

asimétricas, y a partir de la determinación previa de la separación angular entre el pico de capa y el del sustrato de las distintas muestras.

La tabla 4.4 expone los diferentes parámetros determinados para cada temperatura, se incluye el valor del grado de relajación y el valor determinado de carbono sustitucional.

Muestras	tiempo recocido	(hkl)	$\omega_{\text{Sub}}(^{\circ})$	$\omega_{\text{Capa}}(^{\circ})$	$a_{//}(\text{\AA})$	$a(\text{\AA})$	$a_L(\text{\AA})$	R (%)	y (%)
RTA 750	30"	(0 0 4)	34.5643	34.6412	5.4280	5.4205	5.4238	41.66	0.296
		(2 2 4)	8.7497	8.8694					
		(-2-2-4)	79.2785	79.3233					
RTA 850	30"	(0 0 4)	34.5643	34.6368	5.4308	5.4211	5.4253	71.18	0.234
		(2 2 4)	8.7497	8.8666					
		(-2-2-4)	79.2785	79.2991					
RTA 950	30"	(0 0 4)	34.5643	34.6016	5.4278	5.4258	5.4267	—	0.184
		(2 2 4)	8.7497	8.8048					
		(-2-2-4)	79.2785	79.3154					

Tabla 4.4: Reagrupa los valores determinados del parámetro de red, factor relajación de las capas y la proporción de carbono sustitucional.

Comparando los valores del grado de relajación determinados en las muestras recocidas en FA, y los valores obtenidos en el caso de los recocidos en RTA, vemos que el valor del factor relajación sigue siendo muy elevado, debido al error existente en el método utilizado cuando el pico de la capa es muy cercano al del sustrato. En relación con la proporción de carbono (y), se observa que a medida que aumenta la temperatura, primero a $T=750^{\circ}\text{C}$, conlleva una mayor incorporación de carbono en sitios sustitucionales utilizando tanto los hornos RTA como FA, mientras que a temperaturas elevadas ($T=850^{\circ}\text{C}$) la fracción de carbono (y) disminuye. Esta disminución se hace más notable en las muestras recocidas en FA, ya que debido al uso de tiempos largos de recocido favorecemos, tanto la difusión del carbono en el seno del silicio como su precipitación con lo cual disminuye la concentración máxima.

4.1.5. Mapas del espacio recíproco y perfiles SIMS de las aleaciones obtenidas mediante FA y RTA.

4.1.5.1. Mapas del espacio recíproco (RSM).

Con el objetivo de evaluar de forma cuantitativa el estado de estrés de las capas epitaxiales, se han realizado medidas de los mapas del espacio recíproco (RSM) de las reflexiones (224) y (004) de la red recíproca. Podemos distinguir entre capas totalmente tensionadas o totalmente relajadas mediante estos mapas. En el primer caso los vectores (hkl) de la capa y del sustrato se diferencian en un vector normal a la superficie; mientras que en los otros casos los (hkl) son paralelos, es decir el vector diferencia es radial.

Debido a que las medidas de los mapas son bastante complicadas de realizar, sobre todo los mapas de la reflexión asimétrica (224), no hemos medido todas las muestras. Solamente se han determinado los mapas de las muestras *as implanted*, recocidas en FA a $T=700, 750$ y 850°C y las recocidas en RTA a $T=750$ y 850°C . Las figuras 4.12 y 4.13 muestran los mapas del espacio recíproco de la reflexión (224) en unidades ($q_{//}/q$) y (q_{\perp}/q), respectivamente, mientras que la figura 4.14, muestra los RSM de la reflexión (004) de las muestras *as implanted* recocida en FA 850°C y en RTA a 750 y 850°C .

A partir de los mapas se observa que la muestra *as implanted* ha crecido de forma totalmente pseudomórfica con el factor $R_{\text{RSM}} = 0\%$. Sin embargo en las muestras recocidas tanto en hornos FA como en hornos RTA, se observa una ligera relajación del parámetro de red en el plano de crecimiento.

Las capas recocidas en FA en función de los tiempos de recocido, pasan de ser totalmente tensionadas $R_{\text{RSM}} = 0\%$ (muestra *as implanted*) a ser parcialmente relajadas con un grado de relajación $R_{\text{RSM}} \approx 1\%$, determinado a partir del mapa de la muestra recocida a $T = 850^\circ\text{C}$ (figura 4.12.e).

