

Determinación de Tensiones Residuales Superficiales y en Capas por Difracción de Rayos X

HANNS P. STEIER

Instituto de Ciencia de Materiales de Madrid (ICMM), C.S.I.C. 28049 Cantoblanco. Madrid

En el presente trabajo se lleva a cabo una revisión general de la técnica de medida de tensiones residuales superficiales y en capas por difracción de rayos X. La primera parte trata de revisar los fundamentos necesarios. Se explican la dirección de medida y la profundidad de información en la difracción de rayos X para poder entender cuales son los espaciados que medimos. También se revisan las relaciones elásticas tensión-deformación para comprender como se relacionan estos espaciados al estado de tensiones presente en el material. La segunda parte suministra los detalles técnicos y los cálculos necesarios para medir bien la suma de tensiones en una superficie o bien la tensión en una dirección dada de la superficie. Finalmente se describen modificaciones para los casos especiales de capas finas y materiales texturados y se discuten algunas posibles fuentes de errores.

Palabras clave: difracción de rayos X, tensiones residuales, recubrimientos.

Determination of residual stress in surfaces and coatings by X-ray diffraction

The present paper comprises a general revision of the technique of measuring residual stress in surfaces and coatings by X-ray diffraction. The first part explains the necessary basic principles. Measuring direction and information depth in X-ray diffraction are being explained in order to be able to understand which lattice spacings in the sample we measure. Elastic stress-strain relations are also being revised in order to make clear how these spacings are related to the stress state present in the material. The second part provides the necessary technical details and calculations to measure either the sum of the stresses in a surface or the stress in a given direction of the surface. Finally modifications for thin coatings and textured materials as special cases are described and some possible error sources are being discussed.

Key words: X-ray diffraction, residual stresses, coatings.

INTRODUCCIÓN

La modificación de la superficie de un material mediante recubrimiento juega un papel cada vez mas importante en la industria. Se trata de un método muy efectivo para aumentar el valor tecnológico del sustrato, del que incluso pueden resultar propiedades que no se manifiestan en el sustrato ni en el material de recubrimiento. Recubrimientos cerámicos representan el mercado con mayor crecimiento de toda la cerámica avanzada.

Es fundamental conocer y controlar las tensiones residuales (internas) de un recubrimiento para obtener un producto fiable, dado que dichas tensiones pueden influir en las propiedades, producir grietas o incluso desconectar la capa del sustrato. También en muchos materiales no recubiertos se quieren evitar tensiones superficiales.

Las tensiones residuales se producen cuando dos partes separadas de una muestra tienden a adoptar diferentes volúmenes, lo cual es contrarrestado por fuerzas cohesivas. Por su naturaleza, dichas tensiones persisten en ausencia de cargas externas y se autoequilibran. Dos de los posibles orígenes más comunes de las tensiones internas en capas superficiales son

(i) las diferencias de expansión/contracción térmica entre fases presentes en un compuesto capa/sustrato.

(ii) la presencia de perfiles de concentración.

Probablemente no existe ninguna técnica de caracterización superficial capaz de suministrar tanta variedad de información como la difracción de rayos X (análisis de fases cualitativo y cuantitativo, solución sólida, perfil de concentración, tamaño de granos, perfección de granos, orientación preferida, espesor de capas, densidad, aspereza de superficie y tensiones). El presente trabajo intenta dar una revisión básica y metódica de la medida de tensiones residuales por esta técnica.

1. DIRECCIÓN DE MEDIDA EN LA DIFRACCIÓN DE RAYOS X

La difracción de rayos X permite determinar distancias entre los planos de la red en muestras cristalinas. Se observará la reflexión de un haz incidente siempre y cuando se cumpla la condición de Bragg:

$$n \lambda = 2 d_{(hkl)} \sin \theta \quad [1]$$

siendo n := orden de reflexión, λ := longitud de onda, $d_{(hkl)}$:= distancia entre dos planos orientados según (hkl) y θ := ángulo de Difracción en Fig. 1.a.

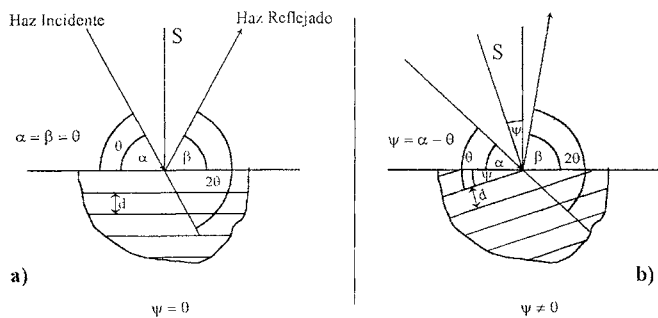


Fig. 1: Dirección de medida en la difracción de rayos X.

