamento do desgaste abrasivo ocorre com uma porcentagem em volume de fase dura acima de 20% em volume, valor muito superior ao encontrado no CMM estudado.

O processo de extrusão mostra que a compactação do material e a redução dos poros, tanto em quantidade quanto dimensão, proporcionou uma melhora nas propriedades de resistência ao desgaste quando comparado com o material composto fundido.

No material presente na região inferior do fundido, a maior quantidade de poros gerou um material mais frágil, tanto em relação à resistência a tração quanto à resistência ao desgaste.

Como o material fundido apresentou muitos poros, não é possível fazer comparações entre ele e o extrudado, já que pode ter acontecido de grãos soltos provenientes da lixa terem se alojado nos poros do material, fornecendo assim

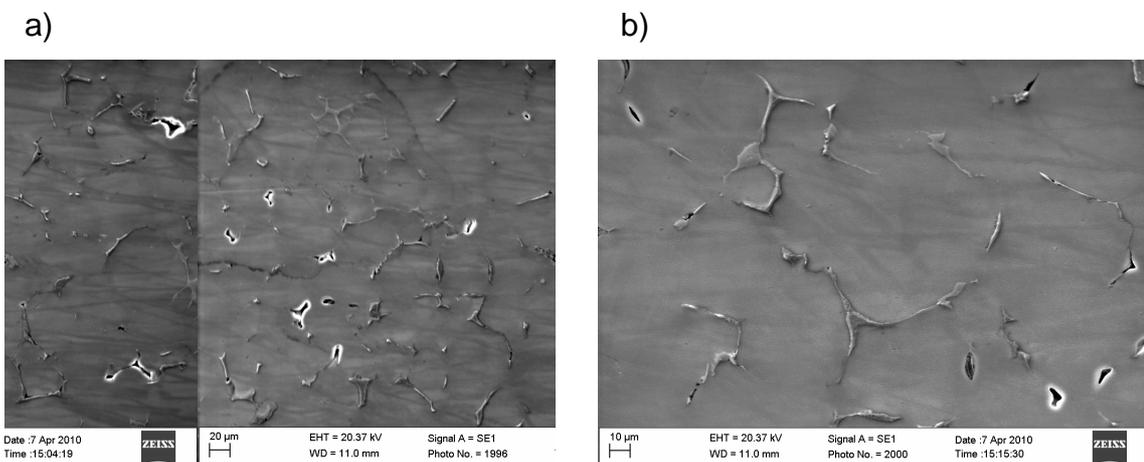
valores incorretos de peso perdido. Por esse motivo, optou-se por retirar esses valores do gráfico de comparação de valores.

Observa-se também que a existência do reforço auxilia no desgaste, pois a liga de alumínio 2024, sem reforço, foi a que apresentou maior volume de material perdido. Assim, a utilização do material composto é mais indicado do que o material da matriz para aplicações que sofrem desgaste, mesmo com grande quantidade de poros e baixa porcentagem de reforço presente.

Como os ensaios de dureza e tração evidenciaram a grande distância de valores entre o CMM e o ferro fundido, sendo o último bastante superior, o mesmo não foi utilizado no ensaio de desgaste, observando-se apenas a relação entre o CMM e o metal da matriz.

4.5 Avaliação das Microestruturas

Após tratamento térmico, as amostras fundidas e extrudadas foram avaliadas quanto à microestrutura. Usando microscopia eletrônica de varredura, as figuras 59 a),b),c); 60 a),b),c) foram obtidas. As figuras 59 a),b),c) são do material no estado fundido enquanto as demais referem-se ao material extrudado.



c)

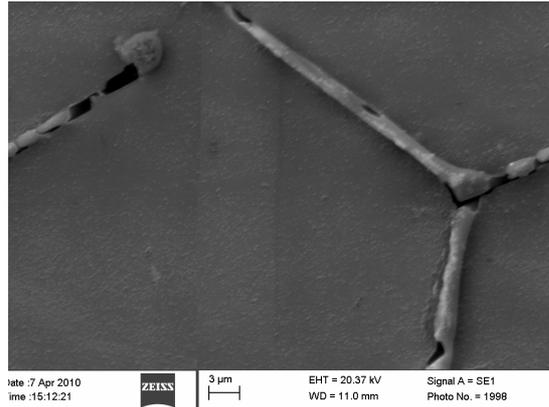
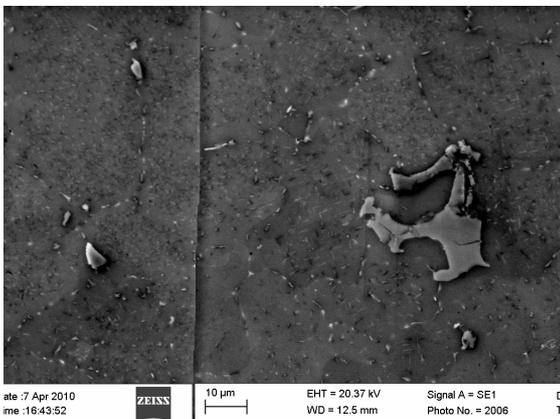
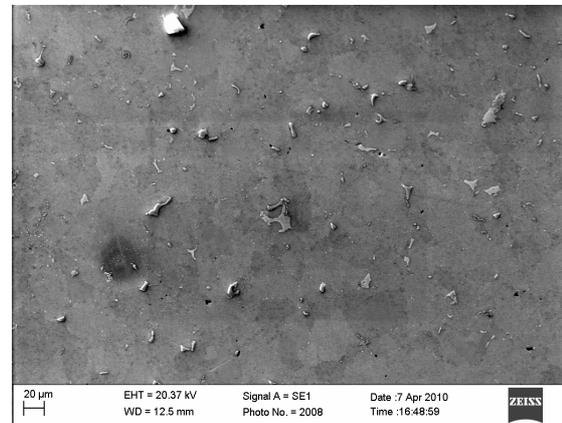


Figura 59 - Microestrutura determinada utilizando MEV do CMM fundido.

a)



b)



c)

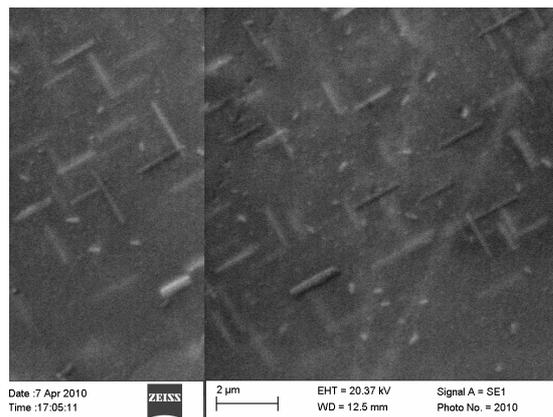


Figura 60 - Microestrutura determinada utilizando MEV do CMM extrudado.

Observando essas figuras, verifica-se que há uma intensa precipitação de partículas, mas de difícil reconhecimento sem um estudo com EDS (*Energy Dispersive X-Ray Detector*). Uma rápida análise mostra que na liga extrudada não aparece a precipitação em forma de bastões no contorno de grão.

A figura 61 apresenta uma fase grosseira de um contorno de grão. Seu espectro, figura 62, mostra que a fase cinza claro que aparece no contorno corresponde ao precipitado CuAl_2 .

