

# Influência da Incorporação de Partículas de SiC na Microestrutura e no Comportamento Tribológico de Compósitos Al/SiC<sub>p</sub> com Gradiente Funcional

A. C. Vieira, L. A. Rocha, J. R. Gomes  
catarina.vieira@engmateriais.eng.uminho.pt, lrocha@dem.uminho.pt, jgomes@dem.uminho.pt

CIICS, Centro de Investigação em Interfaces e Comportamento de Superfícies, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade do Minho, Portugal

---

## Resumo

Devido à boa relação entre densidade e resistência mecânica apresentada pelos compósitos de matriz de alumínio, estes materiais têm-se destacado em algumas aplicações industriais. Com efeito, a adição de reforços cerâmicos às ligas de alumínio, nomeadamente partículas de SiC, resulta na melhoria das suas propriedades mecânicas com particular impacto no aumento da resistência ao desgaste, ampliando o seu campo de aplicação como tribo-materiais. O desenvolvimento complementar de gradientes funcionais de propriedades neste tipo de compósitos permite a melhoria de uma grande variedade de propriedades, possibilitando a utilização destes tribo-materiais na indústria automóvel e aeronáutica. Exemplos de aplicações são cilindros, válvulas e seguidores de cames em motores de combustão interna, onde estes materiais operam como parte integrante de diversos sistemas tribológicos.

Este estudo teve como objectivo verificar a influência da incorporação de partículas de SiC na microestrutura da liga Al-10Si-4.5Cu-2Mg processada por fundição centrífuga, tendo como referência a matriz não reforçada mas também processada por fundição centrífuga e caracterizada por um gradiente na microestrutura. A fracção de volume de partículas de SiC adicionadas foi de 10%. O comportamento tribológico dos dois materiais foi avaliado a fim de compreender o modo como as alterações na microestrutura promovidas pela adição de partículas de SiC influencia a resposta tribológica. Os testes tribológicos foram realizados na ausência de lubrificação e na geometria esfera-disco. A carga normal aplicada e a velocidade de deslizamento foram mantidas constantes com os valores de 3 N e 0.5 ms<sup>-1</sup>, respectivamente. Como contra-corpo foi usado aço de rolamento AISI 52100.

A microestrutura e os principais mecanismos de desgaste foram caracterizados por recurso a SEM/EDS. Os resultados demonstraram a existência de fadiga extrema e a predominância de fenómenos de abrasão como mecanismos de desgaste. A resposta tribológica dos materiais caracterizados indicou poder ser fortemente influenciada pela quantidade de partículas de reforço presente na matriz de alumínio.

---

## 1. Introdução

Os compósitos de matriz de alumínio têm-se destacado em algumas aplicações industriais, essencialmente devido à sua baixa densidade, elevada resistência mecânica e elevada resistência ao desgaste. Com efeito, a adição de reforços cerâmicos às ligas de alumínio, nomeadamente partículas de carboneto de silício (SiC<sub>p</sub>), resulta na melhoria das suas propriedades mecânicas e em particular da resistência ao desgaste, ampliando o campo de aplicação destes compósitos como tribo-materiais. Embora estes compósitos possam ser usados em variados campos, assumem particular importância as aplicações onde a resistência ao desgaste se torna no requisito principal. Os sistemas de travões usados em comboios e em automóveis são exemplos destas aplicações. Actualmente, os compósitos de matriz de alumínio reforçados com partículas de alumínio (Al-SiC<sub>p</sub>) são extensivamente usados em linhas de comboios na Europa, podendo ser também encontrados em automóveis nos Estados Unidos [1].

O desenvolvimento complementar de gradientes funcionais de propriedades nos compósitos Al-SiC<sub>p</sub> permite a melhoria de uma grande variedade de propriedades. Um material com gradiente funcional de propriedades (*functionally graded material* - FGM) pode ser definido como um compósito onde existe um gradiente de composição de um dos elementos constituintes (reforço) em relação ao outro constituinte (matriz). Assim, os materiais FGM podem proporcionar aplicações bastantes promissoras em situações onde as condições de uso são bastantes severas. Exemplos da sua aplicação são cilindros, válvulas e seguidores de cames em motores de combustão interna onde estes materiais operam como parte integrante de diversos sistemas tribológicos.

Os FGM's podem ser processados por fundição centrífuga, dado que esta técnica apresenta a melhor relação preço-eficiência comparativamente a outros métodos de produção. Na fundição centrífuga, devido à força centrífuga aplicada à carga de fundição e ainda devido às diferenças de densidade entre os materiais de reforço e a matriz, consegue-se obter facilmente um gradiente na distribuição das partículas de reforço. Dado que o SiC é mais denso do que o material da matriz à base de alumínio, a zona mais exterior do compósito apresentará maior quantidade de partículas e, conseqüentemente, maior resistência ao desgaste, enquanto que o interior do compósito apresentará maior quantidade de liga de alumínio e, por conseqüência, maior ductilidade. Na Figura 1 apresenta-se esquematicamente um FGM caracterizado por um gradiente radial de partículas de reforço e, conseqüentemente, de propriedades.