Considerando las leyes de la difracción el ángulo θ es el mismo para el haz incidente que para el haz reflejado y, para un determinado ángulo θ , solo participan en la difracción los planos perpendiculares a la bisectriz S, entre el haz incidente y el reflejado. De esta forma se considera S como la dirección de medida de la difracción.

En una muestra policristalina no texturada o en un polvo, los cristales y, consecuentemente, sus planos, están estadísticamente distribuidos en todas las direcciones del espacio, así que, dada una dirección de medida S, se pueden detectar todas las familias de planos (hkl) existentes en el cristal.

Por razones de focalización del haz reflejado en el detector los equipos convencionales de difracción mantienen la dirección de medida, S, perpendicular a la superficie de la muestra (Fig. 1.a) variando simultáneamente durante el barrido el ángulo α del haz incidente con la muestra y el ángulo β de la dirección del detector con la muestra. En este caso α y β son ambos iguales a θ y se detectan exclusivamente los planos paralelos a la superficie.

Para detectar familias de planos, que forman un ángulo $\psi \neq 0$ con la superficie, hace falta desplazar la dirección de medida por el mismo ángulo respecto a la normal de la superficie (Fig. 1.b). α y β ya no son iguales y ambos diferentes a θ . El ángulo entre la dirección del detector y la prolongación del haz incidente, sin embargo, sigue siendo 2θ y consecuentemente puede determinarse el valor de d correspondiente en la nueva dirección de S.

2. PROFUNDIDAD DE INFORMACIÓN EN LA DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Los Rayos X penetran en la materia según una ley de absorción del tipo

$$I(x) = I_0 e^{-\mu x} \tag{2.1}$$

donde I_0 := intensidad inicial, x := trayectoria dentro del material y μ := coeficiente lineal de absorción másico del material.

En el caso de difracción de rayos X la intensidad del haz reflejado a una profundidad x de la muestra es:

$$I(x) = I_0 e^{-\mu k x} \tag{2.2}$$

en la cual k considera la dependencia de la intensidad con los ángulos θ y ψ :

$$k = \left(\frac{1}{\text{sen}(\theta + \psi)} \right) + \left(\frac{1}{\text{sen}(\theta - \psi)} \right) \tag{2.3}$$

En el caso de $\psi = 0$, k se simplifica:

$$k = \frac{2}{\text{sen} \theta} \tag{2.4}$$

y si $\alpha = \theta = 90^\circ$, k tiene el valor 2. Este valor tiene en cuenta el hecho de que en la difracción de rayos X el haz tiene que ir y volver la misma distancia para ser detectado. Teniendo en cuenta que

$$\psi = \alpha - \theta \tag{2.5}$$

bastan dos de los ángulos para calcular k en [2.3].

En Fig. 2.1 a) y b) se ve cualitativamente que la intensidad I en función de la profundidad x disminuye mas rápidamente cuanto mas pequeño es α para un ψ fijo. Lo mismo pasaría cuando se aumenta $|\psi|$, teniendo α constante.

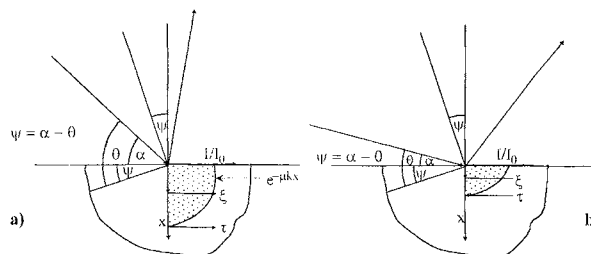


Fig. 2.1: Profundidad de penetración e información en la difracción de rayos X.

La profundidad de penetración τ_G es:

$$\tau_G = \frac{(\text{sen}^2 \theta - \text{sen}^2 \psi)}{2 \mu \text{sen} \theta \cos \psi} \tag{2.6}$$

La información del haz reflejado, sin embargo, no se refiere a esta máxima profundidad de penetración, sino a la coordenada x del «centro de gravedad» de la función $e^{-\mu k x}$, que se puede definir como la «profundidad de información»:

$$\xi_i = \frac{\int_0^\tau x e^{-\mu k x} dx}{\int_0^\tau e^{-\mu k x} dx} \tag{2.7}$$

ξ_i es ajustable por el operador mediante la selección adecuada de los ángulos α , θ y ψ .

