

TRANSFORMACIÓN DE LA CAPA SUPERFICIAL DE CERÁMICA CON TRATAMIENTO LÁSER

TRANSFORMATION OF SURFACE LAYER LASER TREATMENT WITH CERAMIC

A. Escobar-Martinez, M. Vlasova*, P. A. Márquez-Aguilar, M. Kakazey, R. Guardián-Tapia
 Centro de Investigación en Ingeniería Ciencias Aplicadas, de la Universidad Autónoma del Estado de Morelos
 (CIICAp-UAEMor), Av. Universidad, 1001, Cuernavaca, México.

Recibido 26 de febrero de 2016; Aceptado 14 de febrero de 2017

Resumen

El tratamiento con láser de la cerámica de material compuesto principalmente en base de $Y_3Al_5O_{12}$ (YAG) con fases secundarias de $Y_2Ti_2O_7$, $Al_2Y_4O_9$ y Al_2O_3 está acompañado de fusión en la capa superficial, la disociación parcial de $Y_3Al_5O_{12}$, $Y_2Ti_2O_7$ y $Al_2Y_4O_9$, con formación de fases secundarias $Y_3Al_5O_{12}$ y Al_2O_3 y nuevas fases como $YAlO_3$ con modificaciones ortorrómbica y hexagonal. Como resultado de tratamiento con láser dirigido de la cerámica de material compuesto se forma nuevo tipo de material cerámico. Consta de tres capas con un espesor diferente. La capa superior se enriquece con $YAlO_3$, la capa media (cuerpo real de la traza de cerámica fundida) contiene principalmente texturizado de YAG y tercera capa es donde no penetra el rayo láser. El contenido de todas estas fases depende de régimen de irradiación y la fase de composición química de la cerámica. Los cristallitos de $Y_3Al_5O_{12}$ en la segunda capa presentan texturizado. La texturización cristalográfica (CT) depende del régimen de la irradiación y la relación de fases $Y_3Al_5O_{12} / Al_2O_3$.

Palabras clave: $Y_3Al_5O_{12}$ cerámica compuesta, tratamiento láser, régimen de irradiación, transformación de fases.

Abstract

Laser treatment of the ceramic material mainly composed on the basis of $Y_3Al_5O_{12}$ (YAG) with secondary phases of $Y_2Ti_2O_7$, $Al_2Y_4O_9$, and Al_2O_3 is accompanied by fusion in the surface layer, the partial decoupling of $Y_3Al_5O_{12}$, $Y_2Ti_2O_7$ and $Al_2Y_4O_9$, with formation of secondary phases and Al_2O_3 and $Y_3Al_5O_{12}$ new phases as orthorhombic and hexagonal $YAlO_3$ with modifications. As a result of laser treatment directed ceramic composite new type of ceramic material is formed. It consists of three layers with different thickness. The top layer is enriched with $YAlO_3$, the middle layer (real body of molten trace ceramic) YAG mainly contains texturing and third layer is where laser-beam does not penetrate the content of these phases depends on irradiation regime and phase chemical composition of the ceramics. $Y_3Al_5O_{12}$ crystallites in the second layer have textured. The crystallographic texturing (TC) depends on the irradiation regime and the phase relationship $Y_3Al_5O_{12} / Al_2O_3$.

Keywords: $Y_3Al_5O_{12}$ compiste ceramic, laser treatment, radiation regime, phases transformation.

1 Introducción

En los últimos años, se ha desarrollado tecnología avanzada empleando láser, con aplicaciones en: corte, soldadura, perforación, endurecimiento, pulverización, disociación térmica, procesos fotoquímicos, etc. [Kusinski y col. 2012; Vlasova, y col. 2013 a; Vlasova y col. 2014 a]. El advenimiento de los láseres ha dado lugar a cambios fundamentales en procesos tecnológicos. El primordial desarrollo que ha recibido la tecnología láser, basado en el efecto térmico de la radiación láser, consiste en

la selectividad laser en procesos sólidos, en la estructura del material, el crecimiento y la destrucción de los cristales, la síntesis de nuevos compuestos, especialmente en refractario y otra textura de la superficie. Al considerar la acción del láser selectivo en un cuerpo sólido debe tener en cuenta el proceso de propagación del calor en el medio, que depende del tipo de material (densidad, calor específico, conductividad térmica) y el modo de la irradiación con láser (la densidad de las fuentes de calor en el sólido)

* Corresponding author. E-mail: vlasovamarina@inbox.ru
 Tel. +52 777 3297 084, Fax: +52 777 3297 084

(Vlasova y col. 2015; Vlasova y col. 2005; Junji y col. 2012; Etsion, 2005; Dowding y col. 2014; Olmos y col. 2014; Harimkar y col. 2006; Salgado-Delgado y col. 2016).

Hasta la fecha, se entiende que por la aplicación de la tecnología láser como una herramienta de mecanizado debe pasar al estudio de los procesos físicos y químicos que ocurren en la zona de la irradiación con láser de diferentes potencias en diversos medios: gaseosos, especialmente a causa de la formación de la fase metaestable en las condiciones de calentamiento de alta temperatura y enfriamiento rápido, estructural fase y reordenamiento morfológica de la superficie pueden fundamentalmente cambiar las propiedades del material, y por lo tanto sus aplicaciones. Se ha prestado especial atención a la texturización láser de la superficie de diversos materiales, incluyendo cerámicas. En la primera etapa de procesamiento mediante láser de materiales se centró en macro-texturización de la superficie de las muestras, en la segunda etapa de la investigación se concentra en el texturizado cristalográfico en el enfriamiento de la masa fundida en proceso de movimiento dirigido del haz de láser (Vlasova y col. 2013 b; Vlasova y col. 2014 b; Ester y col. 2011; Wang y col. 2010; Merezio y col. 2012). El procesamiento láser afecta el texturizado cristalográfico y la morfológica de la capa superficial (Hreniak y col. 2005; Tamura y col. 2011; Weiping Cong y col. 2009; Gremaud y col. 2010; Grigoropoulos 2009). En la investigación del tratamiento con láser selectiva con composiciones triples Al_2O_3 - TiO_2 - Y_2O_3 se determinaron las características de formación de fase en varios modos de irradiación y en diferentes contenidos de componentes en mezclas [Nobuyuki Kobayashi 2002; Dork Sahagian 1991; Leung, 2001]. Las nuevas fases formadas son aquellas específicas de mezclas binarias: Al_2O_3 - Y_2O_3 , Al_2O_3 - TiO_2 , Y_2O_3 - TiO_2 [Lawrence y col, 2014; Vlasova y col. 2007; Vlasova y col. 2013 b; Escobar y col. 2016]. Como resultado del procesamiento, genera otro nuevo material cerámico con nuevas propiedades ópticas, mecánicas, entre otras. En base a los datos obtenidos de DRX de las trazas (zonas de tratamiento con láser) formaran nuevas fases cristalinas $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$, $\text{Y}_4\text{Al}_2\text{O}_9$, y Al_2O_3 el contenido de cada fase depende del contenido de óxidos en mezclas iniciales.

El objetivo del presente trabajo es la investigación en la transformación de fase en la capa superficial formada durante el tratamiento con láser dirigido de cerámica de óxido de componentes múltiples sobre la base de $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ y $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ con $\text{TiO}_2/\text{Y}_2\text{O}_3 = 0.25$.

