



**HAL**  
open science

## Influencia del bifasaje sobre las constantes elasticas radiocristalograficas

Sylvain Fréour, Manuel François, David Gloaguen, Ronald Guillen

► **To cite this version:**

Sylvain Fréour, Manuel François, David Gloaguen, Ronald Guillen. Influencia del bifasaje sobre las constantes elasticas radiocristalograficas. Revista Materia, 2001, 6, pp.1-12. hal-01006984

**HAL Id: hal-01006984**

**<https://hal.science/hal-01006984>**

Submitted on 7 May 2022

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



Distributed under a Creative Commons Attribution - NonCommercial 4.0 International License

# INFLUENCIA DEL BIFASAJE SOBRE LAS CONSTANTES ELÁSTICAS RADIOCRISTALOGRÁFICAS

Fréour S.\*, Gloaguen D.\*, François M.\*\*\*, Guillén R.\*

*\* Laboratoire d'Applications des Matériaux à la Mécanique (LAMM)  
CRTT – Bd de l'Université – BP 406 – 44602 Saint-Nazaire cedex, France  
Tel : 33 2 40 17 26 22, Fax : 33 2 40 17 26 18  
e-mail : [guillen@lamm.univ-nantes.fr](mailto:guillen@lamm.univ-nantes.fr)*

*\*\*Laboratoire des Systèmes Mécaniques et d'Ingénierie Simultanée (LASMIS)  
11, rue Marie Curie – BP 2060 – 10010 Troyes, France*

**Palabras claves** : Constantes Elásticas Radiocristalográficas (CER), bifasaje, tensiones residuales, modelo autoconsistente

## Resumen

El análisis de tensiones residuales por difracción X, sobre muestras bifásicas, está basado en la utilización de las CER (Constantes Elásticas Radiocristalográficas) obtenidas sobre una fase aislada. Esto supone que las CER de una fase son las mismas, que ésta esté aislada o formando parte de un sistema bifásico. La simulación del comportamiento de la deformación en función del  $\sin^2\psi$  utilizando modelos de transición de escala nos conduce a invalidar la hipótesis. El modelo empleado es de tipo autoconsistente de un sitio. Se ha procedido a la simulación del comportamiento micromecánico de cada una de las inclusiones modelizadas, siendo éstas sumergidas en una matriz cuyo comportamiento macroscópico efectivo puede ser asimilado al del material bifásico homogéneo. El modelo utilizado muestra la dependencia de las CER de la fase analizada con respecto a las fracciones de volumen de las dos fases presentes. El hecho de despreciar este fenómeno se traduce por la introducción de un error sistemático que puede alcanzar hasta el 16 % para un análisis de las tensiones en el carburo de silicio, conteniendo 15% de SiC y 85% de aluminio. Para el análisis de materiales bifásicos, cuyos componentes presentan caracteres mecánicos diferentes, es recomendable proceder a la corrección de la influencia del bifasaje, con el fin de minimizar las incertitudes sobre los valores medidos.

**Keywords** : X-ray Elastic Constants, two-phase, residual stresses, self-consistent model

## Abstract

The analysis of residual stresses on two-phase samples is based on the using of XEC (X-ray elastic constants) obtained on an isolated phase. It is supposed that the XEC of a phase are the same, either it's alone or it takes part of a two-phase system. The simulation of the deformation curves versus  $\sin^2\psi$ , using scale transition models leads us to invalidate this hypothesis. The model used is a one site self-consistent one. The simulation of the micro-mechanical behaviour of each modeled inclusion has been performed. Each one is embedded in a matrix which effective macroscopical behaviour can be assimilated to the homogeneous two-phase material.

In this work, two types of two-phase materials without texture have been considered : austenoferritical alloys and an aluminium composite with silicium  $\beta$  carbide fibres. The model used shows that the XEC of the analysed phase depends on the volume fraction of the two phases. Neglecting this phenomenon induces a systematic error on the stresses determination

using experimental values. If we consider for example a  $\{100\}$  diffracting plane, this systematic error is always lower than 2% in the case of austenoferritical alloys but it can reach 16% for the stresses analysis in the silicium carbide, considering the composite of 15% of SiC and 85% of Al. From those results, it may be deduced that the analysis of two-phase materials with components with different mechanical behaviours (like Al and SiC) might take into account the correct XEC in order to minimize the standard deviation on stress measured values.

## I. Introducción

Las distancias interreticulares de un material policristalino son modificadas cuando él está sometido a tensiones residuales. En ese sentido, la técnica de la difracción de rayos X es particularmente adaptada para la medida de las variaciones de dichas distancias, puesto que ellas se traducen por un desplazamiento de los picos de difracción. Las variaciones son determinadas en función de la dirección de la medida, representada por los ángulos  $\phi$  y  $\psi$  (figura 1).