En el caso de investigar una capa, cuyo espesor t es menor que τ_G (Fig. 2.2), se interpreta exclusivamente la información dada por la capa, integrando la función solo hasta t:

$$\xi_i = \frac{\int_0^t x e^{-\mu k x} dx}{\int_0^t e^{-\mu k x} dx} = \frac{1}{\mu k} - \frac{t e^{-\mu k t}}{1 - e^{-\mu k t}} \tag{2.8}$$

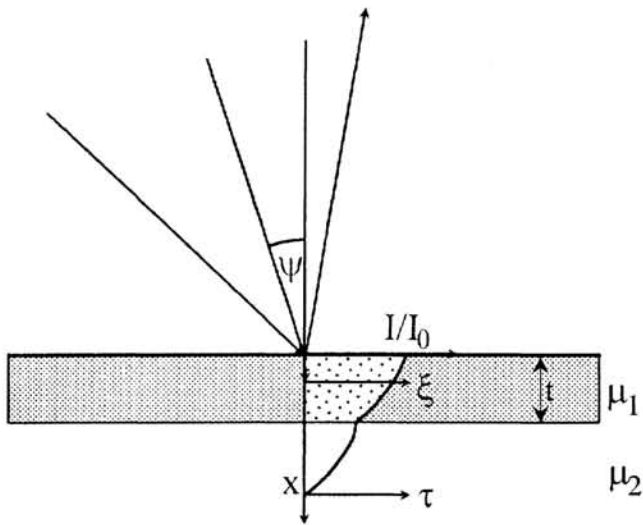


Fig. 2.2: Profundidad de información en un sistema recubierto.

Igual se puede interpretar el sustrato, integrando desde t hasta τ_G .

3. RELACIONES ELASTICAS TENSION-DEFORMACION

Según la teoría clásica de la elasticidad en un material perfectamente elástico la relación tensión-deformación queda expresada por la ley de Hooke:

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} \tag{3.1}$$

siendo: $\sigma :=$ la tensión normal, $E :=$ el modulo de Young y $\epsilon :=$ la deformación $\Delta l/l$ del material en la dirección de σ .

Como en los materiales cerámicos prácticamente no hay deformación plástica, se puede considerar que todas las deformaciones son de tipo elástico.

Además hay que suponer que el material es isotrópico y las constantes elásticas son las mismas en tracción que en compresión y en sistemas de tensiones combinadas.

Cuando se aplica una tensión a tracción σ_z a lo largo de la eje z de un prisma tetragonal (Fig. 3), el cuerpo se expande en la dirección z, y la deformación siendo:

$$\epsilon_z = \frac{\sigma_z}{E} \tag{3.2}$$

Al mismo tiempo la pieza se contrae a lo largo de los ejes x y y, y las deformaciones están relacionadas con ϵ_z por el coeficiente de Poisson ν de la forma:

$$-\epsilon_x = -\epsilon_y = \nu \epsilon_z = \frac{\nu \sigma_z}{E} \tag{3.3}$$

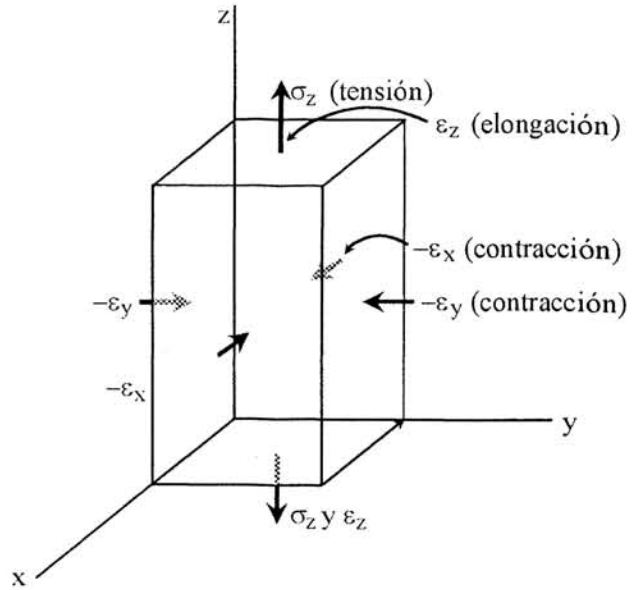


Fig. 3: Relaciones elásticas tensión-deformación.

El signo negativo indica la contracción. Cambiando de este sistema de tensión uniaxial a un sistema con tensiones aplicadas en las tres direcciones, la superposición de [3.2] y [3.3] da:

$$\begin{aligned} \epsilon_x &= \frac{1}{E} [\sigma_x - \nu(\sigma_y + \sigma_z)] \\ \epsilon_y &= \frac{1}{E} [\sigma_y - \nu(\sigma_z + \sigma_x)] \\ \epsilon_z &= \frac{1}{E} [\sigma_z - \nu(\sigma_x + \sigma_y)] \end{aligned} \tag{3.4}$$

4. TENSIONES EN UNA SUPERFICIE

Cuando una muestra esta expuesta a tensiones σ_1 y σ_2 en su plano superficial, como en Fig. 4, la tensión σ_3 perpendicular a la superficie es cero. La deformación ϵ_3 perpendicular a la superficie es en este caso:

$$\epsilon_3 = -\frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \tag{4.1}$$