2 Experimento

Las muestras se prepararon a partir de polvos analíticamente puros Al_2O_3 , TiO_2 y Y_2O_3 . Las mezclas de polvos x % mol. Al_2O_3 - y % mol. TiO_2 - z % mol. Y_2O_3 fueron compactados en tabletas con un diámetro = 18 mm y un espesor de 2-3 mm bajo una $P = 300$ MPa. Las composiciones de los compactados se muestran en la Tabla 1.

Las composiciones de las mezclas se calculan de manera que, con el aumento en el contenido de Al_2O_3 en las mezclas, la relación molar $\text{TiO}_2/\text{Y}_2\text{O}_3$ fue constante e igual a 0.25. En la primera etapa, los compactos se sinterizaron a 1200°C durante 4 h y después a 1400°C durante 1 h. La superficie de las muestras de la cerámica fue expuesta a un tratamiento láser. El tratamiento con láser se realizó en una unidad de LTN-103 (láser de acción-continua con $\lambda = 1064$ nm). Los modos escogidos de la irradiación con láser fueron los siguientes: la potencia de radiación (P) 45, 50, 70 W. La velocidad del desplazamiento lineal del haz laser (v) 0.075, 0.2, 0.26 mm/s. La cerámica y el material de trazas formadas en la superficie de la cerámica sintetizados fueron investigados por el método de difracción de rayos X (DRX) de la radiación Cu de 1.54\AA (D2 Phaser Bruker difractómetro), con un voltaje de 40kV, el intervalo de barrido de 2θ de $20\text{-}60^\circ$. Los patrones de difracción de rayos X se obtuvieron después de la sinterización de la cerámica y después de la formación de las trazas como resultado de la irradiación de la cerámica. En este caso, los patrones de difracción se registraron directamente en el interior) (las propias trazas sin desglose de las muestras. Las investigaciones de Microscopia Electrónica de Barrido (MEB) y Microanálisis de Rayos X (EDS) se realizaron con un microscopio electrónico del tipo LEO VP-1450.

3 Resultados y discusión

3.1 Datos de difracción de rayos-X

3.1.1 Cerámica

En la investigación de los difractogramas en las muestras con tratamiento laser, obtenidas a partir de mezclas con diferentes contenidos de Al_2O_3 , se observa que la fase principal es: $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (YAG), presentando como fases secundarias $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$, $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$ (YAM) y Al_2O_3 (Fig. 1).

Tabla 1. Composición de fase en la cerámica y las trazas ($\text{TiO}_2/\text{Y}_2\text{O}_3 = 0.25$)

Muestras	Composición de la Mezcla de Polvos			Composición de fase	
	Al_2O_3 % mol.	Y_2O_3 % mol.	TiO_2 % mol.	Cerámica ($T_s = 1400$ °C, $t_s = 60$ min)	Trazas en cerámicas ($P = 70$ W, $v = 0.075$ mm/s)
M1	50	40	10	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, Poco $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$, $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$, trazas Al_2O_3 , YAlO_3	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, Poco $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$, $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$, trazas Al_2O_3 , YAlO_3
M2	55	36	9	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, Trazas $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$, $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$, YAlO_3	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, Poco $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$, Trazas $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$
M3	60	32	8	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, trazas $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$, YAlO_3	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, Poco $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$, Trazas Al_2O_3
M4	65	28	7	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, Trazas YAlO_3	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, Poco Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$
M5	70	24	6	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, Al_2O_3 , Trazas $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$, YAlO_3	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, Al_2O_3 , Poco $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$
M6	75	20	5	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, Al_2O_3 , Trazas $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$, YAlO_3	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, Al_2O_3 , Poco $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$
M7	80	16	4	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, Al_2O_3 , Trazas $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$, YAlO_3	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, Al_2O_3 , Poco $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$

El contenido de las fases secundarias es menor proporción que la fase cristalina de YAG y depende del contenido de Al_2O_3 en las mezclas de polvo iniciales. Se realizó el análisis de las fases cristalinas presentes en cada muestra en la cerámica sin irradiar ($T = 1400$ oC, $t = 60$ min) y después de irradiar ($P = 70$ W, $v = 0.075$ mm/s). Sin embargo, con el aumento del contenido de alúmina en las mezclas de polvo inicial, el contenido de corindón en la cerámica aumenta y la fracción de las fases cristalinas disminuye $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$ y $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$. (Tabla 1 y Figs. 2 a1, b1).

3.1.2. Trazas

Como resultado de las trazas obtenidas la fase principal es $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (YAG) (Fig. 1). Después de tratamiento con láser, la composición de la fase en la capa superficial (en trazas) difiere un poco en el volumen de la cerámica (Tabla 1). En particular, las muestras obtenidas después del tratamiento con láser presentan un bajo contenido de Al_2O_3 y carece de

Y_2O_3 . Esto significa que, durante la irradiación, la temperatura de calentamiento en la superficie es mayor que la temperatura de sinterización de las muestras. Como resultado, el proceso de formación de fases se ha completado. El contenido de $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$, $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$, y las fases relacionadas en trazas se redujeron en comparación con el volumen original de la muestra. Estos cambios en la composición de la capa de la superficie es probable que sea debido a procesos de descomposición debido al alto calentamiento láser de alta temperatura (Tabla 1 y Fig. 1).

El contenido de YAG cambia con el aumento del contenido de Al_2O_3 en las mezclas iniciales (Fig. 2). Aproximadamente al 60 % de contenido de Al_2O_3 aumenta significativamente la intensidad de difracción de rayos X de YAG en la traza (Fig. 2, a2) y cuando se aumenta el contenido de Al_2O_3 aumenta las intensidades de Al_2O_3 (Fig. 2, a1). Sin embargo, en las trazas observamos en los difractogramas de rayos X, contenidos más altos de YAG y $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

