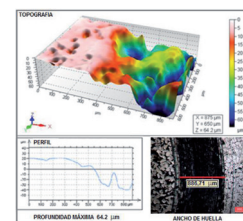


Efecto de la granulometría frente al desgaste producido por un compuesto de matriz metálica en acero 316 reforzado con TiC sinterizado mediante plasma



Effect of granulometry in relation to wear produced by a metal matrix composite in 316 steel reinforced with TiC sintered by plasma



Sandra Pérez-Velásquez, Yaneth Pineda-Triana y Armando Sarmiento-Santos

Universidad Pedagógica y Tecnológica de Colombia. INCITEMA. Avenida Central del Norte, 39-115 - Tunja (Colombia). Tfno: +038 3134209849.

DOI: <http://dx.doi.org/10.6036/7590> | Recibido: 18/03/2015 • Aceptado: 04/06/2015

ABSTRACT

- This research presents an analysis of the coefficient behavior of the dry wear of a metal matrix composite (MMC) in stainless steel 316 reinforced with particles of Titanium Carbide (TiC) according to ASTM G99 standard [1], in a pin-on-disc tribo meter. This study tests the granulometry effects on the MMC manufactured with 3% in volume of TiC, in samples compacted at 700 MPa and sintered through the abnormal glow discharge, at a temperature of $1200^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$, with a protection atmosphere $\text{H}_2 - \text{N}_2$ and a permanence time of 30 minutes.

This research has demonstrated that the best wear behavior is obtained for the granulometry; as a result of the mixture milling process for 80 minutes. Under this parameter a highest density, a smaller size of pore and a low coefficient of friction were got, guaranteeing that the incorporation of ceramic particles (TiC) in a matrix of austenitic steel (316) shows significant improvements in the resistance to the wear, behavior observed in the topographical analysis and in the footprint profile by obtaining the least depth.

- Keywords:** Powder Metallurgy, Metal Matrix Composite, Titanium Carbide, Granulometry, Coefficient of Friction, Wear Coefficient.

RESUMEN

La presente investigación muestra un análisis del comportamiento del coeficiente de desgaste en seco de un compuesto de matriz metálica (MMC) en acero inoxidable 316 reforzado con partículas de carburo de titanio (TiC) de acuerdo con la norma ASTM G 99 [1], en un tribómetro pin-on-disk. En el estudio se evalúa el efecto que tiene la granulometría, en los MMC fabricados con 3 % en volumen de TiC, en muestras compactadas a 700 MPa y sinterizadas por medio de descarga luminiscente anormal, a una temperatura de $1200^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$, con atmosfera de protección de $\text{H}_2 - \text{N}_2$ y tiempo de permanencia de 30 minutos.

Como resultado de la investigación se evidencia que el mejor comportamiento frente al desgaste se obtiene para la granulometría resultante de un proceso de molienda de la mezcla de 80 minutos. Bajo este parámetro se obtuvo la mayor densidad, menor tamaño de poro y bajo coeficiente de fricción, garantizando que la incorporación de partículas de cerámica (TiC) en matriz de acero austenítico 316 presentan mejoras significativas en la resistencia

al desgaste, comportamiento que se aprecia en el análisis topográfico y en el perfil de la huella al obtenerse la menor profundidad.

Palabras clave: Pulvimetalurgia, Compuesto de Matriz Metálica, Carburo de Titanio, Granulometría, Coeficiente de fricción, Coeficiente de desgaste.

1. INTRODUCCIÓN

La pulvimetalurgia (PM) consiste en la producción de piezas por medio de la compactación de polvos (prensado), para conseguir una preforma con un mínimo de resistencia mecánica, y su posterior calentamiento (sinterización) [2,3]. La demanda de componentes de acero PM está aumentando de manera significativa y diferentes aceros PM han encontrado aplicaciones [4]. La tecnología PM fue seleccionada como el método de procesamiento en este trabajo, debido a las ventajas que trae la incorporación de una fase dura en una fase de metal a través de la mezcla de polvos [5].

Un rápido desarrollo tecnológico, a su vez, exige diversos tipos de materiales avanzados con un conjunto de propiedades favorables que cumplan con los requisitos modernos. En este proceso se preparan compuestos mezclando los polvos metálicos secos, en ocasiones combinados con otros elementos como cerámicos o polímeros, dando lugar a los compuestos de matriz metálica (MMC), los cuales han atraído la atención debido a su alta resistencia al desgaste, resistencia al calor y estabilidad térmica. En particular, los compuestos de matriz de acero se hacen notorios en aplicaciones de la industria debido a sus propiedades mecánicas y bajo costo [6].

En este estudio se utilizará acero del tipo inoxidable 316 como matriz, teniendo en cuenta que es un material con alta producción, ya que se encuentra presente en un amplio abanico de aplicaciones en diferentes ramas de la industria, orientadas a los sectores de alimentación, construcción, salud y transporte, originando un mayor consumo de este acero [7]. La mayor comercialización de productos fabricados por la técnica de pulvimetalurgia corresponde al sector automotor en la fabricación de anillos de pistón, guías de válvulas, bielas y pistones hidráulicos. Actualmente el avance de la tecnología permite fabricar partes estructurales de aviones, como trenes de aterrizaje, soportes, rodets y compartimientos de motores. Sin embargo, es de resaltar, que este tipo de acero no es tan eficiente cuando se necesita resistencia al desgaste [8, 9, 10]. Propiedades superiores se logran si se adicionan partículas como material de refuerzo y si se varía el método de sinterización de

las piezas [5]. Las partículas de refuerzo comúnmente utilizadas en MMC son óxidos (Al_2O_3 , ZrO_2), carburos (TiC, WC) y boruros (TiB_2 , CrB_2). Entre estos refuerzos, el TiC es un firme candidato para ser utilizado, debido a su alta dureza, alto punto de fusión y buena estabilidad termodinámica que lo hace apto para reforzar matrices de hierro y de acero. Además, su estructura intersticial le permiten la combinación de enlaces iónico, covalente y metálico, combinando las propiedades físicas de los cerámicos y las propiedades eléctricas de los metales, como es el caso de alta dureza y alta conductividad térmica [2, 9, 10, 11,12].