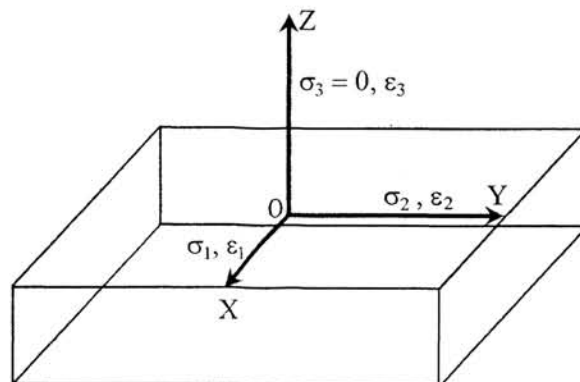


Fig. 4: Tensiones y deformaciones en una superficie.

e implica una contracción, si σ_1 y σ_2 son tensiones de tracción. Para determinar ϵ_3 solo es necesario medir la variación entre el parámetro d de una familia de planos orientada paralela a la superficie ($\psi=0^\circ$) de la muestra y de la misma familia en un polvo recocido (libre de tensiones) del mismo material. Con los valores de espaciado d_S (sometido a tensión) y d_U (sin tensiones) se puede calcular la suma de las componentes de la tensión en la superficie:

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -\frac{E}{\nu} \frac{\Delta d}{d} = -\frac{E}{\nu} \left(\frac{d_S - d_U}{d_U} \right) \quad [4.2]$$

y si las tensiones no tienen dirección de preferencia en la superficie:

$$\sigma = \sigma_1 = \sigma_2 \quad [4.3]$$

Midiendo reflexiones a diferentes ángulos 2θ , y por tanto variando la profundidad de información, se pueden medir perfiles de tensión. Como el perfil de tensión a través de una capa se puede considerar lineal, está supuesta como válida la relación

$$\sigma(\zeta_i) = b_\sigma + a_\sigma \zeta_i \quad [4.4]$$

donde b y a se determinan por regresión lineal.

5. COMPONENTE DE TENSION EN ALGUNA DIRECCION DADA DE UNA SUPERFICIE

Si se quiere conocer, en lugar de la suma de las dos componentes ortogonales $\sigma_1 + \sigma_2$, la componente σ_ϕ de la tensión en una dirección determinada ϕ de la superficie, se han de realizar dos medidas sobre la muestra; una con la dirección de medida Z , perpendicular a la superficie y otra, cuya dirección forma con la normal un ángulo ψ conocido en el plano definido por la eje Z y la dirección ϕ (Fig. 5).

Sean σ_1 , σ_2 y σ_3 las componentes de la tensión en las direcciones de los ejes ortogonales X , Y y Z respectivamente, y α_1 , α_2 y α_3 los cosenos directrices de la dirección de medida.

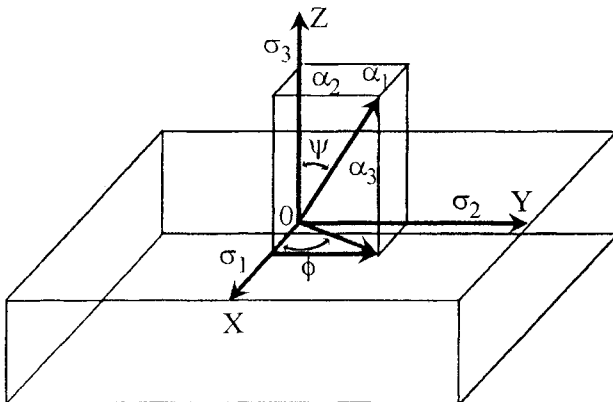


Fig. 5: Componente de tensión en una dirección dada de una superficie.

En términos de los ángulos experimentales ψ y ϕ , estos cosenos son:

$$\begin{aligned} \alpha_1 &= \text{sen } \psi \text{ cos } \phi \\ \alpha_2 &= \text{sen } \psi \text{ sen } \phi \\ \alpha_3 &= \text{cos } \psi = \sqrt{1 - \text{sen}^2 \psi} \end{aligned} \quad [5.1]$$

La tensión en la dirección ψ es:

$$\sigma_\psi = \sigma_1 \alpha_1^2 + \sigma_2 \alpha_2^2 + \sigma_3 \alpha_3^2 \quad [5.2]$$

y con la combinación de [5.1] y [5.2]:

$$\sigma_\psi = \sigma_1 (\text{sen } \psi \text{ cos } \phi)^2 + \sigma_2 (\text{sen } \psi \text{ sen } \phi)^2 + \sigma_3 \text{cos}^2 \psi \quad [5.3]$$

En la dirección de ϕ , $\psi = 90^\circ$ y la tensión σ_ϕ puede expresarse como:

$$\sigma_\phi = \sigma_1 \text{cos}^2 \phi + \sigma_2 \text{sen}^2 \phi \quad [5.4]$$