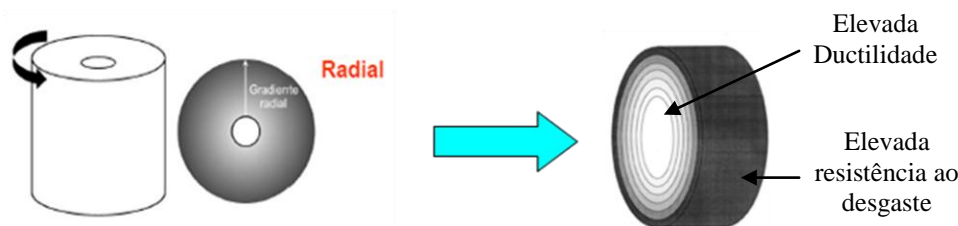


Figura 1. FGM com gradiente radial de partículas e de propriedades.

O processo de fundição centrífuga pode influenciar a própria matriz do compósito. Variações da velocidade de arrefecimento e da velocidade de centrifugação podem causar alterações microestruturais na matriz do compósito [2-4]. Assim, o objectivo principal deste trabalho foi verificar a influência da incorporação de partículas de SiC<sub>p</sub> na microestrutura da liga de Al da matriz, usando em ambas as situações fundição centrífuga como método de processamento. Dado que as aplicações deste tipo de compósitos visam uma elevada resistência ao desgaste, caracterizou-se o comportamento tribológico destes materiais, em deslizamento na ausência de lubrificação.

## 2. Procedimento Experimental

Seleccionou-se para matriz uma liga de alumínio – Al-10Si-4.5Cu-2Mg – não comercial, à qual se adicionaram como reforço 10 % de partículas de  $\beta$ -SiC, com granulometria média de 37.8  $\mu$ m. A liga de Al foi desenvolvida para reunir um conjunto de propriedades, tais como redução do ponto de fusão (com adição de silício), ser passível de ser tratada termicamente (pela adição de cobre) e para apresentar boa molhabilidade (adição de magnésio). Por fundição com agitação foram preparados compósitos homogêneos a partir dos referidos materiais de partida. Como passo seguinte, e com vista a promover um gradiente funcional de partículas no material, recorreu-se a fundição com centrifugação. Na fundição com agitação, a liga foi aquecida até aproximadamente 700 °C, com uma taxa de aquecimento de 5 °C/min. Toda a fusão foi feita com atmosfera controlada de azoto e com caudal médio de 5 l/min. Após a temperatura estabilizar, o sistema de agitação foi activado a cerca de 274 r.p.m. Com o banho metálico perfeitamente fundido iniciou-se a adição gradual e subsequente dispersão das partículas de reforço na massa metálica. A duração total desta etapa corresponde ao somatório do tempo necessário para efectuar a adição completa das partículas de reforço, que não excedia em geral  $\approx$  5 minutos, com o restante período necessário a uma adequada dispersão. Terminado o patamar de agitação, o vazamento era efectuado para uma coquilha de aço inoxidável pré-aquecida a 450 °C e previamente polida e revestida por uma camada de um agente desmoldante à base de grafite. Com o objectivo de reduzir eficazmente a quantidade de gases incorporados no compósito vazado, compactou-se o material ainda antes da solidificação se completar, por recurso a uma prensa. Esta tarefa tinha lugar 60 s após o início do vazamento, tendo sido aplicada uma carga de  $\approx$  15 t, a qual era mantida durante aproximadamente 40 s, até deixar de ser observável qualquer fluxo de material entre a coquilha e o punção. Após a compactação, o conjunto constituído pela coquilha e seu conteúdo era retirado da prensa e deixado arrefecer em água. Quando o material se encontrava completamente arrefecido, procedia-se à etapa seguinte: fundição com centrifugação. Esta etapa visou a obtenção de um gradiente de partículas e, conseqüentemente, de propriedades, ou seja, a obtenção de um FGM. Na fundição com centrifugação, o compósito homogêneo previamente produzido foi aquecido até 850 °C com uma taxa de aquecimento de 25 °C/min e numa atmosfera controlada de Ar. Ao se atingir uma temperatura do banho estável ( $\approx$ 850 °C) o motor de

centrifugação era ligado, promovendo uma centrifugação de geometria radial do cadinho de grafite para onde a carga de fusão era vazada (vide Figura 1). O cadinho era mantido à temperatura ambiente e após estar animado com uma velocidade de centrifugação constante de 1500 r.p.m., a carga era vazada. Uma vez completo o vazamento da carga de fusão, a centrifugação era mantida durante aproximadamente 1 minuto e o FGM era arrefecido naturalmente até atingir a temperatura ambiente.

A liga Al-10Si-4.5Cu-2Mg foi inicialmente processada por fundição com vazamento em coquilha. Posteriormente, foi igualmente centrifugada, usando todas as condições descritas para o processamento do FGM.