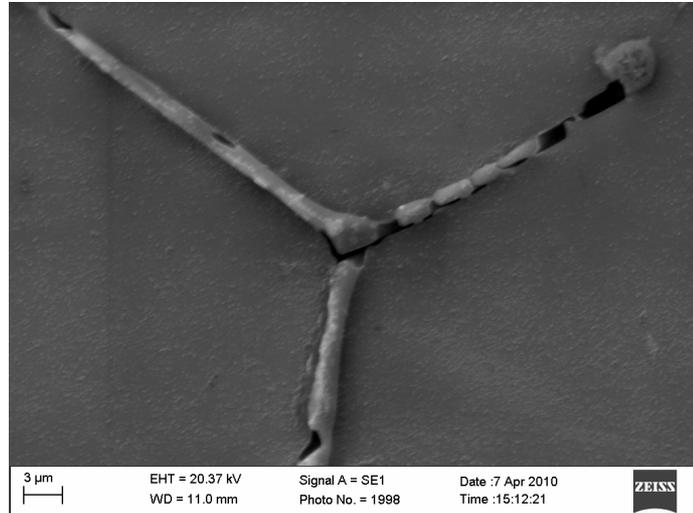


Figura 61 - Contorno de grão do CMM fundido.

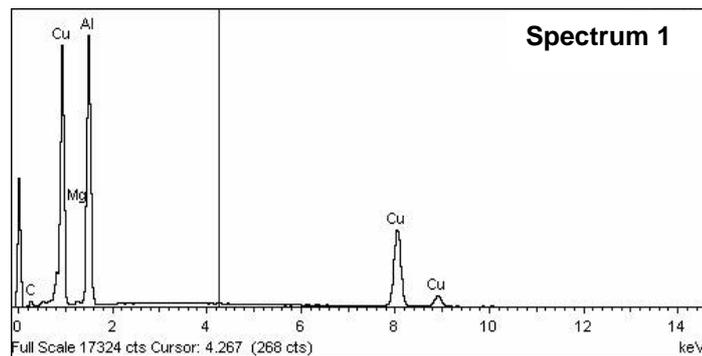


Figura 62 - Espectro correspondente aos precipitados presentes no contorno de grão do CMM fundido.

A figura 63 ilustra outra região da liga fundida. Parece haver dois intermetálicos na liga fundida. A fase cinza mais claro é sugestivo de CuAl_2 , enquanto a fase cinza mais escuro, região 4, configura-se como um exemplo do reforço SiC , conforme registrado nos espectros, nas figuras 64 a),b),c),d).

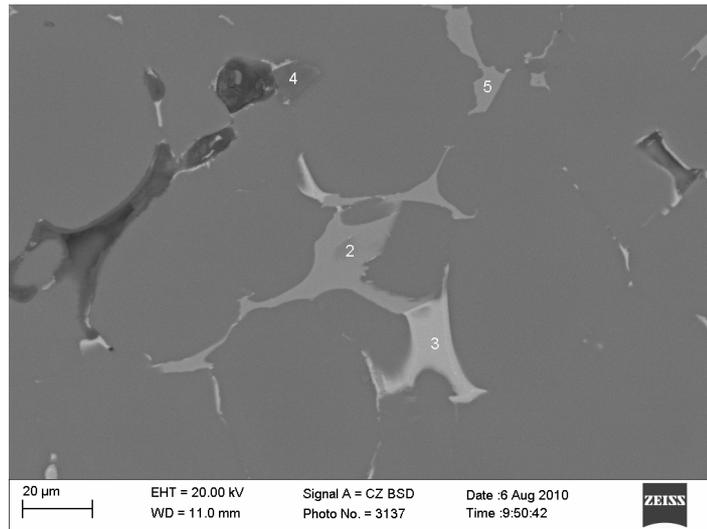
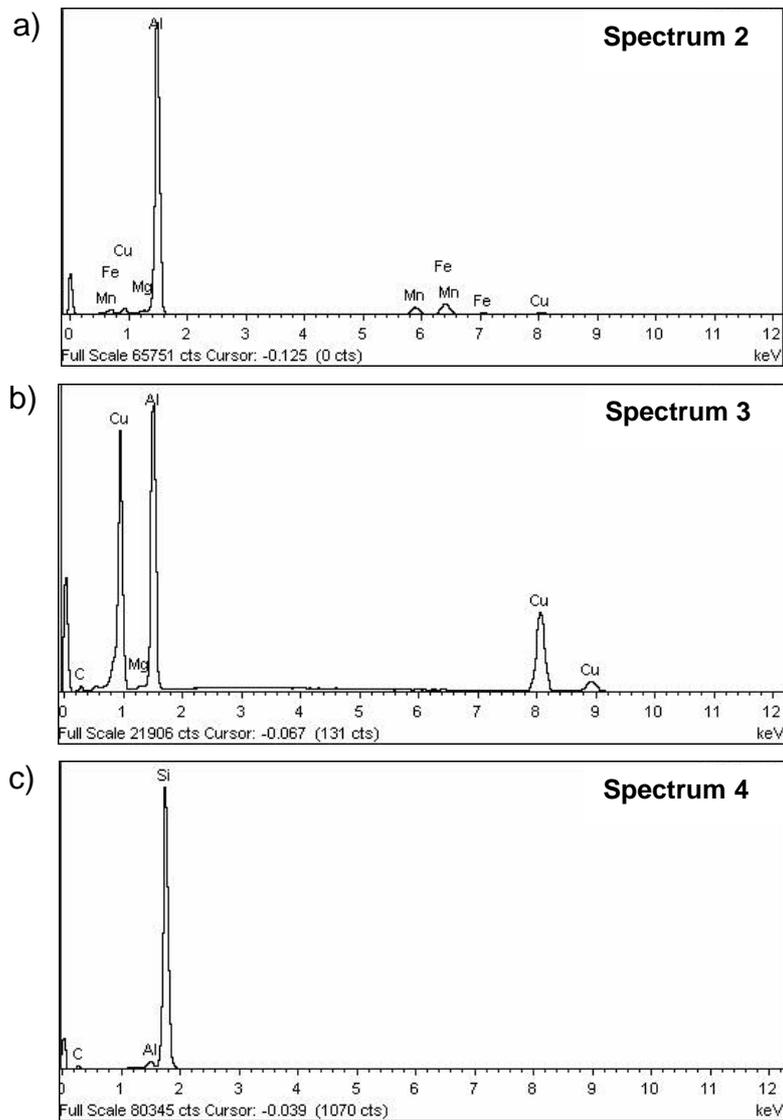


Figura 63 - Região do CMM fundido com precipitados e reforço.



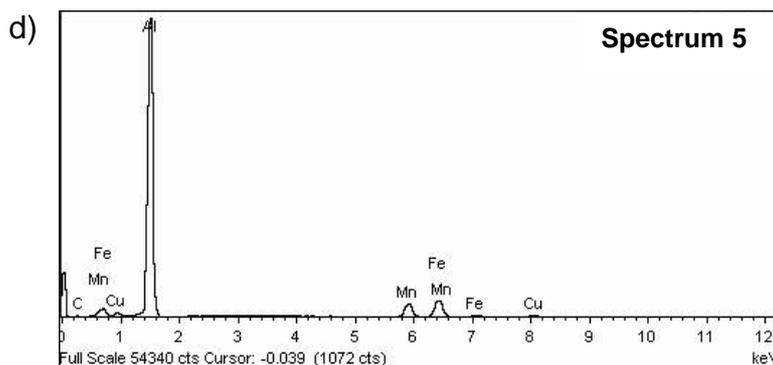


Figura 64 - Espectros correspondentes às regiões 2 a 5 da figura 63.

Numa outra amostra fundida, a microscopia eletrônica de varredura mostra diferentes partículas na figura 65. Os espectros são mostrados na figura 66 a),b),c),d). As partículas de número 1 e 2 apresentam elevado valor de oxigênio, além de um pico de potássio, sendo um indicativo de possível contaminação. A partícula 3 corresponde ao reforço de SiC e as partículas 4 e 5 provavelmente são de precipitados de CuAl_2 .