Los mapas del espacio recíproco de las muestras recocidas en RTA a $T = 750$ y 850°C ((d) y (f) en figura 4.12) indican también, que la capa de $\text{Si}_{1-y}\text{C}_y$ está parcialmente relajada, mientras que las zonas en compresión siguen siendo coherentes con el sustrato. El grado de relajación es pequeño, pues el $q_{//} = 1.5 \times 10^{-5}$ y $1 \times 10^{-5} \text{ \AA}^{-1}$, mientras el $q_{\perp} = 1.4 \times 10^{-3}$ y $1.1 \times 10^{-3} \text{ \AA}^{-1}$ a $T=850^\circ\text{C}$ y $T=750^\circ\text{C}$, respectivamente. Esta relajación no puede deberse a la generación de dislocaciones de desajuste, pues se ha observado que dado que la energía de nucleación y movimiento de dislocaciones en las capas de $\text{Si}_{1-y}\text{C}_y$ es muy elevado, los espesores críticos suelen ser muy superiores a los predichos teóricamente por la expresión de Mathews y Blakeslee. De hecho Iyer *et al.*

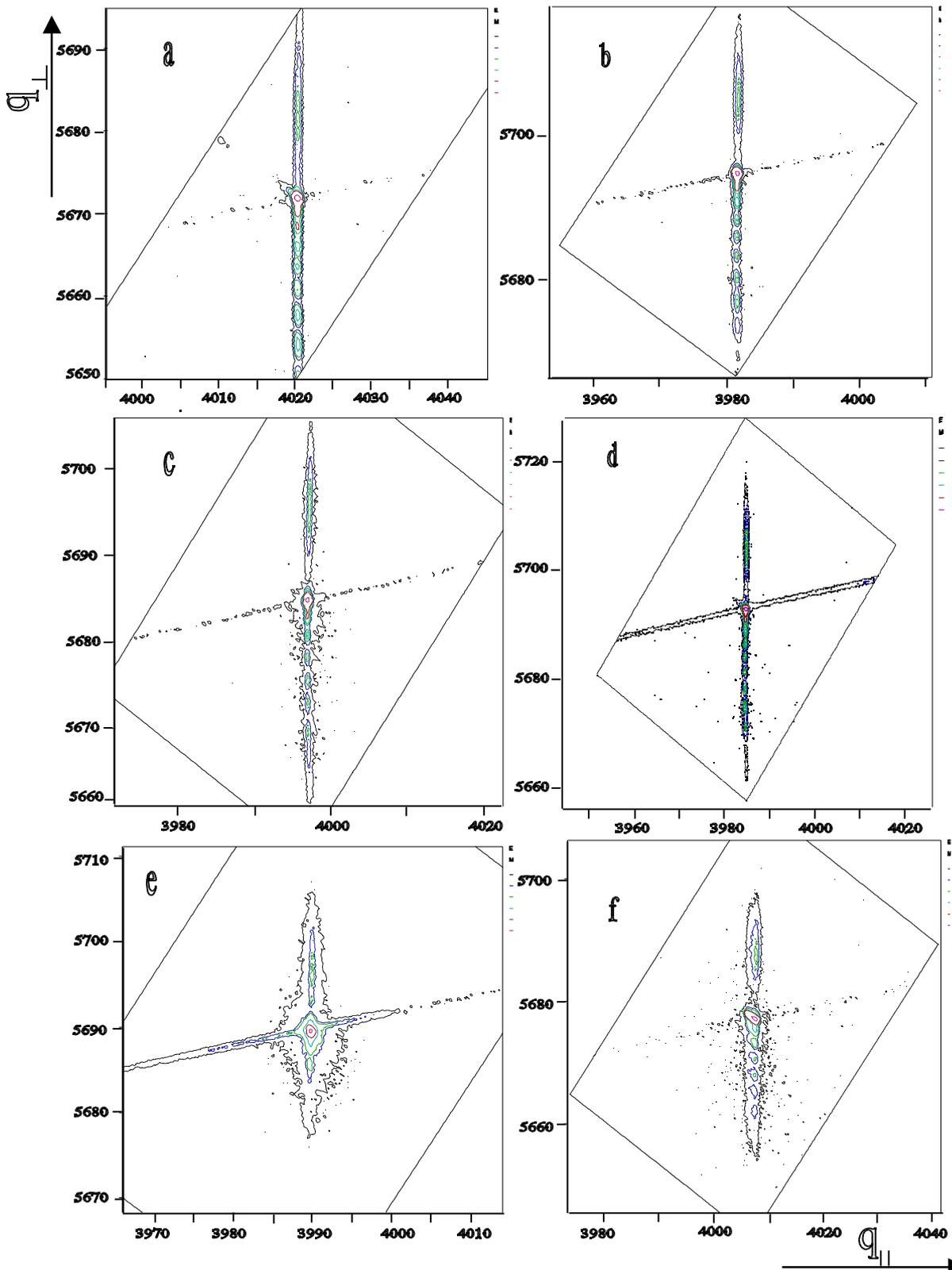


Figura 4.12 Mapas del espacio recíproco de la reflexión (224) en unidades $(q_{\parallel}/q_{\perp})$. (a) Muestra *as implanted*. (b) Recocida en FA a $T=700^{\circ}\text{C}$. (c) FA a $T=750^{\circ}\text{C}$. (d) RTA a $T=750^{\circ}\text{C}$. (e) FA a $T=850^{\circ}\text{C}$. (f) RTA a $T=850^{\circ}\text{C}$.

[8] observan la aparición de dislocaciones para espesores superiores a los 5000 Å en capas con contenidos en C del orden de un 1%. En nuestro caso, la concentración de C sustitucional es del orden de 0.3% y el espesor de unos 750 Å, valores claramente insuficientes para la generación de este tipo de dislocaciones. La relajación debe estar por tanto relacionada con la existencia de defectos producidos por el exceso de intersticiales de Si, y la formación de complejos.