Igual para las deformaciones:

$$\epsilon_\psi = \epsilon_1 (\text{sen } \psi \text{ cos } \phi)^2 + \epsilon_2 (\text{sen } \psi \text{ sen } \phi)^2 + \epsilon_3 \text{cos}^2 \psi \quad [5.5]$$

Recordando que $\sigma_3 = 0$, y substituyendo ϵ_1 y ϵ_2 de [3.4]:

$$\epsilon_\psi = \frac{1}{E} [(\sigma_1 - \nu \sigma_2) \text{cos}^2 \phi \text{sen}^2 \psi + (\sigma_2 - \nu \sigma_1) \text{sen}^2 \phi \text{sen}^2 \psi] + \epsilon_3 \text{cos}^2 \psi \quad [5.6]$$

que, reagrupando los términos, se convierte en:

$$\epsilon_\psi = \frac{1 + \nu}{E} (\sigma_1 \text{cos}^2 \phi + \sigma_2 \text{sen}^2 \phi) \text{sen}^2 \psi + \epsilon_3 = \frac{1 + \nu}{E} \sigma_\phi \text{sen}^2 \psi + \epsilon_3 \quad [5.7]$$

siendo ϵ_3 la componente de deformación perpendicular a la superficie dada en [4.1] y constante para cada ángulo ψ , mientras que $((1+\nu)/E) \sigma_\phi \text{sen}^2 \psi$ representa la componente en la dirección de ψ . Un diagrama de ϵ_ψ (o bien d_ψ) frente $\text{sen}^2 \psi$ se representaría como una recta si las suposiciones y constantes elásticas mecánicas del capítulo 3 son válidas.

Substitución de [5.4] en [5.7]:

$$\sigma_\phi = (\epsilon_\psi - \epsilon_3) \frac{E}{(1 + \nu) \text{sen}^2 \psi} \quad [5.8]$$

El término $\epsilon_\psi - \epsilon_3$ queda determinado midiendo el espaciado d de una familia de planos en dirección ψ (d_ψ), en dirección Z (d_Z , paralelo a la superficie) y en la muestra sin tensiones (d_U):

$$\varepsilon_{\psi} - \varepsilon_3 = \frac{d_{\psi} - d_U}{d_U} - \frac{d_Z - d_U}{d_U} = \frac{d_{\psi} - d_Z}{d_U} \quad [5.9]$$

Substituyendo [5.9] en [5.8] se obtiene la expresión de la tensión en una dirección determinada:

$$\sigma_{\phi} = \frac{d_{\psi} - d_Z}{d_U} \frac{E}{(1 + \nu) \sin^2 \psi} \quad [5.10]$$

6. CASOS ESPECIALES Y POSIBLES ERRORES

Aunque no lo sea para otras aplicaciones una capa de pocas micras de espesor se puede considerar como una capa fina para la difracción de rayos X, aunque también depende del coeficiente de absorción másico del material. En la medida de tensiones en capas muy finas es importante que la profundidad de información sea bien ajustable y no cambie cuando se miden reflexiones de diferentes ángulos θ . De [2.5] se puede derivar que si α es muy pequeño ($\approx 0,1^\circ - 5^\circ$) y constante, $\psi \approx -\theta$, y así la profundidad de información [2.8] es casi constante para diferentes ángulos ψ o bien θ .

En materiales texturados y en capas monocristalinas lo más probable es que el diagrama $\varepsilon_{\psi} - \sin^2 \psi$ no muestre comportamiento lineal. En estos casos no se pueden aplicar las constantes elásticas mecánicas sino han de ser substituidas por las constantes elásticas de rayos-X: $-\nu/E \rightarrow S_1$; $(1+\nu)/E \rightarrow 1/2 S_2$, convirtiendo [5.7] (substituyendo ε_3 de [4.1]) en

$$\varepsilon_{\psi} = \frac{1}{2} S_2 \sigma_{\phi} \sin^2 \psi + S_1 (\sigma_1 + \sigma_2) \quad [6.1]$$

Se han propuesto varios modelos para la obtención de estas constantes:

El modelo de Reuss (Reuss, 1929) supone que el tensor de tensiones es el mismo en cada grano (y para cada orientación de granos). Como un monocristal es elásticamente anisotrópico, la deformación es diferente para cada orientación del cristal. Este modelo sobrestima la influencia de la anisotropía elástica sobre la no linealidad. Las constantes S_1 y $1/2 S_2$ aquí no son constantes reales sino dependen de $\sin^2 \psi$.

El modelo de Voigt (Voigt, 1928) supone que la deformación es constante para cada orientación de cristales. Como consecuencia el modelo asume un estado de tensión diferente en cada cristal, dependiendo de su orientación. Este modelo subestima la influencia de la anisotropía elástica sobre la no linealidad. Aquí S_1 y $1/2 S_2$ son constantes reales.