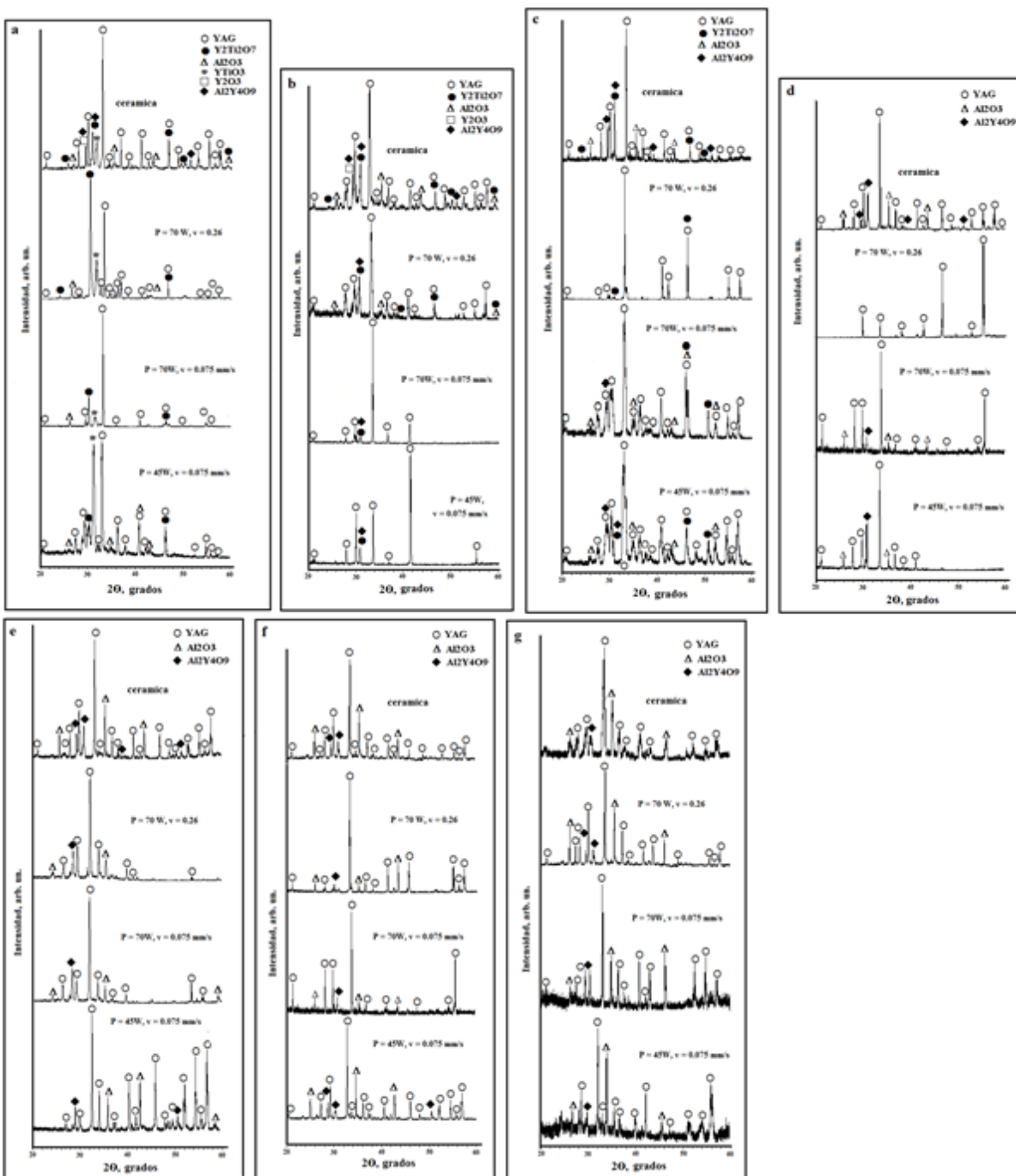


Fig. 1. Fragmentos de los patrones de difracción de rayos X de cerámica y trazas en la superficie cerámica. (a) 50 % mol. Al_2O_3 + 40 % mol. Y_2O_3 + 10 % mol. TiO_2 ; (b) 55 % mol. Al_2O_3 + 36 % mol. Y_2O_3 + 9 % mol. TiO_2 ; (c) 60 % mol. Al_2O_3 + 32 % mol. Y_2O_3 + 8 % mol. TiO_2 ; (d) 65 % mol. Al_2O_3 + 28 % mol. Y_2O_3 + 7 % mol. TiO_2 ; (e) 70 % mol. Al_2O_3 + 24 % mol. Y_2O_3 + 6 % mol. TiO_2 ; (f) 75 % mol. Al_2O_3 + 20 % mol. Y_2O_3 + 5 % mol. TiO_2 ; (g) 80 % mol. Al_2O_3 + 16 % mol. Y_2O_3 + 4 % mol. TiO_2 .

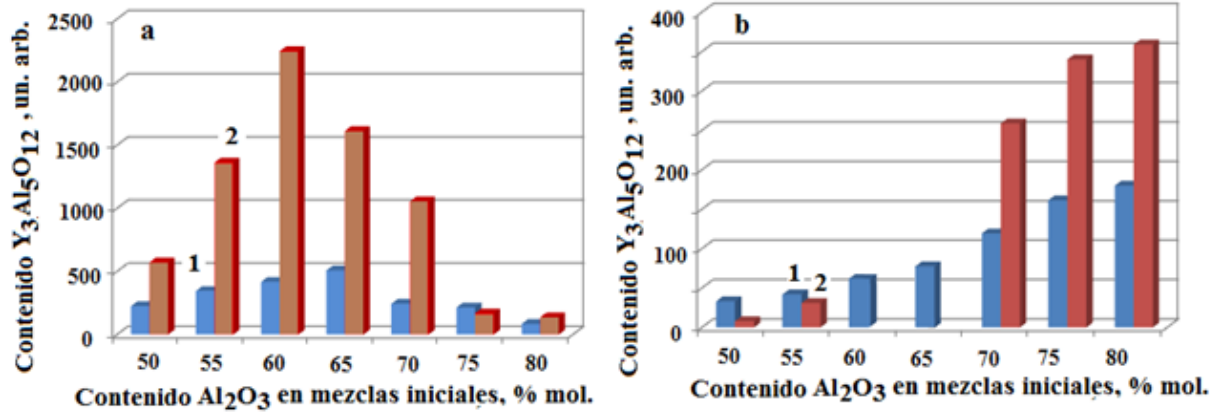


Fig. 2. Cambio en los contenidos relativos de YAG (a) y Al₂O₃ (b) con cambio en el Al₂O₃ en las mezclas iniciales. (1) En cerámica y (2) en trazas. Trazas obtenidas a P = 70 W, v = 0.075 mm/s.

