

Del análisis por TEM de la muestra *as implanted* y recocida a $T=850^\circ\text{C}$, se constata que en el segundo caso la intercara a/c se sitúa a una profundidad superior con respecto a la de la muestra *as implanted*. Creemos que no se ha producido desplazamiento apreciable de la intercara a/c, sino que lo más posible es que en esta medida se haya incluido una parte de la zona EOR, visto que en la fotografía 4.18 no se puede definir exactamente el límite que separa la capa de la zona EOR.

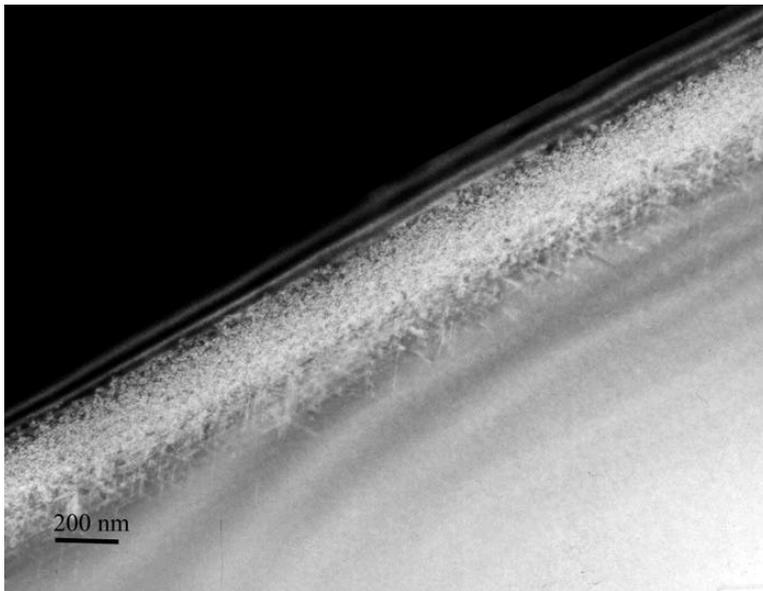


Figura 4.18 Campo claro de la muestra B, después de recocer a $T=850^\circ\text{C}$ en RTA.

La figura 4.19.a, es una fotografía de la misma muestra a mayor resolución, donde se aprecia la intercara entre sustrato y capa. En la fotografía, es aún más evidente la densidad elevada de defectos generados, que en su mayoría son maclas. Paine et al [11] utilizaron *TEM* para estudios similares de la formación de defectos durante *SPE* de las capas $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. El germanio es completamente soluble en Si, y por lo tanto sus capas no tienen la misma inestabilidad química que las capas $\text{Si}_{1-y}\text{C}_y$. Sin embargo, los defectos son marcadamente similares: en ambas las intercara son “*faceted*” y tienen una elevada densidad de defectos planares y maclas. El origen de este tipo de defectos puede ser debido a dos causas: la primera se basa en el hecho de que un aumento de tensiones mecánicas en la intercara entre ambos, puede provocar una relajación parcial o total de estas tensiones a través de la formación de defectos, que en nuestro caso son maclas. De otro punto de vista, durante el proceso de implantación, una parte de átomos de Si desplazados de sus sitios teóricos pueden acumularse también en una profundidad inferior al rango proyectado, y al activar el proceso térmicamente se aglomeran dando lugar a la formación de estos defectos.

La figura 4.19.b, muestra el diagrama de difracción de la capa. No se evidencia la presencia de precipitados de carburo de silicio. Además de los defectos mencionados anteriormente, observaciones más detalladas en alta resolución *HREM* han sido necesarias para caracterizar otro tipo de defectos en estas capas.