El modelo combinado (Serruys, 1987) no tiene directamente un significado físico, sino que combina los dos modelos anteriores para ajustarse mejor a la realidad. El comportamiento del material ahora está considerado por una fracción x como sugie-

re el modelo de Reuss, y por una fracción $(1-x)$ según el modelo de Voigt.

Siempre y cuando existe la posibilidad de elegir entre medir reflexiones a bajos o altos ángulos 2θ , conviene seleccionar las reflexiones con los ángulos 2θ lo más alto posible, como se puede derivar de la fórmula de Bragg :

$$\begin{aligned} \sin \theta &= \frac{n \lambda}{2 d} \\ \frac{\partial \sin \theta}{\partial d} &= -\frac{n \lambda}{2 d^2} \\ \Delta \sin \theta &= -\frac{n \lambda}{2 d^2} \Delta d \end{aligned} \quad [6.2]$$

Se puede ver que $\Delta(\sin \theta)$ es mayor cuanto menor es d , es decir que la diferencia Δd se mide con mayor precisión.

Finalmente hay que tener en cuenta que:

Las soluciones sólidas también producen desplazamientos $\Delta(2\theta)$ en la difracción de rayos X, por lo cual hay que estar seguro de que se pueden eliminar como causas verdaderas de los desplazamientos observados.

Las tensiones tratadas en este trabajo son macro tensiones entre granos que se distribuyen sobre toda la superficie de la muestra. Las micro tensiones (dentro de los cristales) no producen desplazamientos de picos sino solo engrosamiento de los mismos.

Las demás fuentes de errores son las que siempre hay que tener en cuenta en la difracción de rayos X.

7. AGRADECIMIENTOS

El autor agradece a la Dra. Carmen Pascual y al Ldo. José F. Bartolomé sus interesantes comentarios y su ayuda en la preparación de este artículo. ♦

8. REFERENCIAS

1. H. P. Klug & L. E. Alexander, *X-ray Diffraction Procedures*, Wiley, New York 755-90 (1974).
2. K. van Acker, L. de Buyser, J. P. Celis & P. van Houtte, "Characterization of Thin Nickel Electrocoatings by the Low-Incident-Beam-Angle Diffraction Method", *J. Appl. Cryst.* 27 56-66 (1994).
3. V. Hauk, *Residual Stresses: Measurements, Calculation, Evaluation*, edited by V. Hauk, H. Hougardy & E. Macherauch, Oberursel: DGM Informationsgesellschaft-Verlag 3-20 (1991).
4. W. Serruys, P. van Houtte & E. Aernoudt, *Residual Stresses in Science and Technology*, edited by E. Macherauch & V. Hauk, Oberursel: DGM Informationsgesellschaft-Verlag 417-24 (1987).
5. A. Segmüller & M. Murakami, *Thin Films from Free Atoms and Particles*, edited by K. Klabunde, Orlando: Academic 325-51 (1985).
6. L. de Buyser, P. van Houtte & E. Aernoudt, *Residual Stresses: Measurements, Calculation, Evaluation*, edited by V. Hauk, H. Hougardy & E. Macherauch, Oberursel: DGM Informationsgesellschaft-Verlag 27-32 (1991).
7. R. Delhez, T. H. De Keijser & E. J. Mittemeijer, "Role of X-Ray Diffraction Analysis in Surface Engineering: Investigation of Microstructure of Nitrided Iron and Steels", *Surface Engineering* Vol.3 No.4 331-42 (1987).
8. A. Reuss, *Z. Angew. Math. Mech.* 9 49 (1929).
9. W. Voigt, *Lehrbuch der Kristallphysik*, Teubner, Leipzig (1928).



SOCIEDAD ESPAÑOLA DE CERÁMICA Y VIDRIO
Miembro de European Ceramic Society E.Cer.S
VILA-REAL, 14-17 DE MAYO DE 1997



Organizado por la

Sociedad Española de Cerámica y Vidrio

VILA-REAL. CASTELLON. 14-17 DE MAYO DE 1997



Secretaría del Congreso:

AS & DESIGN, S. L.
Faenza Editrice Ibérica, S. L.
San Vicente, 62
12001 Castellón
Tel.: (964) 25 37 62
Fax: (964) 24 10 10
E-mail: Somi@csnet.es

Sociedad Española
de Cerámica y Vidrio
Ctra. Antigua de Valencia, Km 24,300
28500 Arganda del Rey. Madrid
Tel.: (91) 871 18 00
Fax: (91) 870 05 50
E-mail: secv@icv.csic.es





SOCIEDAD ESPAÑOLA DE CERÁMICA Y VIDRIO
Miembro de European Ceramic Society E.Cer.S
VILA-REAL, 14-17 DE MAYO DE 1997

EL 37º CONGRESO DE LA SOCIEDAD ESPAÑOLA DE CERÁMICA Y VIDRIO EN VILA-REAL

La Sociedad Española de Cerámica y Vidrio celebra su XXXVII Congreso en Vila-Real, Castellón con el respaldo de las principales instituciones académicas, políticas como económicas de la Comunidad Valenciana.

