

## COMPARACIÓN DEL COMPORTAMIENTO FRENTE AL DESGASTE DE CUATRO MATERIALES

A. M. Irisarri y A. García-Romero

- INASMET – Tecnalia, Mikeletegi Pasealekua 2, 20009 San Sebastián.

**Resumen.** El presente trabajo se analiza el comportamiento frente al desgaste de cuatro materiales; uno compuesto de matriz de aleación de aluminio AS12UNG, reforzada con un 15% de fibras cortas de alúmina, un material compuesto comercial de matriz aleación de aluminio y 15% de partículas de alúmina, una aleación hipereutéctica aluminio silicio y una fundición gris. Los ensayos efectuados fueron del tipo de bola sobre placa, con movimiento de vaivén, en el intervalo de temperaturas comprendido entre 20 y 300° C. El comportamiento frente al desgaste del material compuesto de matriz AS12UNG, reforzada con 15% de fibras cortas de alúmina supera claramente al observado en las otras dos aleaciones de aluminio e, incluso, hasta una temperatura del orden de 150° C, el de la fundición gris. Sin embargo, rebasada esta temperatura la fundición gris, que exhibe un cambio prácticamente lineal de la velocidad de desgaste con la temperatura, frente a una brusca aceleración del daño en el material compuesto, pasa a ofrecer las mejores prestaciones. El análisis de las distintas probetas en el microscopio electrónico de barrido revela los mecanismos operantes en cada caso y contribuye a justificar el comportamiento que muestran los diferentes materiales en los ensayos de desgaste.

**Abstract.** This paper analyses the wear behaviour of four materials. The first one is a composite constituted by an aluminium AS12UNG alloy matrix reinforced by 15% of alumina fibres. The second one is a commercial aluminium alloy matrix composite with 15% of particles of alumina. Third one is a hypereutectic aluminium - silicon alloy and the fourth one a grey iron. Ball on disc wear tests, using reciprocating movement were carried out in the range of temperatures between 20 and 300° C. AS12UNG alloy, short fibres reinforced composites shows a better wear behaviour than the other two aluminium alloys and, up to 150° C, even better than grey iron. However, once this temperature is passed, grey iron, that exhibits a near linear relationship between temperature and wear rate is better than the composite that shows a sudden increase in the wear rate. Scanning electron microscope observation of all these specimens revealed the operating mechanism and helps to justify the wear behaviour of the various materials.

### 1. INTRODUCCIÓN

Las crecientes exigencias medioambientales impulsan a los fabricantes de automóviles a diseñar productos de mayor rendimiento y menor emisión de sustancias contaminantes, los cuales, además, deben poder ser reciclados al final de su vida útil. Esto ha llevado a considerar el empleo de los materiales compuestos de matriz aleación de aluminio como candidatos idóneos para sustituir a los materiales féreos (fundiciones y aceros) tradicionalmente utilizados en gran número de estos componentes. Como consecuencia de esta tendencia, el 62% de los materiales compuestos de matriz metálica consumidos el año 1999 correspondió a la industria de transporte terrestre (automoción y ferrocarril) [1]. Con gran diferencia los materiales compuestos con refuerzo discontinuo (DRA) son los que mayor grado de utilización han encontrado. Aún más, en un estudio realizado el año 2000 se preveía que el consumo de estos materiales compuestos con refuerzo discontinuo se duplicaría para el año 2004.

Aunque en un principio el principal interés se dirigió hacia el desarrollo de bielas a partir de aleaciones de aluminio forjadas, reforzadas con partículas, con la vista puesta en reducir el peso de estos componentes, las cargas que soporta el cigüeñal y las pérdidas por

fricción [2], pronto se detectaron las dificultades para conseguir un material que fuera capaz de satisfacer al mismo tiempo las exigencias de buenas prestaciones frente a la fatiga de alto número de ciclos y de bajo costo. Este último requerimiento parece el más difícil de alcanzar. Ello ha llevado a dejar en segundo plano esta línea de investigación y centrar el estudio en otros componentes, que parecen ofrecer unas mayores posibilidades de éxito.