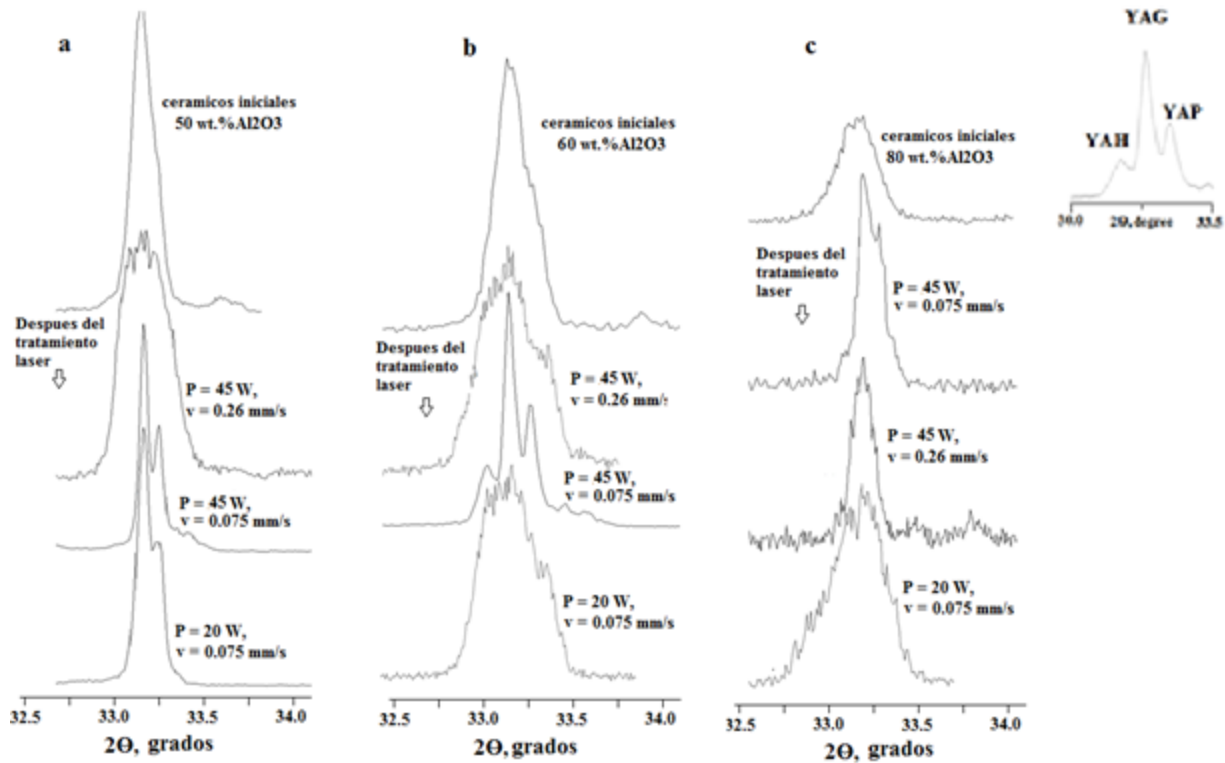


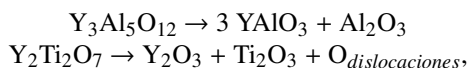
Fig. 3. La vista de difracción de rayos X en el pico $2\theta \sim 33.5^\circ$ en diferentes trazas. (a) En cerámica obtenidos a partir de 50 % mol. Al₂O₃ + 40 % mol Y₂O₃ + 10 % mol. TiO₂; (b) 60 % mol Al₂O₃ + 32 % mol. Y₂O₃ + 8 % mol. TiO₂; (c) 80 % mol. Al₂O₃ + 16 % mol. Y₂O₃ + 4 % mol. TiO₂. YAP es YAlO₃ modificación ortorrómbica, YAH es YAlO₃ modificación hexagonal.

La comparación de las composiciones de fase de la cerámica y las trazas (Tabla 1) nos permite concluir que esto se debe a la descomposición total o parcial de Y₄Al₂O₉ y Y₂Ti₂O₇ y la formación secundaria de YAG y α-Al₂O₃. El tamaño de los cristalitas

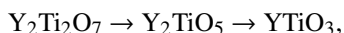
de YAG depende del contenido de α-Al₂O₃ en las mezclas iniciales. Sin embargo, al aumentar el contenido de Al₂O₃ > 65 % mol., los tamaños de α-Al₂O₃ y cristalitas YAG disminuyen. El cambio en el tamaño de los cristalitas es debido a cambios en las

condiciones de solidificación de fusión causada por la transición a partir de la cristalización homogénea de la fusión eutéctica a su cristalización heterogénea, donde Al_2O_3 actúa como un modificador. Como los cambios de modo de irradiación, el contenido de las fases y tamaño de los cristalitas también cambiar porque las condiciones de cristalización rápida de la masa fundida eutéctica difieren (Fig. 3). Sin embargo, en las trazas, observamos los contenidos más altos de YAG y $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

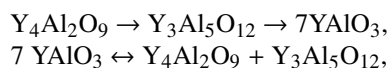
Los datos del análisis de rayos X obtenidos permiten concluir que los cambios de fase en ciertos modos de tratamiento con láser se pueden atribuir a la descomposición de una serie de compuestos y para la formación de nuevas fases. Estas conclusiones están soportadas por [28] los datos según los cuales las siguientes reacciones pueden proceder:



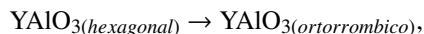
La descomposición de $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$ procede de acuerdo con la reacción:



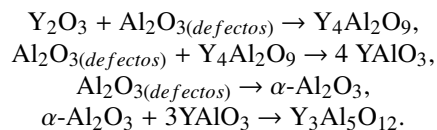
Al usar altas temperaturas suceden las siguientes transformaciones de fases [27-29]:



La fase cristalina YAlO_3 existe en dos modificaciones: perovskita ortorrómbica distorsionada (designada como YAP) y modificación hexagonal (designada como YAH):



La presencia de Y_2O_3 en los cerámicos y la formación de diferentes tipos de Al_2O_3 (Ejemplo: γ , δ , o $\eta\text{-Al}_2\text{O}_3$) en la composición no se descarta que ocurran las siguientes reacciones químicas:



Incluso una lista incompleta de reacciones puede ocurrir en la zona de fusión de la cerámica y la zona de enfriamiento de la masa fundida, que nos permite explicar el cambio de la composición de la fase de la superficie de la capa de la cerámica. Debido al plano de desplazamiento del haz láser, se consigue una serie de diferentes temperaturas locales, las reacciones presentadas anteriormente, todas las reacciones que proceden a diferentes temperaturas, deben tomarse en cuenta. La formación de YAP (ortorrómbica), YAH (hexagonal) y YAG suceden de forma natural. El grado de perfección de la estructura cristalina de las nuevas fases será determinado por las condiciones de enfriamiento en estado fundido, es decir; por la velocidad del haz láser y la composición de fase.

Al analizar el pico de difracción de YAG en el intervalo cristalino de $2\theta = 32 - 34^\circ$ se observó que tiene una forma compleja y se compone de picos superpuestos. Es de destacar el cambio de la posición del pico de la $\text{YAG}_{(420)}$ depende del modo de irradiación de la muestra (Fig. 5).

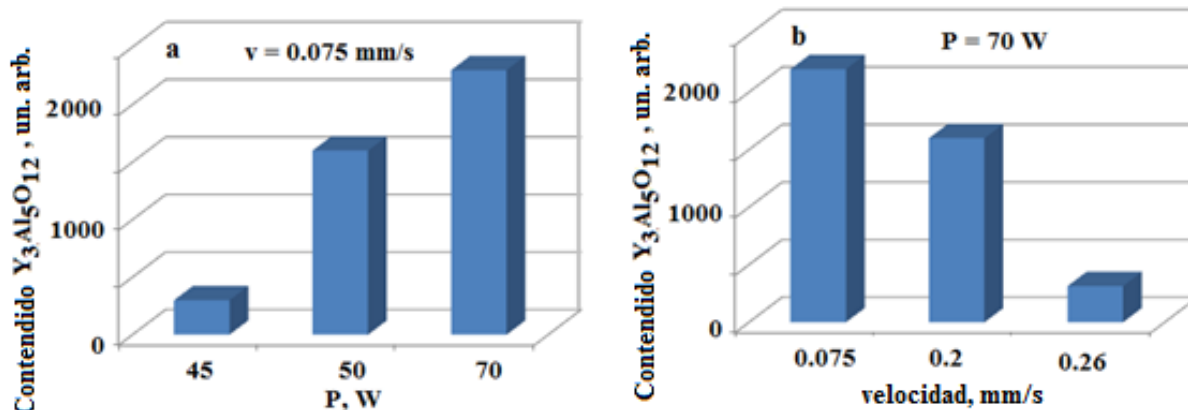


Fig. 4. Cambiar el contenido relativo de YAG (a, b) en las trazas con el cambio en la potencia de radiación (a) y velocidad de desplazamiento del haz de láser (b). Cerámicos obtenidos a partir de una mezcla de 65 % mol. TiO_2 + 28 % mol. Al_2O_3 + 7 % mol. Y_2O_3 .