Algunas investigaciones [13] sugieren que el acero motivo del estudio (316) sea sinterizado en atmósferas inertes, a temperaturas altas para lograr de esta manera un mejor comportamiento. En la medida que el proceso de sinterización avanza, la estructura de los poros y la densidad sufren cambios que dependen del tiempo, de la temperatura, del tamaño de las partículas del polvo y del tipo de sinterización. En este estudio los compactos se sinterizan por medio de la generación de una descarga luminiscente anormal de corriente directa, que transfiere energía eléctrica a un medio gaseoso, generando una descarga eléctrica en medio de los electrodos (ánodo y cátodo) en una atmosfera de $\text{H}_2 - \text{N}_2$.

Teniendo en cuenta que el desgaste de los materiales es uno de los principales problemas en la industria, que afecta en gran parte a los sectores de producción , el objetivo del presente trabajo es estudiar el comportamiento frente al desgaste del MMC preparado con diferentes granulometrías, empleando 3% en volumen de TiC como refuerzo, con los que se obtendrán distintos valores en las variables de: tamaño de poro y densidad. De esta manera se adquirirá información útil para evaluar las mejores condiciones de fabricación de los MMC garantizando que la incorporación de partículas de cerámica (TiC) en matrices de acero austenítico (316) puedan conducir a una mejora en la resistencia al desgaste [14].

2. MATERIAL Y MÉTODOS

2.1. MATERIALES

El compuesto de matriz metálica es manufacturado por PM convencional, empleando polvos de acero inoxidable austenítico 316 como matriz metálica, con la composición química mostrada en la tabla I, y carburo de titanio TiC (99,95% de pureza) como refuerzo, con tamaños medio de partícula para el acero de 106,140 μm y para el TiC de 4,056 μm , como se aprecia en la Fig. (1).

Cr	Ni	Mo	Mn	Si	C	Fe
17%	12%	2.5%	2%	1%	0.08%	equilibrio

Tabla I: Composición química del acero 316

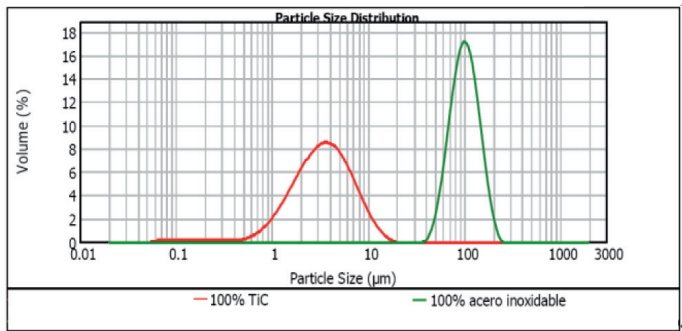


Fig.1: Distribución tamaño de partícula de los materiales de partida (acero 316 y TiC)

El factor de forma revela que las partículas de TiC tienen un valor de 1,28 lo cual esta ligado directamente a su morfología, poligonal y simétrica, mientras que el acero inoxidable cuenta con un valor de 1,61 que evidencia una forma alargada (ovalada), como se muestra en la Fig. (2).

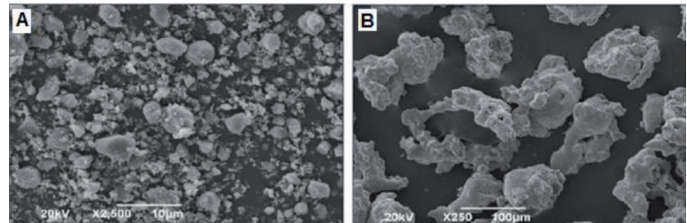


Fig. 2: Morfología: A) polvos de TiC, B) polvos de acero 316

2.2. MÉTODO DE ENSAYO

La metodología experimental se basa teniendo en cuenta la siguiente secuencia:

Inicialmente se realiza la mezcla (acero 316 y 3% en volumen de TiC) en un molino planetario marca RESTCH que consta de dos jarras de acero inoxidable con bolas del mismo material de 10 mm de diámetro con una relación 4:1, durante 40, 80 y 160 minutos a 180 r.p.m. La homogeneidad de las mezclas es comprobada mediante microscopia electrónica de barrido. El análisis de la granulometría se realiza en el equipo MALVERN INSTRUMENTS mediante la técnica de difracción láser.

Posteriormente, las muestras son compactadas uniaxialmente a 700 MPa, en la prensa hidráulica marca ELE Internacional de 1000KN de capacidad, empleándose una matriz a la cual se le aplicó estearato de zinc como lubricante para conseguir una densidad uniforme [12] y facilitar su extracción de la matriz. Los objetivos de la compactación son obtener la forma, densidad y contacto entre partículas necesarios para producir una pieza que tenga la resistencia suficiente y se pueda seguir procesando. El polvo prensado se llama preformado crudo o en verde. La presión que se aplica en la compactación produce inicialmente un empaquetamiento de los polvos en un arreglo más eficiente, elimina los puentes que se producen durante el llenado, reduce el espacio de los poros e incrementa el punto de contacto entre las partículas. La compactación uniaxial es el método más común de obtener el conformado y la consolidación de polvos, como paso previo a la densificación a elevadas temperaturas. La práctica extensiva de la compactación unidireccional se debe a su capacidad de generar de forma rápida y fácilmente automatizable, compactos con tolerancias muy ajustadas y características controladas. Las dimensiones de los preformados en verde obtenidos para este estudio son de 12 mm de diámetro y 4mm de espesor.