El uso de materiales compuestos de matriz aluminio en la fabricación de pistones no constituye una idea nueva, puesto que ya en el año 1983 Toyota inició la producción industrial de pistones para motores diesel, en un deseo de lograr mejorar las prestaciones frente al desgaste y la fatiga térmica [3]. Sin embargo, este desarrollo de unos nuevos componentes optimizados no siempre se ha visto acompañado de una difusión suficientemente amplia de las mejoras conseguidas y de la tecnología empleada para ello. Habitualmente los pistones se diseñan, desarrollan y fabrican por empresas especializadas en esta labor, contando para ello con la colaboración de una industria fabricante de automóviles. La tendencia actual del sector hacia la consecución de rendimientos más altos y menores niveles de contaminación atmosférica implica el uso de unas temperaturas y unas presiones más altas en la

cabeza de los pistones, exigiendo un mejor sellado entre pistón y cilindro, es decir aquella zona donde se alojan los segmentos. Como consecuencia de esta exigencia localizada, también el refuerzo cerámico se halla selectivamente concentrado en aquellos puntos que se encuentran más fuertemente solicitados, dónde se requiere mayor resistencia al desgaste, rigidez más alta a temperaturas elevadas y menor coeficiente de dilatación térmica.

Ya se ha señalado que una de las principales barreras que han de superar estos materiales compuestos de matriz para que se extienda su uso en automoción es el relativo a su mayor costo, comparado con el de los materiales féreos, que pretenden reemplazar. En este sentido el proceso de infiltración con presión directa, más conocida por su nombre en inglés de “squeeze casting” que permite integrar un refuerzo localizado, selectivo, de fibras de refuerzo tanto en la parte de la cabeza del pistón como en los surcos dónde se sitúan los segmentos, en una sola etapa permite reducir de una forma apreciable del costo del componente [2]. Si bien el material compuesto es más caro, su empleo tan sólo en determinadas zonas del componente y el empleo de un proceso más simple permiten llegar a conseguir una reducción de costo. Además, a ello hay que añadir los beneficios derivados de las mejores prestaciones de estos pistones.

La escasa difusión de los resultados obtenidos por las empresas fabricantes de pistones o de automoción y el hecho de que los estudios publicados se refieran en su práctica totalidad a unos materiales obtenidos en el laboratorio, con un menor contenido en elementos de aleación y con un proceso de producción mucho más cuidadoso, supone que se posea un información muy escasa sobre las ventajas que presentan los materiales compuestos de matriz aluminio en la fabricación de pistones frente a otros materiales candidatos a este uso.

El objetivo del presente trabajo es proseguir con el estudio emprendido acerca del comportamiento frente al desgaste que presenta un material compuesto de matriz aleación de aluminio AS12UNG, reforzado con un 15% de fibras cortas de alúmina  $\delta$  producido por un proceso industrial de infiltración con presión directa, y comparar sus prestaciones con las exhibidas por otros materiales alternativos.

## 2. TÉCNICA EXPERIMENTAL

### 2.1. Materiales

El material compuesto elegido está constituido por una aleación de aluminio, perteneciente a la calidad AS12UNG, según la normativa francesa AFNOR, habitualmente conocida como la aleación de pistones, por razón de su utilización en la fabricación de estos componentes. Aunque suele ser una práctica habitual el refinar la morfología de las placas de silicio

eutéctico, añadiendo pequeños porcentajes de sodio, estroncio, fósforo o antimonio, en el presente caso no se ha agregado ninguno de estos elementos. La tabla 1 muestra la composición química de esta aleación.

**Tabla 1.** Composición química de la aleación base.

Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Mn
12.05	1.24	0.98	1.05	0.36	0.04
Zn	Ti	Pb	Sn	Ca	Al
0.009	0.008	0.002	0.001	0.002	Base

La composición de las fibras de refuerzo corresponde a 96-97% de alúmina y 3-4% de sílice. La alúmina se encuentra cristalizada en la fase denominada  $\delta$ , con un diámetro medio de 3  $\mu\text{m}$  y una longitud que oscila entre 100 y 500  $\mu\text{m}$ . Para la fabricación del material compuesto objeto de estudio se adquirieron las fibras ya preformadas con un contenido aproximado del 15% en volumen. Las fibras en las preformas se encuentran distribuidas con una orientación al azar en un plano. Este material ha sido referenciado como AS.