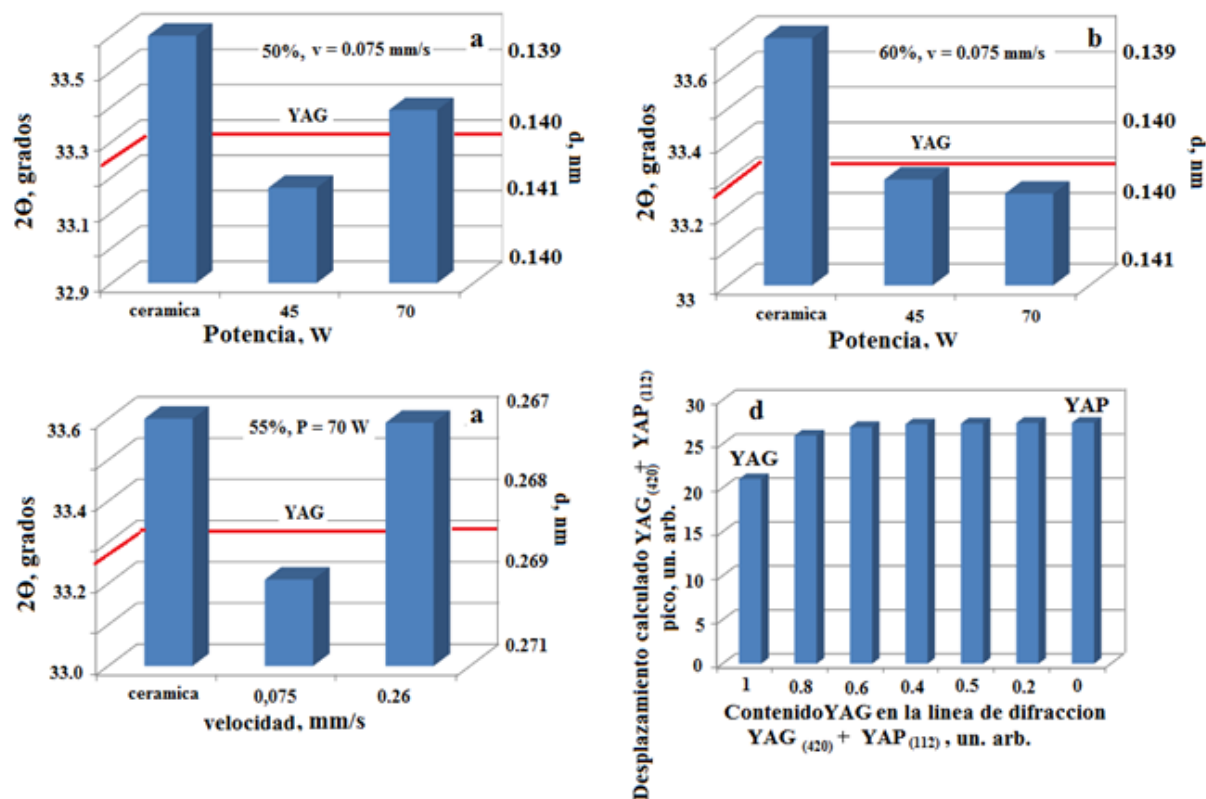


Fig. 5. Cambio en la posición de pico de YAG (420) en diferentes materiales cerámicos concambio en la potencia de irradiación. Para YAG (420), $2\theta = 33.29^\circ$ ($d = 0.2689$ nm), para YAP(112), $2\theta = 33.42^\circ$ ($d = 0.2681$ nm), y para YAH(102), $2\theta = 32.2^\circ$ ($d = 0.2721$ nm).

Estos picos superpuestos son YAG y YAIO₃ presentan dos modificaciones cristalinas: YAH₍₁₀₂₎ y YAP₍₄₁₁₎ (Fig. 5 d) El pico de difracción de YAG en $2\theta = 33.5^\circ$.

Cuando se cambia el modo de la irradiación, el contenido de las fases también cambia. El análisis cuantitativo del contenido de YAG en las trazas se analizó potencias y velocidades de irradiación. A mayor potencia de irradiación y menor velocidad de desplazamiento del rayo láser se obtiene mayor intensidad del pico YAG (Fig. 4).

El rasgo característico de la capa de la traza es la texturización de fases cristalinas, especialmente YAG (Fig. 1). La desviación de las intensidades (Ej., las amplitudes) de las líneas de todas las fases de los valores estándar indica su textura. La texturización de la fase se caracteriza por el coeficiente de textura (CT) calculado por la formula [9]: $CT(hkl) = \frac{I(hkl)}{I_0(hkl)} \left\{ \frac{1}{n} \sum \frac{I(hkl)}{I_0(hkl)} \right\}^{-1}$, donde $I(hkl)$ son las intensidades medidas de las reflexiones (hkl), $I_0(hkl)$ son las intensidades de acuerdo con las tarjetas de JCPDS, y

n es el número de reflexiones utilizadas en el cálculo. El CT alcanza su máximo en el predominio de la fase YAG en la capa superficial y en un contenido mínimo de corindón, es decir, $\sim (60-65)$ mol. % Al₂O₃, en las mezclas iniciales (Fig. 6 a). Por otra parte, el CT toma su valor máximo en la potencia máxima de radiación y una velocidad de desplazamiento baja del haz de láser (Fig. 6 b, c, Tabla 1, Muestras 4-6) utilizada en este trabajo.

3.2 Datos MEB- EDS

A medida que el rayo láser atraviesa la superficie, genera una región de fusión por láser selectiva y posterior enfriamiento de masa fundida. Las trazas tienen textura compleja, forman arcos (Fig. 7). Esto es debido a las peculiaridades de la propagación de la masa fundida de área local en la zona de calentamiento en una región con una temperatura más baja. La distancia entre arcos, valor de contracción cambia con el cambio en el modo de irradiación (Fig. 8).

