

Capítulo II

El sistema Fe-Cu tratado térmicamente

1. Introducción

2. Preparación de las muestras

3. Medidas

1. Magnetoresistividad
2. Resistividad y magnetoresistividad
3. Difracción de rayos X
4. Medidas magnéticas
5. Espectroscopía Mössbauer

4. Discusión

1. Introducción

Una vez producidas las muestras $\text{Fe}_x\text{Cu}_{100-x}$ en el rango donde se presentaba el efecto magnetoresistivo gigante buscamos un tratamiento térmico que mejorase dicho efecto. La idea original era ver si se podía lograr un mayor efecto absoluto $\Delta\rho$ y/o una mejora en la resistividad de la red ρ . Como se contó en §I.1 “Trabajos previos”, mucho de la investigación sobre el sistema Fe-Cu se focalizó en la composición equiatómica y el proceso de su descomposición con la temperatura. Algo de la investigación se hizo en otras composiciones [Saxena 1994, Eilon 1995, Yermakov 1995, Ueda 1996] donde se han reportado resultados del efecto del tratamiento térmico sobre la magnetoresistividad gigante.

2. Preparación de las muestras

Preparamos las muestras de la siguiente manera: tomamos las muestras compactadas sobre las cuales habíamos medido magnetoresistividad, y las cerramos en ampollas de vidrio o cuarzo en atmósfera de argón e hidrógeno (en proporción 2:1), a baja presión (0,3 atm). Colocamos las ampollas en hornos eléctricos con control de rampa. Los hornos utilizados fueron todos del mismo tamaño. En todos los casos llevamos el horno hasta la temperatura deseada, y una vez alcanzada la misma colocábamos la ampolla. El enfriamiento del horno producido por la introducción de la ampolla era compensado rápidamente por el control electrónico del mismo. Al finalizar el tiempo deseado quitábamos la ampolla del horno y la dejábamos enfriar al aire. Probamos diversos regímenes de tratamiento térmico, variando la temperatura y el tiempo de tratamiento térmico en busca del mejoramiento del efecto magnetoresistivo gigante $\Delta\rho/\rho$.

Encontramos que para el sistema Fe-Cu la temperatura óptima es de $300 \pm 50^\circ\text{C}$. El tiempo óptimo de tratamiento para esta temperatura es de aproximadamente 24 horas.

Para la realización de la difracción de rayos X y las medidas Mössbauer pulverizamos los lingotes que habíamos tratado térmicamente.

3. Medidas

3.1 Magnetoresistividad

Como vemos en la figura 1, las muestras tratadas a 300 °C durante 24 horas

aumentaron el efecto magnetoresistivo, comparadas con los de las muestras sin tratar. El comportamiento con la concentración es similar a las sin tratar (las muestras

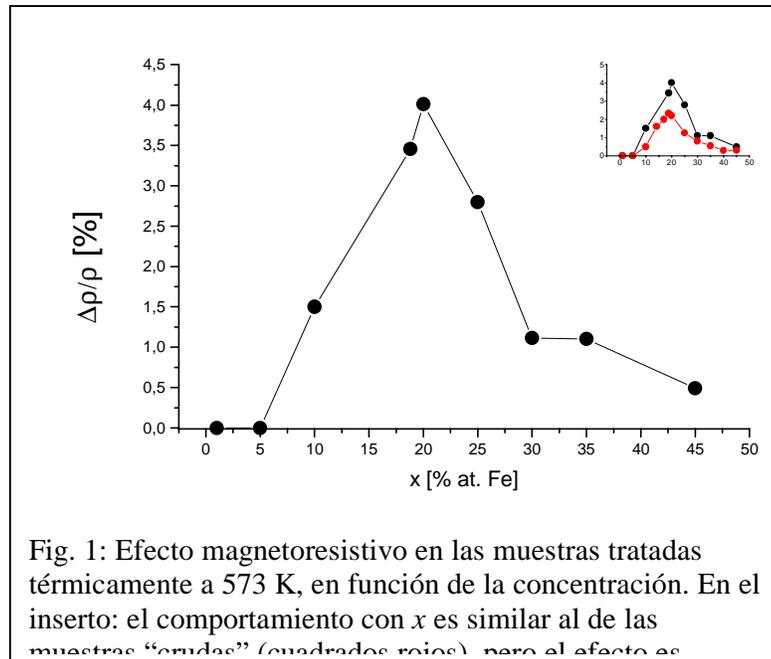


Fig. 1: Efecto magnetoresistivo en las muestras tratadas térmicamente a 573 K, en función de la concentración. En el inserto: el comportamiento con x es similar al de las muestras “crudas” (cuadrados rojos), pero el efecto es