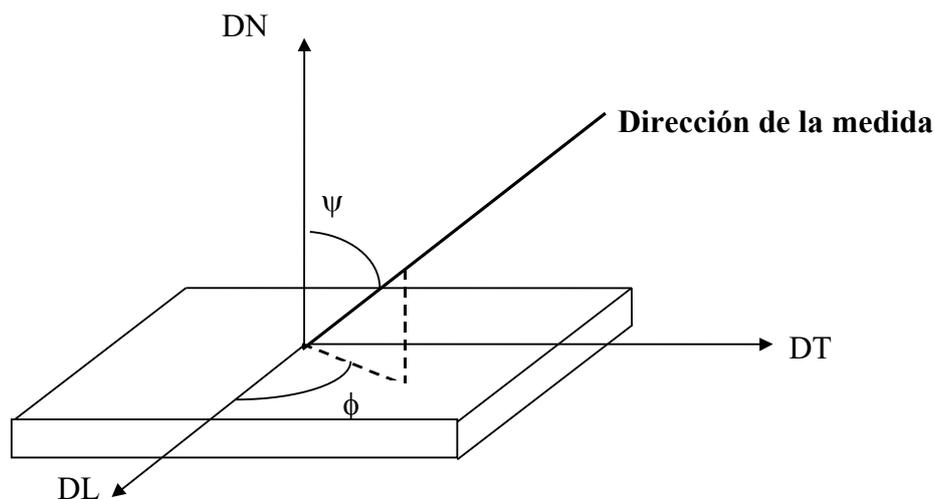


Figura 1. Definición de los ángulos  $\phi$  y  $\psi$ . DN, DT y DL corresponden respectivamente a las Direcciones Normal, Transversal y Longitudinal del sistema referencial del material.

Considerando un material monofásico, el estado de deformación medio en la dirección de medida está dado por :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = -\Delta\theta_{\phi\psi} \cot g\theta_0 \quad (\text{ec. 1})$$

en donde  $\theta_0$  representa la posición del pico de difracción de un material al estado libre de tensiones.

A partir de las deformaciones medidas se puede deducir la tensión macroscópica  $\sigma^\alpha$  existente en la fase estudiada. Así, en el caso de un material de estructura cúbica, isotrópico y homogéneo a la escala macroscópica, y para un estado triaxial de tensiones, se puede escribir la relación del  $\text{sen}^2\psi$  [1] :

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\phi\psi} = & \frac{1}{2}S_2(\sigma_{11}^\alpha \cos^2 \phi + \sigma_{12}^\alpha \text{sen}2\phi + \sigma_{22}^\alpha \text{sen}^2\phi - \sigma_{33}^\alpha) \text{sen}^2\psi + \\ & + \frac{1}{2}S_2(\sigma_{13}^\alpha \cos \phi + \sigma_{23}^\alpha \text{sen}\phi) \text{sen}2\psi + \frac{1}{2}S_2\sigma_{33}^\alpha + S_1(\sigma_{11}^\alpha + \sigma_{22}^\alpha + \sigma_{33}^\alpha) \end{aligned} \quad (\text{ec. 2})$$

Para un material sin textura, la curva de la deformación elástica  $\varepsilon_{\phi\psi}$  del volumen difractante en función del  $\text{sen}^2\psi$  es una elipse. La inclinación de esta curva es proporcional a la tensión pseudo-macroscópica existiendo en la fase. Los coeficientes  $\frac{1}{2}S_2$  y  $S_1$  son los coeficientes de proporcionalidad entre las deformaciones y las tensiones, y son llamados las Constantes Elásticas Radiocristalográficas (CER). Así, el cálculo del tensor de tensiones de la fase  $\alpha$  se apoya sobre el conocimiento preciso de las CER. En el caso de un material monofásico sin textura, las CER dependen únicamente de la naturaleza de la fase estudiada y de la familia de planos  $\{hkl\}$  que dan lugar al pico de difracción sobre el cual se realiza la medida. Estas constantes pueden ser calculadas a partir de las constantes de elasticidad del monocristal y de un modelo de transición de escala [2-7]. Ellas pueden ser obtenidas experimentalmente mediante una calibración utilizando tensiones aplicadas conocidas [8]. Los valores de las CER no constituyen entonces una dificultad mayor para el estudio de muestras policristalinas monofásicas.