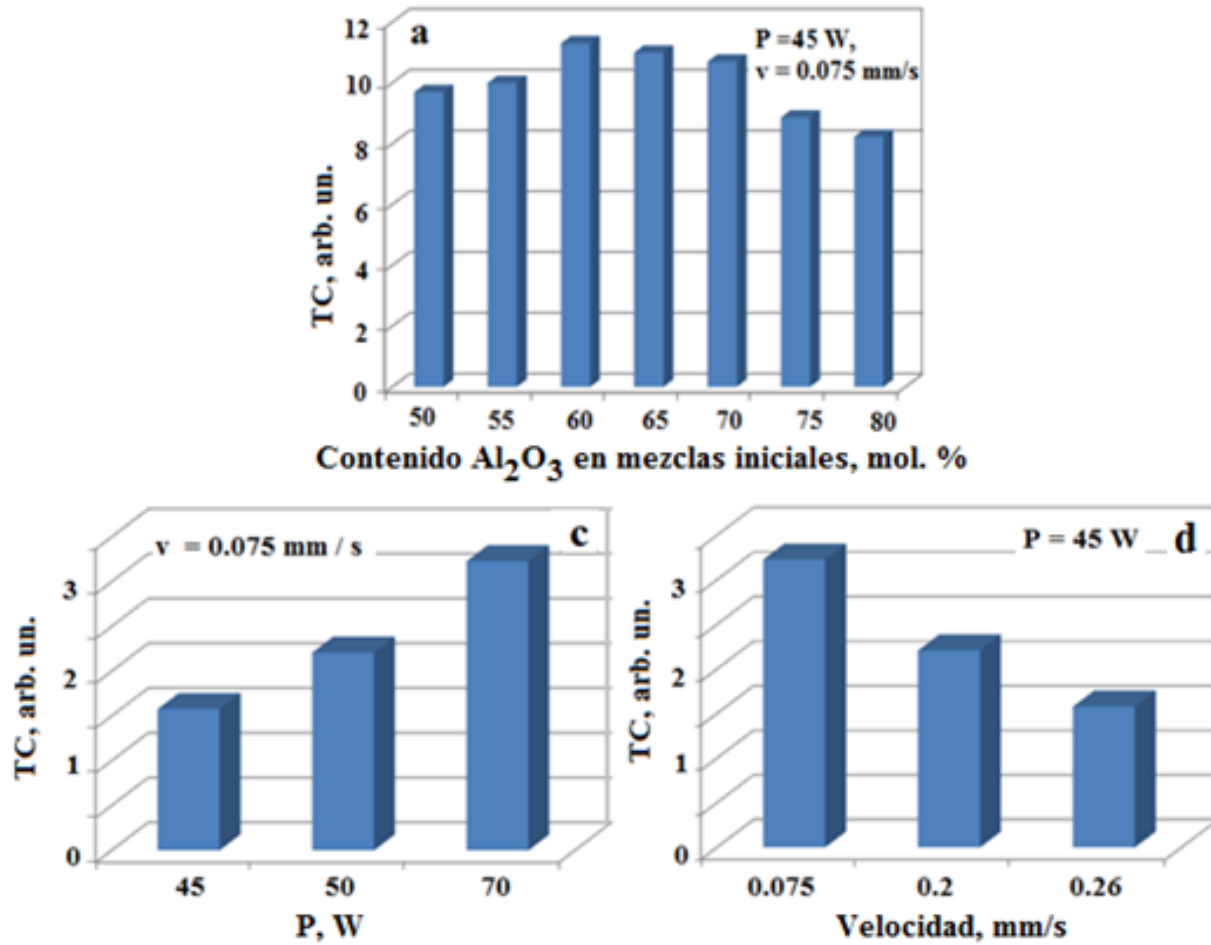


Fig. 6. Coeficiente de textura para YAG con $d = 0.2969 \text{ nm}$ en trazas frente al contenido de Al_2O_3 en las mezclas iniciales (a), la potencia de la radiación (b), y la velocidad de desplazamiento del haz de láser (c). (b, c) para los materiales cerámicos obtenidos a partir de mezcla inicial 60 % mol. Al_2O_3 + 32 % mol. Y_2O_3 + 8 % mol. TiO_2 .

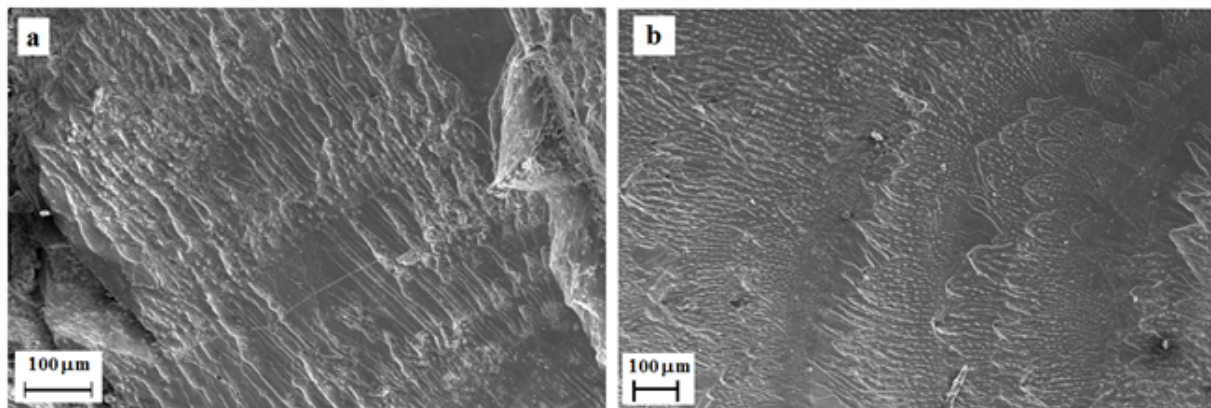


Fig. 7. Vista de las trazas en la superficie de cerámica obtenida a partir de mezcla inicial 55 % mol. Al_2O_3 + 36 % mol. Y_2O_3 + 9 % mol. TiO_2 . (a) $P = 20 \text{ W}$, $v = 0.075 \text{ mm/s}$, (b) $P = 70 \text{ W}$, $v = 0.26 \text{ mm/s}$.

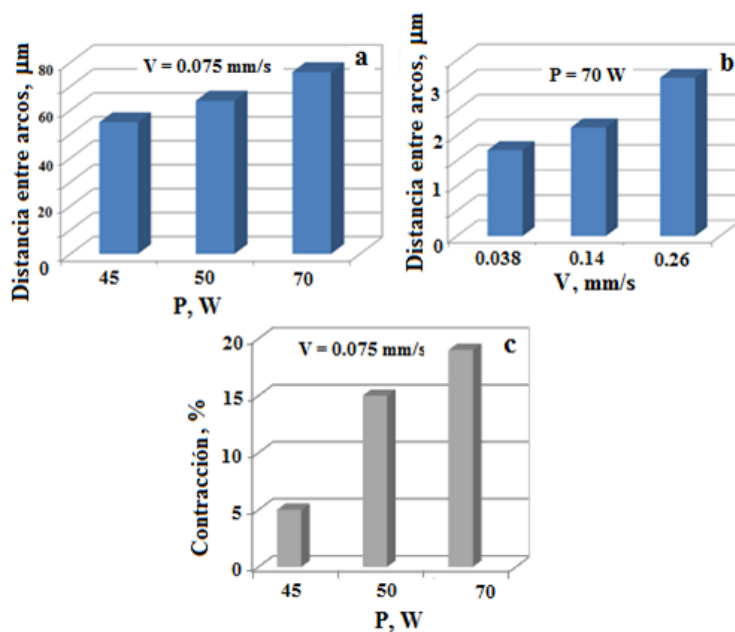


Fig. 8. Cambio de la distancia entre arcos (a, b) y la contracción de la cerámica (c) dependen de la potencia de irradiación (a, c) y la velocidad del movimiento del rayo láser (b) Para el espécimen del cerámico obtenido a partir de mezclas 80 % mol. Al_2O_3 + 16 % mol. Y_2O_3 + 4 % mol. TiO_2 .