“crudas”), es decir, el efecto aumenta a 4 % en $x = 20$ %, para luego caer hasta hacerse muy pequeño a 45 %. Estos resultados son algo distintos a los de [Ueda 1996], donde la temperatura del tratamiento térmico hace bajar la concentración a la que se alcanza el máximo en la razón magnetoresistiva, desde $x = 30$ % at. Fe hasta 28 % (para la muestra tratada a 523 K) y a 25 % at. (para la muestra tratada a 573 K). Según estos autores, ese cambio se debe a que el tratamiento modifica el tamaño de las

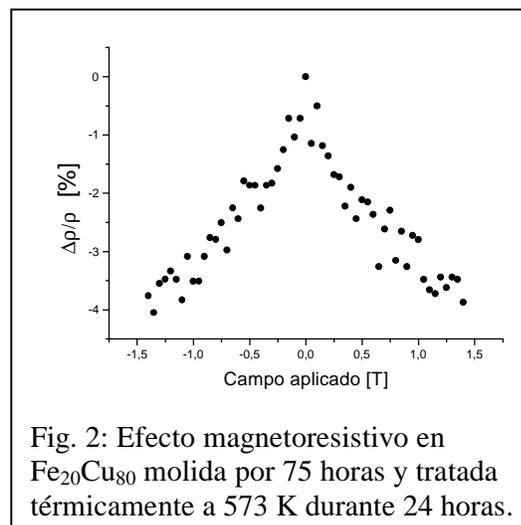


Fig. 2: Efecto magnetoresistivo en $\text{Fe}_{20}\text{Cu}_{80}$ molida por 75 horas y tratada térmicamente a 573 K durante 24 horas.

partículas llevándolas al tamaño adecuado para dar el máximo efecto MRG. La figura 2 muestra una de las medidas de magnetoresistividad tomada en estas muestras tratadas térmicamente. Los puntos aparecen algo dispersos, en comparación con los de sus equivalentes crudas. Esta característica se repite en todas las muestras sometidas al tratamiento térmico antes descrito. En uno de los casos donde se efectuó un tratamiento térmico más prolongado (48 horas), la dispersión de puntos disminuyó notablemente, y el efecto MRG se mantuvo.

3.2 Resistividad y magnetoresistividad

La medida de resistividad pura ρ en estas muestras es diferente a la de las muestras crudas. Vemos que la resistividad es sustancialmente menor para estas

muestras, como es esperable que ocurra luego de un tratamiento térmico prolongado que ha eliminado defectos en la red. Además, ya el sistema no sigue la regla de Nordheim como antes; más bien, presenta sus valores más altos en la zona alrededor de $x = 20\%$. Como veremos en §II.3.5, el tratamiento térmico favorece la precipitación de otros compuestos, como carburos y óxidos, los que hacen que el sistema no se pueda describir simplemente como una