Después del prensado, las muestras verdes se sinterizan por medio del plasma de la descarga luminiscente anormal de corriente directa Fig. (3), en una atmosfera de $\text{H}_2 - \text{N}_2$, bajo los siguientes parámetros de operación: presión 3 torr, voltaje 534 V, corriente de 160 mA y velocidad de calentamiento de $100^\circ\text{C}/\text{min}$, condiciones con las que se alcanza la temperatura de trabajo ($1200^\circ\text{C} \pm 5^\circ\text{C}$), con una permanencia de 30 minutos, garantizando la presencia de un plasma estable. El enfriamiento se realiza en la misma atmós-

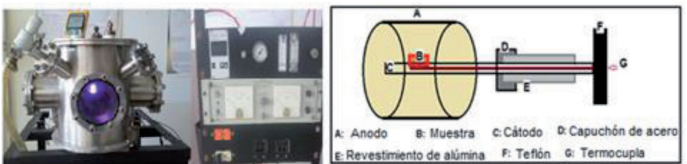


Fig. 3: Equipo de sinterización mediante descarga luminiscente anormal

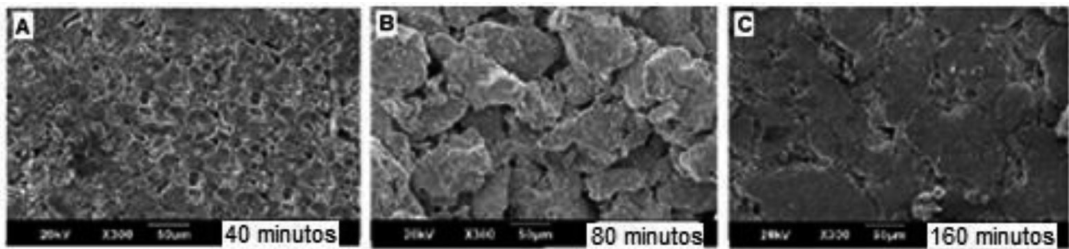


Fig. 4: Morfología del tamaño de partícula con el tiempo de molienda: A) 40 minutos, B) 80 minutos, C) 160 minutos

fera de sinterización bajo las condiciones necesarias por el flujo de gas empleado (2cm³/s) [13].

Con la técnica de fisiorción de nitrógeno (Método BET) se determina el tamaño de los poros, a las muestras sinterizadas. La superficie de polvos limpia es expuesta a diferentes presiones parciales de vapores adsorbidos conocidos (nitrógeno). La IUPAC (International Union of Pure and Applied Chemistry), reconoce tres tipos de poros de acuerdo a su tamaño: microporos (< 2nm), mesoporos (2 – 50 nm) o macroporos (> 50 nm), con los valores obtenidos se puede definir el carácter de los poros de las muestras. Análisis que se corrobora mediante el empleo del software IQMaterials versión 2, el cual permite cuantificar la cantidad de poros presentes en el acero y en los MMC con las imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido, de acuerdo a las normas ASTM E112 [15], E1382 [16] y E562 [17].

Mediante el empleo del principio de Arquímedes se determina la densidad de los compuestos sinterizados, empleando como fluido alcohol isopropílico.

El desgaste se evalúa mediante una prueba de pin-on-disk según la norma ASTM G 99 [1], en un tribómetro marca NANOVEA TRB, empleando como contracuerpo un pin de acero de 6 mm de diámetro y 71,4 RC de dureza. Las pruebas se llevan a cabo a temperatura ambiente y sin lubricación. La carga aplicada es de 5 N, con velocidad de deslizamiento de 0,1m/s, diámetro de la huella 3,5 mm y distancia de deslizamiento de 377 m. El coeficiente de fricción se mide de forma continua durante la prueba y el desgaste se determina por el coeficiente de desgaste $k : k (m^2 / N) = \text{pérdida de volumen del material} (m^3) / [\text{carga aplicada} (N) * \text{Distancia de deslizamiento} (m)]$. El análisis topográfico, perfil y ancho de la huella se realiza por medio de un microscopio óptico LEICA DVM 2500 con software de adquisición y análisis de imagen.

Con los resultados obtenidos se evalúa la relación entre: granulometría, tamaño de poro, densidad y coeficiente de fricción, frente al coeficiente de desgaste.

3. RESULTADOS

En las Fig. (4 y 5) se muestran los análisis de granulometría efectuados a cada una de las mezclas en los diferentes tiempos de molienda, empleando microscopia electrónica de barrido y la técnica de difracción láser. Bajo los parámetros de trabajo en este estudio, se evidencia que el aumento en el tiempo de molienda de la mezcla generó tamaños de partículas mayores, lo cual puede ocasionar incrementos en el tamaño del poro, probablemente, por la ausencia de buena interacción entre matriz – refuerzo.

En la Fig. (6) se aprecia la distribución de tamaños de poro que presentan las muestras sinterizadas por medio de descarga luminiscente. Teniendo en cuenta lo estipulado por la IUPAC se logró identificar la presencia de mesoporos, en todos los MMC.

En la Fig. (7) se presenta el análisis de las imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido de las muestras sinterizadas mediante el empleo del software IQMaterials versión 2,