El análisis de las prestaciones frente al desgaste de este material compuesto se efectuó comparándolas con las ofrecidas por otros tres materiales. El primero de ellos consiste en un material compuesto de matriz aleación de aluminio 2014, reforzada con un 15% de partículas de alúmina $\alpha$ , con un tamaño comprendido entre 5 y 20  $\mu\text{m}$ . Este material es conocido con el nombre comercial de Duralcan W2A-15<sup>a</sup>, se adquirió extruido y con un tratamiento térmico del tipo T6 (solubilización ya maduración artificial). En este estudio el material fue designado como DU.

El segundo material objeto de estudio corresponde a una aleación hipereutéctica aluminio – silicio, con unos contenidos de magnesio, cobre y níquel en torno al 1%, perteneciente a la calidad AFNOR AS18UNG. Estas aleaciones hipereutécticas son sobradamente conocidas por su elevada resistencia al desgaste, por la gran dureza que le confieren las partículas de silicio primario, por lo que se han venido utilizando en la fabricación de pistones. De hecho, las muestras de material analizadas fueron extraídas de la cabeza de varios pistones fabricados para el modelo Renault Clio. El material fue referenciado como PI, indicando que su origen es un pistón de producción industrial.

El último material analizado corresponde a fundición gris de grafito laminar con una matriz ferrito-perlítica y algunas zonas de steadita (eutéctico ternario hierro-carbono-fósforo). Estos materiales presentan un buen comportamiento frente al desgaste gracias, no sólo a la resistencia ofrecida por la matriz, sino también al efecto lubricante ejercido por las láminas de grafito, lo que ha impulsado su uso en aplicaciones donde el roce de una superficie contra otra es un factor a ser

tenido muy en cuenta. Las muestras ensayadas en el presente trabajo se extrajeron de un disco de freno. El material fue referenciado en este trabajo como GCI.

## 2.2. Proceso de fabricación

El material compuesto fue fabricado por el proceso de infiltración con presión directa. Las condiciones en que se llevo a cabo este proceso han sido detalladas en otro trabajo presentado en este mismo Encuentro [4], motivo por el cual no se insistirá sobre el tema en este punto.

## 2.3. Tratamiento térmico

El material compuesto recibió un tratamiento térmico de estabilización (T5). La razón para optar por este tratamiento, frente al más habitual de solubilización y maduración (T6), se halla en la reacción que se ha observado entre el magnesio de la aleación base y la sílice coloidal que actúa de ligante de las fibras, en el curso del tratamiento de solubilización [5].

## 2.4. Ensayos de desgaste

Los ensayos de desgaste se realizaron de acuerdo con la norma ASTM G99 [6] en una máquina de ensayos BICERY en atmósfera normal de laboratorio con una humedad relativa de 40-70% y una temperatura de  $20 \pm 2^\circ$  C. Todos los ensayos se realizaron sin aplicar ningún tipo de lubricante, por lo que el proceso de desgaste corresponde al denominado "desgaste en seco".

Los ensayos se efectuaron utilizando el método de rozamiento de una bola de acero sobre la placa de material compuesto sometida a un movimiento de vaivén. En todos los casos la superficie del material compuesto se desgastó contra bolas de acero, de 6 mm de diámetro y calidad F131. La presión entre las superficies se ejerce por la aplicación de cargas fijas (5 o 25 N) sobre la bola, en tanto que la muestra objeto de estudio es la que se halla en movimiento. Se ensayaron placas cuadradas, de 40 mm de lado con un espesor de  $\pm 0.05$  mm, desbastadas y pulidas con diamante de 3  $\mu$ m. Las rugosidades de las muestras de los distintos materiales ensayados se indican en la tabla 2.

**Tabla 2.** Rugosidad superficial de las muestras de los distintos materiales ensayados.

material	GCI	DU	PI	AS
Ra ( $\mu$ m)	0.057 0.076	0.428 0.794	0.142 0.145	0.428 0.498

Se aprecia en esta tabla que la rugosidad de los dos materiales compuestos (DU y AS) es sensiblemente mayor que la exhibida por la aleación hipereutéctica

aluminio-silicio (PI) y, sobre todo, por la fundición gris (GCI).

Tanto las muestras objeto de ensayo como las bolas de acero se limpian y desengrasan con acetona antes de cada ensayo, manteniéndose en desecadores antes y después de los mismos.