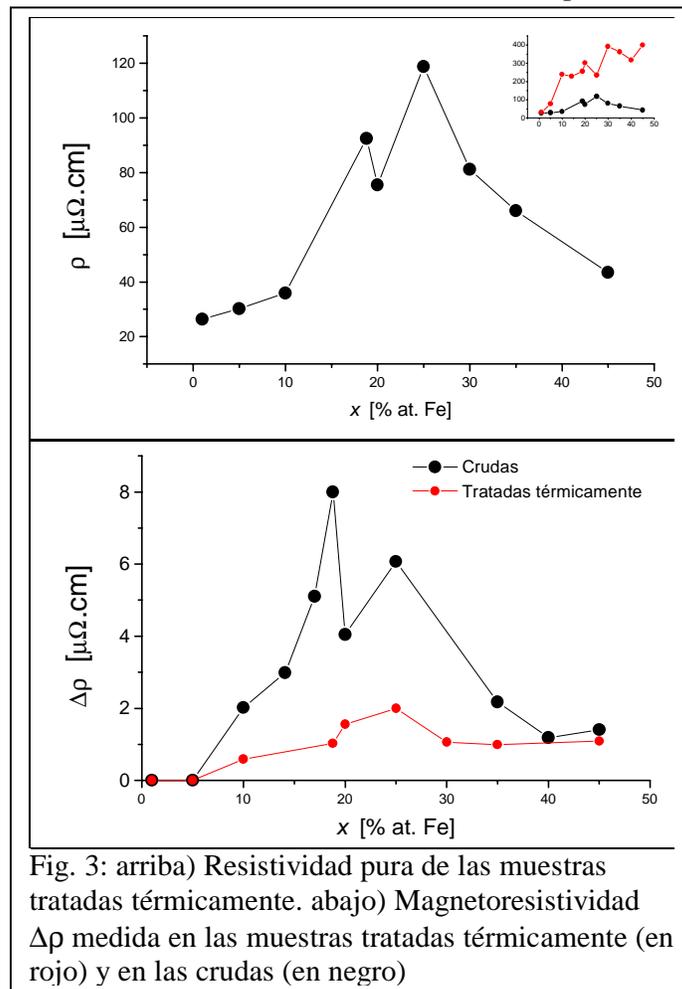


Fig. 3: arriba) Resistividad pura de las muestras tratadas térmicamente. abajo) Magnetoresistividad $\Delta\rho$ medida en las muestras tratadas térmicamente (en rojo) y en las crudas (en negro)

mezcla de un soluto y un solvente. Hay un orden de magnitud de diferencia entre nuestros valores y los de la resistividad de los metales originales. En la parte inferior de la figura 3 vemos que la magnetoresistividad $\Delta\rho$ es menor en las tratadas térmicamente que en las muestras crudas, lo que puede deberse a un engrosamiento de los clusters magnéticos, a una disminución en la rugosidad de las interfases de los clusters, o a la presencia de más interacciones magnéticas, originadas en las nuevas especies precipitadas. Es interesante que notemos que Xiao *et al* ([Wang 1994]) midieron $\Delta\rho = 2,3 \mu\Omega \text{ cm}$ a 4,2 K y 1,4 T en una muestra $\text{Fe}_{20}\text{Cu}_{80}$ preparada por cosputtering.

La mejora en la razón magnetoresistiva $\Delta\rho/\rho$ se debe a que la mejora en la resistividad pura ρ es muy notable, de más del 50 % en algunos casos, y como es más grande en las crudas que en las muestras tratadas térmicamente, al hacer el cociente tenemos una cantidad mayor.

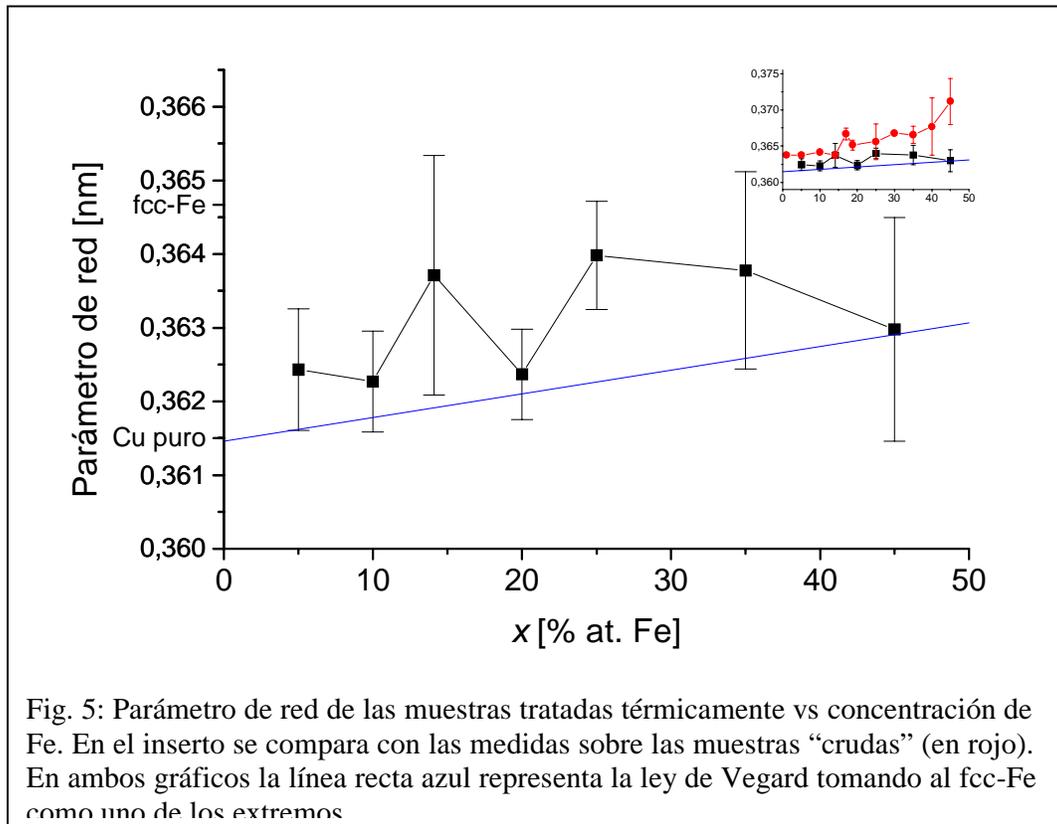
El decrecimiento en $\Delta\rho$ como consecuencia del tratamiento térmico fue observado en [Wang 1994] y en el sistema Co-Cu preparado por MA ([Yasuna A]).