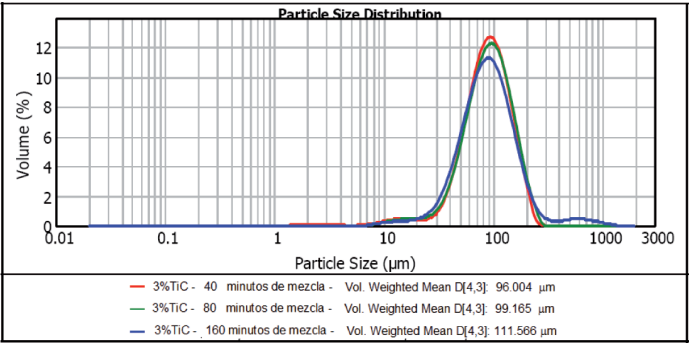


Fig. 5: Efecto del tiempo de molienda en el tamaño de partícula

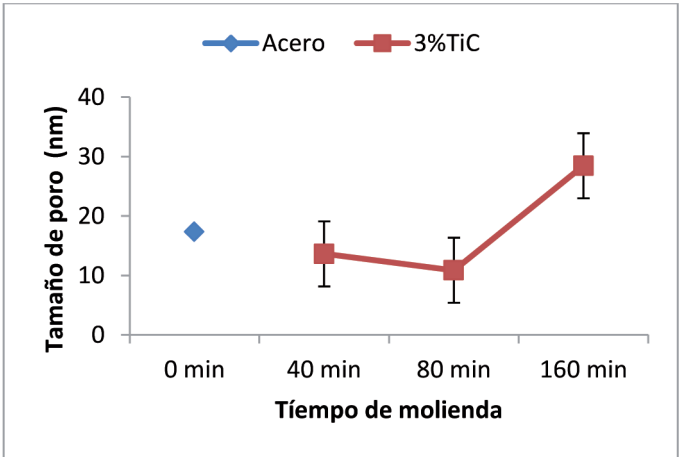
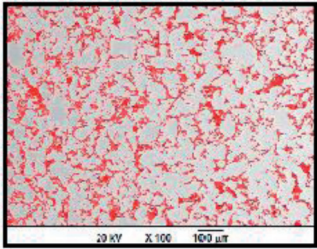


Fig. 6: Efecto del tiempo de molienda en el tamaño de poro del MMC

mostrando que el MMC que exhibe mayor porcentaje de poros es el compuesto manufacturado con 160 minutos de molienda. Esto está relacionado con el incremento de la granulometría generada por el tiempo de permanencia en el molino lo que produce aumento en la deformación plástica, que no favorece una adecuada interacción entre refuerzo – matriz.

VARIABLE	ACERO (100%)
% de Poros (color rojo)	5,0268
% de Matriz (color gris)	94,9732



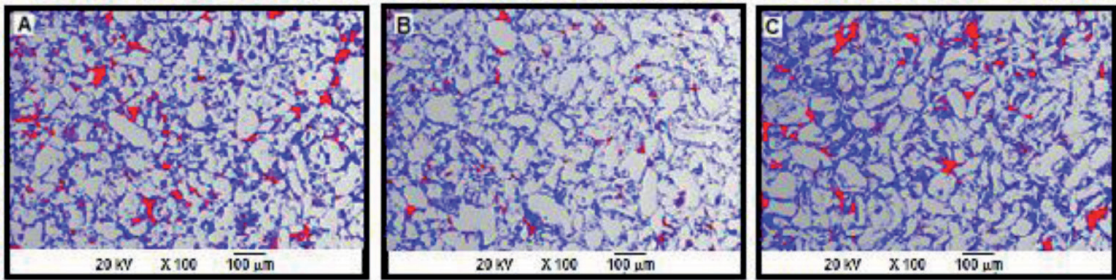


Fig. 7: Porcentaje de porosidad en los MMC sinterizados obtenido con el software IQMaterials

MMC reforzados con 3% de TiC			
VARIABLE	A (40 min)	B (80 min)	C (160 min)
% de Poros (color rojo)	4,9814	2,1558	5,6693
% de Refuerzo (color azul)	22,8345	22,3181	23,537
% de Matriz (color gris)	72,1841	75,5261	70,7937

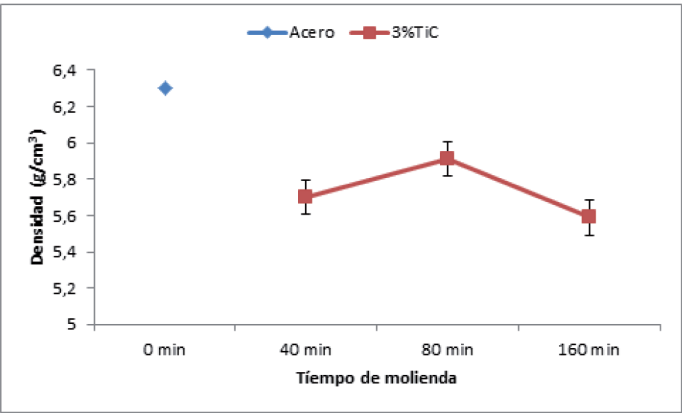


Fig. 8: Efecto del tiempo de molienda en la densidad del MMC

En la Fig. (8) se aprecia la variación de la densidad en las muestras sinterizadas, en la que se evidencia que al reforzar el acero inoxidable con el carburo de titanio, se produce una disminución de la densidad, debido al menor peso específico de estos materiales. F. Velasco, et al [6].

El efecto que la reducción de los poros tiene al variar la granulometría puede ser evaluado a partir del coeficiente de fricción, obtenido del tribómetro pin-on-disk durante el ensayo de deslizamiento en seco el cual se muestra en la tabla II. Se observa que el menor coeficiente de fricción lo presentan los MMC, que fueron sometidos a 80 minutos de molienda y aumenta con el incremento del tiempo de permanencia de la mezcla en el molino.

Muestra	Tiempo de molienda (minutos)	Coeficiente de fricción
Acero	0	0,653
MMC (3% TiC)	40	0,594
	80	0,518
	160	0,601

Tabla II: Efecto del tiempo de molienda en el coeficiente de fricción del MMC

La Fig. (9) muestra el coeficiente de desgaste , observándose que el mejor comportamiento se presenta en los MMC mezclados durante 80 minutos en el molino, como era de esperarse, puesto que son los compuestos que exhiben el menor coeficiente de fricción.