Se analizaron los efectos ejercidos por la velocidad de desplazamiento (frecuencia de vibración) y por la carga aplicada. Para ello se efectuaron ensayos bajo cargas de 5 y 25 N y velocidades de deslizamiento de 2.5 y 5 Hz. La influencia de la temperatura se analizó mediante la realización de ensayos en el intervalo de  $20^\circ$  a  $300^\circ$  C. Los ensayos a temperatura elevada se realizaron utilizando un dispositivo expresamente preparado para tal fin, calentando la placa soporte de las muestras mediante resistencias. La temperatura se midió y controló mediante un termopar que se halla en contacto con la superficie de la muestra, situado lo más próximo posible del camino de desgaste. El valor del desgaste se calculó como el promedio de los tres ensayos efectuados en cada condición.

## 2.5. Evaluación del desgaste

El desplazamiento de material de la superficie hacia los lados del surco y la pérdida neta de material se determinaron midiendo directamente el volumen de material desplazado mediante un perfilómetro óptico láser, UBM modelo UBC 14. El volumen desplazado o eliminado total en cada huella fue medido de forma completa, tanto en los surcos longitudinales como en los circunferenciales, obtenidos en algunos ensayos adicionales.

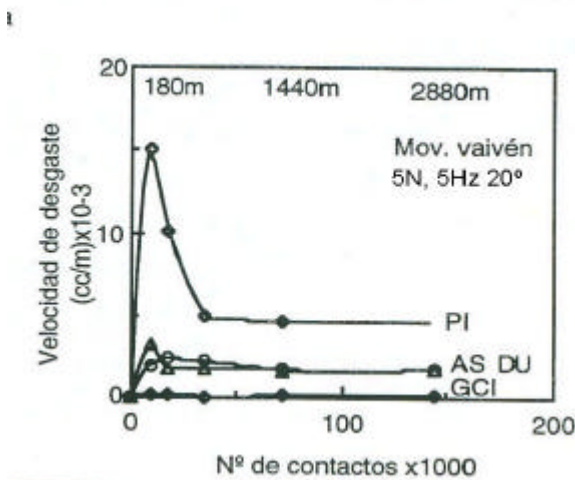
El estudio del mecanismo operante se efectuó por la observación directa de las superficies desgastadas en el microscopio electrónico de barrido. Además, el espectrómetro por dispersión de energía de rayos X, que lleva incorporado este equipo permite determinar la naturaleza tanto de las asperezas o irregularidades superficiales de pequeño tamaño que se mantienen unidas a la muestra, como de las esquirlas que se desprenden de la misma pero son aplastadas contra la superficie, donde quedan adheridas permitiendo su análisis. Para completar este estudio se prepararon probetas metalográficas de las secciones transversales al surco que fueron examinadas en el microscopio óptico.

## **3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.**

Las figuras 1 y 2 presentan la velocidad de desgaste frente al número de contactos entre la bola y la placa o, lo que es equivalente, la distancia recorrida en los ensayos efectuados con cargas aplicadas de 5 y 25 N, respectivamente. En todos los casos tras un periodo transitorio en que la velocidad de desgaste crece de forma acusada, se alcanza la estabilidad, obteniendo unos valores prácticamente constantes, que no se

ven apreciablemente afectados por el incremento de la distancia recorrida (número de contactos). Se observa que el pistón de aleación hipereutéctica aluminio-silicio es el que presenta unos peores resultados en ambos casos. Sin embargo, el comportamiento de los otros materiales bajo una y otra carga aplicada resulta diferente. Con 5N, el material que experimenta un menor desgaste es la fundición gris, en tanto que los dos materiales compuestos ofrecen resultados muy parecidos. Sin embargo, cuando la carga se eleva a 25 N, el material DU exhibe una velocidad de desgaste sensiblemente mayor que el AS, el cual se mantiene relativamente próximo a la fundición gris. Bajo esta carga el daño sufrido por el pistón industrial es tan fuerte que no ha sido posible obtener una medida del mismo.

**Fig. 1.** Representación gráfica de la velocidad de desgaste de los distintos materiales a temperatura ambiente, bajo carga de 5 N y frecuencia de 5 Hz.