La técnica de análisis de las deformaciones por difracción de rayos X se aplica igualmente a los materiales bifásicos  $\alpha+\beta$ . La selección de un plano difractante de tipo  $\{hkl\}$  limita el volumen que difracta a una fracción de una sola de las dos fases presentes. Esto permite el cálculo independiente de las tensiones pseudo-macroscópicas existiendo en cada una de las fases. Si, por ejemplo, se decide el estudio del estado mecánico de la fase  $\alpha$ , clásicamente se podrá aplicar la ecuación 2 utilizando las CER de dicha fase [9-12]. Sin embargo, no se debe olvidar que las CER dependen, en todo rigor, del plano  $\{hkl\}$  estudiado, de la naturaleza de las fases  $\alpha$  y  $\beta$ , y de la proporción de cada una de las fases al interior del material.

Así, el objeto del presente artículo es de mostrar la influencia de las interacciones que existen entre las dos fases sobre el comportamiento elástico del volumen difractante de la fase estudiada. Se analizará la dependencia de las CER con respecto al bifasaje y el impacto de ellas sobre el análisis de las tensiones residuales de sistemas bifásicos.

## 2. Metodología

### 2.1 Aplicación del modelo autoconsistente de 1 sitio para la simulación de materiales bifásicos

Para estudiar el comportamiento elástico de materiales bifásicos, se ha recurrido a un modelo de tipo autoconsistente de 1 sitio, correspondiendo a los formalismos desarrollados por Kröner y Eshelby [3,4]. En este modelo, cada uno de los cristalitos del material está representado bajo la forma de una inclusión de forma elipsoidal, rodeada de una matriz homogénea poseyendo el comportamiento mecánico macroscópico del agregado policristalino. El se apoya sobre la ecuación implícita siguiente :

$$C = \sum_{i=1}^N f_i c_i(\Omega_i) \cdot \{I + E \cdot [c_i(\Omega_i) - C]\}^{-1} \quad (\text{ec. 3})$$

$i$  es el índice del cristalito con orientación  $\Omega_i$  en el referencial de la muestra,  $N$  representa el número total de cristalitos modelizados,  $f$  es la fracción de volumen del cristalito,  $c(\Omega)$  es el tensor de rigidez del monocristal con orientación  $\Omega$  expresado en el referencial de la muestra,  $I$  es el tensor identidad al orden 4,  $E$  es el tensor de Morris [5] y  $C$  es el tensor de rigidez de la matriz macrohomogénea (agregado policristalino).

Cuando se trata el problema de un material monofásico se puede escribir que :

$$C^\alpha = \left\langle c_i^\alpha(\Omega_i) \cdot \{I + E^\alpha \cdot [c_i^\alpha(\Omega_i) - C^\alpha]\}^{-1} \right\rangle_\alpha \quad (\text{ec. 4})$$

Si se considera una cantidad de cristalitos tendiendo al infinito y suprimiendo las operaciones inversas, esta ecuación puede escribirse como :

$$C^\alpha - C^\alpha \cdot E^\alpha \cdot C^\alpha = \left\langle c_i^\alpha(\Omega_i) \right\rangle_\alpha - C^\alpha \cdot E^\alpha \cdot \left\langle c_i^\alpha(\Omega_i) \right\rangle_\alpha \quad (\text{ec. 5})$$

Esto permite escribir :

$$C^\alpha = \left\langle c_i^\alpha(\Omega_i) \right\rangle_\alpha \quad (\text{ec. 6})$$

Aplicando la ecuación 6 a la ecuación 3 para un sistema bifásico se obtiene :

$$C = f^\alpha C^\alpha \cdot \left\{ I + E \cdot [C^\alpha - C] \right\}^{-1} + f^\beta C^\beta \cdot \left\{ I + E \cdot [C^\beta - C] \right\}^{-1} \quad (\text{ec. 7})$$

en donde  $f^\alpha$  y  $f^\beta$  indican las fracciones de volumen de cada fase al interior del material.  $C^\alpha$  y  $C^\beta$  son los tensores de rigidez de las fases  $\alpha$  y  $\beta$  puras.

Este cálculo justifica la introducción de un tensor de elasticidad medio para cada una de las fases presentes en el material. Esto muestra que, utilizando el modelo autoconsistente de 1 sitio, un material multifásico teniendo  $n$  fases puede ser representado con  $n$  inclusiones equivalentes, teniendo cada una el conjunto de cristalitos de una sola y única fase. Estas inclusiones están sumergidas en una matriz poseyendo las propiedades del agregado policristalino. Es únicamente en esta última parte que se manifiestan las interacciones debidas a las diferentes fases.