Os testes de atrito e desgaste foram realizados sem lubrificação num tribómetro Plint TE 67 a operar na geometria esfera-disco. Usaram-se discos de liga de Al centrifugada e discos de compósito FGM, os quais foram testados contra uma esfera em aço AISI 52100 com 10 mm de diâmetro. A carga normal aplicada foi de 3 N e a velocidade de deslizamento foi mantida em  $0.5 \text{ ms}^{-1}$ . O tempo total de cada teste foi de 1 hora, correspondendo a aproximadamente 1800 m de distância de deslizamento. As esferas caracterizaram-se por uma rugosidade superficial de aproximadamente  $0.97 \mu\text{m}$  e por uma dureza de 560 HV. Para uma melhor percepção da influência da distribuição das partículas de reforço no compósito FGM foram executados testes de desgaste em três zonas diferentes do disco, caracterizadas pelos raios médios das pistas de desgaste R1, R2 e R3, tal como esquematizado na Figura 2. O mesmo procedimento foi adoptado para os discos das amostras da liga de Al.

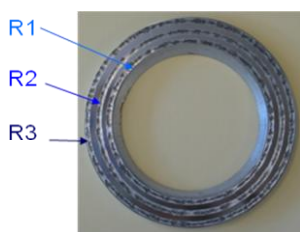


Figura 2. Disco à base de Al (liga não reforçada ou compósito FGM) evidenciando a localização das três pistas de desgaste de raio médio R1, R2 e R3.

Antes e após cada teste de atrito e desgaste, os provetes foram lavados durante dez minutos numa tina de ultra-sons utilizando propanol. Após a limpeza, procedeu-se à secagem dos provetes colocando-os em contacto com uma corrente de ar quente durante alguns minutos e permitiu-se a sua estabilização pela permanência num excicador durante cerca de 24 horas. Seguiu-se a sua pesagem numa balança electrónica de precisão ( $10^{-5}\text{g}$ ). Após cada teste recolheram-se os resíduos soltos de desgaste para posterior análise. As pistas de desgaste nos discos à base de Al, as marcas de desgaste nas esferas em aço e os resíduos de desgaste foram analisados por SEM.

### 3 Resultados e Discussão

#### 3.1 Influência da incorporação de SiC na liga de Al

Na Figura 3 apresentam-se micrografias representativas da microestrutura nas diferentes zonas (R1, R2 e R3) do disco em liga de Al e do disco em compósito FGM.

Pela análise da Figura 3 é possível observar que o efeito da centrifugação apresenta alguma influência na microestrutura da liga de Al e na distribuição das partículas de SiC. Relativamente à liga de Al, e analisando do interior para o exterior do disco, verifica-se que o tamanho das fases diminui, proporcionando uma microestrutura menos grosseira no exterior da amostra. Este fenómeno pode atribuir-se às diferentes temperaturas de arrefecimento, já que a parte exterior da amostra é a primeira a contactar com o molde (que se encontra à temperatura ambiente), tendo portanto uma taxa de arrefecimento mais elevada do que a parte interior da amostra. Como consequência deste efeito ter-se-á que microestruturas mais finas irão proporcionar durezas mais elevadas. Em relação às diferentes fases presentes na liga de Al, não se notou nenhuma diferença em relação à sua distribuição radial. Quanto ao compósito FGM, é possível observar que na zona exterior da amostra (R3) há uma maior quantidade de partículas comparativamente ao centro (R2) e ao interior (R1). Este facto deve-se à acção da força centrífuga aplicada ao material e às diferenças de densidade entre a matriz e o reforço. As partículas de SiC são mais densas do que a liga de Al usada na matriz. No centro da amostra (R2) a quantidade de partículas é

mínima, sendo esta zona do FGM muito semelhante à zona R2 da liga. Finalmente, a zona R1 do compósito FGM apresenta uma certa quantidade de partículas, bem como muita porosidade. A existência de partículas de SiC nesta zona do compósito FGM pode estar relacionada com diferentes factores: as partículas de SiC podem ter ficado retidas na porosidade, não escoando para a zona exterior por acção da força centrífuga. Adicionalmente, à medida que se vai processando o vazamento, a carga de fusão vai arrefecendo, aumentando a sua viscosidade. Assim, uma maior viscosidade da carga de fusão vai obstar ao movimento/escoamento das partículas de SiC da zona R1 para a zona R3. Na micrografia relativa à zona R1 do compósito FGM observam-se ainda fissuras, indiciando fragilidade nesta região. É ainda de realçar que o mesmo gradiente microestrutural verificado na liga de Al, se manteve com a adição de SiC. Assim, é possível afirmar que a adição de partículas de SiC à liga de Al não tem qualquer influência na microestrutura da matriz.