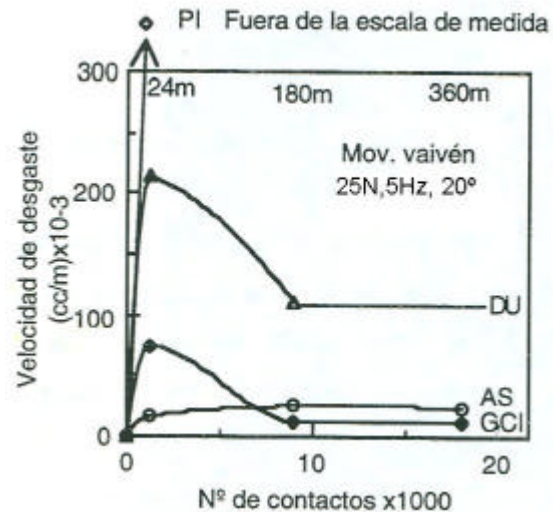


Es de lamentar que la aplicación de unas cargas aún mayores no conduzca a resultados fiables por motivo de que el volumen de material desplazado del surco excede la capacidad de medida del profilómetro óptico utilizado. Ello ha impedido el poder analizar si esta tendencia se mantiene o no en unas condiciones más duras.

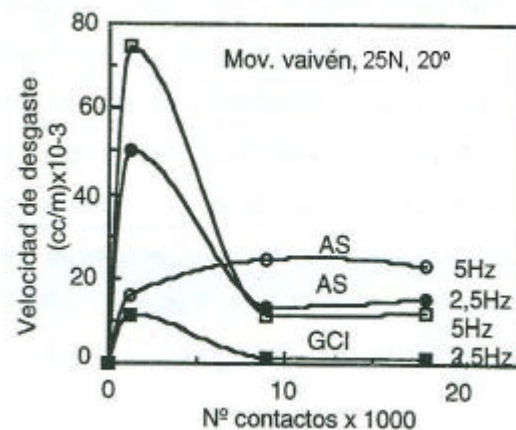
Por su parte, la figura 3 presenta el efecto ejercido por la velocidad de desplazamiento sobre el desgaste sufrido por el material compuesto objeto de estudio y la fundición gris. Se puede observar que, cuando se ha alcanzado el estado estacionario, un incremento de la frecuencia (velocidad de desplazamiento) conduce a un mayor desgaste de ambos materiales. Este efecto de la frecuencia se halla en clara contradicción con los resultados presentados por otros investigadores en un material compuesto de matriz aleación de aluminio reforzada con un 10% de partículas duras de vidrio, en que un aumento de la velocidad de deslizamiento conducía a un menor ritmo de desgaste [7]. El origen

de esta discrepancia pudiera hallarse en las diferentes condiciones de ensayo entre uno y otro trabajo [4], aunque el hecho de este comportamiento se observe en dos materiales tan diferentes como uno compuesto de matriz aleación de aluminio y una fundición gris parece apoyar la tendencia mostrada en el presente estudio.

**Fig. 2.** Representación gráfica de la velocidad de desgaste de los distintos materiales a temperatura ambiente, bajo carga de 25 N y frecuencia de 5 Hz.



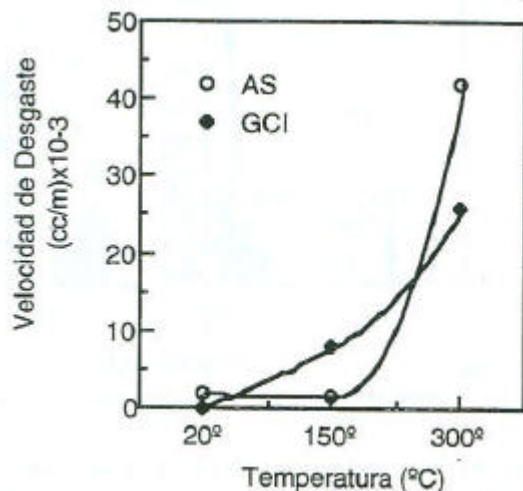
**Fig. 3.** Efecto de la velocidad de deslizamiento (frecuencia) sobre la velocidad de desgaste a 20° C con carga aplicada de 25 N, del material compuesto y la fundición gris.



La figura 4, que presenta la velocidad de desgaste del material compuesto y de la fundición gris frente a la temperatura de ensayo, permite comprobar que ésta ejerce un efecto diferente sobre uno y otro. En tanto que en el material compuesto la velocidad de desgaste se mantiene constante, e incluso disminuye de forma ligera al elevar la temperatura de 20 a 150° C, para luego experimentar una acusada aceleración del daño,

la fundición gris parece mostrar una relación casi lineal en todo el intervalo considerado. Ello supone que las prestaciones del material compuesto a 150° C, son incluso superiores a las exhibidas por la fundición gris. Sin embargo, tanto a temperatura ambiente, sin grandes diferencias, como especialmente a 300° C, donde las diferencias son sensiblemente mayores, este último material presenta un mejor comportamiento.