Este resultado puede ser deducido directamente de la hipótesis de ausencia total de correlación entre los cristalitos, hipótesis que corresponde a la formulación del modelo utilizado [3, 4]. Este implica que las fases no pueden interactuar directamente entre ellas, sino únicamente con la matriz policristalina. En nuestro caso, la presencia de la fase  $\beta$  modifica el comportamiento mecánico de la fase  $\alpha$  no directamente sino únicamente a través del comportamiento de la matriz en la cual se encuentra.

## 2.2 Determinación de las tensiones pseudo-macroscópicas en un material bifasado

En el caso de materiales bifásicos las tensiones y las deformaciones medias que existen en cada fase ( $\sigma^i$ ,  $\varepsilon^i$  con  $i = \alpha, \beta$ ) difieren generalmente del estado mecánico macroscópico  $\{\sigma^I, \varepsilon^I\}$ . Sin embargo, se pueden determinar los estados mecánicos pseudo-macroscópicos de cada fase por medio de un modelo micromecánico. Utilizando el modelo autoconsistente citado [3, 4] se puede escribir que, para la fase  $\alpha$  se tiene :

$$\sigma^\alpha = \left\langle c_i^\alpha(\Omega_i) \cdot \left\{ I + E \cdot [c_i^\alpha(\Omega_i) - C] \right\}^{-1} \cdot C^{-1} \cdot \sigma^I \right\rangle_\alpha \quad (\text{ec. 8})$$

Teniendo en cuenta un número suficiente de cristalitos de la fase  $\alpha$ , se podrá verificar la ecuación 6. Trabajando de manera análoga al procedimiento descrito en el párrafo 2.1 se obtiene que :

$$\sigma^\alpha = C^\alpha \cdot C^{-1} \cdot \sigma^I \cdot [I + E \cdot (C^\alpha - C)]^{-1} \quad (\text{ec. 9})$$

Utilizando el mismo razonamiento que para el cálculo del tensor de elasticidad  $C$ , se puede determinar la tensión pseudo-macroscópica  $\sigma^\alpha$  en el material

multifásico. El procedimiento consiste en juntar fictivamente todos los cristalitas de la fase  $\alpha$  bajo la forma de una inclusión ; ésta interactúa con una matriz teniendo las características propias al conjunto del sistema bifásico  $\alpha+\beta$ .

Al interior de la fase  $\alpha$ , el comportamiento mecánico mesoscópico  $\{\sigma^{II,\alpha}, \varepsilon^{II,\alpha}\}$  de cada cristalito puede, por supuesto, apartarse del comportamiento medio de la fase, más aún cuando el coeficiente de anisotropía del monocristal es diferente de 1.

El modelo autoconsistente utilizado para el análisis de un material bifásico puede ser representado por el esquema de la figura 2.