En las Fig. (10, 11, 12 y 13) se muestra el análisis realizado

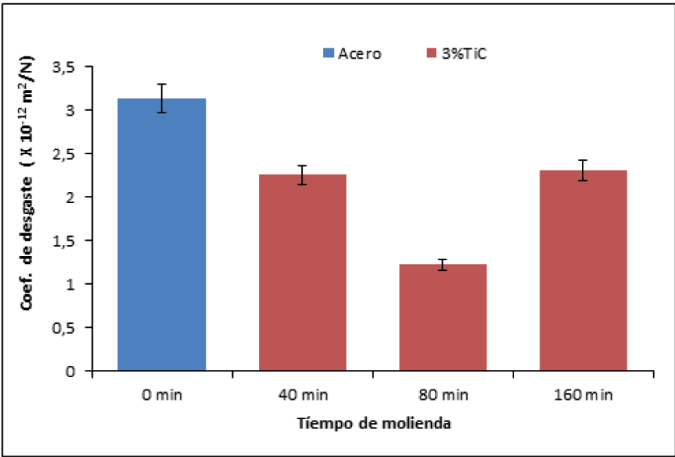


Fig. 9: Efecto del tiempo de molienda en el coeficiente de desgaste del MMC

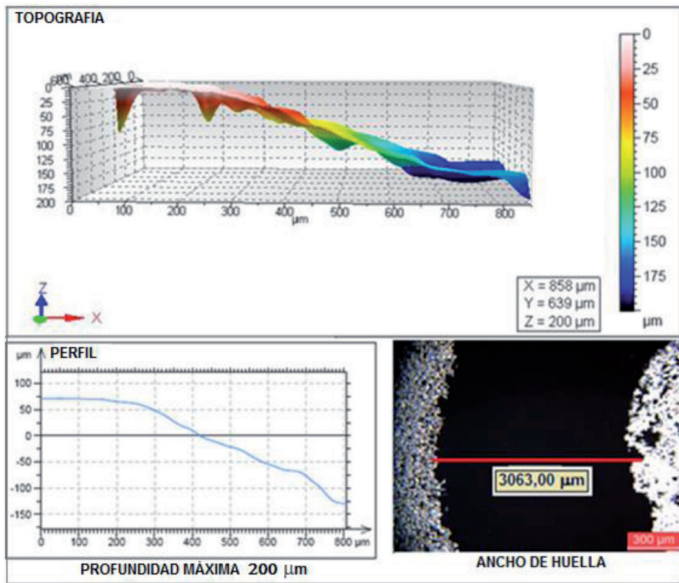


Fig. 10: Topografía, perfil y ancho de huella de desgaste en el acero 316

a cada una de las huellas obtenidas en la prueba de desgaste, determinando topografía, perfil y ancho de la huella mediante el empleo del microscopio óptico LEICA DVM 2500 con software de adquisición y análisis de imagen.

En la Fig. (10) se aprecia que la superficie del material es homogénea. De acuerdo a la topografía se evidencia que el desgaste provocado en el acero PM fue uniforme, exhibiendo la profundidad máxima y el mayor ancho de huella. A pesar que este material presenta la mayor densificación se alcanza el más alto coeficiente de fricción, demostrando que para obtener mejoras en la resistencia al desgaste es necesario la incorporación de partículas que actúen como refuerzo en la matriz de acero austenítico.

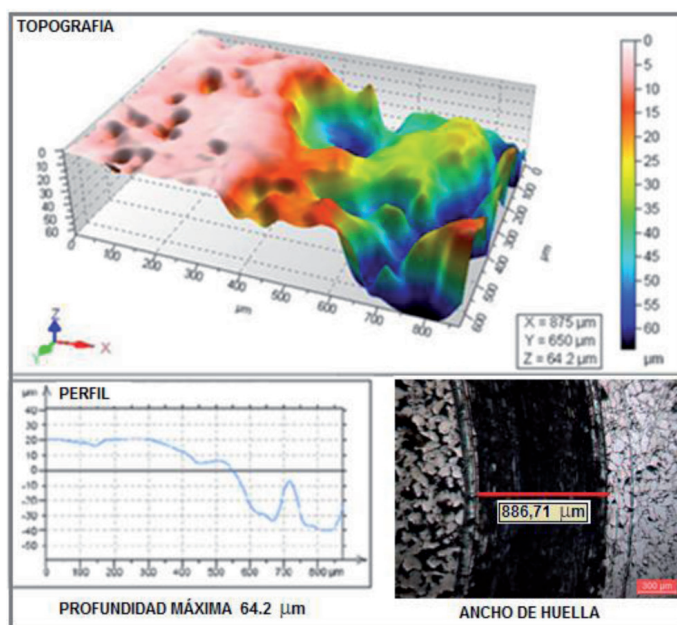


Fig. 11: Topografía, perfil y ancho de huella de ensayos de desgaste en el MMC con 40 minutos de mezcla

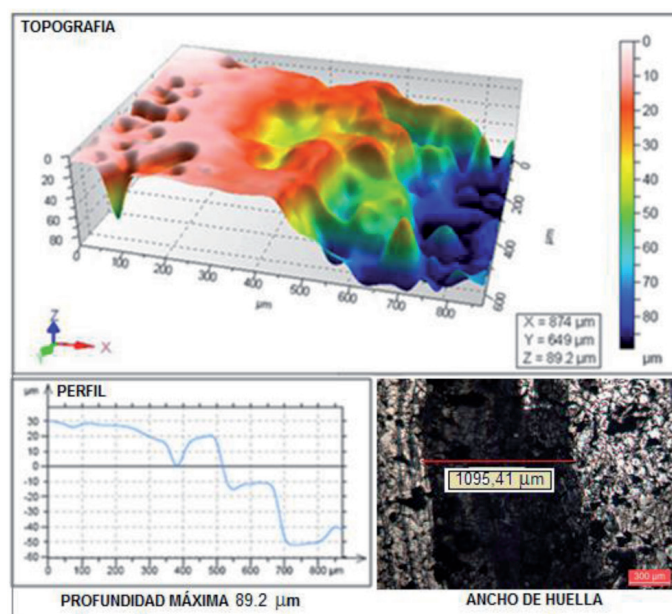


Fig. 13: Topografía, perfil y ancho de huella de ensayos de desgaste en el MMC con 160 minutos de mezcla