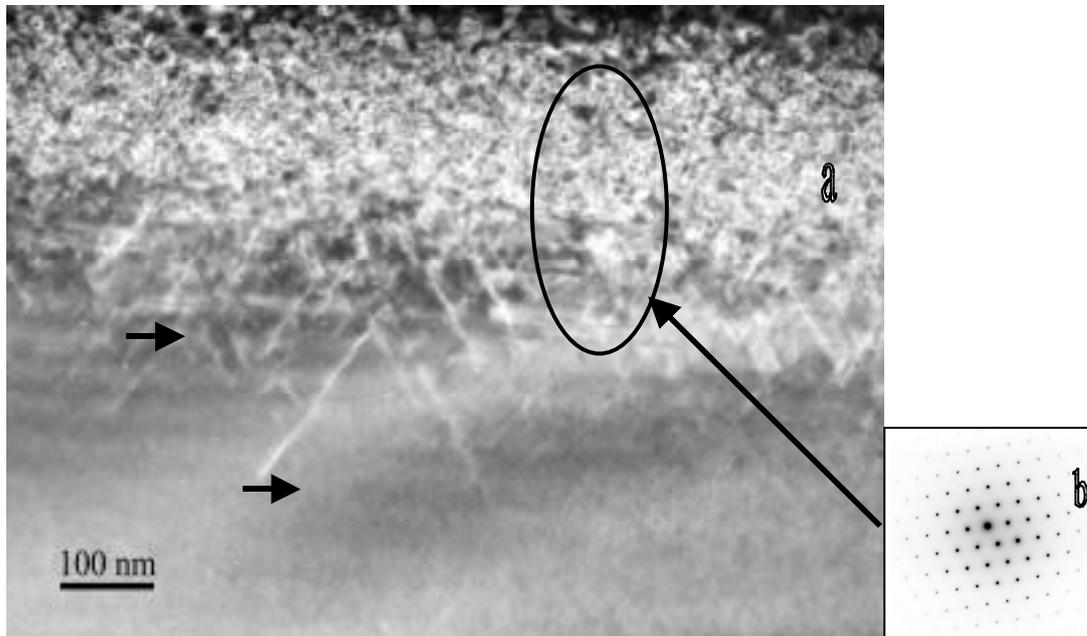


Figura 4.19: Muestra B recocida a $T=850\text{ }^{\circ}\text{C}$ en RTA. (a) Visión en sección transversal, las flechas señalan la localización de defectos. (b) Difracción de la misma zona.

La figura 4.20, muestra la presencia de defectos llamados "rod-like" [12-14]. Su formación relacionada con la presencia de intersticiales de Si, se ha analizado con más detalle en la discusión de los resultados.

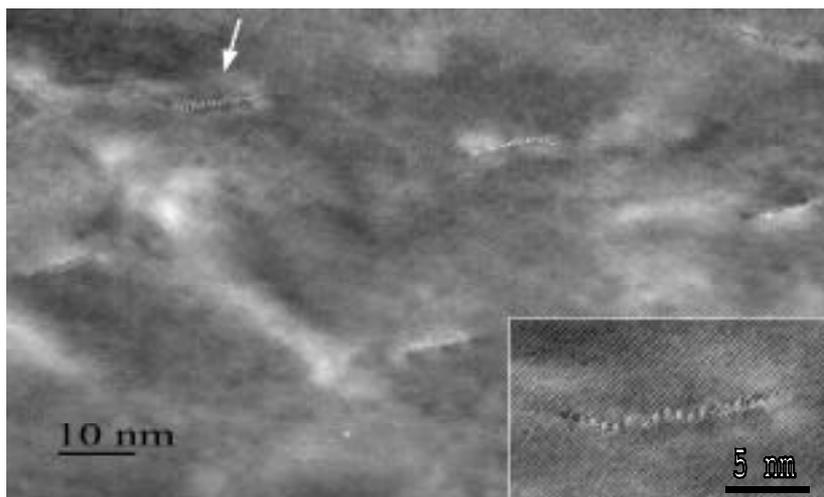


Figura 4.20 Imagen de alta resolución, donde se aprecia la presencia de los defectos *rod-like*. El cuadro muestra el defecto señalado con flecha a mayor resolución.

4.1.7. Caracterización estructural por DRX de las muestras C después de tratamiento térmico

Las muestras C obtenidas por implantación iónica directa de carbono en la red monocristalina de silicio [$\text{SiO}_2(1000\text{Å})/\text{Si}$], se han sometido a diferentes recocidos en hornos convencionales a distintas temperaturas y tiempos de recocido (ver tabla 4.6). Las muestras obtenidas han sido analizadas por DRX.