Las conferencias plenarias previstas hasta el momento son:

JUEVES DIA 15 DE MAYO

— Acto de Apertura y Conferencia Inaugural a cargo del Prof. Dr. Salvador de Aza Pendás : "Materiales cerámicos avanzados a partir de materias primas tradicionales".

— Conferencia Plenaria a cargo del Dott. Graziano Busani : "Impacto medioambiental de la industria cerámica en el entorno geográfico".

— Conferencia Plenaria a cargo de D. Vicente Varona, Presidente de la Sección de Materias Primas de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio y D. Emilio Alvarez-Miranda, Director Comercial de Alúmina Española: "Materias primas, procesos y tendencias".

— Mesa Redonda. "Empleado formado: empleado polivalente". "El personal factor clave de la competitividad".

VIERNES DIA 16 DE MAYO

— Conferencia Plenaria a cargo del Prof. Dr. J. Manuel Martínez Duart, Presidente de la Comisión Gestora de la Sociedad Española de Materiales. Facul. Ciencias de la UAM, sobre "Nuevos Sistemas de recubrimientos cerámicos con propiedades específicas".

La Sociedad Española de Cerámica y Vidrio, aprovechará la celebración del XXXVII Congreso en Castellón para rendir homenaje al Prof. Dr. Antonio García-Verdúch con motivo de su nombramiento como Doctor "Honoris Causa" por la Universidad Jaume I de Castellón. Entre otros actos está previsto que pronuncie la Conferencia de Clausura del Congreso, sobre el tema "Ciencia y Tecnología. El lado humano".

Gracias al esfuerzo del comité organizador el respaldo industrial está garantizado, hasta el momento se cuenta con la participación de las siguientes empresas e instituciones colaboradoras:

ALUMINA ESPAÑOLA, S.A.; ASISTEC TRAVEL; AZTECA CERAMICA; HALCON; BONET; CAJA RURAL VILLAREAL; ESMALTES, S.A.; DIPUTACIO DE CASTELLO; ITALGRES CERAMICOS; REGO & CIA, S.A. LAEIS BUCHER; METTLER TOLEDO; ROCERSA CERAMICA; GOMEZ; PAMESA; VIDRES; COLORES CERAMICOS, S.A.; CERAMICAS M Y R, S.L.; AZULIBER; AZUVI; CERDEC; FAENZA EDITRICE IBERICA, S.L.; MASSO; PILATO; FERRO; ESMALGLASS; ESTILOS; COOKSON MATTHEY; LEICA; MANPOWER; COLOROBBIA; TORRECID; SICAMAR; SIEMENS; NOVOGRES; QUIMIALMEL; IMPIVA; AQUATEKNICA.



ORGANIZADO POR

SOCIEDAD ESPAÑOLA DE CERÁMICA Y VIDRIO
Miembro de European Ceramic Society E.Cer.S
VILA-REAL, 14-17 DE MAYO DE 1997

CON LA COLABORACION DE:

Excma. DIPUTACION PROVINCIAL DE CASTELLON
AC
(Asociación de Ceramología)
ALICER
(Asociación para la Promoción del Diseño Cerámico)
ANFFECC
(Asociación Nacional de Fabricantes de Fritas, Esmaltes y Colores Cerámicos)
ANPEC
(Asociación Nacional de Peritos Cerámicos)
ASEBEC
(Asociación Nacional de Fabricantes de Maquinaria y Bienes de Equipos para la Industria Cerámica)

ASCER
(Asociación Nacional de Fabricantes de Azulejos y Pavimentos Cerámicos)
ATC
(Asociación Española de Técnicos Cerámicos)
CAMARA DE COMERCIO
FUNDACIÓ UNIVERSITAT JAUME I EMPRESA
ICV - CSIC
(Instituto de Cerámica y Vidrio / Consejo Superior de Investigaciones Científicas)
INSTITUT FRANCESC TARREGA
IPC
(Instituto de Promoción Cerámica)
MUSEO NACIONAL DE CERAMICA GONZALEZ MARTI
(Ministerio de Cultura)
QUALICER
UNIVERSITAT JAUME I
Instituto de Tecnología Cerámica (ITC)
Dep. Química Inorgánica y Orgánica
ILMO. AYUNTAMIENTO DE VILA-REAL