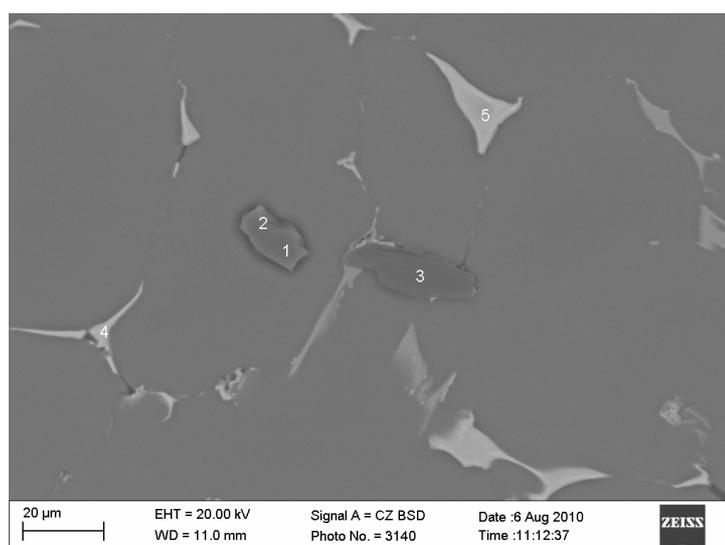
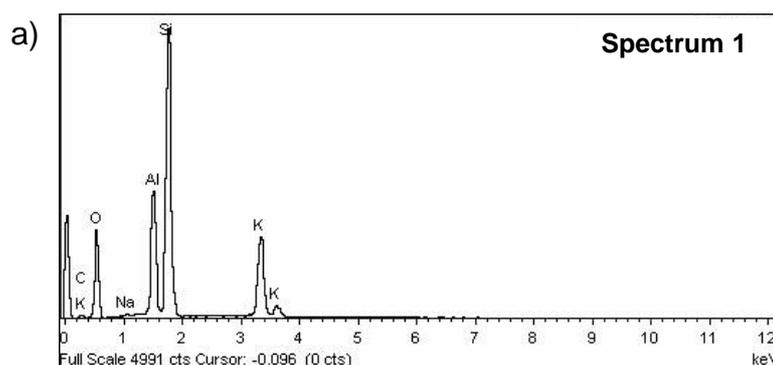


Figura 65 – Outra região do CMM fundido com precipitados, contaminação e reforço.



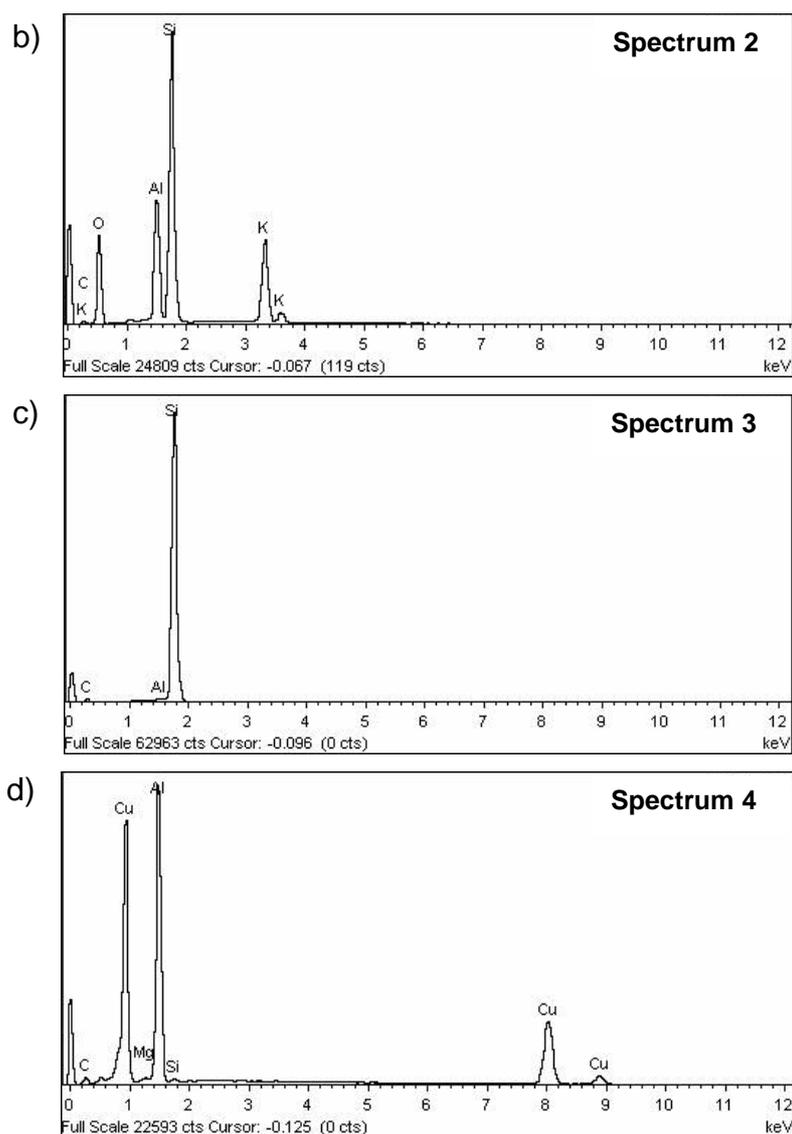


Figura 66 - Espectros correspondentes às regiões 1 a 4 da figura 65.

Nas amostras extrudadas não foram observados os precipitados finos em forma de bastões encontrados no CMM fundido. Possivelmente os mesmos foram solubiizados no tratamento térmico e precipitados de forma ainda mais fina, não resolvido pelo MEV.

A figura 67 apresenta o aspecto geral da amostra indicando precipitados mais finos do que na amostra fundida. É possível observar o reforço de SiC em pequena quantidade e com distribuição não uniforme, sendo identificados como sendo as partículas cinza escuro.

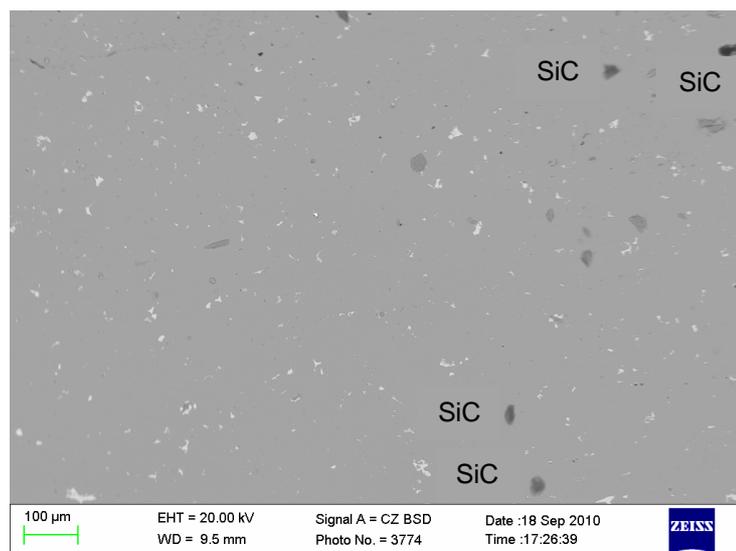


Figura 67 - Aspecto geral da amostra de CMM extrudado.

A identificação do reforço de SiC foi feita nos espectros a) e b) da figura 69, a partir da figura 68 regiões 1 e 2. Essas partículas são em número muito reduzido, conforme comprovado nas medições cujos valores são apresentados na tabela 16. As fases brancas evidentes na figura 68 são de CuAl_2 , como confirmado nos espectros 3 e 4 da figura 69.