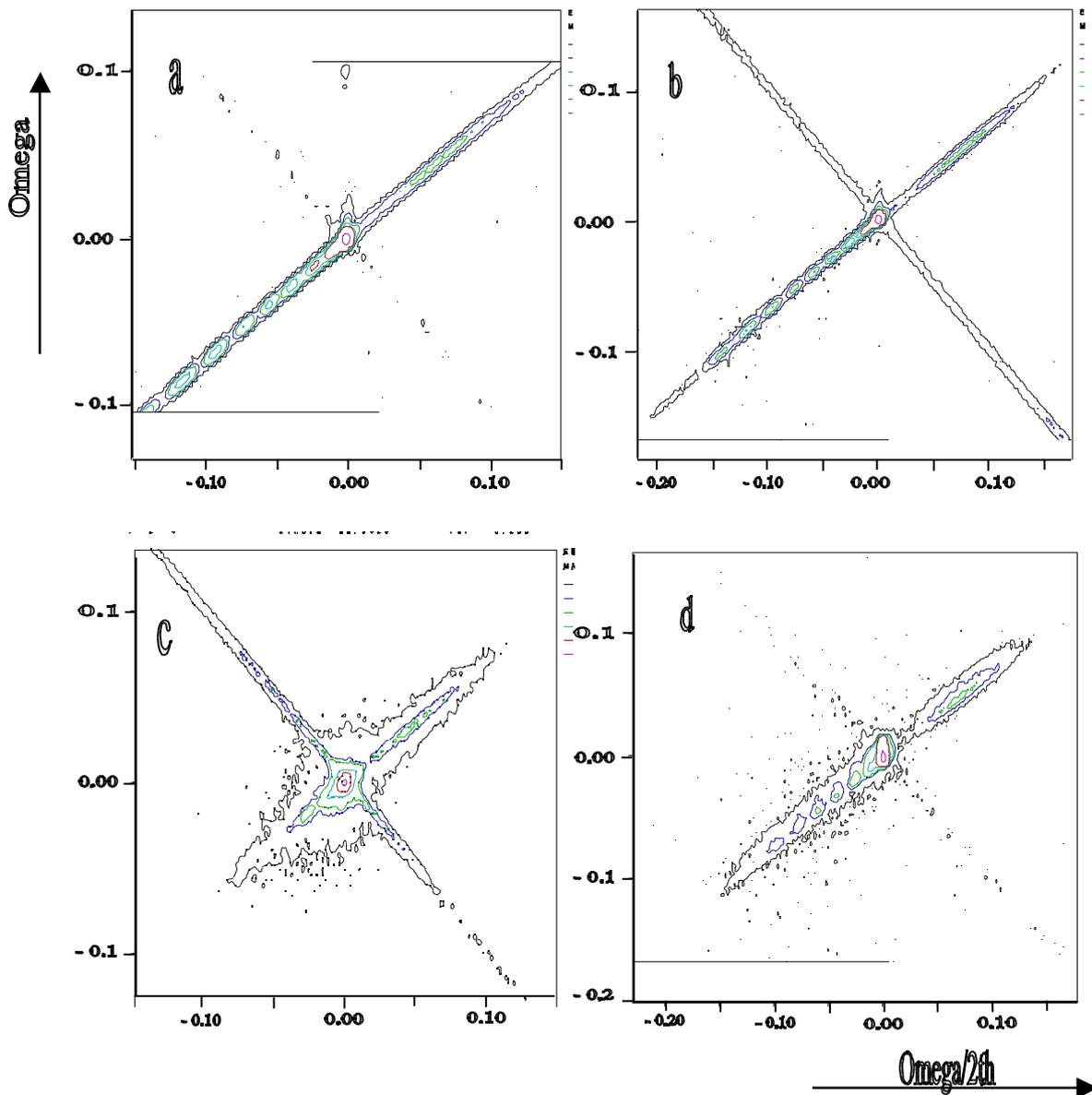


Figura 4.13 Mapas del espacio recíproco de la reflexión (224) en unidades (π/a) . (a) As implanted. (b) RTA a $T=750^\circ\text{C}$. (c) FA a $T=850^\circ\text{C}$. (d) RTA a $T= 850^\circ\text{C}$.

En las figuras 4.12, 4.13 y 4.14 también se puede ver el mayor ensanchamiento del mapa del espacio en la muestra FA 850°C y la pérdida de los picos satélites que hemos

asociado a la generación de intersticiales en exceso. Este comportamiento está asociado con la existencia de un número elevado de defectos en el material, y el consiguiente aumento del *scattering* difuso.