3.3 Difracción de rayos X

Hicimos DRX con los mismos aparatos y en las mismas condiciones que con las muestras “crudas”. El aspecto general de los difractogramas es el mismo que el correspondiente al de las muestras crudas, excepto que en varios de ellos es distinguible un pico, localizado a $2\theta \approx 44,7^\circ$ (fig. 4). El componente que presenta una reflexión intensa más próxima es el α -Fe, ya que su pico (110) se debiera ver a $44,671^\circ$. La importancia de este pico aumenta con la concentración de una forma bastante sistemática, lo cual nos da la pauta que se trata de la reflexión del α -Fe antes mencionada.

El parámetro de red de la parte fcc de la muestra fue calculado excluyendo al pico (111), dado que ocurría lo mismo que en las muestras crudas. El parámetro de red

es siempre mayor que el correspondiente al cobre puro (ver figura 5), pero siempre menor al de las muestras crudas (inserto de la misma figura), y no evidencia dependencia con la composición. El parámetro es siempre mayor a lo que indica la Ley de Vegard, tomando como extremo del hierro puro al parámetro de red del γ -Fe ($a = 0,36467$ nm, [CRC 2000]). Calculamos el parámetro de red del bcc-Fe mediante la



medida de la posición angular θ del pico (110). Para ello colocamos esta medida en:

$$a = \lambda \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} / 2 \sin \theta ,$$

con $h = 1$, $k = 1$, $l = 0$, y λ la longitud de onda del rayo $K_{\alpha 1}$ del cobre. El resultado fue que el parámetro de red del α -Fe se mantiene constante con x (fig. 6), siendo su valor de $0,2867 \pm 0,0039$ nm, en excelente acuerdo con el valor aceptado para el α -Fe ([CRC 2000]).

En [Ueda 1996] se reporta también la disminución del parámetro de red de la estructura fcc luego de aplicar un tratamiento térmico a 523 K. Éste permanece por encima del parámetro del cobre puro, para todas las muestras entre 20 y 60 % at. En [Macrì 1994] se reporta el mismo comportamiento para el Fe₅₀Cu₅₀

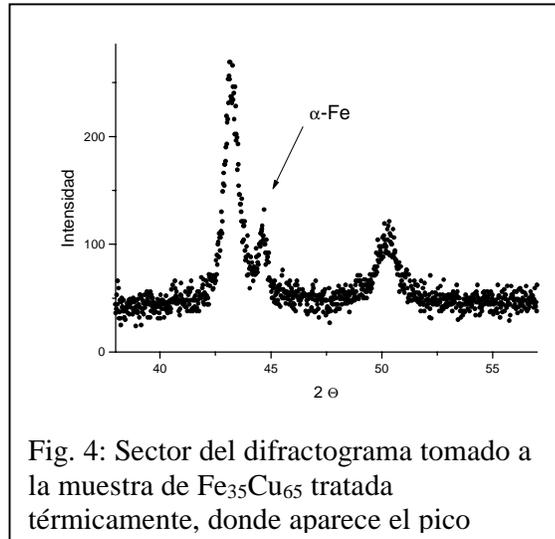


Fig. 4: Sector del difractograma tomado a la muestra de Fe₃₅Cu₆₅ tratada térmicamente, donde aparece el pico

tratado a 573 K. En ninguno de ambos se menciona al pico del bcc-Fe que hemos encontrado, si bien en esta última referencia se ve en la figura 7 un esbozo de pico en esa posición. Para Eckert *et al* ([Eckert 1993]) hay un pequeño descenso en a con el tratamiento a 523 K, pero no reportan la existencia del pico bcc hasta una temperatura muy superior. Eilon *et al* ([Eilon 1995]) reportan que ya a 473 K hay precipitación de α -Fe, y que el parámetro de red de la aleación fcc decrece. Es probable que las diferencias con nuestros resultados se deban a que nuestro tratamiento térmico es mucho más prolongado (24 horas contra tiempos del orden de una hora). La diferencia con el trabajo de Eilon también puede deberse a que en su muestra hay una pequeña cantidad remanente de α -Fe, visible por EM.