COMITE CIENTIFICO

Prof. Dr. Víctor Orera
Instituto de Materiales de Aragón. CSIC-U. Zaragoza
Consejo Científico Asesor. CSIC
Dr. P. J. Sánchez Soto
Instituto de Materiales de Andalucía. CSIC. U. Sevilla
Prof. Dr. A. West
Dpto. Materiales. Univ. Leeds. (R. U.)
Dr. J. Bastida
Univ. Valencia
Dra. P. Escribano
Univ. Jaime I
Prof. Dr. J. M^a Fernández Navarro
Instituto de Cerámica y Vidrio. CSIC
Prof. Dr. J. L. Oteo
Instituto de Cerámica y Vidrio. CSIC
Dra. A. Durán
Instituto de Cerámica y Vidrio. CSIC
Dr. R. Moreno
Instituto de Cerámica y Vidrio. CSIC
Dr. J. S. Moya
Instituto de Materiales de Madrid. CSIC
Dr. R. Torrecillas
Instituto Nacional de Carbón. CSIC. Oviedo
Dr. F. Guitián
Instituto de Cerámica. Univ. Santiago
Dr. M. Vendrell
Dpto. Cristalografía y Mineralogía. Univ. Central Barcelona

COMITE ORGANIZADOR

D. Jorge Bakali Bakali
Presidente Comité Organizador
Vicepresidente de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio
D. Francisco Corma Canós
Secretario Comité Organizador
Secretario Sección Pavimentos,
Revestimientos y Cerámica Blanca
Ilmo. Sr. Víctor Campos Guinot
Diputación de Castellón
Dr. Emilio Criado
Secretario General de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio.
Dr. Jaume Coll Conesa
Presidente de Asociación de Ceramología
D. Carlos Ramos Barceló
Presidente de Asociación Española de Técnicos Cerámicos
D^a. Amalia Dieguez Ramírez
Directora de Alicer
D^a. M^a Dolores Llanes
Presidenta Sección Pavimentos,
Revestimientos y Cerámica Blanca.
D. Angel Cáceres Jimenez
Vicepresidente Sección Materias Primas.
Prof. Dr. J. Emilio Enrique Navarro
Instituto Tecnología Cerámica - UJI
Prof. Dr. Juan B. Carda Castelló
Dep. Química Inorgánica y Orgánica - UJI
D. Francisco Capel del Aguila
Gerente de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio.
D. Adolfo Campoy García
Presidente Sección Esmaltes y Pigmentos Cerámicos.
D. Rafael Galindo Renau
Instituto F.P. II. Rama Cerámica
D. José Luis Porcar Ramos
Instituto Promoción Cerámica
D. Benjamín Cervera Carceller
Faenza Editrice Ibérica
D. Carlos Segarra Martín
Representante ATC

TEMAS DEL CONGRESO

Posters y Conferencias

- Recubrimientos, esmaltes y pigmentos
- Interfases entre recubrimientos y soportes cerámicos y metálicos.
- Nuevos sistemas de preparación y deposición de recubrimientos.
- Pavimentos y revestimientos cerámicos.
- Medio ambiente y reciclado en la industria cerámica.
- Ahorro energético en la industria cerámica.
- Nuevas técnicas de procesamiento y conformación
- Materias primas cerámicas. Evaluación y optimización de recursos alternativos.
- Materiales de enhornamiento y calefacción en la industria cerámica.
- Refractarios.
- Vidrios.
- Sanitarios.
- Porcelana y cerámica artística.
- Arqueometría cerámica.

Seminario

- La decoración en la industria cerámica.

Mesas Redondas

- Programas institucionales de apoyo a la investigación y desarrollo tecnológico en la industria cerámica y vidriera.
- Programas Europeos, nacionales y autonómicos.
- Formación en las áreas de Cerámica y Vidrio. Formación Profesional y Universitaria.
- Bienes de equipo en el sector de la industria cerámica.

VISITA A FABRICAS

FECHAS LIMITE

- 10 de Marzo** Fecha límite de presentación resumen de las ponencias y posters.
- 15 de Abril** Confirmación y aceptación por parte de la Comisión Organizadora de los trabajos.
- 14 de Mayo** Fecha inicio del Congreso.
Recepción de los trabajos originales completos por la Comisión Organizadora, según las normas de publicación del Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio.

CUOTAS DE INSCRIPCION

	(Cuotas hasta el 15/3/97)	(Fecha posterior)
■ Miembros de SECV, y todas las asociaciones colaboradoras	50.000	60.000
■ No miembros	60.000	70.000
■ BECARIOS	35.000	45.000
■ Acompañantes	35.000	45.000

Las cuotas incluirán:

- Transporte hotel/congreso, libro resúmenes y documentación congresista; cafés y almuerzos de trabajo, cena de clausura.
- Excluido: reservas de hotel
- Becario residencia incluida.

Secretaría Congreso:

AS & A DESIGN, S.L.
FAENZA EDITRICE IBERICA, S.L.
C/. San Vicente, 62 entlo. 12001 Castellón
Tel. 964/ 25 37 62 - Fax: 24 10 10 - Móvil: 908 123453
E-mail: sorni@csnet.es

Secretaría S.E.C.V.:

Ctra. Valencia, Km. 24|300 28500 Madrid
Tel: 91/ 8711800 Fax: 91/ 8700550
E-mail: secv@icv.csic.es