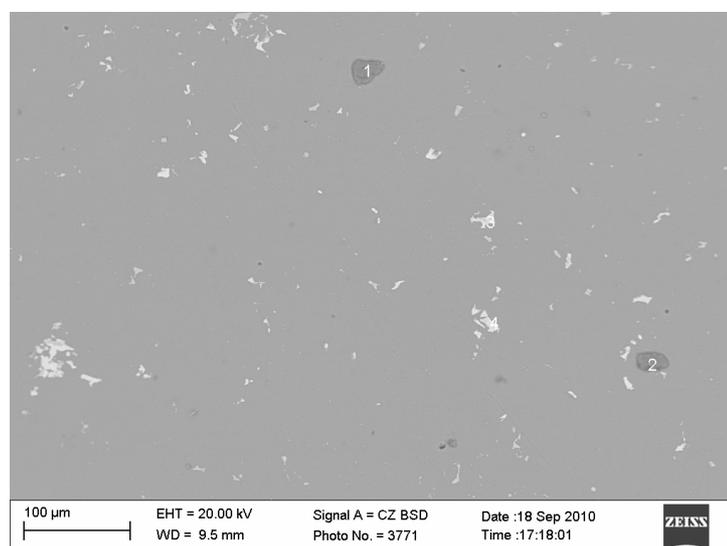


Figura 68 - Região do CMM extrudado com precipitados e reforço.

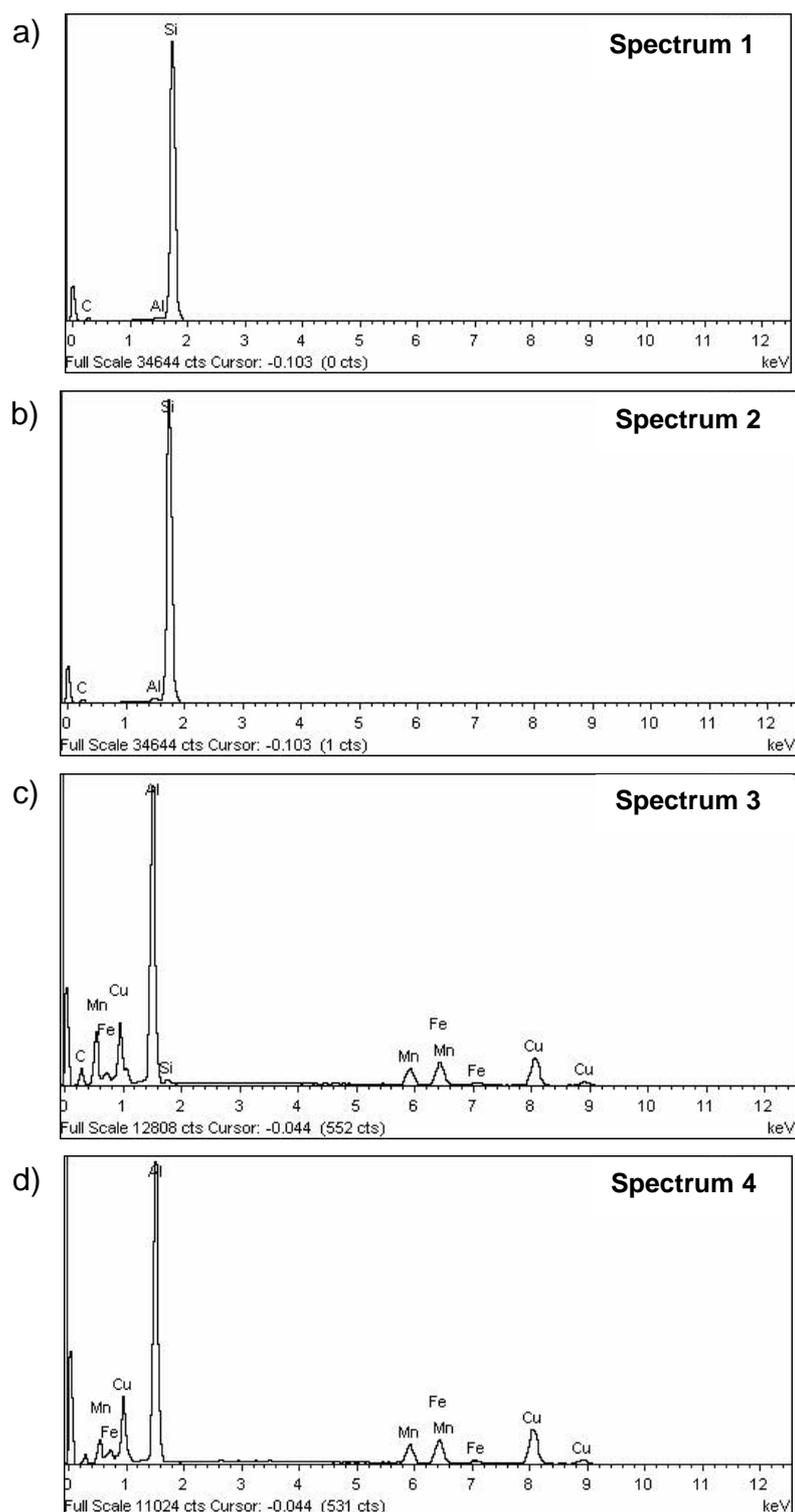


Figura 69 - Espectros correspondentes às regiões 1, 2 e regiões brancas da figura 68.

A figura 70 mostra, além dos precipitados de CuAl_2 (regiões 1 e 2), a presença de contaminação, região 3. Esses achados estão confirmados nos espectros 1, 2 e 3 da figura 71 a), b), c).

A contaminação é evidenciada pelo pico de oxigênio apresentado (espectro 3, figura 71 c)). Como observado em outros trabalhos, grandes inclusões de óxidos se formam durante a exposição a elevadas temperaturas na fundição do alumínio secundário.

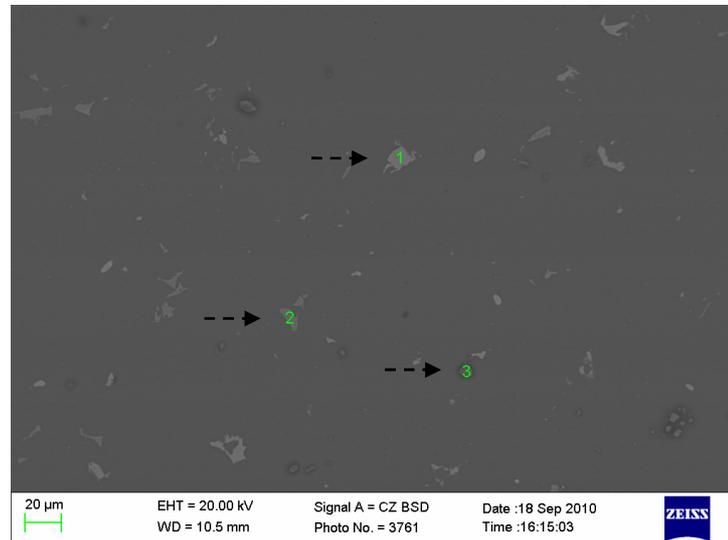
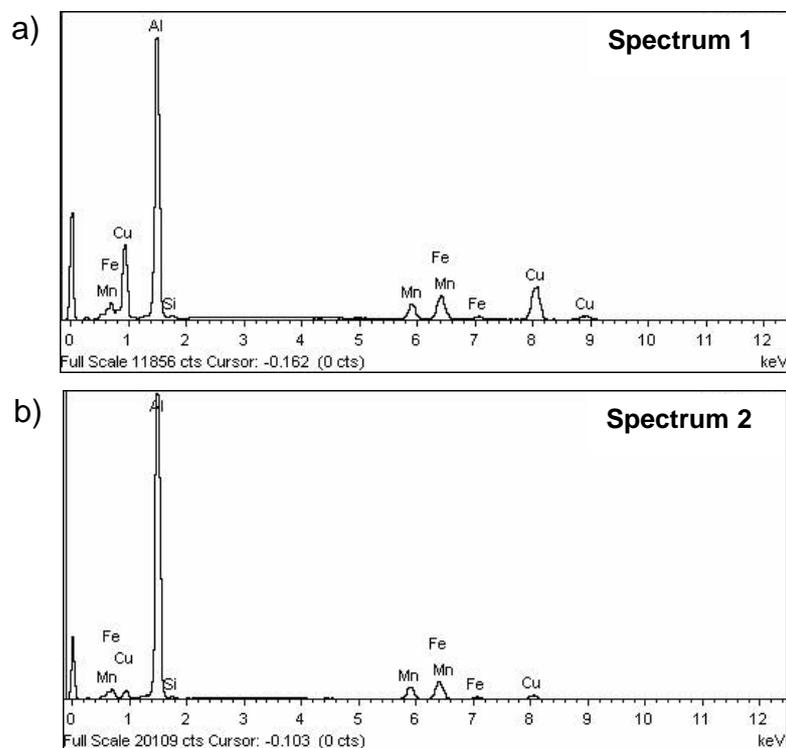