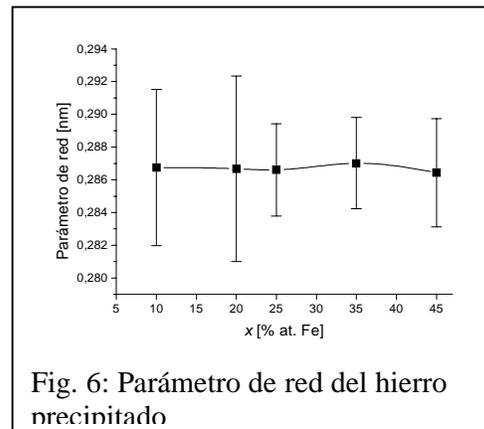


Fig. 6: Parámetro de red del hierro nrecitado

Tamaños de grano

El tamaño de los granos fcc Fe-Cu se mantiene en una franja entre los 15 y 30 nm¹, sin dependencia con la concentración. El cálculo de los tamaños de la fase fcc lo hicimos de manera descripta en §I.3.2. Ocurre algo similar con el tamaño de grano del pico atribuido al α -Fe, que oscila entre 4 y 35 nm (figura 7). El tamaño de grano de la fase bcc fue calculado en base a la fórmula de Scherrer²:

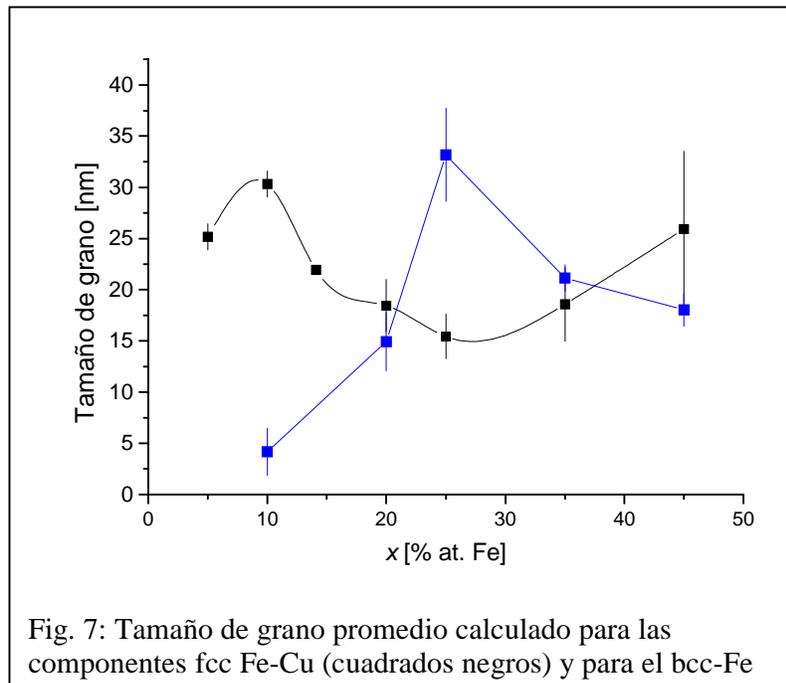


Fig. 7: Tamaño de grano promedio calculado para las componentes fcc Fe-Cu (cuadrados negros) y para el bcc-Fe