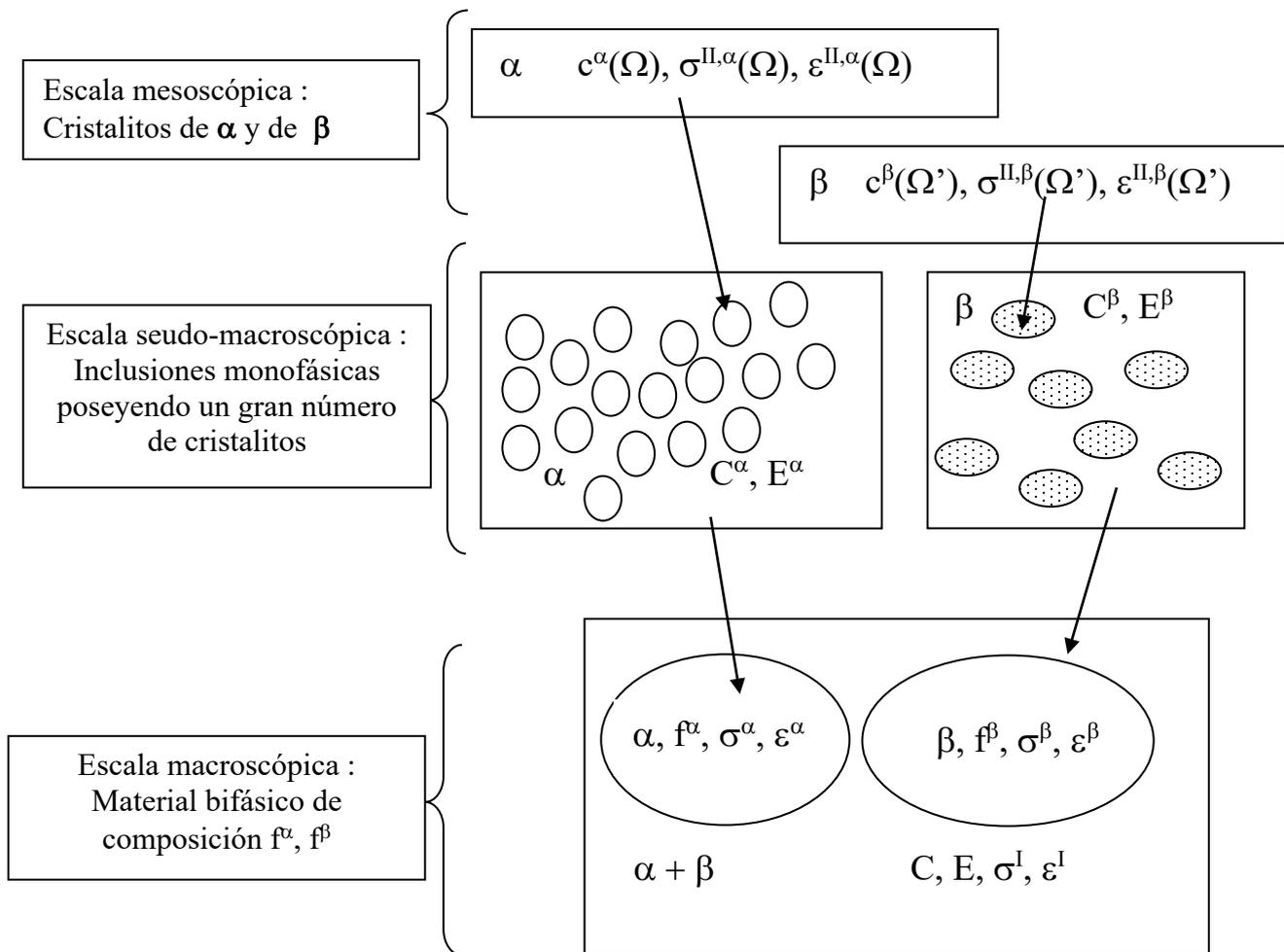


Figura 2. Esquema de un material bifásico  $\alpha+\beta$  visto desde el punto de vista del modelo autoconsistente utilizado.  $f$  representa la fracción de volumen de cada fase.  $I$  y  $II$  representan respectivamente los órdenes macroscópico y mesoscópico para las tensiones y las deformaciones.

El procedimiento es el siguiente : se determina primero el comportamiento elástico de cada una de las fases  $\alpha$  y  $\beta$ , tomadas individualmente, sobre un

número relativamente grande de cristalitos (2000 por ejemplo) ; después se simula el comportamiento en la escala pseudo-macroscópica de un sistema bifásico  $\alpha+\beta$ , de composición definida, por el intermedio de las expresiones (ec. 7) y (ec. 9). Este método original permite una importante economía de tiempo de cálculo cuando se simulan materiales de diversas composiciones y sometidos a diferentes estados mecánicos macroscópicos  $\sigma^I$ .

La aplicación de este modelo al volumen difractante de un material permite el cálculo de las CER, características de la fase que contribuye al fenómeno de difracción.

### *2.3 Estudio de las Constantes Elásticas Radiocristalográficas*

El modelo autoconsistente descrito precedentemente ha sido implementado para estudiar dos tipos de materiales : a) aceros de tipo austenoferríticos en donde las dos fases presentan una gran similitud tanto estructural como de comportamiento elástico, b) compuestos de aluminio y carburo de silicio  $\beta$  que presentan diferencias bien conocidas de comportamiento mecánico. Los sistemas bifásicos han sido sometidos a una tensión macroscópica de tracción uniaxial de la forma :  $\sigma^I = \sigma_{11}^I = 400$  MPa.

Se ha determinado entonces para cada material la CER  $\frac{1}{2} S_2$  de cada fase, para la familia de planos difractante del tipo  $\{100\}$  y para la dirección de medida  $\phi=0^\circ$ . Con el fin de poder observar la influencia del bifasaje, el estudio ha sido realizado para cinco composiciones diferentes ( $f^\alpha = 0, 0.3, 0.5, 0.7$  y  $1$ ).

## **3. Resultados y discusión**

### *3.1 Dispersión de los estados mecánicos mesoscópicos*

El estudio fino del comportamiento de cada cristalito en cada fase es presentado en las figuras 3 y 4 quienes representan la dispersión de las tensiones y las deformaciones mesoscópicas de un acero austenoferrítico (50 % - 50 %) y de un compuesto de aluminio y de SiC (70 % - 30 %).