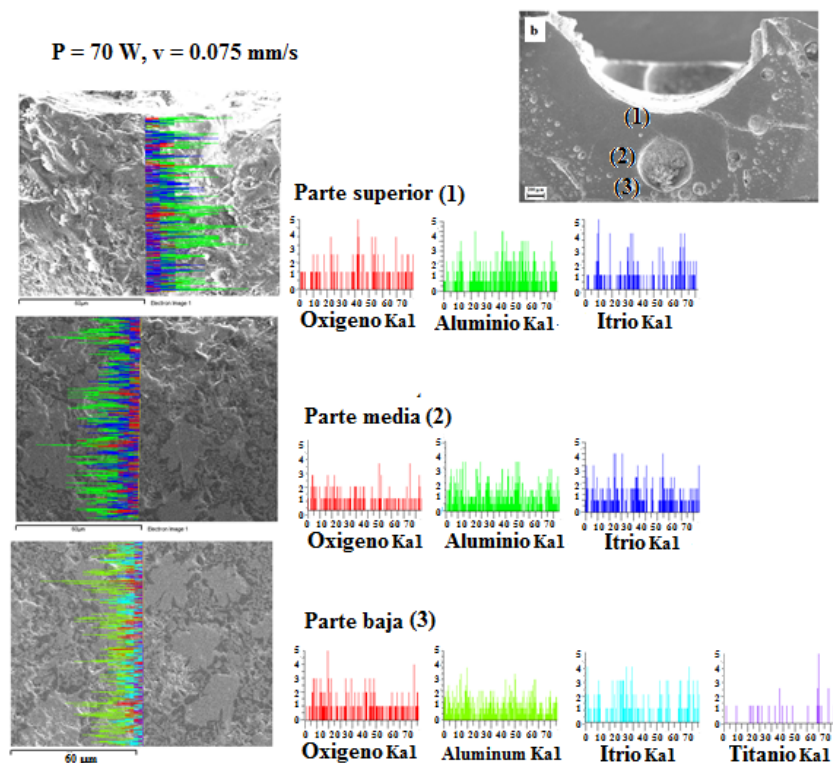


Fig. 9. La vista de la sección trasversal de las trazas de cerámica y distribución de los elementos de la parte superior a la parte inferior de la cristalización zona. Cerámica obtenidos a partir de mezcla de 65 % mol. Al_2O_3 - 28 % mol. Y_2O_3 - 7 % mol. TiO_2 . P = 45 W, v = 0.075 mm/s.

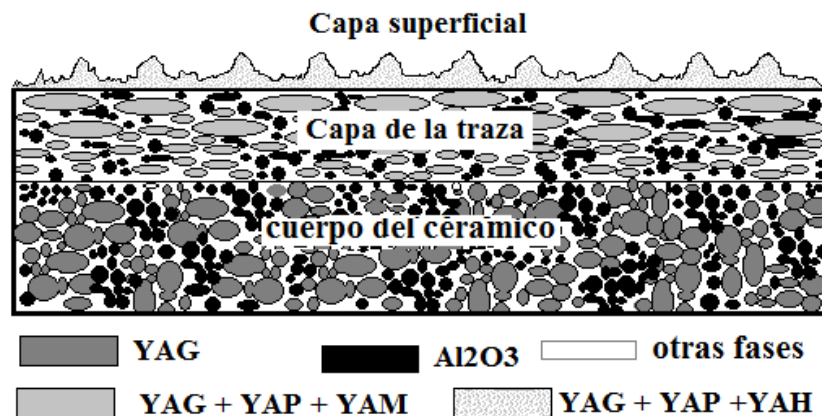


Fig. 10. Esquema simplificado de la estructura de la muestra de cerámica después de textura de la superficie con láser. $Y_3Al_5O_{12}$ (YAG), $Y_4Al_2O_9$ (YAM), $YAlO_3$ ortorrómbica (YAP), $YAlO_3$ hexagonal (YAH).

Tabla 2. Contenido de elementos en lugares de las trazas del cerámico marcado en la figura 10 y las composiciones calculadas

Tipo de muestras	Contenido de elementos, % P.	Modo de irradiación						Análisis EDS: 1	2	3	4	5	6	(Productos de ablación)
		P = 70 W, v = 0.26 mm/s.	P = 70 W, v = 0.075 mm/s.	P = 70 W, v = 0.075 mm/s.	P = 70 W, v = 0.075 mm/s.	P = 70 W, v = 0.075 mm/s.	P = 70 W, v = 0.075 mm/s.							
55 % mol. O		38.14	33.18	32.37	29.16	30.08	31.7	32.15						
Al_2O_3 + 36 % mol. Al		19.86	20.29	20.72	27.61	24.71	19.3	15.22						
Y_2O_3 + 9 % mol. Y		41.14	46.53	45.25	43.23	44.11	47.13	37.91						
TiO_2	Ti	0.84	0	0	0	1.01	1.87	14.72						
Composición Calculada, %		99YAG+ 1TiO ₂	96YAG + 4YAP	99YAG + 1YAP	55YAG + 45YAP	70YAG+ 29YAP+ 1TiO ₂	70YAG+70Al ₂ O ₃ + 28YAP+29YAP+ 2TiO ₂	1TiO ₂						

En la investigación de la sección transversal de la traza, el análisis EDS muestran que, dependiendo del régimen de la radiación, se detectaron elementos tales como: O, Al e Y. El Titanio obtenido en la superficie aparece usando potencia de irradiación alta y una velocidad de desplazamiento rápida (P = 70 W, v = 0.075 mm/s) o en los lugares de acumulación de productos de ablación depositados en la superficie de trazas (Fig. 9). Esto correlaciona con los datos obtenidos de DRX y como conclusión sobre la disociación del compuesto que contiene titanio. En diferentes lugares de análisis elemental, el contenido

de cada elemento difieren (Tablas 2 y 3).

Obtenidos los datos de difracción de rayos X-MEB-EDS, se puede concluir que la traza tiene estructura compleja: la parte de volumen de la traza consiste en $Y_3Al_5O_{12}$ textura y cristalitas de Al_2O_3 cristalitas. La capa superior de las trazas (la superficie de la traza) es un $Y_3Al_5O_{12}$ (o $Y_3Al_5O_{12}$ + Al_2O_3) capa enriquecida en $YAlO_3$. Por lo tanto, el análisis complejo hace que sea posible pasar desde el modelo del material cerámico bicapa (de acuerdo con de rayos X datos de difracción) para el modelo de tres capas de la cerámica materiales.

Tabla 3. Contenido de elementos en lugares en las trazas del cerámico marcado en la figura 11 y las composiciones calculadas. Modo de irradiación: P = 70 W, V = 0.075 mm/s.

Tipo de muestras	Contenido de elementos, % P.	Análisis Puntual de las muestras (EDS)					(Productos de ablación)
		1	2	3	4	5	
80 mol.% Al ₂ O ₃ + 36 mol.% Y ₂ O ₃ + 9 mol.% TiO ₂	O	35.4	32.1	33.2	31.73	48.3	24.31
	Al	30.2	30.9	30.13	23.3	43.25	40.73
	Y	34.4	29.72	36.67	44.79	8.45	35.04
Composición Calculada, %		83YAG+ 17	99 YAG+ 1	80 YAG+ 20	YAG	82.35Al ₂ O ₃ + 16.97YAG+	~ 50 Al ₂ O ₃ ~ 50 Y ₂ O ₃

Los resultados obtenidos permiten presentar la estructura de material cerámico después de tratamiento de la superficie con láser de las muestras (Fig. 10).

Agradecimientos

Los autores desean expresar su agradecimiento por el apoyo financiero del CONACYT (Proyecto 155731).