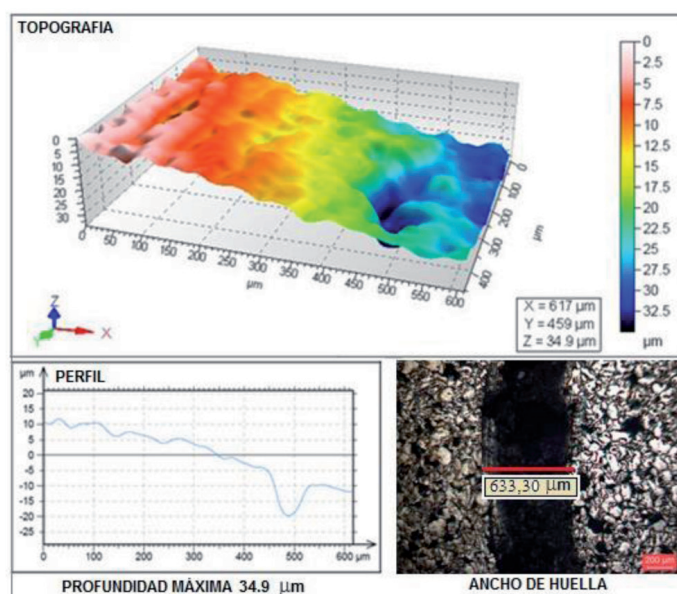


Fig. 12: Topografía, perfil y ancho de huella de ensayos de desgaste en el MMC con 80 minutos de mezcla

En la Fig. (11), se muestra la topografía del MMC sometido a molienda durante 40 minutos el cual revela una superficie irregular por la presencia del carburo de titanio y de poros que contiene el compuesto. Se aprecian zonas de color azul indicando la máxima variación de profundidad obtenida durante la prueba de desgaste. Así mismo, se evidencia en el perfil que el desprendimiento de partículas y la porosidad no permiten un desgaste homogéneo, lo cual se atribuye a que no existe una buena interacción entre la matriz y el refuerzo con la granulometría alcanzada y con la porosidad generada, produciendo baja densificación del compuesto con un coeficiente de fricción alto, desfavoreciendo el comportamiento frente al desgaste ocasionando un ancho de huella considerable.

En la Fig. (12). Se observa que para tiempo de molienda de 80 minutos, la topografía del MMC muestra una superficie irregular por la presencia del carburo de titanio. Presentando pocas zonas de color azul lo que indica que la profundidad alcanzada durante

la prueba de desgaste fue pequeña, tal como se evidencia en el perfil cuyo comportamiento es homogéneo. Con ello se evidencia que las condiciones de fabricación de este compuesto son adecuadas, puesto que el tamaño de partícula alcanzado genera porosidad que no afecta la existencia de una buena interacción entre la matriz y el refuerzo con la más alta densificación obtenida en los compuestos y el más bajo coeficientes de fricción, obteniéndose un buen comportamiento frente al desgaste y presentando la menor huella dejada durante la prueba.

Cuando el tiempo de mezcla aumenta a 160 minutos la topografía del MMC, presenta una superficie irregular por la presencia del carburo de titanio y el gran porcentaje de porosidad presente en el compuesto, como se evidencia en la Fig. (13), exhibiendo bastantes zonas de color azul que revelan la mayor profundidad alcanzada durante la prueba de desgaste, tal como se evidencia en el perfil cuyo comportamiento no es homogéneo debido al desprendimiento de partículas y a la porosidad, lo cual se justifica debido a que este compuesto tiene el mayor tamaño de partícula y de poro con un alto coeficiente de fricción y la más baja densificación lo que provoca ausencia de una buena interacción entre la matriz y el refuerzo, como se demuestra en el coeficiente de desgaste y en el ancho de huella alcanzado.

En la Tabla III se presenta un resumen de los resultados obtenidos para las muestras analizadas.

4. DISCUSIÓN

Tal como se aprecia en los resultados presentados en la Tabla III, se evidencia que si es posible obtener un mejor comportamiento del acero 316 frente a la resistencia al desgaste cuando es reforzado con partículas de tipo cerámica, dando lugar al estudio de los materiales compuestos manufacturados por pulvimetalurgia. [18, 19]. Técnica atractiva porque ofrece control microestructural (control de las fases) característica que está ausente en la ruta de fabricación por colada normal [20]. El uso de materiales de refuerzo del tipo cerámica en forma de partículas brinda estabilidad microestructural y resistencia a altas temperaturas [21, 22], obteniendo una mayor isotropía de propiedades en el compuesto, mejorando la resistencia específica, la rigidez, el desgaste, la fa-

Muestra	A	B	C	D	E	F	G	H
Acero - 0 minutos	106,140	20,65	5,0268	6,2985	0,653	3,14 x 10 ⁻¹²	200	3063,00
MMC - 40 minutos	96.004	16,23	4,9814	5,8006	0,594	2,26 x 10 ⁻¹²	64,2	886,71
MMC - 80 minutos	99.165	14,36	2,1558	5,9136	0,518	1,23 x 10 ⁻¹²	34,9	633,30
MMC - 160 minutos	111.566	39,62	5,6693	5,5878	0,601	2,31 x 10 ⁻¹²	89,2	1095,41
A: Tamaño de partícula (µm)								
B: Tamaño de poro (nm) determinado por el método BET								
C: Porcentaje de poros (%) determinado con el software IQMaterials								
D: densidad (g/cm³)								
E: Coeficiente de fricción								
F: Coeficiente de desgaste (m²/N)								
G: Profundidad máxima de ensayos de desgaste (µm)								
H: Ancho de huella de ensayos de desgaste (µm)								

Tabla III: Resumen de los resultados obtenidos en las pruebas.