En el caso del acero, las nubes de puntos correspondiendo al estado mecánico de los cristalitos de cada una de las fases presentan una superposición parcial (fig. 3). Esta superposición muestra que la austenita y la ferrita tienen un comportamiento mecánico elástico similar. El valor medio de la tensión del material corresponde bien con el valor de la tensión macroscópica asumida.

En el caso del compuesto de la figura 4, los estados mecánicos de los cristalitos de aluminio y de SiC están localizados en zonas alejadas entre ellas. Este hecho

manifiesta la gran diferencia de comportamiento mecánico elástico de las dos fases consideradas.

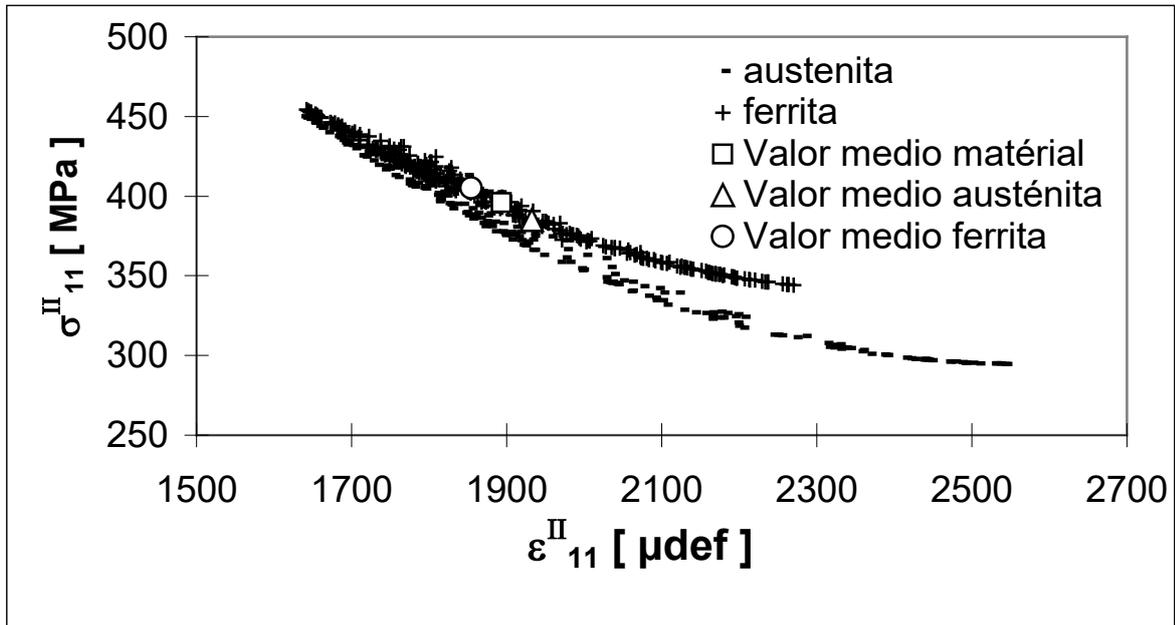


Figura 3. Dispersión de los estados mecánicos mesoscópicos en una aleación de austenita y ferrita (50 % - 50 %) sometido a una tensión uniaxial  $\sigma^I = \sigma^I_{11} = 400 \text{ MPa}$ .