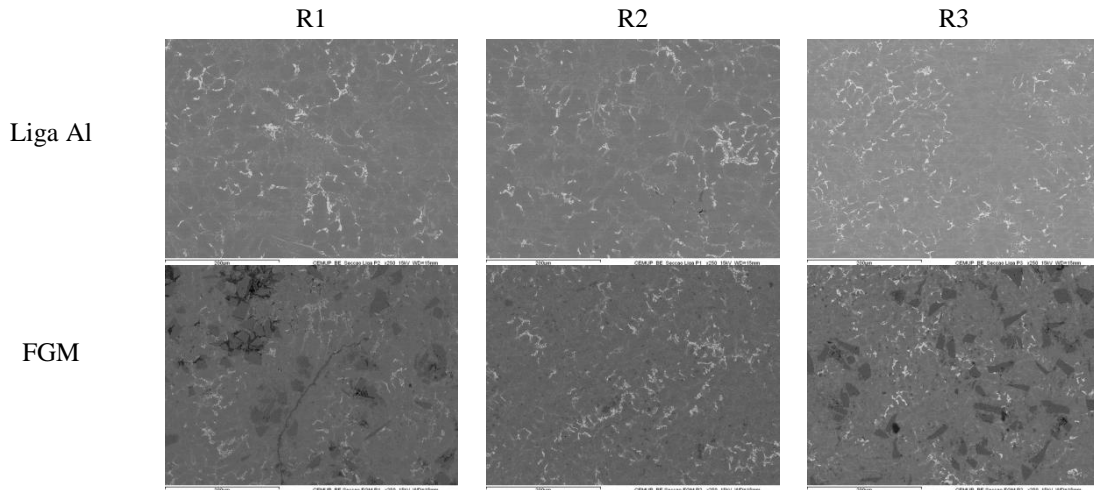


Figura 3. Micrografias representativas da microestrutura nas diferentes zonas (R1, R2 e R3) do disco em liga de Al e do disco em compósito FGM. R1-raio interior; R2-raio central; R3-raio exterior.

Na Figura 4 apresentam-se os valores de dureza Vickers obtidos nas diferentes zonas da liga de Al e do compósito FGM.

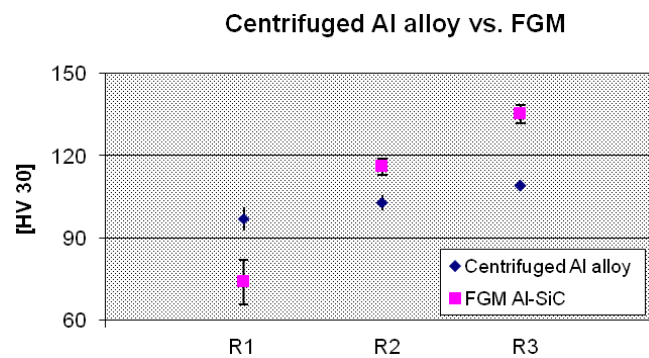


Figura 4. Valores de dureza Vickers obtidos nas diferentes zonas da liga de Al e do compósito FGM: R1-raio interior; R2-raio central; R3-raio exterior. (Statistically significant for  $p \leq 0,05$ ; Anova, Duncan).

Verifica-se que existem diferenças significativas de dureza nas diferentes zonas das amostras e entre as amostras. Assim, considerando a evolução da dureza nas duas amostras, nota-se que a dureza aumenta do interior para o exterior, o que concorda com a evolução microestrutural apresentada na Figura 3. e comprova a influência da centrifugação na microestrutura da liga de Al. Comparando os valores de dureza entre o compósito FGM e a liga de Al, verifica-se que existem diferenças que dependem da zona considerada na amostra. Assim, na zona R1, a dureza da liga de Al é superior à dureza do compósito

FGM. Este facto atribui-se ao elevado teor de porosidade detectado nesta zona do compósito. Na zona R3 a dureza do compósito FGM é notoriamente superior à da liga de Al. Este facto deve-se à existência de um elevado teor de partículas de SiC nesta região do compósito. Assim, é possível constatar que na zona R3 há dois mecanismos que contribuem para o aumento da dureza do material: a microestrutura da matriz e o elevado teor de reforço. Na zona R2 os valores de dureza entre as duas amostras são mais próximos, indicando que esta zona do compósito FGM apresenta reduzido teor de partículas de SiC.

### 3.2 Comportamento tribológico

Na Figura 5 apresenta-se a evolução do coeficiente de atrito durante o deslizamento para os dois materiais à base de alumínio estudados nas diferentes zonas de cada disco (R1, R2 e R3).