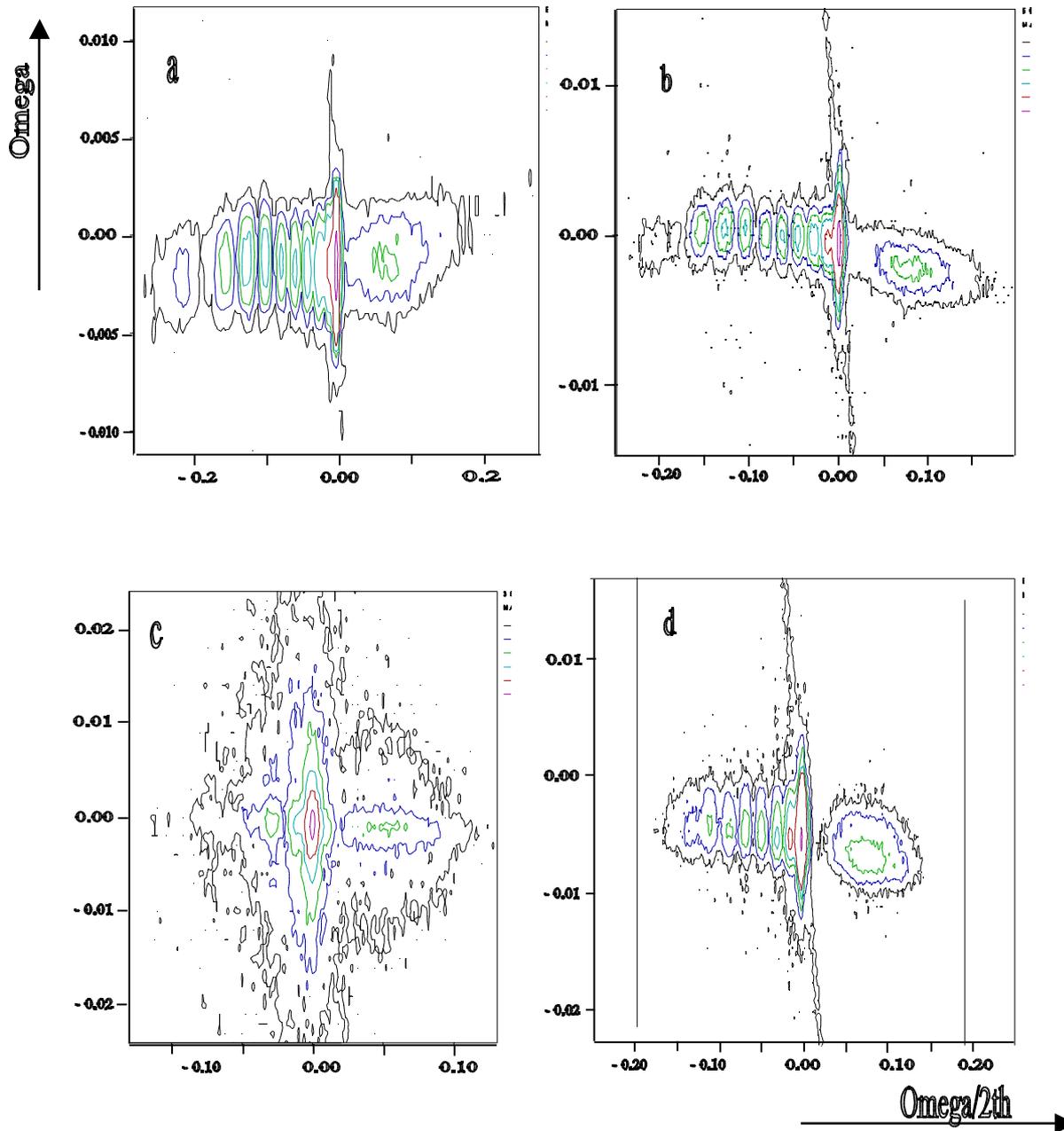


Figura 4.14 Mapa de la reflexión (004) de la red recíproca. (a) Muestra as implantada. (b) Muestra recocida en RTA a 750 °C. (c) Muestra recocida en FA 850 °C. (d) Muestra recocida en RTA 850 °C

4.1.5.2. Perfiles SIMS.

Se han medido los perfiles SIMS de la muestra B *as implanted*, y la serie de muestras recocidas en FA durante 3h a $T= 750, 850 \text{ }^\circ\text{C}$ y en RTA durante 30s a $T= 750, 950 \text{ }^\circ\text{C}$. La figura 4.15, muestra los resultados de las medidas SIMS de estas muestras.