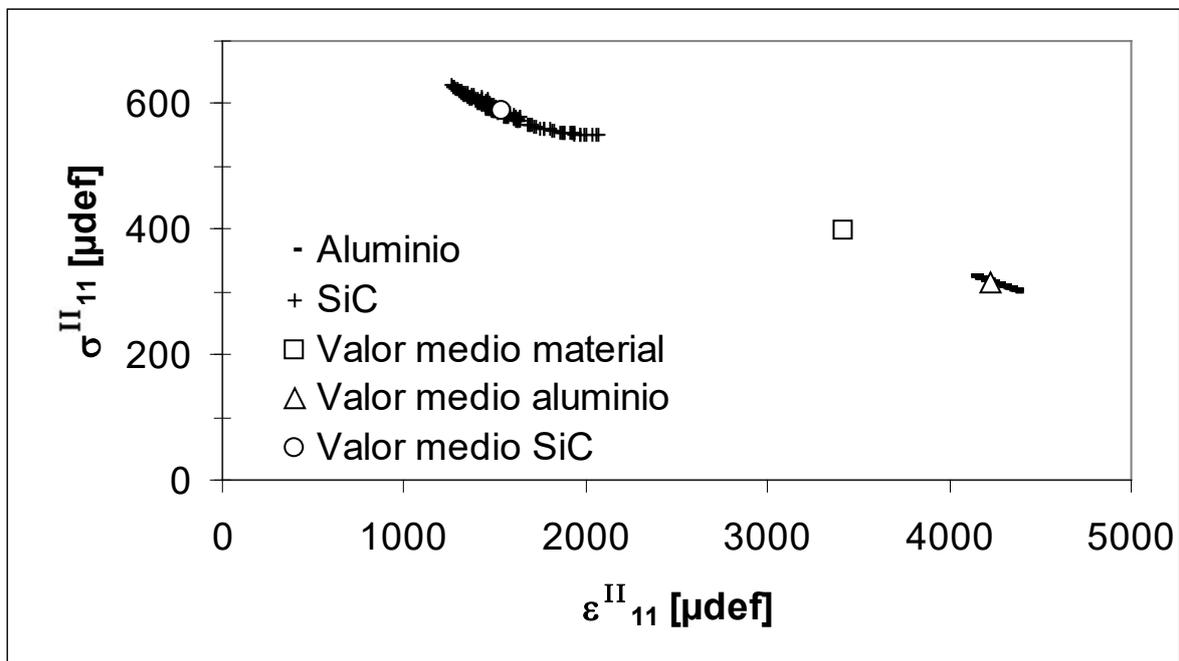


Figura 4. Dispersión de los estados mecánicos mesoscópicos en un compuesto de aluminio y SiC (70 % - 30 %) sometido a una tensión uniaxial  $\sigma^I = \sigma^I_{11} = 400 \text{ MPa}$ .

En ambos casos, la fase más rígida (tensión importante y deformación débil) absorbe la mayor parte de la tensión permitiendo de descargar la otra fase la cual

es más flexible. Ciertos cristalitas pueden alcanzar valores de deformación y de tensión superiores al límite de deformación plástica del material macroscópico. Sin embargo, si el estado mecánico medio del material se queda en los límites del dominio elástico, y poniéndose a una escala mesoscópica, todos los cristalitas deben deformarse de manera elástica. Esto implica que los límites de deformación plástica sean diferentes a la escala macroscópica y microscópica.

### 3.2 Determinación de las CER en los sistemas bifásicos. Estudio de las interacciones interfases

Los valores de las CER, obtenidos gracias a las simulaciones realizadas sobre los dos sistemas bifásicos estudiados, son resumidos en las tablas 1 y 2.

Tabla 1. Constantes Elásticas Radiocristalográficas (CER) para la familia de planos  $\{100\}$  y con  $\phi=0^\circ$ , calculadas en cada fase de un acero austenoferrítico en función de sus proporciones relativas.

Fracción $f$ de la fase estudiada	0	0.3	0.5	0.7	1
$\frac{1}{2} S_2$ austenita ( $\mu\text{def/MPa}$ )	8.6	8.6	8.7	8.7	8.8
$\frac{1}{2} S_2$ ferrita ( $\mu\text{def/MPa}$ )	7.4	7.4	7.4	7.4	7.4

Tabla 2. Constantes Elásticas Radiocristalográficas (CER) para la familia de planos  $\{100\}$  y con  $\phi=0^\circ$ , calculadas en cada fase de un compuesto de Aluminio y  $\text{SiC } \beta$  en función de sus proporciones relativas.

Fracción $f$ de la fase estudiada	0	0.3	0.5	0.7	1
$\frac{1}{2} S_2$ Aluminio ( $\mu\text{def/MPa}$ )	19.3	19.4	19.5	19.7	20.0
$\frac{1}{2} S_2$ $\text{SiC } \beta$ ( $\mu\text{def/MPa}$ )	4.3	4.2	4.0	3.8	3.6

El valor de referencia de las CER es el que caracteriza la fase pura ( $f=1$ ). Analizando los resultados obtenidos para el acero austenoferrítico (tabla 1), se constata que las CER de cada fase varían muy poco en función de la composición. Esto implica que las interacciones entre la fase austenítica y la matriz homogénea (policristal bifásico) o entre la fase ferrítica y la matriz homogénea son comparables al valor medio de las interacciones que existen entre un cristalito de austenita y la matriz austenítica, o entre un cristalito de ferrita y la matriz ferrítica. Se deduce así que la influencia del sistema bifásico sobre las CER es despreciable cuando el material está constituido de dos fases que tienen un comportamiento elástico similar.

Este resultado justifica la aproximación generalmente utilizada que consiste en tomar los valores de las CER correspondiendo a las monofases para explotar los resultados experimentales de las deformaciones en los materiales bifásicos.