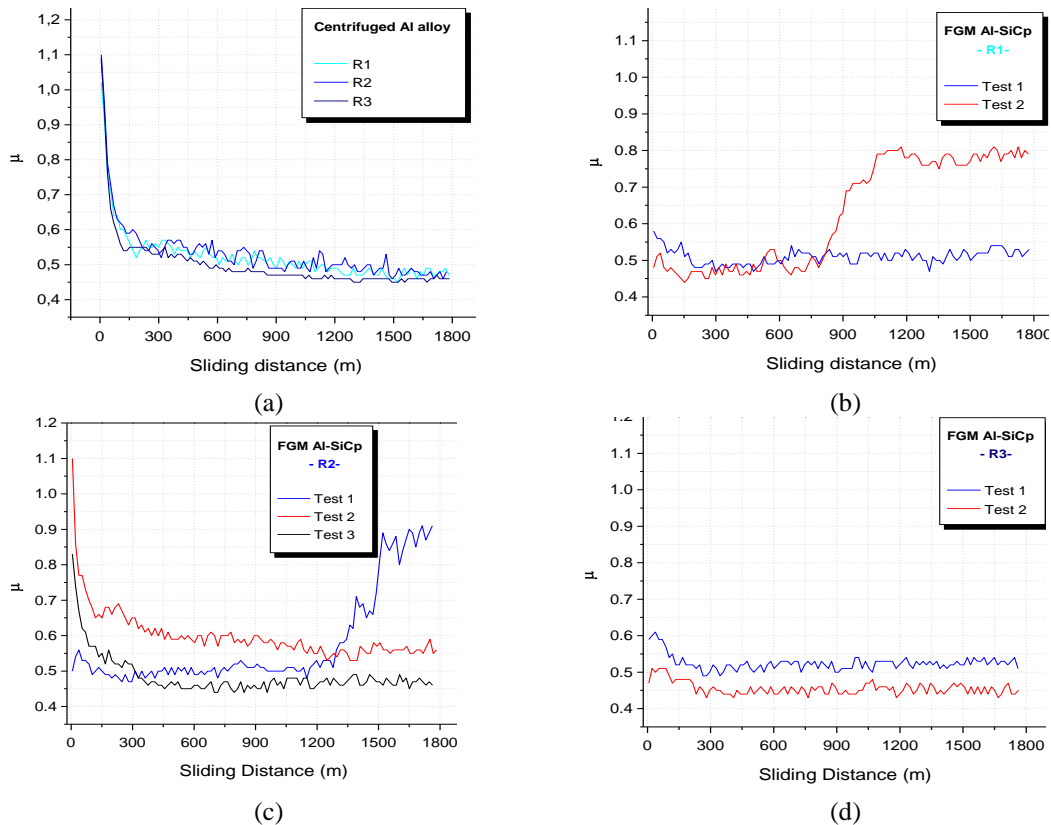


Figura 5. Evolução do coeficiente de atrito durante o deslizamento contra aço AISI 52100. (a) liga de Al; (b) compósito FGM - zona interior, R1; (c) compósito FGM - zona central, R2; (d) compósito FGM - zona exterior, R3.

Pela análise dos gráficos da Figura 5 nota-se que para ambos os materiais à base de Al e para todos os testes ocorre um pico nos primeiros instantes do deslizamento, seguido de um período de rodagem. Por outro lado, verifica-se que os valores médios do coeficiente de atrito são análogos para todos os testes, não se detectando diferenças entre a liga de Al e o compósito FGM. Existem ainda situações de teste em que a certa altura ocorre um aumento nos valores do coeficiente de atrito. Embora este facto ainda não se encontre esclarecido, uma possível explicação poderá estar associada aos fenómenos de oxidação que ocorrem na interface de contacto [6].

Na Figura 6 mostra-se a relação entre os valores da taxa de desgaste e a dureza obtida para ambos os materiais nas diferentes regiões dos discos. Nas zonas R1 e R3, onde se detectou maior quantidade de partículas de SiC, os valores da taxa de desgaste são notoriamente inferiores no compósito FGM do que na liga de Al. Este facto indica que a taxa de desgaste decresce significativamente com o aumento da quantidade de partículas de reforço, as quais actuam como elementos de suporte de carga. No entanto, este efeito só se manifesta de uma forma eficaz se as partículas de SiC mantiverem a sua integridade durante o teste tribológico, ou seja, as partículas não devem fracturar nem devem ser removidas da matriz [7]. Na zona R2, os valores da taxa de desgaste da liga de Al e do compósito FGM são semelhantes,

obtendo-se mesmo um valor um pouco superior para a taxa de desgaste do compósito. Esta diminuição da resistência ao desgaste do compósito FGM atribui-se ao facto da zona R2 praticamente não conter partículas de SiC, tal como evidenciado pelas micrografias apresentadas na Figura 3.

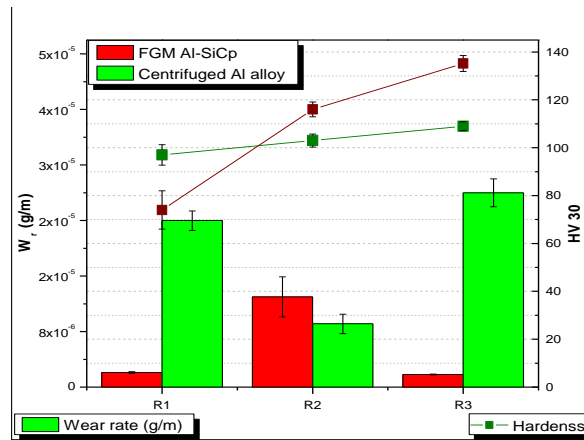


Figura 6. Relação entre os valores da taxa de desgaste e a dureza da liga de Al e do compósito FGM, nas diferentes zonas dos discos.