tiga y propiedades de fluencia en comparación con los materiales de ingeniería convencionales [19]. Así mismo, se demuestra que la etapa de sinterización de las muestras fue realizada exitosamente por medio de la generación de una descarga luminiscente anormal. Técnica reciente que representa disminución en el tiempo requerido para el proceso de sinterización de muestras y un menor consumo de energía, debido a que el calentamiento se realiza en forma directa por el bombardeo de los iones y átomos neutros sobre la superficie del cátodo donde generalmente se localiza la muestra [23]. Obteniendo mejores resultados que los alcanzados cuando las muestras son sinterizadas por métodos convencionales, ya que en este caso se presentan un amplio rango de distribución de tamaños de granos y gran heterogeneidad morfológica, con presencia de mayores tensiones internas que generan mayor contenido de microgrietas en los granos del material que conlleven a la disminución de las propiedades mecánicas [24]. Con los resultados obtenidos, se pueden dar alternativas a nivel industrial orientadas a ofrecer un mejor comportamiento de los materiales en servicio, así como, para ampliar el conocimiento sobre los materiales empleados orientado a la comunidad científico-tecnológica. Sin embargo, para tener éxito en el MMC desarrollado, se debe tener un estricto control del tamaño y la pureza de las partículas utilizadas.

Cuándo el tamaño de partículas es fino ayuda a alcanzar propiedades de alta calidad [8]. De acuerdo al presente estudio, se generan tamaños de partículas mayores cuando se aumenta el tiempo de molienda de la mezcla, ocasionado por la mayor distorsión de impacto, deformación plástica intensiva y soldadura en frío, lo cual ocasionó incrementos en el tamaño del poro. Una estructura porosa se forma cuando las superficies de las partículas de carburo de titanio no hacen una adecuada interacción con la matriz de acero [25]. Este efecto trae como consecuencia el detrimento de las propiedades físicas y mecánicas del sinterizado, como lo plantea la investigación realizada por M. Sheikhzadeh., et al [8] donde se indica que al aumentar el tiempo de molienda se presenta aglomeración de polvo de TiC dentro de la matriz de acero. Por lo tanto, se espera que con el menor tamaño de partícula se obtenga

mejor respuesta ante la resistencia al desgaste, como lo analizó J. Abenojar., et al [13] debido a que a menor tamaño de partícula se presenta mejor interacción entre la matriz y el refuerzo, aumentando su resistencia al incrementar la dureza.

El tamaño de poro disminuye con el tiempo de molienda hasta los 80 min., para luego incrementarse hasta tiempos de molienda de 160 min., para el cual se presenta el mayor tamaño de poro. Esto está relacionado con el incremento de la granulometría generada por el tiempo de permanencia en el molino lo que produce aumento en la deformación plástica, que no favorece una adecuada interacción entre refuerzo – matriz. Este comportamiento fue corroborado al analizar las imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido de las muestras sinterizadas con el software IQMaterials versión 2, donde se muestra la disminución de la porosidad para el tiempo intermedio de 80 min., Es evidente que el papel que desempeña la porosidad en la resistencia al desgaste es particular y complejo y no puede ser explicado claramente ya que éstos ejercen una fuerte influencia en las condiciones de pruebas tribológicas actuando como sumideros del material desprendido durante la prueba, mejorando el comportamiento frente al desgaste [26].

Es de resaltar que la mayor densidad, menor coeficiente de fricción y menor coeficiente de desgaste lo presenta el MMC cuya mezcla fue sometida a tiempo de molienda de 80 min., lo cual es coherente teniendo en cuenta que son las que exhiben el menor tamaño de partícula y la menor porosidad.

5. CONCLUSIONES

Las condiciones de trabajo seleccionadas para realizar la mezcla son adecuadas, ya que no se presentó fenómenos de segregación que pudieran modificar las características físicas, alterando el comportamiento en el momento de la compactación de los polvos. La etapa de sinterización de las muestras fue realizada exitosamente utilizando el plasma de la descarga luminiscente anormal, técnica que permite alcanzar la temperatura de sinterización en corto tiempo disminuyendo ostensiblemente el consumo energético.

El aumento en el tiempo de molienda de las diferentes mezclas genera mayor tamaño tanto de partícula como de poros con menor densificación del MMC, llevando a obtener mayores coeficientes de fricción y alterando el comportamiento frente al desgaste, de una forma desfavorable para el compuesto. El mayor coeficiente de desgaste lo exhibe el MMC con el mayor tiempo de molienda de 160 minutos. Se demuestra que a mayor tamaño de partícula en el MMC se dificulta una adecuada interacción entre la matriz y el refuerzo produciendo desprendimientos del TiC durante la prueba pin on disk, lo cual se evidencia en la imagen superficial topográfica y en el perfil de la huella alcanzado. La mejor condición de fabricación de los MMC en cuanto a la granulometría es la que se obtiene cuando el tiempo de molienda de la mezcla es de 80 minutos. Bajo este parámetro se obtuvo la mayor densidad, menor tamaño de poro y mas bajo coeficiente de fricción, garantizando que la incorporación de partículas de cerámica (TiC) en matriz de acero austenítico (316) representan mejoras en la resistencia al desgaste presentando la más baja profundidad y el menor ancho de huella.