Muestras	Tiempo de recocido	Temperatura (°C)	Flujo de N_2 (l/min)
FA 700	45 min	700	4
FA 750	45 min	750	4
FA 900	60 min	900	4
FA 1150	170 min	1150	4

Tabla 4.6: Condiciones de recocido de la muestra C *as implanted* en hornos FA.

La figura 4.21, muestra las curvas *rocking* medidas alrededor de la reflexión (004) de la muestra C *as implanted*, y los recocidos en hornos convencionales a temperaturas de 700, 750, 900 y 1150°C en atmósfera de nitrógeno.

De las curvas, se constata que no se ha logrado formar las capas cristalinas $\text{Si}_{1-y}\text{C}_y$ ya que no aparece el pico correspondiente a esta fase. El pico más intenso que observamos en todas las curvas corresponde al del silicio monocristalino. También se observa la presencia de otros picos a bajos ángulos con respecto al pico del silicio (figura 4.21.a, b c y d). Se trata también de silicio en estado de tensión debido a la presencia de carbono en sitios intersticiales dentro de la red, y cuyo parámetro de red es distinto. El parámetro de red en este caso es mayor (5.4334 Å) en comparación con el parámetro de red del silicio en volumen. En los recocidos realizados a temperaturas bajas entre 700 y 750°C, no se aprecia una modificación considerable en comparación con la muestra C. Es importante anotar que el pico del substrato de la muestra *as implanted* es más ancho al compararlo con el pico del substrato de la muestra después de recocer. Este ensanchamiento de pico está relacionado con la presencia de una densidad elevada de