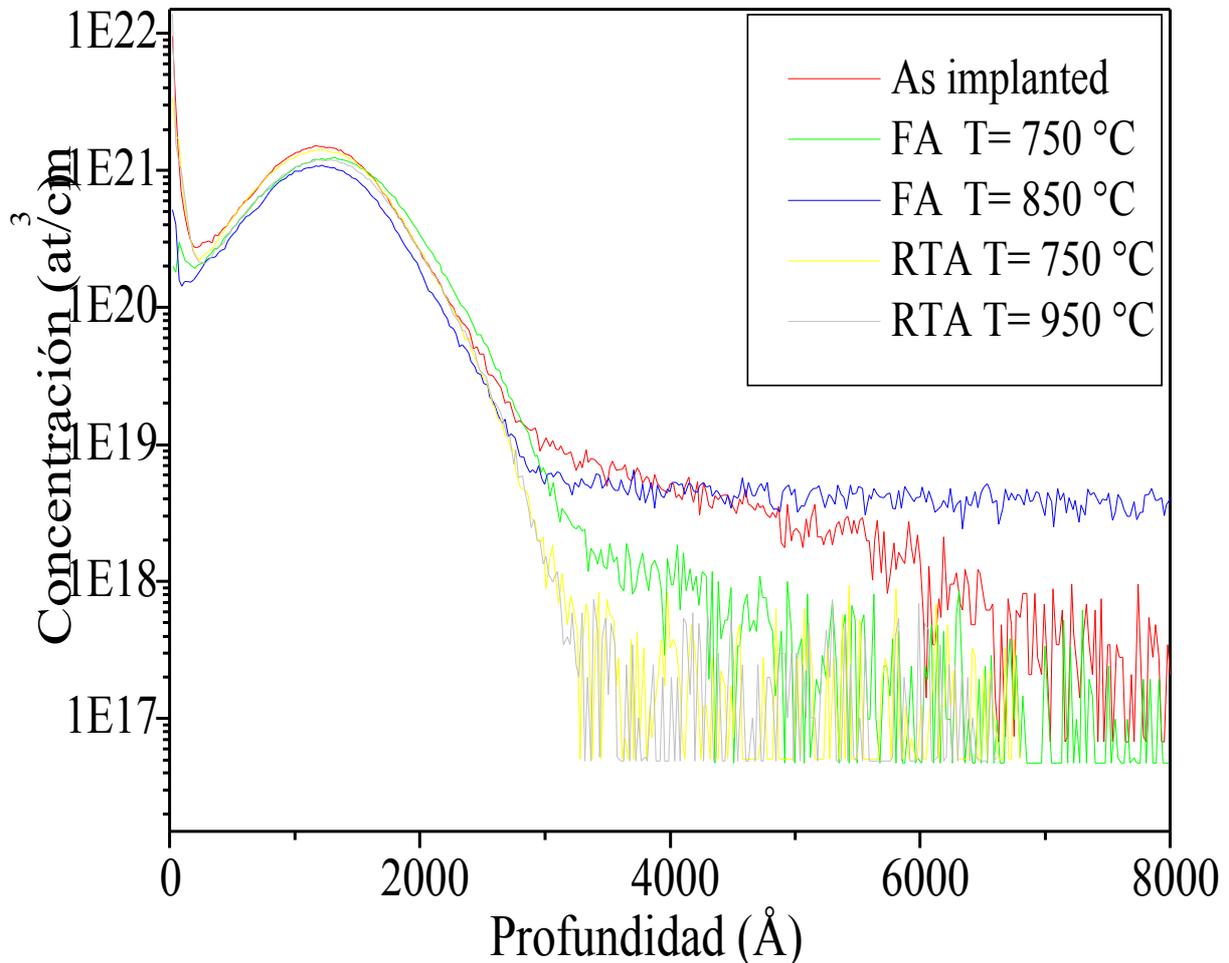


Figura 4.15 Perfiles SIMS de la muestra B y los recocidos Mediante FA y RTA.

Los perfiles de carbono de las muestras recocidas tanto en hornos convencionales como en hornos de recocido rápido, son similares al de la muestra *as implanted*, y se ajustan a una gaussiana, con un recorrido proyectado aproximado $R_p = 120 \text{ nm}$, excepto en el caso de la muestra FA a $T= 850 \text{ }^\circ\text{C}$, donde se aprecia la presencia de una cola. Este hecho puede ser relacionado con fenómenos de difusión; de hecho, en los hornos de recocido convencionales los fenómenos de difusión son bastante frecuentes puesto que se utilizan tiempos de recocido más largos.

Los valores de la concentración de carbono determinada a partir de los perfiles SIMS, están resumidos en la tabla 4.5. Se observa, una disminución de la concentración de

carbono de 2.9 % (*B as implanted*) a 2.08 % (FA T=850 °C) para las muestras tratadas en hornos FA, y una disminución también en las muestras recocidas en RTA, aunque no tan aguda (2.38% a T=950°C). A partir de las medidas SIMS se puede ver que la proporción total de carbono es elevada en comparación con la proporción de carbono sustitucional en las capas (0.29%). La baja incorporación de carbono durante los procesos de recocido esta asociada con la presencia de una densidad sumamente elevada de intersticiales de silicio. Sobre este aspecto hablaremos en la parte de discusión de resultados.

Muestras	Tiempo de recocido	Temperatura (°C)	Concentración C (%)
B as implanted	—————	450	2.90
FA 750	3 h	750	2.34
FA 850	3 h	850	2.08
RTA 750	30’’	750	2.78
RTA 950	30’’	950	2.38

Tabla 4.5: Determinación de la concentración de C a partir de los perfiles SIMS.

4.1.6. Caracterización morfológica por TEM

La información más completa referente a la morfología de las capas, el estado de daño tras la implantación iónica y también la reconstrucción de la red mediante tratamiento térmico se ha obtenido por microscopía electrónica de transmisión (*TEM*). Debido a que el proceso de preparación de las muestras en sección transversal *XTEM* es muy laborioso, la técnica se ha aplicado sólo a las muestras consideradas más interesantes. De hecho, en este apartado se presentarán los resultados obtenidos a partir del análisis por *XTEM* de la muestra *B as implanted* y después del tratamiento térmico a una temperatura de 850°C mediante *RTA*.