**Fig. 4.** Comparación de las velocidades de desgaste del material compuesto y la fundición gris en función de la temperatura.



El estudio de las huellas dejadas por la bola de acero en la superficie del material compuesto contribuye a explicar el comportamiento frente al desgaste de los distintos materiales. La huella generada en las etapas iniciales del ensayo es bastante acentuada y muestra claros signos de la actuación del mecanismo conocido con el nombre de "ensurcamiento". Se produce una deformación plástica del material hacia los lados del surco, con arranque de esquirlas de material cuando se sobrepasa la máxima deformación admisible y un posterior aplastamiento de dichos trozos contra la superficie de la muestra. El uso del espectrómetro por dispersión de energía de rayos X permite comprobar que estas esquirlas se hallan constituidas por restos de fibras, fases intermetálicas y aleación base.

Cuando se alcanza el estado estacionario, se aprecia un acentuado efecto de la carga aplicada sobre la morfología de la huella. Bajo unas cargas pequeñas, la superficie de la huella aparece lisa, sin surcos, y no se observa la presencia de restos pegados del tipo de los encontrados en las etapas iniciales. La probeta metalográfica revela que las fibras e intermetálicos han sufrido un proceso de deformación, fractura y pulverización, generando una capa dura, cuyo espesor se incrementa con la duración del ensayo, alcanzando 10  $\mu\text{m}$  en los de mayor duración.

Sin embargo, bajo unas presiones más altas (25 N), la morfología de la huella se asemeja a la observada en las etapas iniciales de los ensayos realizados bajo cargas ligeras. La capa superficial formada en estas condiciones presenta un alto porcentaje de la aleación base, en tanto que la presencia de fibras y partículas intermetálicas es claramente inferior a la observada en las probetas ensayadas bajo cargas pequeñas. El examen de la probeta metalográfica revela la fractura de fibras y fases intermetálicas hasta una profundidad de 20 a 30  $\mu\text{m}$ . Los máximos esfuerzos de cizalla se generan, al igual que ocurría en el caso precedente, a una profundidad de 10 a 15  $\mu\text{m}$ , zona en la cual se produce la delaminación. Las grietas se nuclean y progresan a través de las intercaras entre las fibras y la matriz, al igual que se observó en las probetas de los ensayos de pura fatiga mecánica, provocando, finalmente, la delaminación de parte del material.

Se analizó la naturaleza de las asperezas y esquirlas, generadas. Las asperezas se hallan constituidas por grandes escamas, con un diámetro próximo a 400  $\mu\text{m}$ , compuestas por restos de fibras, fases intermetálicas y hierro de la bola de acero que roza contra la muestra, amasadas con la aleación de aluminio que forma la matriz. Las esquirlas, sin embargo, son menores de 1  $\mu\text{m}$  de diámetro y su análisis apunta a identificarlas como fases intermetálicas.

El examen de las bolas de acero reveló otra diferencia entre los ensayos realizados con una carga baja o alta. En los primeros no se detectaron restos de la matriz o de las fibras fracturadas adheridos mientras que en los ensayos efectuados con la carga más alta se aprecian algunos restos de aluminio, conteniendo partículas de diversa naturaleza adheridas a la superficie de la bola, apuntando a un cambio desde un mecanismo abrasivo puro, cuando la carga es baja, a otro mixto abrasivo-adhesivo para mayores presiones. No obstante, se debe profundizar en el estudio antes de elevar esta conclusión a definitiva.

La morfología del desgaste provocado a temperaturas elevadas apunta hacia la actuación de mecanismos diferentes a los operantes a temperatura ambiente. En los ensayos realizados a 150° C se observa una zona, cuya profundidad rebasa las 50  $\mu\text{m}$  en algún punto, donde las fases intermetálicas se hallan pulverizadas, mientras que las fibras de refuerzo se encuentran tan sólo fragmentadas. Es preciso proseguir en el estudio para intentar obtener una relación más concluyente entre los resultados de los ensayos de desgaste y las observaciones metalográficas y fractográficas.