Condiciones que hacen apto este compuesto para ser utilizado en componentes para el sector automotor, proporcionando un mejor comportamiento frente al desgaste.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] W. Conshohocken, "Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus 1," vol. 05, no. Reapproved 2010, pp. 1–5, 2014.
- [2] W. Xinhong, Z. Zengda, S. Sili, and Q. Shiyao, "Microstructure and wear properties of in situ TiC/FeCrBSi composite coating prepared by gas tungsten arc welding," *Wear*, vol. 260, no. 7–8, pp. 705–710, Apr. 2006.
- [3] A. Hassani, E. Bagherpour, and F. Qods, "Influence of pores on workability of porous Al/SiC composites fabricated through powder metallurgy+mechanical alloying," *J. Alloys Compd.*, vol. 591, pp. 132–142, Apr. 2014.
- [4] J. Meng, N. H. Loh, B. Y. Tay, G. Fu, and S. B. Tor, "Tribological behavior of 316L stainless steel fabricated by micro powder injection molding," *Wear*, vol. 268, no. 7–8, pp. 1013–1019, Mar. 2010.
- [5] F. Akhtar, S. J. Askari, K. A. Shah, X. Du, and S. Guo, "Microstructure, mechanical properties, electrical conductivity and wear behavior of high volume TiC reinforced Cu-matrix composites," *Mater. Charact.*, vol. 60, no. 4, pp. 327–336, Apr. 2009.
- [6] F. Velasco, W. M. Lima, N. Antón, J. Abenójar, and J. M. Torralba, "Effect of intermetallic particles on wear behaviour of stainless steel matrix composites," *Tribol. Int.*, vol. 36, no. 7, pp. 547–551, Jul. 2003.
- [7] Victoria- Hernández J. "Caracterización mecánica, microestructural y tribológico de aceros para partes automotrices procesados por metalurgia de polvos ". Director: Hernández-Silva D. Instituto Politécnico Nacional, Escuela superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas, México, 2008.
- [8] M. Sheikzadeh and S. Sanjabi, "Structural characterization of stainless steel/TiC nanocomposites produced by high-energy ball-milling method at different milling times," *Mater. Des.*, vol. 39, pp. 366–372, Aug. 2012.
- [9] Renedo -Rouco J. " Comportamiento al desgaste por deslizamiento en aceros inoxidables: ferrítico, austenítico, dúplex y martensítico". Director: Mestra- Rodríguez Á.Universidad Politécnica de Catalunya (UPC), Departamento de Ciencia de los Materiales. Ingeniería Metalúrgica, 2010.
- [10] C. C. Onuoha, G. J. Kipouros, Z. N. Farhat, and K. P. Plucknett, "The reciprocating wear behaviour of TiC-304L stainless steel composites prepared by melt infiltration," *Wear*, vol. 303, no. 1–2, pp. 321–333, Jun. 2013.
- [11] L. Zhong, Y. Xu, M. Hojamberdiev, J. Wang, and J. Wang, "In situ fabrication of titanium carbide particulates-reinforced iron matrix composites," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 7, pp. 3790–3795, Aug. 2011.
- [12] Ö. Doğan, J. Hawk, J. Tylczak, R. Wilson, and R. Govier, "Wear of titanium carbide reinforced metal matrix composites," *Wear*, vol. 225–229, pp. 758–769, Apr. 1999.
- [13] J. Abenójar, F. Velasco, A. Bautista, and M. Campos, "Atmosphere influence in sintering process of stainless steels matrix composites reinforced with hard particles," vol. 63, pp. 69–79, 2003.
- [14] A. K. Srivastava and K. Das, "The abrasive wear resistance of TiC and (Ti,W) C-reinforced Fe–17Mn austenitic steel matrix composites," *Tribol. Int.*, vol. 43, no. 5–6, pp. 944–950, May 2010.
- [15] W. Conshohocken, "Standard Test Method for," pp. 1–7, 2014.
- [16] R. Documents, "Standard Test Methods for Determining Average Grain Size Using Semiautomatic and Automatic Image Analysis 1," vol. 97, no. Reapproved 2010, pp. 1–24, 2014.
- [17] S. T. Methods, "Standard Test Methods for Determining Average Grain Size 1," pp. 1–28, 2014.
- [18] F. Akhtar, G. Shiju, Y. Xia, and L. Yudong, "Stainless steel binder for the development of novel TiC-reinforced steel cermets," *Mineral, Metallurgy, Material*, vol. 13, no. 6, pp. 546–550, Apr. 2006.
- [19] A. Rabiei, L. Vendra, and T. Kishi, "Fracture behavior of particle reinforced metal matrix composites," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 39, no. 2, pp. 294–300, Feb. 2008.
- [20] C. William, Jr. Harrigan, "Commercial processing of metal matrix composites," *Materials Science and Engineering*, vol. 244, pp. 75–79, 1998.
- [21] J. Abenójar, F. Velasco, J. M. Torralba, J. A. Bas, J. A. Calero, and R. Marce, "Reinforcing 316L stainless steel with intermetallic and carbide particles," *Materials Science and Engineering*, vol. 335, pp. 1–5, 2002.
- [22] D. Jianxin, C. Tongkun, D. Zeliang, L. Jianhua, S. Junlong, and Z. Jinlong, "Tribological behaviors of hot-pressed Al2O3/TiC ceramic composites with the additions of CaF₂ solid lubricants," *J. Eur. Ceram. Soc.*, vol. 26, no. 8, pp. 1317–1323, Jan. 2006.
- [23] U. Guerrero, C. Parra, and A. Sarmiento, "Procesamiento en descarga luminiscente de la perovskita YBa₂Cu₃O_{7-δ}," *Dyna rev.fac.nac.minas [online]*. 2011, vol.78, no.169, pp. 201–205. ISSN 0012-735
- [24] Benavente-Martínez R. " Desarrollo de materiales cerámicos avanzados con altas prestaciones mediante técnicas no convencionales de sinterización: microondas.". Directoras: Salvador-Moya M, Borrell-Tomás M.Universidad Politécnica de Valencia (UPV), Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales, 2015.
- [25] Z. Y. Liu, N. H. Loh, K. a. Khor, and S. B. Tor, "Mechanical alloying of TiC/M2 high speed steel composite powders and sintering investigation," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 311, no. 1–2, pp. 13–21, Jul. 2001.
- [26] L. Ceschini, G. Palombarini, G. Sambogna, D. Firrao, G. Scavino, and G. Ubertalli, "Friction and wear behaviour of sintered steels submitted to sliding and abrasion tests," *Tribol. Int.*, vol. 39, no. 8, pp. 748–755, Aug. 2006.