De modo a comprovar os resultados apresentados na Figura 6, analisaram-se as superfícies de desgaste dos dois materiais e nas diferentes pistas de desgaste. Caracterizaram-se ainda os resíduos soltos de desgaste produzidos durante o deslizamento, bem como as marcas de desgaste das esferas em aço. Na Figura 7 apresentam-se os resultados representativos da caracterização das superfícies de desgaste e resíduos de desgaste resultantes do contacto liga de Al/aço, sendo de realçar que não se detectaram diferenças significativas entre as três zonas testadas (R1, R2 e R3).

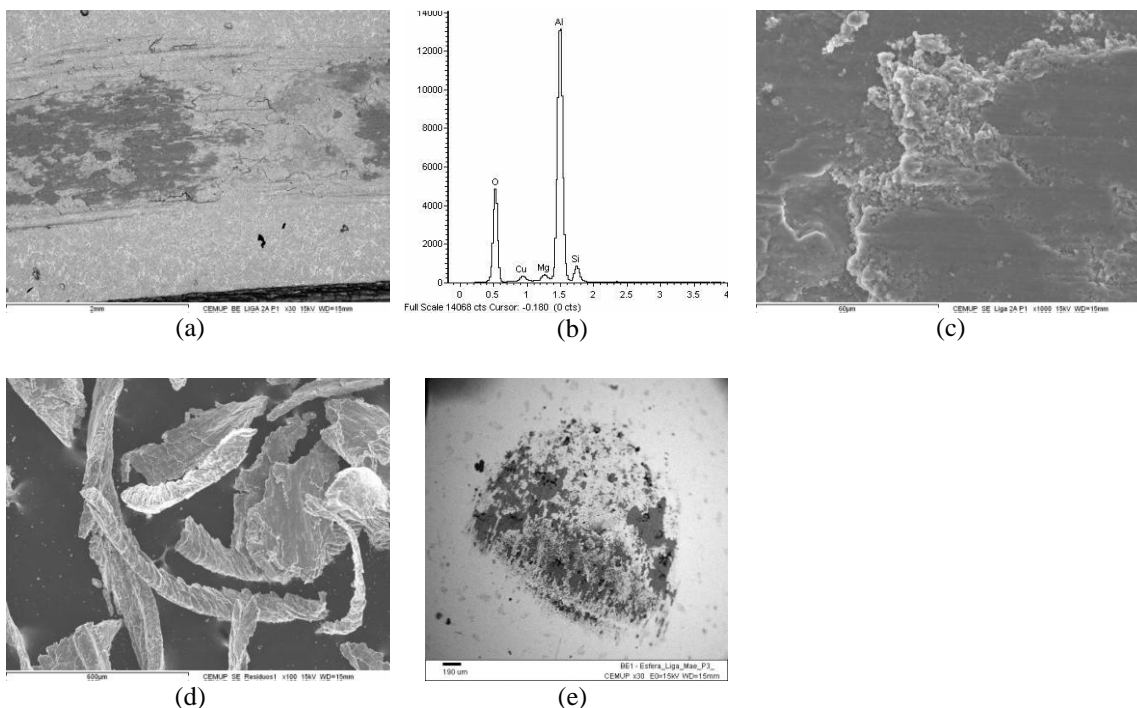


Figura 7. Caracterização das superfícies de desgaste e resíduos de desgaste resultantes do contacto liga de Al/aço. (a) pista de desgaste no disco em liga de Al; (b) espectro EDS comprovando a existência de zonas oxidadas nas zonas escuras da pista de desgaste da liga de Al; (c) pormenor de tribocamadas na pista de desgaste do disco em liga de Al; (d) resíduos de desgaste; (e) marca de desgaste na esfera de aço.

Pela análise da Figura 7(a), constata-se que existem diferentes zonas com tonalidades distintas (zonas mais claras e zonas mais escuras) aleatoriamente distribuídas pela pista de desgaste. Este fenómeno pode indicar o desenvolvimento de temperaturas de contacto (temperaturas de *flash*) diferenciadas, as quais resultam em zonas oxidadas não uniformemente distribuídas. No espectro de EDS apresentado na Figura 7(b) é confirmada a existência de oxigénio nas zonas mais escuras da pista de desgaste e na Figura 7(c) apresenta-se um pormenor evidenciando tribocamadas oxidadas na pista de desgaste. Na micrografia apresentada na Fig. 7(d) é possível observar a morfologia dos resíduos de desgaste gerados durante o deslizamento, os quais se caracterizam por partículas em forma de aparas de corte e por partículas em forma de placas. Esta morfologia dos resíduos de desgaste é característica de situações de desgaste severo por abrasão e delaminação de material. Na Figura 7(e) apresenta-se a marca de desgaste obtida na esfera em aço, na qual foram detectados vestígios de alumínio transferido da superfície oponente mais macia. Nas Figuras 8, 9 e 10 apresentam-se as micrografias obtidas nas superfícies de desgaste das zonas R1 (Figura 8), R2 (Figura 9) e R3 (Figura 10) do compósito, bem como dos respectivos resíduos de desgaste e superfície de desgaste oponente na esfera em aço.