$$L = \frac{0,94\lambda}{\cos(2\theta)\delta}$$

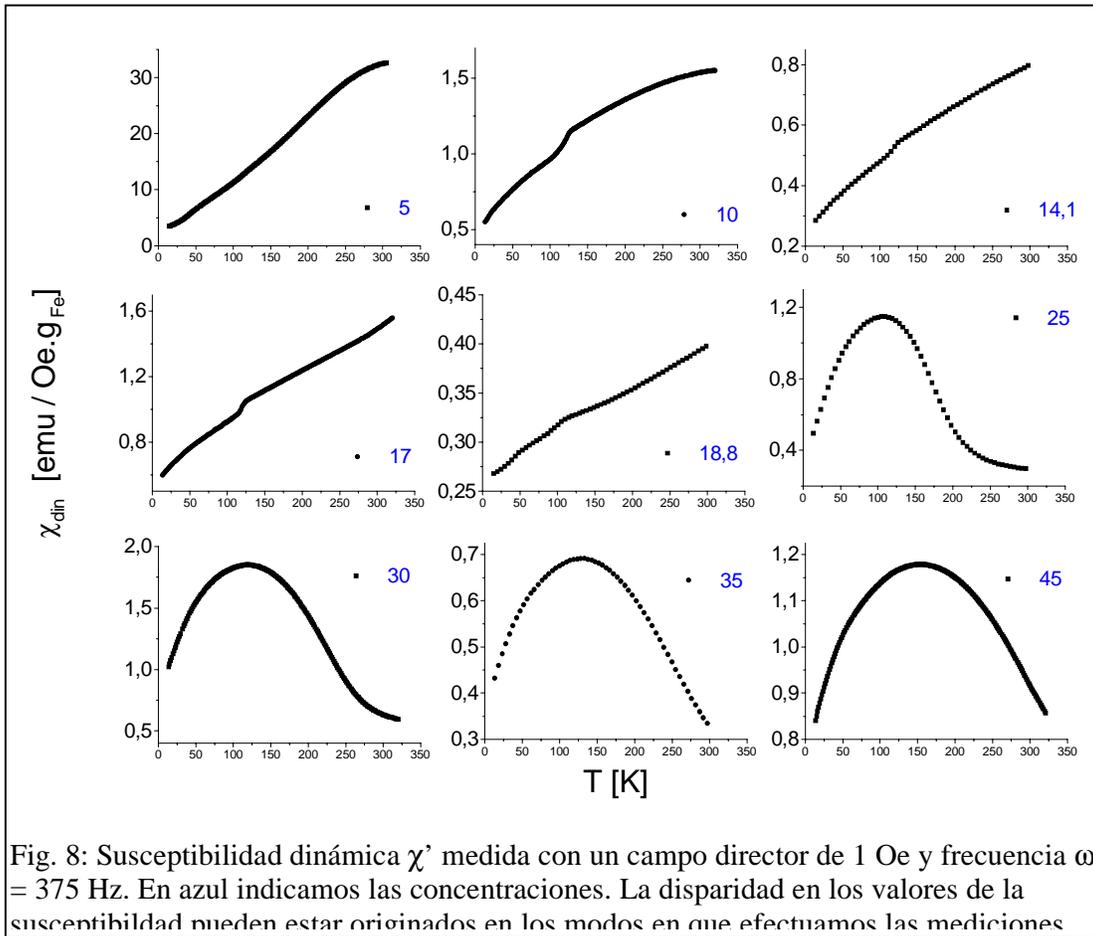
con el ancho total a mitad de altura del pico δ medido en radianes, 2θ la posición angular del pico (en la escala 2θ) y λ la longitud de onda del rayo $K_{\alpha 1}$ del cobre. Este cálculo no es muy preciso, pero es útil para calcular un tamaño medio de las partículas. Estos resultados nos están diciendo que los tamaños medios de ambas fases son comparables, y no cambian debido a la mayor o menor abundancia de hierro.

¹ Comparable con los ≈ 13 nm reportados en [Eckert 1993]

² Tomada de [Warren 1990]

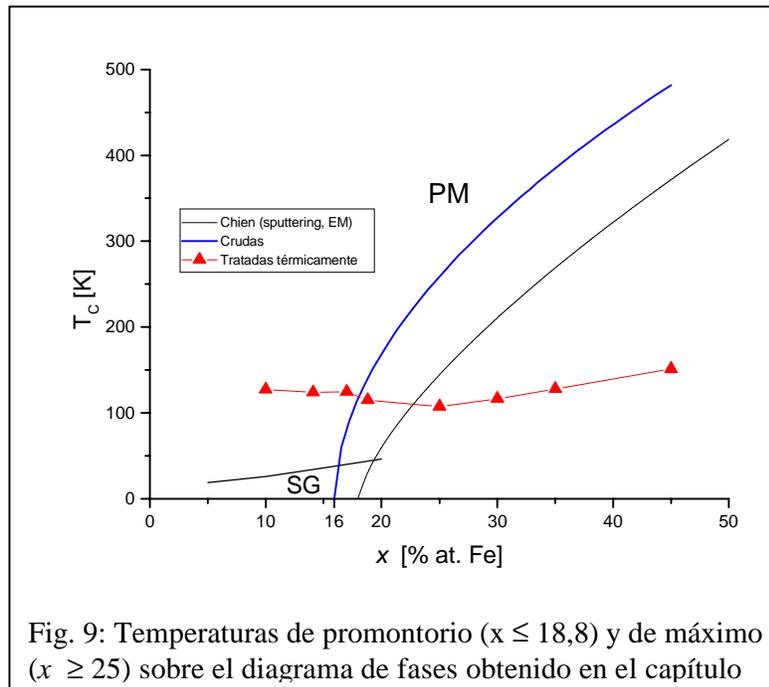
3.4 Medidas magnéticas

Las medidas de susceptibilidad las hicimos algunas en modo de rampa y otras en modo de lista (ver apéndice C) con el susceptómetro Lakeshore 7130 ya mencionado en el capítulo anterior. La figura 8 muestra los resultados. Las medidas de concentración $x \leq 18,8$ % muestran que la susceptibilidad aumenta con la temperatura, como ocurriría en



vemos en la figura 9 las temperaturas del promontorio caen con la concentración. Cuando $x \geq 25$, las temperaturas del máximo crecen ligeramente con la concentración.