Figura 70 – Outra região do CMM extrudado com precipitados e contaminação.



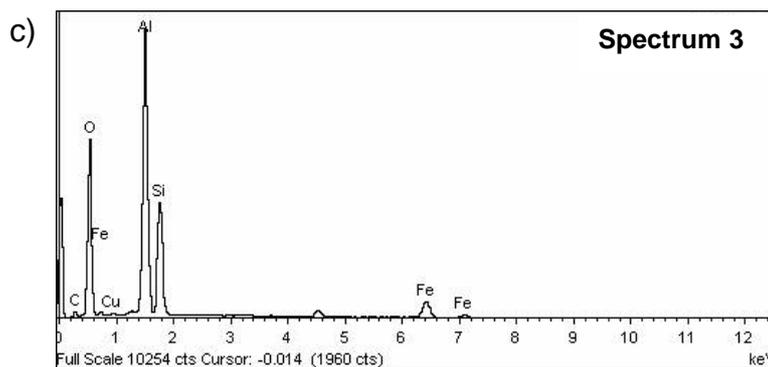


Figura 71 - Espectros correspondentes às regiões 1 a 3 da figura 70.

4.6 Fractografia

As regiões fraturadas nos ensaios de tração foram observadas e avaliadas em microscópio eletrônico de varredura. Pelas imagens é possível observar que as três amostras do CMM fundido analisadas, apresentam características distintas, apesar de pertencerem ao mesmo material. Na figura 72 a),b),c), cuja amostra foi obtida da parte superior do “chapéu”, observa-se uma fratura de característica frágil devido à clivagem, o que diminui a tenacidade do material provavelmente pela maior concentração de reforço SiC. A figura 73 a),b) ilustra uma amostra usinada na parte inferior do “chapéu” que apresenta numerosos e grandes vazios. Apresenta uma tendência à criação de *dimples*. A amostra apresenta grande quantidade de vazios e aparentemente poucas partículas de reforço. Embora não tenham sido avaliadas por EDS, acredita-se que pelas suas características sejam partículas de SiC. Assim, essa disposição microestrutural levou a uma fratura mais dúctil. A amostra da figura 74 a),b) não possui tantos vazios como a anterior, porém não são identificadas partículas de reforço em grande número, apresentando também uma estrutura bruta de fusão. A presença de *dimples* na figura 74 c) caracteriza sua fratura como dúctil. O CMM extrudado apresenta uma morfologia de fratura com característica de coalescência de microvazios *dimple* que demonstra a ductilidade do mesmo, como pode ser observado na figura 75 a),b),c). A fratura do extrudado apresenta uma característica muito mais dúctil do que os fundidos, provavelmente devido ao próprio processo a que foi submetido. As demais amostras tiveram comportamento similar.

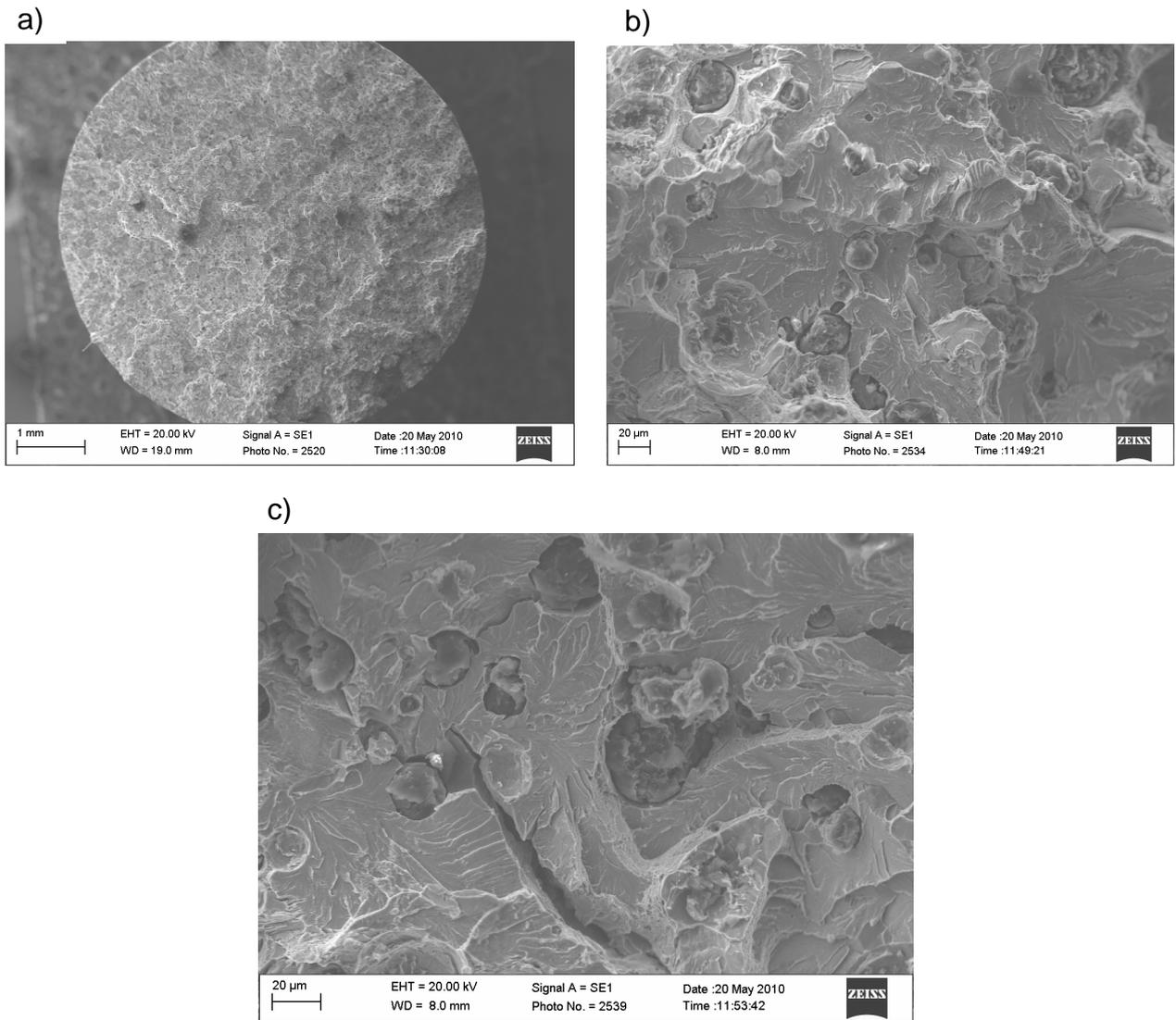


Figura 72 - Fratura do material fundido presente na região superior do "chapéu", tendo a formação de clivagem na sua estrutura.