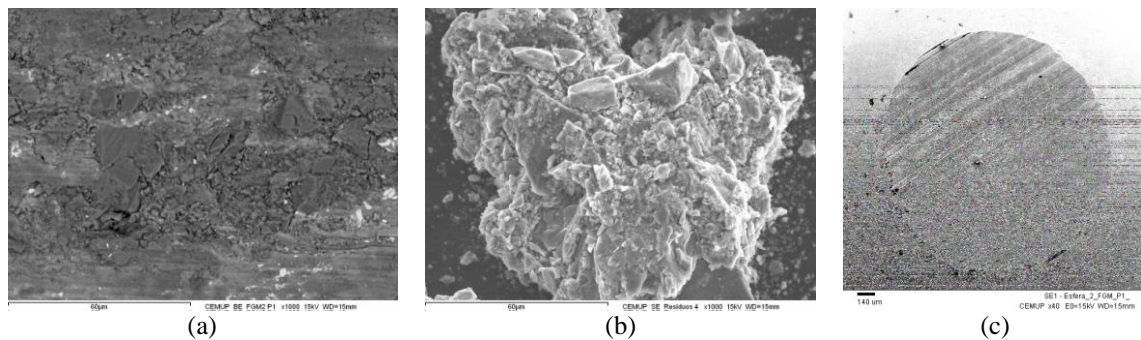


Figura 8. Micrografias correspondentes ao teste envolvendo a zona R1 do compósito FGM: (a) pista de desgaste; (b) resíduos de desgaste; (c) marca de desgaste na esfera em aço.

A Figura 8(a) evidencia elevada degradação superficial na pista de desgaste obtida na zona R1 do compósito FGM, sendo visíveis algumas partículas fragmentadas de SiC. Para este comportamento do compósito na pista R1 terá contribuído o elevado teor de porosidade que caracteriza esta região do disco (Figura 3). Com efeito, nestas circunstâncias as partículas não ficam bem envolvidas pela matriz, podendo ser removidas ou fragmentadas pela acção tribológica. Os resíduos de desgaste comprovam a remoção de material de reforço da pista de desgaste do compósito FGM (Figura 8(b)). A superfície de desgaste na esfera em aço caracteriza-se por sulcos de abrasão alinhados segundo a direcção de deslizamento (Figura 8(c)).

Quanto à zona R2 da pista de desgaste do compósito FGM, as micrografias da pista de desgaste no disco e dos resíduos de desgaste (Figuras 9(a) e 9(b)) são morfologicamente semelhantes às apresentadas na Figura 7 resultantes dos testes envolvendo a liga de Al. Este facto corrobora todos os resultados apresentados anteriormente, nomeadamente a ocorrência de oxidação na pista de desgaste devido ao desenvolvimento não uniforme de temperaturas de contacto na interface de contacto, resíduos de desgaste típicos de desgaste abrasivo e transferência de material da liga de Al para a superfície oponente em aço.

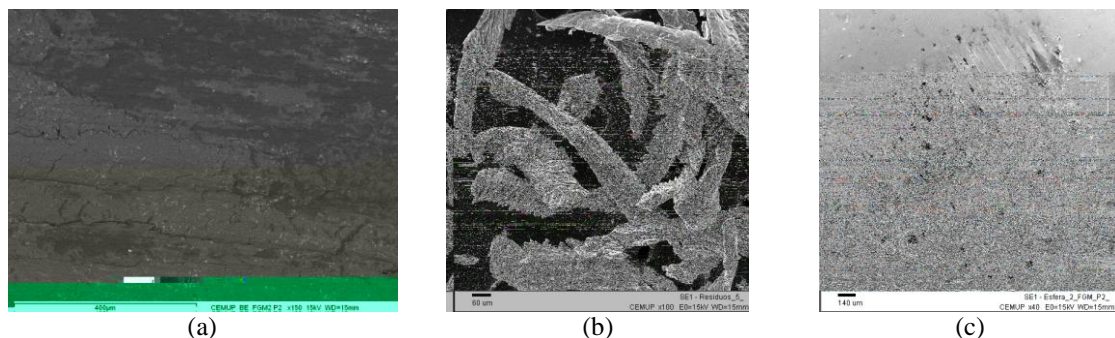


Figura 9. Micrografias correspondentes ao teste envolvendo a zona R2 do compósito FGM: (a) pista de desgaste; (b) resíduos de desgaste; (c) marca de na esfera em aço).