Referencias

- Dork Sahagian, (1991). Bubble migration and coalescence during the solidification of basaltic lava flows. *The Journal of Geology* 93, 205-211.
- Dowding, C., Waugh, D., Griffiths J.B. (2014). *Laser Surface Engineering Processes and Applications*. A volume in Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials, eds. J. R. Lawrence.
- Escobar Martinez, A, Márquez Aguilar, P.A., Kakazey, Vlasova M, A., Guardian Tapia, R. (2016). SEM-EDS investigation of YAG ceramic surface after laser modification. *Journal Advanced Microscopy Research (JAMR)*. ISSN 2348-7968. Vol 3 issue 9.
- Ester, F.J., Larrea A., Merino, R.I. (2011). Processing and microstructural study of surface laser remelted Al₂O₃-YSZ-YAG eutectic plates. *Journal of the European Ceramic Society* 31, 1257-1268.
- Etsion, I. (2005). State of the art in laser surface texturing. *ASME Journal of Tribology* 127, 248-253.
- Galkin, A.F., Abramov, D.V., Savina, L.D., Fedotova, O.Y., Prokoshev V.G., Arakelian, S.M. (2011). Laser-induced hydrodynamic waves on the surface of melt, Proc. SPIE 4429, International Seminar on Novel Trends in Nonlinear Laser Spectroscopy and High-Precision Measurements in Optics, 101.
- Gremaud, M., Carrard M., Kurz, W. (2010). The microstructure of rapidly solidified Al-Fe alloys subjected to laser surface treatment. *Acta Metallurgical Materials* 38, 2587-2599.
- Grigoropoulos, C.P. (2009). *Transport in Laser Microfabrication: Fundamentals and Applications*. Cambridge University Press, New York, 399 p.
- Harimkar, S.P., Dahotre, N.B., (2006). Effect of laser fluence on surface microstructure of alumina ceramic. *Advances in Applied Ceramics* 105, 304-308.
- Hreniak, D., Gierlotka, S., Lojkowski, W., Stręk, W., Mazur P., Fedyk, R. (2005). High-pressure induced structural decomposition of RE-doped YAG. *Solid State Phenomena* 106, 17-22.

- Junji Zhang, Jumei Yu, Mingju Chao, Erjun Liang, Mingyu Li, Dechuan Li, (2012) Textured BaTi₂O₅ ceramic synthesized by laser rapid solidification method and its dielectric properties. *Journal of Materials Science* 47, 1554-1558
- Kusinski, J., Kac, S., Kopia, A., Radziszewska, A., Rozmus-Górnikowska, M., Major, B., Major, L., Marczak, J., Lisiecki, A. (2012). Laser modification of the materials surface layer - a review paper. *Bulletin of the Polish Academy of Sciences Technical Sciences* 60.
- Lawrence, J., Waugh, D.G. (2014). *Laser Surface Engineering: Research and Applications*. London, Elsevier.
- Leung, W. (2001). Phase-change heat transfer in laser transformation hardening by moving Gaussian rectangular heat source. *Journal of Physics D: Applied Physics* 34, 3434-3441
- Marezio, M., Remeika J.P., Jayaraman, A. (2012). High-pressure decomposition of synthetic garnet. *Journal of Chemical Physics* 45, 1821-1824.
- Nobuyuki Kobayashi, (2002). Effect of fluid flow on the formation of gas bubbles in oxide crystals grown by the Czochralski method. *Journal of Crystal Growth* 54, 414-416.
- Olmos L., Estrada-Murillo A.M., Lemus-Ruiz J., Huirache-Acuña R., Vergara-Hernandez H. J., Garcina-Gonzalez P., Salgado J.M. (2014). Study of constrained sintering of powers used to cracks reparation. *Revista Mexicana de Ingeniería Química* 13, 887-896.
- Salgado-Delgado A. M., Vargas-Galarza Z., Salgado-Delgado R., Garcia-Hernandez E., Hernández-Diaz W.N., Rubio-Rosas E., Salgado-Rodriguez R. (2016). Caracterización morfológica y térmica de un biomaterial compuesto de alta porosidad phema-quitosano-cerámica (hidroxiapatita). *Revista Mexicana de Ingeniería Química* 15, 625-632.
- Soundarapandian Santhanakrishnan, Fanrong Kong, Radovan Kovacevic. (2012). An experimentally based thermo-kinetic phase transformation model for multi-pass laser heat treatment by using high power direct diode laser. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* DOI 10.1007/s00170-012-4029-z.
- Tamura, M., Sakasegawa, H., Shiba, K., Tanigawa, H., Shinozuka K., Esaka, H. (2011). Decomposition of Y₂Ti₂O₇ Particles in 8 Pct Cr Oxide-Dispersion-Strengthened Martensitic Steel during Tempering. *Metallic Materials Transactions A* 42A, 2011-2177.
- Vlasova, M., Marquez Aguilar, P.A., Reséndiz Glez, M.C., Kakazey, M., Bukov A. (2005 a). Influence of IR - Laser Irradiation on Composite Ceramics on Base of α -SiC-chromium silicides. *Materials Science and Engineering A* 404, 64-70.
- Vlasova, M., Marquez Aguilar, P.A., Kakazey, M., Tomila, T., Bykov, A., Rogylya, A., (2005 b). Laser treatment of SiC-C₅Si₃ ceramic in N₂-O₂ medium. *Science Sintering* 3, 217-223.
- Vlasova, M., Marquez Aguilar, P.A., Kakazey, M., Reséndiz-González, M.C., Bykov, A., Ragulya, A., Tomila, T. (2007). Modification of the SiC-Cr₅Si₃ ceramic surface by laser irradiation. *Ceramics International* 3, 433-437.
- Vlasova, M., Kakazey, M., Márquez Aguilar, P.A., Guardian Tapia, R., Stetsenko, V., Bykov, A., Lakiza, S. (2013 a). Phase formation and microstructure of ceramics at selective laser synthesis in Al₂O₃-TiO₂-Y₂O₃ powder compositions. *Journal of Advances in Ceramic Science and Engineering* 2, 120-129.
- Vlasova, M., Kakazey, M., Márquez Aguilar, P.A., Guardian Tapia, R., Stetsenko, V., Bykov, A., Lakiza, S. (2013 b). Phase formation and microstructure of ceramics at selective laser synthesis in Al₂O₃-TiO₂-Y₂O₃ powder compositions. *Journal of Advances in Ceramic Science and Engineering* 2, 120-129.
- Vlasova, M., Kakazey, M., Márquez Aguilar, P.A., Juarez Arellano, E.A., Guardian Tapia, R., Stetsenko, V., Bykov, A., Lakiza, S., Ragulya, A. (2013 c). Directed Laser Processing of Compacted Powder Mixtures Al₂O₃-TiO₂-Y₂O₃. *Science of Sintering* 45, 247-259.
- Vlasova, M., Kakazey, M., Márquez Aguilar, P.A., Stetsenko, V., Bykov, A., Lakiza, S. (2014 a). Structural and phase evolution in laser treatment of Al₂O₃-TiO₂-Y₂O₃ powder mixtures. *Journal of Alloys and Compounds* 586, 5199-5204.

- Vlasova, M., Kakazey, M., Márquez Aguilar, P.A., Stetsenko, V., Bykov, A., Lakiza, S. (2014 b). Structural and phase evolution in laser treatment of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ powder mixtures. *Journal of Alloys and Compounds* 586, 5199-5204.
- Vlasova, M., Márquez Aguilar, P.A., Kakazey, M., Escobar Martinez, A., Guardian Tapia, R. (2015). SEM-EDS investigation of YAG ceramic surface after laser modification. *Journal Advanced Microscopy Research* 10, 1-11.
- Wang, S., Yamamoto, F., Akatsu, T., Tanabe Y., Yasuda, E. (2010). Metastable precipitation in isothermally solidified YAG-alumina composites with off-eutectic composition Materials. *Journal of Materials Science* 34, 3489-3494.
- Weiping Cong, Dajian Li, Zhongshen Chen, Feng Zheng, Yong Liu, Yong Du and Baiyun Huang, (2009). Phase equilibria of the $\text{TiO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ system. *Calphad* 33, 624-627.