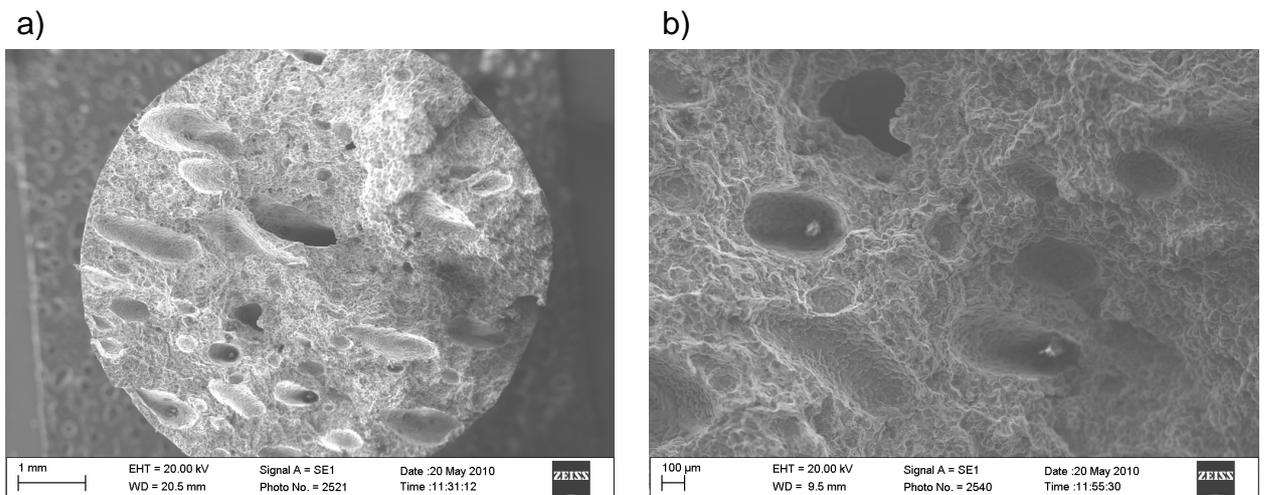


Figura 73 - Fratura do material fundido presente na região inferior do "chapéu", apresentando muitos vazios.

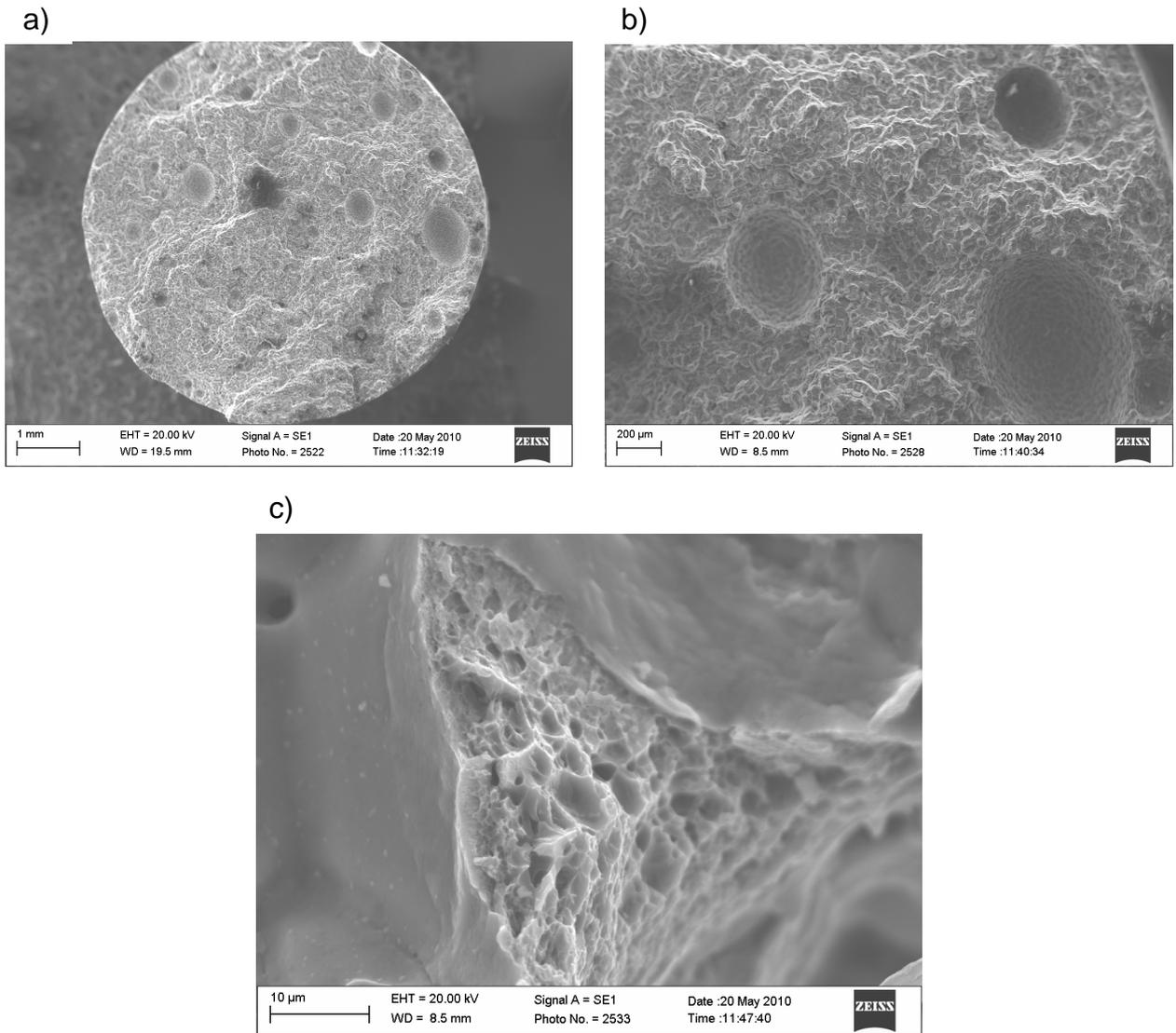
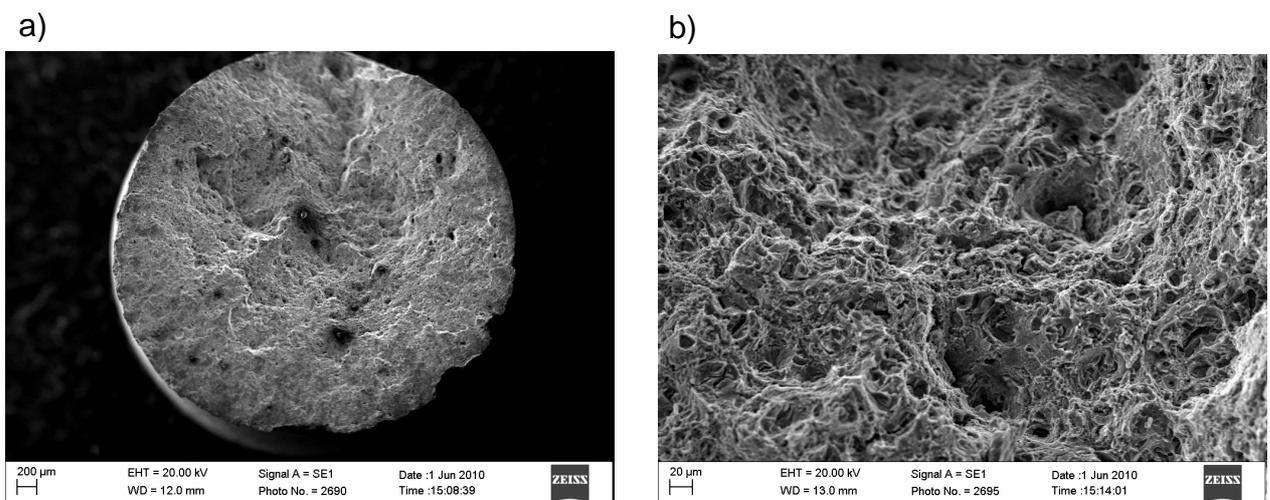