La fotografía 4.16, correspondiente a la muestra *B as implanted* pone en evidencia una visión panorámica de la muestra, donde se aprecia la presencia de una capa enterrada cuyo espesor es del orden de 1700 Å, valor suficientemente importante para contener totalmente el perfil implantado de carbono. De la imagen de campo claro de la muestra se observa que la intercara amorfo – cristal está situada a una profundidad de 3300 Å de la superficie.

El espesor de la capa amorfizada no coincide con el valor teórico estimado por TRIM, de modo que según las simulaciones se preveía que la capa amorfa fuese continua y se extiende hasta la superficie. Sin embargo las observaciones por *TEM* y los resultados de RX han mostrado que la capa está enterrada. Se observa, en consecuencia una falta de coherencia entre los resultados de simulación y los experimentales. Claverie et al. en trabajos similares al nuestro, han constatado la falta de reproducción del proceso de amorfización de Si con iones de Si^+ , llegando a obtener capas amorfas de Si cuyo espesor varía un 25% de una oblea a otra, bajo las mismas condiciones; además; han mostrado que utilizando energías elevadas, las capas raramente se extienden hasta la superficie y que es necesario añadir un segundo proceso de implantación utilizando bajas energías para acabar de amorfizar la zona superficial y obtener una capa amorfa continua. En este sentido, nuestros resultados confirman las observaciones de Claverie et al.[9].

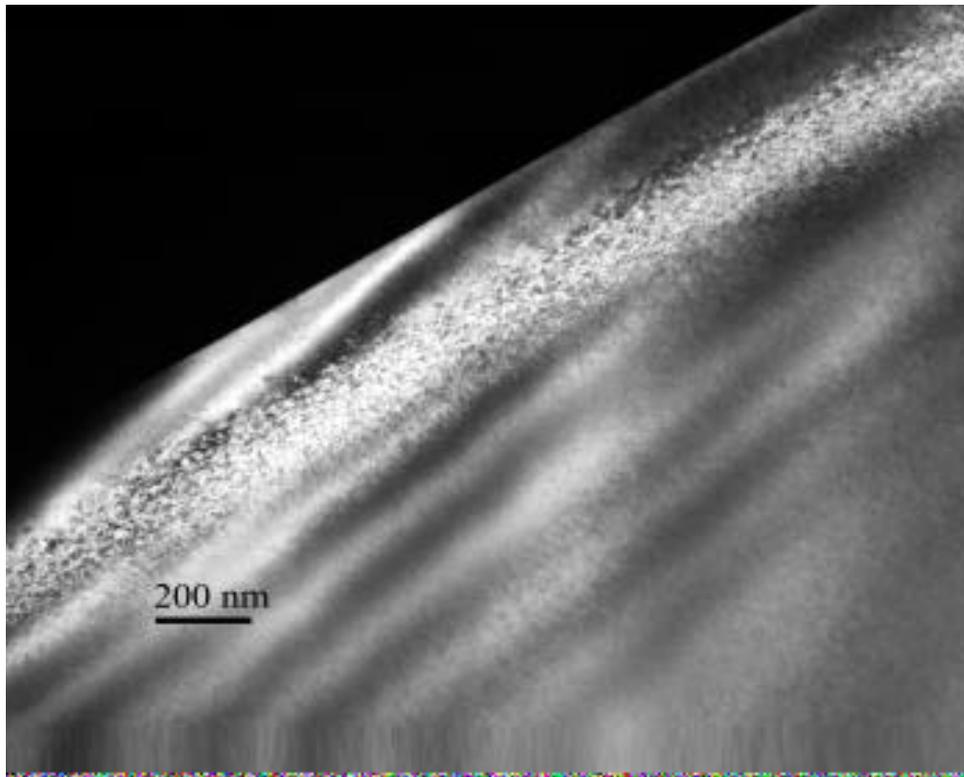


Figura 4.16 Campo claro de la muestra B *as implanted*, donde se aprecia la presencia de una capa enterrada formada por las sucesivas implantaciones de silicio y carbono.

La Figura 4.17, es una fotografía en campo claro de la misma muestra tomada a mayor resolución, y que muestra la intercara substrato-capla. Aparentemente no se observan defectos tipo EOR en la intercara entre ambos aunque si una intercara bastante irregular.