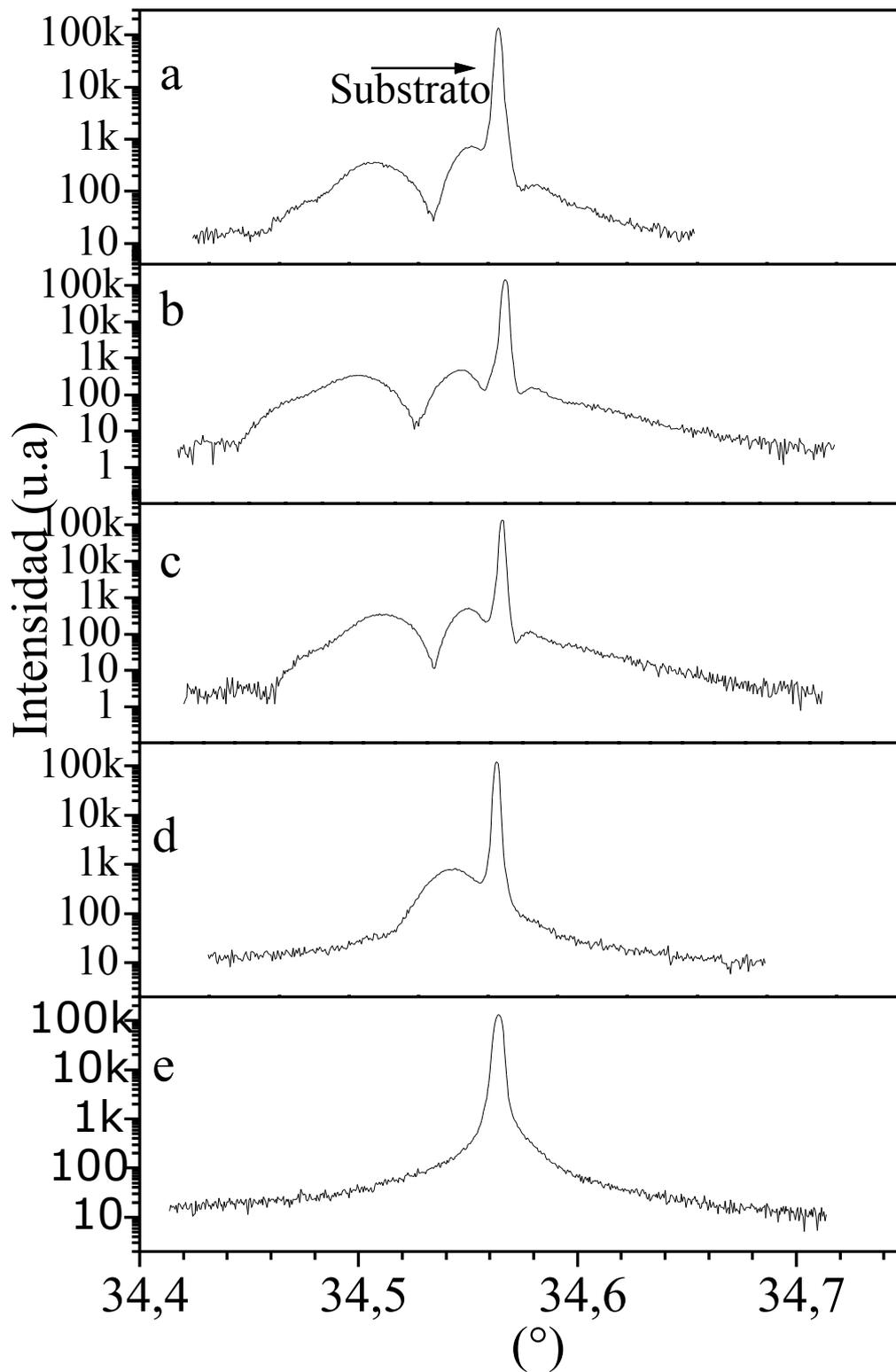


Figura 4.21: Curvas *rocking* alrededor de la reflexión (004) medidas en doble eje. (a) Muestra C *as implanted*. (b) y (c) Recocido isocrono ($t=45$ min) a $T=700$ y 750°C . (d) Recocido a $T=900^\circ\text{C}$ y $t=60$ min. (e) Recocido a $T=1150^\circ\text{C}$, $t=170$ min.

defectos. Esta densidad de defectos se ha reducido considerablemente al someter la muestra a tratamiento térmico a temperaturas relativamente elevadas ($T=900^\circ\text{C}$) con la consiguiente pérdida de uno de los picos satélites que aparecen a valores de omega inferiores. A temperaturas más elevadas (del orden de 1150°C), se observa un solo pico que es del silicio monocristalino. Mayer et al. reportan que a temperaturas de 1150°C , se favorece la precipitación del carbono en forma de carburo de silicio y la red de silicio recupera su estado inicial.

La figura 4.22, muestra las curvas *rocking* de la reflexión asimétrica (115) de la muestra C *as implanted* y recocida a $T=900^\circ\text{C}$.