Figura 74 - Fratura do material fundido presente na região inferior do "chapéu", apresentando muitos *dimples* em sua estrutura.



c)

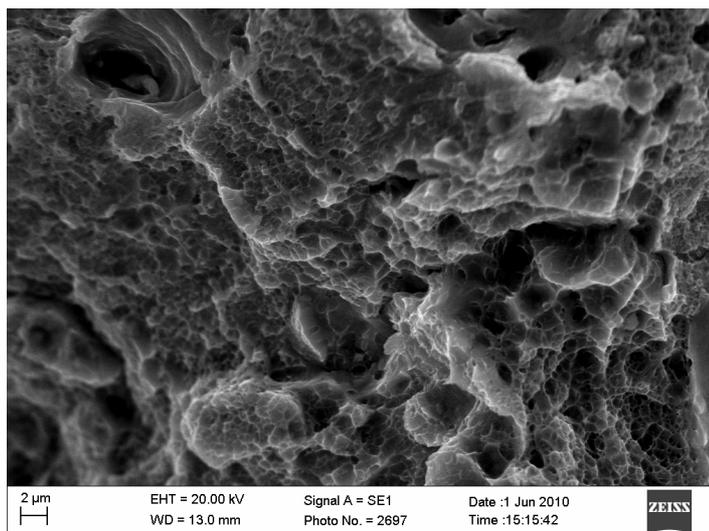


Figura 75 - Fratura do material extrudado com *dimples* em sua estrutura.

Os resultados mostram que o processo de produção da liga precisa ainda ser aprimorado, pois as amostras ensaiadas mostraram uma pequena incorporação de partículas, bem abaixo do que se esperava no início do experimento (10%). Além disso, a distribuição dessas partículas é bastante heterogênea, como observado nas amostras fundidas e extrudadas.

Embora o processo tenha a vantagem de se poder produzir o componente na sua forma quase final, há variáveis que precisam ser equacionadas para que se obtenha um CMM de qualidade.

No atual estágio, a extrusão é necessária, dada a grande quantidade de poros remanescentes do processo. Embora no material extrudado não se tenha observado a existência desses poros, o processo de extrusão levou à precipitação intensa de partículas de CuAl_2 que não foram totalmente dissolvidas no tratamento térmico posterior, como pode ser observado nas figuras 67, 68 e 70. Isso explicaria em parte o fato dos baixos valores de microdureza observados na matriz. Para que haja o envelhecimento da liga de alumínio, o cobre deve estar dissolvido no alumínio para posterior precipitação submicroscópica de fases coerentes. Se não há cobre suficiente dissolvido no alumínio, o pico de endurecimento é pequeno pela baixa precipitação. Além de parte do cobre ficar em forma de precipitado, ao observar a composição química na tabela 10, verifica-se que os elementos que participam do aumento de dureza e resistência através do processo de envelhecimento como Cu, Mg e Zn se encontram em quantidades inferiores ao especificado e também às

outras amostras, diminuindo ainda mais as chances de um desempenho desejado do extrudado.

Este fato é verificado nas figuras já mencionadas e também pela análise do próprio processo de fabricação da liga.

A fusão dessa liga é seguida de resfriamento lento por 5 minutos seguido de resfriamento em água. Na extrusão, feita a temperaturas de 400, 425 e 450°C, o resfriamento foi feito ao ar. Observando-se o diagrama de equilíbrio da liga AlCu, verifica-se que nesta faixa de temperatura pode haver alguma solubilização, que seguido de lento resfriamento (ao ar) precipitará partículas de CuAl_2 .

Essa intensa precipitação oriunda dos processos de fusão e extrusão necessitariam de maiores temperaturas e tempos de solubilização. Como os tempos e temperaturas foram fixados por ensaios pilotos, provavelmente não foram suficientes para uma solubilização eficiente. Assim, é sugerido que no processo de extrusão o resfriamento seja feito o mais rápido possível para evitar o aumento de precipitação de CuAl_2 .

Essas observações são feitas a partir das recomendações sugeridas na norma de tratamento térmico de ligas aeronáuticas AMS 2770E, que estipula um estreito tempo entre a retirada do material do forno de solubilização para o tanque de resfriamento. Isso porque, no caso da liga 2024 poderá ocorrer a precipitação de CuAl_2 no contorno de grão entre a retirada do forno e o resfriamento. No caso, essa precipitação seria responsável pelo menor endurecimento e pelo fenômeno de corrosão intergranular.

Como o CMM em estudo é feito a partir de aparas de tiras de AA 2024, fenômeno parecido poderá ter ocorrido durante o processo de extrusão. Um outro ponto que merece atenção é relacionado ao material base (aparas de tiras de AA 2024). A figura 57 mostra os resultados do ensaio de tração para a liga de alumínio 2024 sem reforço e os diferentes comportamentos existentes. Isso pode ser explicado pela maior concentração de poros em algumas amostras, e também pela falta de homogeneidade de elementos no material, já que a diversidade de sucata levou a grandes variações de composição das amostras analisadas. Essa diversidade de origem pode acarretar em alguns lotes com baixa qualidade. Portanto, é necessário que haja um controle da composição química para garantir a qualidade do composto produzido.

5. CONCLUSÕES

Apesar da idéia inicial do trabalho ser muito interessante, ao sugerir a produção de um material utilizando metal reciclado e já em seu formato final, sem a necessidade de um segundo processo, a pequena quantidade de reforço incorporado, a composição química variada e fora das especificações levam à conclusão de que o processo ainda precisa ser bastante aprimorado.

Na literatura, destaca-se que um dos problemas encontrados na produção é como manter uma distribuição uniforme do reforço, já que idealmente um material composto deveria ser homogêneo e uniforme, porém isso é difícil de atingir, como foi verificado após a caracterização.

Em relação ao material composto fundido, a grande quantidade de vazios e não uniformidade do reforço levaram à variações das propriedades de tração.

Ainda, observou-se que presença de reforço no material, mesmo que em pequenas quantidades, melhorou as propriedades de resistência à tração, desgaste e dureza, quando se compara o CMM fundido com a liga de alumínio 2024.

O processo de extrusão reduziu a quantidade e tamanho dos poros, porém algumas variáveis desse processo levaram à recristalização do material e durante o lento resfriamento, à precipitação de partículas de CuAl_2 . Isso, em conjunto com a presença dos elementos de endurecimento abaixo do mínimo especificado, prejudicou os resultados de microdureza do material.

O aumento do tempo de envelhecimento para o material extrudado gerou ligeira melhora nos resultados do ensaio de desgaste. Aparentemente houve um incremento no envelhecimento suficiente para promover tal melhoria. Porém, o tempo de solubilização do extrudado deve ser repensado no sentido de aumentar a quantidade de CuAl_2 dissolvido na matriz.

Este material, tal como foi produzido, não alcançou os valores apresentados pelo ferro fundido automotivo, que foi utilizado como comparativo por ser o material atualmente utilizado nas camisas de pistão automotivas. Sugere-se, portanto, que seja realizado o aprimoramento do material para que o mesmo possa ser futuramente utilizado como componente automotivo.