Si comparamos muestra a muestra utilizando las figuras 8 de la página anterior y 10 del capítulo anterior, la muestra tratada térmicamente tiene una mayor respuesta magnética que su correspondiente cruda.



3.5 Espectroscopía Mössbauer

Medimos por espectroscopía Mössbauer a las muestras tratadas térmicamente. Los espectros (ver fig. 10) se componen de varios subespectros, de los cuales entre tres y cinco (dependiendo de qué muestra se trate) son sextetes, más un doblete y un singlete. En la figura 11 se muestra el espectro de $\text{Fe}_{40}\text{Cu}_{60}$ tratado térmicamente con su ajuste completo. En las tablas I y II se indican los parámetros hiperfinos de todas las muestras medidas. Del análisis de éstos podemos adscribir uno de los sextetes al $\alpha\text{-Fe}$, dos de los otros sextetes a algún carburo de hierro similar a la cementita o al carburo de

Häag³, y los otros dos restantes a óxidos de Fe u óxidos mixtos de Fe y Cu. Hemos asignado el singlete al γ -Fe⁴, cuya precipitación con los tratamientos térmicos ha sido reportada en varios trabajos [Macrí 1994, Drbohlav 1994, Ding 1995]. Finalmente, consideramos al doblete (quien tiene parámetros hiperfinos similares a los de las muestras sin tratar) como proveniente de la primigenia solución fcc Fe-Cu. Como vemos en la figura 12, el área relativa de los subspectros (hemos sumado las

³ Ambos carburos poseen estequiometría similar: la cementita es Fe₃C y el carburo de Häag Fe_{2,5}C. Estos carburos son ortorrómbico y monoclinico, respectivamente, con parámetros de red grandes, aunque las distancias entre hierros (0,26 nm) son bastante similares al parámetro de red del bcc-Fe.

⁴ Su corrimiento isomérico es un poco más negativo que lo aceptado. Pensamos que esto se debe en parte a un efecto de compresión sobre el sitio. De acuerdo al cálculo efectuado por Ingalls (véase el artículo de δ ??, en [Shenoy 1978]), se estima que el cambio en el corrimiento isomérico δ debido al cambio fraccional en el volumen, para el hcp-Fe, es $\frac{\partial \delta}{\partial \ln \Omega} = \alpha = 0,84$.

La diferencia entre el δ medido (-0,14 mm/s en promedio) y el aceptado para el γ -Fe (-0,01 mm/s) es de -0,04 mm/s, con lo que el cambio fraccional es $\frac{\Delta \Omega}{\Omega_0} = -0,048 \Rightarrow$

$$\frac{\Omega - \Omega_0}{\Omega_0} = \frac{\Omega}{\Omega_0} - 1 = -0,048, \text{ donde } \Omega_0 \text{ es el volumen no sometido a compresión. Seguimos}$$