Por otra parte, la tabla 2 muestra que, en el caso del compuesto y particularmente para la fase SiC, las CER pueden depender de manera importante de la composición del material. Este resultado muestra interacciones importantes entre las fases. Estas se ejercen del aluminio hacia el volumen difractante del SiC, por el intermedio del comportamiento del agregado policristalino bifásico. Esto quiere decir que la interacción entre la fase SiC y la matriz bifásica es diferente de la interacción media que existe entre un cristalito de SiC y la matriz de SiC.

### *3.2 Impacto del bifasaje sobre la determinación de tensiones por difracción X*

El hecho de utilizar las CER de sistemas monofásicos para el cálculo de las tensiones en los sistemas bifásicos conduce a la introducción de un error sistemático  $\delta^i$  ( $i=\alpha,\beta$ ). Generalmente,  $\delta^i$  aumenta cuando el fenómeno de bifasaje es importante, es decir, cuando la fracción de volumen de la fase estudiada es débil y cuando las dos fases presentes tienen comportamientos mecánicos elásticos diferentes.

Un cálculo utilizando la (ec.2) y los valores de CER obtenidos muestra que el error sistemático es inferior al 2 % en el caso de los aceros austenoferríticos. En el caso del compuesto, el error sobre el aluminio no es muy importante (< 3.7 %), pero puede alcanzar por ejemplo más del 16 % sobre el SiC para un material conteniendo 30 % de SiC y 70 % de aluminio.

Las incertitudes debidas al método experimental de determinación de las tensiones residuales por difracción X están generalmente comprendidas entre el 5 y el 15 %. Parece entonces legítimo el despreciar la influencia del bifasaje sobre las CER cuando se trata de analizar muestras conteniendo fases de comportamiento elástico similar. Sin embargo, la aproximación que consiste en asumir las CER del sistema monofásico para el análisis de sistemas bifásicos, da origen a error, sobretodo si el comportamiento mecánico elástico de las fases difieren de manera significativa.

#### **4. Conclusión**

Se ha elaborado un método de cálculo basado sobre un modelo autoconsistente y que permite el estudio, de manera sistemática, de la influencia del bifasaje sobre el comportamiento micromecánico elástico de los materiales. Se ha procedido a la aplicación de dicho método para el análisis de las Constantes Elásticas Radiocristalográficas, constantes que cumplen un rol primordial en las técnicas experimentales de determinación de tensiones residuales por difracción de rayos X. Se ha mostrado que las CER dependen, rigurosamente hablando, del estado bifásico del sistema. El efecto puesto en evidencia puede ser despreciado en la práctica únicamente si el comportamiento elástico de las fases implicadas no es muy diferente entre ellas.

## **Bibliografia**

- [1] Noyan I., Cohen J., **Residual Stress Measurements by Diffraction and Interpretation**, Springer Verlag, New York, 1987.
- [2] Hauk V., Kockelmann H., **Arch. Eisenhüttenwes.**, 50, 347, 1979.
- [3] Eshelby J.D., **Proc. Roy. Soc.**, A241, 376, 1957.
- [4] Kröner E., **Z. für Physik**, 151, 504, 1958.
- [5] Morris P.R., **Int. J. Eng. Sci.**, 8, 49, 1970.
- [6] Voigt W., **Wie. Ann.**, 38, 573, 1889.
- [7] Reuss A., **Math. Mech.**, 9, 49, 1929.
- [8] Macherauch E., Müller P., **Arch. Eisenhüttenwes.**, 29, 257, 1958.
- [9] Oden M., Persson C., Ericsson T., Measurement and Calculation of Internal Stresses in CMC and MMC, **Proc. of the European Conf. on Residual Stresses ECRS**, Frankfurt, 1992.
- [10] Hadmar P., Mabelly P., Baralier L. and Sprael J. M., "Macroscopic stresses in multiphase materials from X-Ray stresses in a given phase", **Proc. of the 4<sup>th</sup> European Conf. on Residual Stresses**, Cluny, France, 1996.
- [11] Van Acker K. and Van Houtte P., "Macro and Microstresses in the cementite and ferrite phases of cold drawn steel wires measured with XRD and neutron diffraction", **Proc. of the 4<sup>th</sup> European Conf. on Residual Stresses**, Cluny, France, 1996.
- [12] Ceretti M. et Bralan C., "Evaluation des contraintes résiduelles dans les matériaux composites à matrice métallique par diffraction des neutrons et des rayons X", **Analyse des Contraintes Résiduelles par diffraction des rayons X et des neutrons**, ed. CEA, Saclay, 1994.