No que respeita às micrografias relativas à zona R3 do compósito FGM, apresentadas na Figura 10, verifica-se que na pista de desgaste (Figura 10(a)) são evidenciadas partículas de SiC bem envolvidas pela matriz e que actuam como elementos de ancoragem de material protector, contribuindo assim para a diminuição do desgaste no compósito. Este facto corrobora os valores mais baixos obtidos para a taxa de desgaste e apresentados na Figura 6. Quanto aos resíduos de desgaste (Figura 10(b)) é notória a presença de pequenos fragmentos de material, individualmente separados e identificados como liga de Al. A constituição destes resíduos e a sua forma indicam que o desgaste ocorreu essencialmente na liga de Al, estando portanto as partículas de SiC a ter um efeito benéfico efectivo na manutenção da resistência ao desgaste do compósito. Em relação à marca de desgaste obtida na superfície oponente em aço, não se detectou transferência de material à base de Al para esta superfície e o tamanho desta marca, relativamente às obtidas no contacto com as outras zonas do compósito FGM e apresentadas nas Figuras 8(c) e 9(c), é significativamente inferior. Este facto confirma a existência de menos desgaste na esfera e demonstra que a existência de partículas de SiC bem ligadas e envolvidas pela matriz, diminui não só o desgaste do compósito mas também o desgaste da superfície oponente. Esta diminuição do desgaste na superfície oponente é explicada pela ancoragem de material junto às partículas de SiC, a qual diminui a sua acção abrasiva sobre o aço.

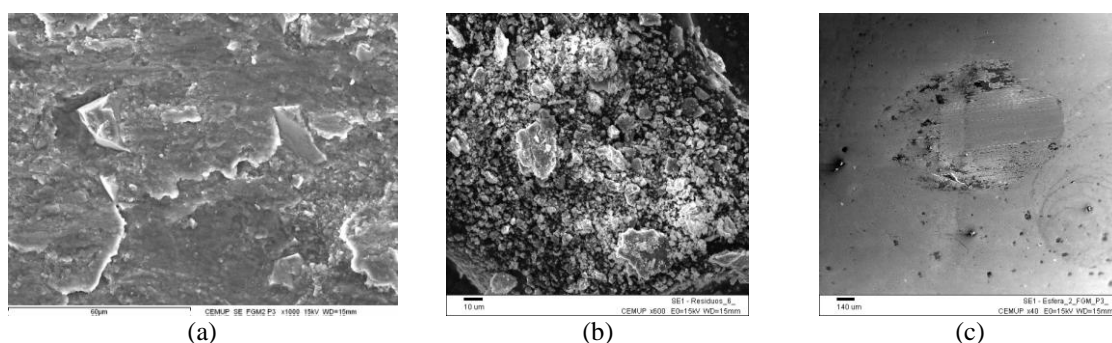


Figura 10: Micrografias correspondentes ao teste envolvendo a zona R3 do compósito FGM: (a) pista de desgaste; (b) resíduos de desgaste; (c) marca de desgaste na esfera em aço.

#### 4. Conclusões

Neste trabalho estudou-se a influência da incorporação de partículas de SiC na microestrutura de uma matriz de alumínio processada por fundição centrífuga. Avaliou-se ainda o comportamento tribológico da matriz de alumínio e do compósito FGM. Concluiu-se que ao nível microestrutural a liga de Al processada por fundição centrífuga apresentou variações no tamanho de grão induzidas pela taxa de solidificação que, por sua vez, dependeu da força de centrifugação. Estes gradientes foram comprovados pela variação dos valores de dureza nos materiais processados. As diferenças microestruturais induzidas pela força de centrifugação não foi alterado pela presença de partículas de reforço. No entanto a adição de partículas à liga de Al traduziu-se num aumento complementar do valor de dureza, pelo que na zona mais exterior do compósito existem dois mecanismos de endurecimento do material. A adição de partículas de SiC à liga de Al mostrou reduzir significativamente a taxa de desgaste. A porosidade observada no interior do material demonstrou ter uma importância determinante nas propriedades mecânicas e de resistência ao desgaste do compósito FGM.

#### Agradecimentos

Este trabalho foi financiado pela Fundação para a Ciência e Tecnologia (FCT-Portugal) no âmbito do programa POCTI (Projecto POCTI/CTM/46086/2002).

#### Referências

- [1] M. K. Surappa; Sadhana, 28, Parts 1 and 2, February/April 2003, 319–33.
- [2] L.A. Rocha et al; Ceramic Transactions, 114 (2001).
- [3] J.R. Gomes et al; Key Eng. Materials, 230-232 (2002).
- [4] A. Velhinho et al; Materials Science Forum, 423-425 (2002).
- [5] J.R. Gomes et al; Materials Science Forum, 423-425 (2003).
- [6] I.M. Hutchings; “Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials”; Butherworth Heinemann.
- [7] J.R. Gomes et al; Int. J. of Applied Mechanics and Engineering, Vol. 7 No. 3 (2002) pp. 791-802.