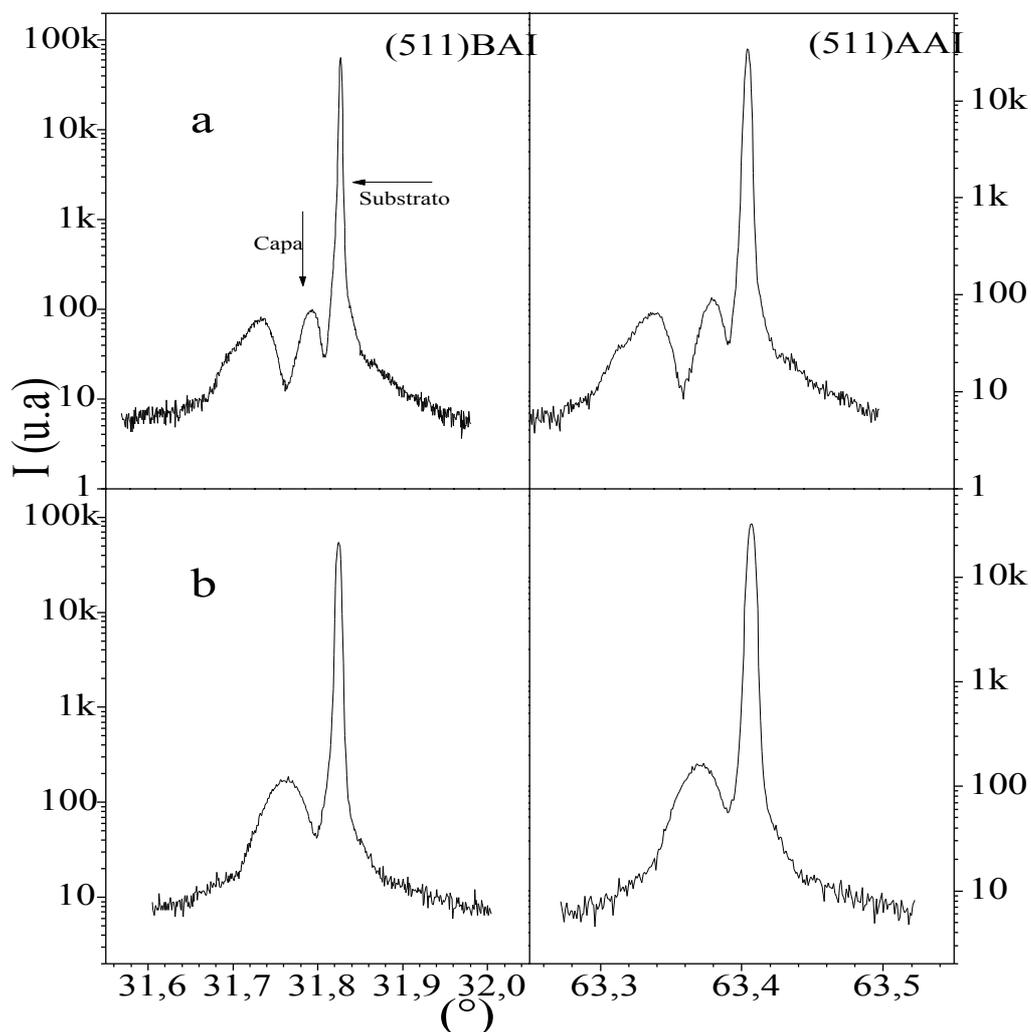


Figura 4.22 Curvas *rocking* de la reflexión (511) a alto y bajo ángulo de incidencia. (a) Muestra A *as implanted*. (b) Muestra A recocida a $T=900^\circ\text{C}$, $t=60\text{min}$ en N_2 .

A partir de estas medidas ha sido posible realizar un análisis cuantitativa de las muestras. Para la determinación de los parámetros de red hemos asumido que el pico de la capa es el más cercano al del silicio monocristalino (figura 4.22.a).

4.1.7.1. Determinación del parámetro de red.

De igual manera, se ha hecho una determinación del parámetro de red en cada caso teniendo en cuenta las medidas de curvas *rocking* de la reflexión simétrica (004) y asimétrica (115) a alto y bajo ángulo de incidencia.

A partir de las curvas, determinamos la separación angular entre el pico de la capa y el del sustrato. Utilizando el programa *lattice Mismatch* y asumiendo que la capa está totalmente tensionada, se pueden deducir los valores de la componente paralela y perpendicular del parámetro de red, y el grado de relajación del material. La tabla 4.7, resume los valores calculados de los parámetros de red. Para el cálculo se ha introducido un valor del parámetro de red del silicio masivo de $a_{\text{Si}} = 5.4310\text{Å}$.

Muestra	(hkl)	sub(°)	L(°)	d (°)	$a_{//}(\text{Å})$	$a(\text{Å})$	$a_{\perp}(\text{Å})$	R (%)
Muestra-C	(0 0 4)	34.8092	34.7890	-0.0202	5.4311	5.4353	5.4334	5.99
	(1 1 5)	31.9391	31.8808	-0.0583				
	(-1-1-5)	63.5233	63.4884	-0.0349				
FA-900°C	(0 0 4)	34.7029	34.6720	-0.0309	5.4309	5.4356	5.4335	—
	(1 1 5)	31.8236	31.7618	-0.0618				
	(-1-1-5)	63.4057	63.3696	-0.0361				

Tabla 4.7 Valores de los parámetros de red determinados a partir del programa *Lattice Mismatch*.