En los ensayos efectuados a 300° C se detecta un nuevo cambio del mecanismo operante. El cambio es tan ostensible que se llega a apreciar incluso a simple vista. Se aprecia que la contribución del desgaste adhesivo pasa a ser muy importante, conduciendo a una aceleración en el proceso de daño.

La fundición gris ensayada bajo cargas o velocidades de deslizamiento pequeñas no parece sufrir casi ningún desgaste, salvo en el transitorio inicial. Ello se debe a la formación de una película de grafito que recubre el surco creado, constituyendo una superficie lubricante. Es necesaria la aplicación de mayores cargas para que se empiece a detectar un daño, ya que la película de grafito se rompe bajo estas cargas y no se regenera, puesto que el hueco que se crea al extraer las láminas de grafito se cierra bajo la carga aplicada, produciéndose un contacto directo entre superficies metálicas (muestra y bola). Cuando la temperatura se eleva, el desgaste se acelera al producirse grietas de fatiga en torno a las escamas de grafito, paralelas a la superficie, provocando la delaminación. Este material presenta el inconveniente de una mayor densidad, lo cual supone un punto a ser tenido muy en cuenta a la hora de valorar las prestaciones en servicio de un componente móvil.

En el material compuesto comercial ensayados a 150° C se observa una adhesión entre las zonas desnudas de partículas y la bola de acero, incrementando la velocidad de desgaste. Esto se traduce en un inferior comportamiento frente al desgaste como evidencian los resultados de los ensayos realizados. Por su parte, la falta de partículas o fibras de refuerzo del pistón industrial provoca la rotura de las partículas de silicio primario y compuestos intermetálicos, favoreciendo la generación de grandes grietas que se forman en la superficie pero penetran de forma casi perpendicular hacia el interior, provocando un serio desgaste, por el arranque de trozos de material de unas dimensiones considerables.

#### 4. CONCLUSIONES

- a. Se ha analizado el comportamiento frente al desgaste de un material compuesto de matriz aleación de aluminio AS12UNG, reforzado con 15% de fibras cortas de alúmina, comparándolo con el mostrado por tres materiales alternativos.
- b. La velocidad de desgaste de este material resulta sensiblemente menor que la registrada en el material compuesto comercial y, sobre todo en la aleación hipereutéctica aluminio-silicio, en que la falta de fibras de refuerzo promueve el fallo.
- c. La fundición gris ofrece una menor velocidad de desgaste en el margen de temperaturas más alto, aunque a la temperatura de 150° C, el desgaste sufrido por el material compuesto resulta incluso inferior al de dicha fundición. Esto evidencia las excelentes posibilidades de uso del material desarrollado, aún más cuando la fundición posee una densidad notablemente mayor, hecho que constituye un inconveniente en los componentes móviles.

- d. Un aumento de la temperatura de ensayo hasta 150° C mejora ligeramente la resistencia frente al desgaste del material compuesto de aleación base AS12UNG reforzado con fibras de alúmina d. Sin embargo, cuando se incrementa aún más la temperatura se observa un fuerte incremento de velocidad de desgaste.
- e. El análisis de las probetas ensayadas revela un cambio en el mecanismo operante que justifica esta variación de la velocidad de desgaste con la temperatura.

#### 5 REFERENCIAS

- [1] Miracle D. B. y Donaldson S. L. Introduction to composites. *ASM Handbook Vol. 21 Composites* ASM International (2001) pag. 3-17.
- [2] Hunt W. H y Miracle D. B. Automotive applications of metal-matrix composites. *ASM Handbook Vol. 21 Composites* ASM International (2001) pag. 1029-1032.
- [3] Donomoto T. Funatani K. Miura N. y Miyaki N. Ceramic fibre reinforced for high performance diesel engines. *S.A.E Technical Paper 830252*, (1983).
- [4] García-Romero A., Anglada M. e Irisarri A. M. "Estudio del comportamiento frente al desgaste de un material compuesto de matriz aleación de aluminio" *XXII Encuentro del Grupo Español de Fractura*. Almagro. (2005).
- [5] García-Romero A., Irisarri A. M., Anglada M. y García-Cordovilla C. *Metall. Mater. Trans. Vol. 35A* (2004), pag. 2503-2510.
- [6] ASTM G99-95<sup>a</sup> *Standard test method for wear testing with a Pin-on-Disc apparatus*. ASTM Annual Book of Standards Vol. 03-02.