NOVOS TRABALHOS

Com base nos resultados obtidos nesse trabalho de pesquisa, sugerem-se outros estudos relacionados, sendo eles:

- Estudo de variáveis do processo de conformação por *spray* visando a melhoria, principalmente, da incorporação das partículas de reforço e diminuição de vazios no material;
- Estudo das variáveis do tratamento térmico (tempo e temperatura) para a maior dissolução das partículas de CuAl_2 provenientes do processo de extrusão;
- Estudo das variáveis de extrusão para controlar o tamanho de grão e dificultar ao máximo a precipitação de CuAl_2 .

REFERÊNCIAS

- [1] MAHFOUD, M.; EMADI, D. (2010). Aluminum recycling – challenges and opportunities. **Advanced Materials Research**, v. 83-86, p. 571-578.
- [2] NISHIDA, Y.; IZAWA, N.; KURAMASU, Y. (1999). Recycling of aluminum matrix composites. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 30, n. 3, p. 839-844.
- [3] MILLER W.S. et al. (2000). Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. **Materials Science and Engineering A**, v. 280, n. 1, p. 37-49.
- [4] GESING, A.J. et al. (2003). Assuring continued recyclability of automotive aluminum alloys: chemical composition-based sorting of wrought and cast Al shred. **TMS 2003 Annual Meeting: Automotive Alloys**, p. 3-14.
- [5] BATES, C.E. (1987). Selecting quenchants to maximize tensile properties and minimize distortion in aluminum parts. **Journal of Heat Treating**, v. 5, n. 1, p. 27-40.
- [6] PRASAD S.V., ASTHANA R. (2004). Aluminum metal-matrix composites for automotive applications: tribological considerations. **Tribology Letters**, v. 17, n. 3, p. 445-453.
- [7] McALEVY, R.B. (1965). **Interrupted quenching and isothermal treatment of aluminum alloy 2024**. 1965. Thesis - Department of Metallurgy, The Pennsylvania State University.
- [8] HOWARD, R.; BOGH, N.; MACKENZIE, S. (2003). Heat treating processes and equipment. In: MACKENZIE, S.; TOTTEN, G.E. **Handbook of aluminum**, volume 1, Physical metallurgy and processes. Florida : CRC Press. cap 19, p. 881-970.
- [9] MATTHEUS F.L., RAWLINGS R.D. (1999). **Composite materials: engineering and science**. Cambridge : CRC Press.
- [10] JESUS, E.R.B. (1998). **Obtenção, usinagem e desgaste de materiais compósitos de matriz metálica processados via metalurgia do pó**. 91 f. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear – Materiais) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1998.
- [11] OHJA, S.N.; SINGH, S.N. (1991). On spray deposition of high-speed steel. **Journal of Materials Science Letters**, v. 10, p. 893-895.
- [12] JESUS, E.R.B. (2004). **Ferramentas de usinagem em aço rápido AISI M2 obtido por conformação por *spray***. 198 f. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear

– Materiais) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

[13] FERRARINI, C.F. (2005). **Microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Al-Si hipoeutéticas conformadas por spray**. 109 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, 2005.

[14] LEATHAM, A.G.; LAWLWY, A. (1993). The Osprey process: principles and applications. **The International Journal of Powder Metallurgy**, American Powder Metallurgy Institute, v. 29, n. 4, p. 321-329.

[15] GOMES, M.R.; BRESCIANI FILHO, E. (1987). **Propriedades e usos de metais não-ferrosos**. São Paulo : ABM.

[16] HATCH, J.E. (1990). **Aluminum: properties and physical metallurgy**. Metals Park: ASM International. 424 p.

[17] SAIGAL, A.; LEISK, G. (1992). Heat treatment optimization of alumina/aluminum metal matrix composites using the Taguchi approach. **Scripta Metalurgica et Materialia**, v. 26, p. 871-876.

[18] MACHADO, I. F. **Apostila de tratamentos térmicos e de superfície**. 18 p.

[19] VANDER VOORT, G.,F. (2006). Atlas of aluminum microstructure. In: MACKENZIE, D.S.; TOTTEN, G.E. **Analytical characterization of aluminum, steel and superalloys**. Florida : CRC Press. cap 2, p. 55-156.

[20] CHEPKO, C. et al. (2000). **An experimental and analytical study of the properties of precipitation hardening aluminum alloys**. University of the Pacific, School of Engineering, 14 p.

[21] CROUCHER, T. (1982). Quenching of aluminum alloys: what this key step accomplishes. **Heat Treating**, v. 14, n. 5, p. 20-21.

[22] CANALE, L.C.F. **Apostila de notas de aula sobre tratamentos térmicos**. cap 11.

[23] MARTIN, J.W. (1998). **Precipitation hardening**. 2. ed., Oxford: Butterworth-Heinemann. 240 p.

[24] BONOLLO F. et al. (1991). The effect of quenching on the mechanical properties of powder metallurgically produced Al-SiC (particles) metal matrix composites. **Materials Science and Engineering**, A144, p. 303 – 309.

[25] Edited by MACKENZIE, D.S.; TOTTEN, G.E. (2003). **Handbook of aluminum: alloy production and materials manufacturing**. Florida: CRC Press. 2 v. p. 637.

- [26] MERLE, P. (2000). Thermal treatments of age-hardenable metal matrix composites. **MMC - Assess - Thematic Network**, Institute of Materials Science and Testing – Vienna University of Technology, v. 2, p. 1-7.
- [27] FARD R.R., AKHLAGHI F. (2007). Effect of extrusion temperature on the microstructure and porosity of A356-SiC_p composites. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 187/188, p. 433-436.
- [28] SEE K.S., DEAN T.A. (1997). The effects of the dispositions of SiC particles on the forgeability and mechanical properties of co-sprayed aluminium-based MMCs. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 69, n. 1/3, p. 58-67.
- [29] SAHA, P.K. (2000). Fundamentals of extrusion. In:____. **Aluminum extrusion technology**. Ohio : ASM International. cap 1, p. 1-2.
- [30] TEKMAN C. et al. (2003). The mechanical response of Al-Si-Mg/SiC_p composite: influence of porosity. **Materials Science and Engineering A**, v. 360, n. 1/2, p. 365-371.
- [31] THAM L.M., GUPTA M., CHENG L. (2002). Effect of reinforcement volume fraction on the evolution of reinforcement size during the extrusion of Al-SiC composites. **Materials Science and Engineering A**, v. 326, n. 2, p. 355-363.
- [32] HONG S.H., CHUNG K.H., LEE G.H. (1996). Effects of hot extrusion parameters on the tensile properties and microstructures of SiC_w-2124Al composites. **Materials Science and Engineering A**, v. 206, p. 225-232.
- [33] BORREGO A. et al. (2002). Influence of extrusion temperature on the microstructure and the texture of 6061 Al-15 vol.% SiC_w PM composites. **Composites Science and Technology**, v. 62, n. 6, p. 731-742.
- [34] ZHANG H., WANG J.N. (2001). Thixoforming of spray formed 6066 Al/SiC_p composites. **Composites Science and Technology**, v. 61, n. 9, p. 1233-1238.
- [35] KANG C.J., KIM N.H., KIM B.M. (2000). The effect of die shape on the hot extrudability and mechanical properties of 6061 Al/Al₂O₃ composites. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 100, n. 1/3, p. 53-62.
- [36] LIANXI H., ZUYAN L., ERDE W. (2002). Microstructure and mechanical properties of 2024 aluminum alloy consolidated from rapidly solidified alloy powders. **Materials Science and Engineering A**, v. 323, n. 1/2, p. 213-217.