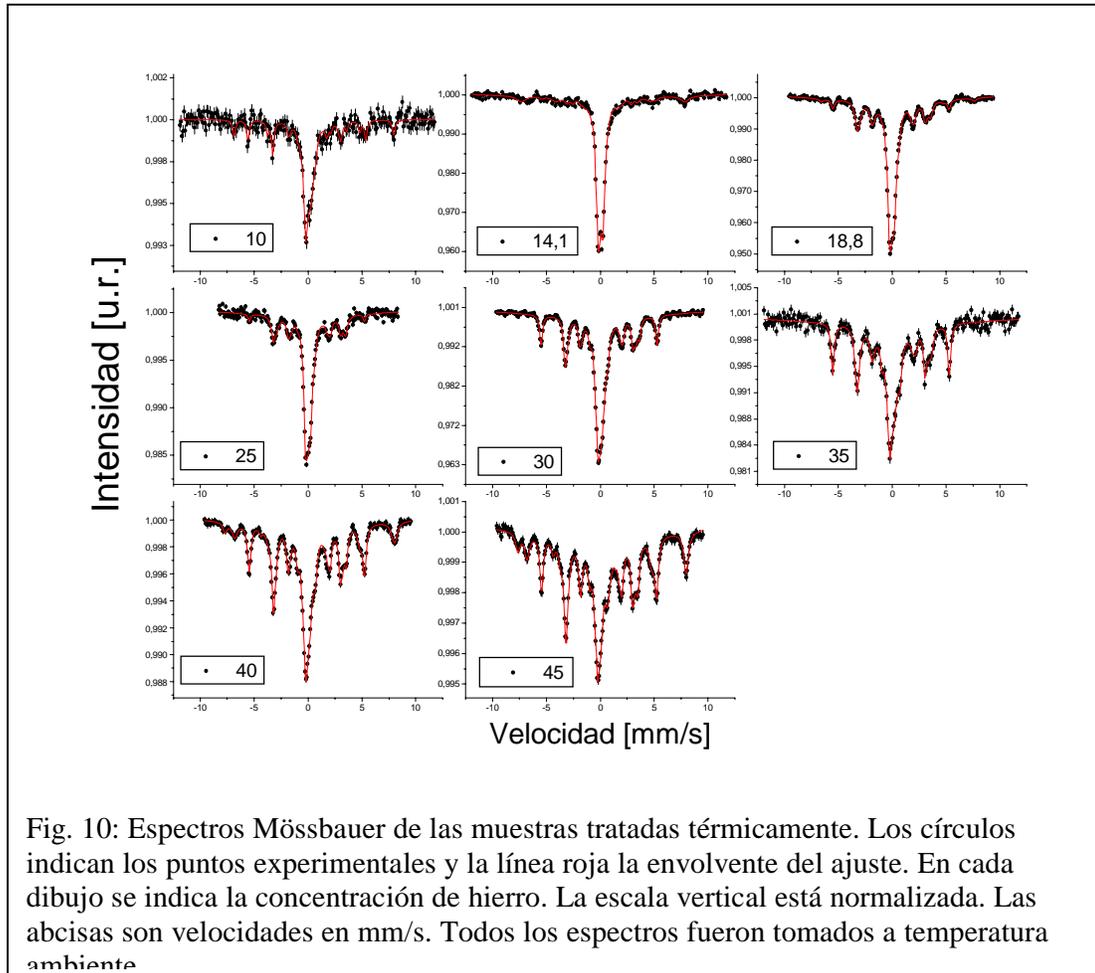
que

$$\frac{\Omega}{\Omega_0} = 1 - 0,048 = 0,952, \text{ y como}$$

$$\frac{\Omega}{\Omega_0} = \left(\frac{a}{a_0} \right)^{1/3} = 0,952^{1/3} = 0,98, \text{ con } a_0 \text{ el parámetro de red del sistema no comprimido. Esto}$$

significa que la disminución del corrimiento isomérico observada correspondería a una disminución del parámetro de red del 2 %, comparado con el valor aceptado para el γ -Fe (0,36467 nm). A pesar que la disminución promedio del parámetro de red a es de 0,4 %, el cálculo da la tendencia correcta.

contribuciones de los óxidos en una sola⁵, y las del carburo⁶ en otra) cambia con la concentración. La contribución del doblete disminuye sensiblemente con el aumento de la cantidad de hierro. Cae desde un valor máximo de 62 % (en $x = 14,1$ %) a 18,8 % (en $x = 45$ %). En cambio, el carburo da cuenta de alrededor de un 30 % del espectro en las muestras con $x \geq 18,8$ %. Los óxidos no aparecen en todas las muestras, pero a pesar de eso el diagrama sugiere que su abundancia aumenta con la concentración. Al no



aparecer sistemáticamente hemos decidido que se trata de un contaminante casual de

⁵ El resultado del ajuste nos permite adscribir los dos sextetes a la magnetita (Fe_3O_4), que posee dos sitios, con $B_{\text{hf}} = 49$ y 46 T y $\delta = 0,26$ y $0,67$ mm/s, y es ferrimagnética hasta 850 K. Datos tomados de [Bowen 1993]. En el caso de las muestras con $x = 10$ y $18,8$ sólo hemos podido ajustar un sextete de B_{hf} alto, tal vez debido a la poca área relativa de este sitio.

⁶ El carburo de Häag tiene dos sitios distintos en una relación 2:1, con campos un tanto diferentes ($B_{\text{hf}} = 18,5 \pm 0,2$ T y $\delta = 0,17 - 0,2$ mm/s para el sitio I; y $21,6 \pm 0,2$ T y $\delta = 0,23$ mm/s para el sitio II). La cementita tiene un campo de $20,7$ T y $\delta = 0,18$ mm/s (promedio de ambos sitios) a temperatura ambiente. Datos tomados de [Le Caër 1976].

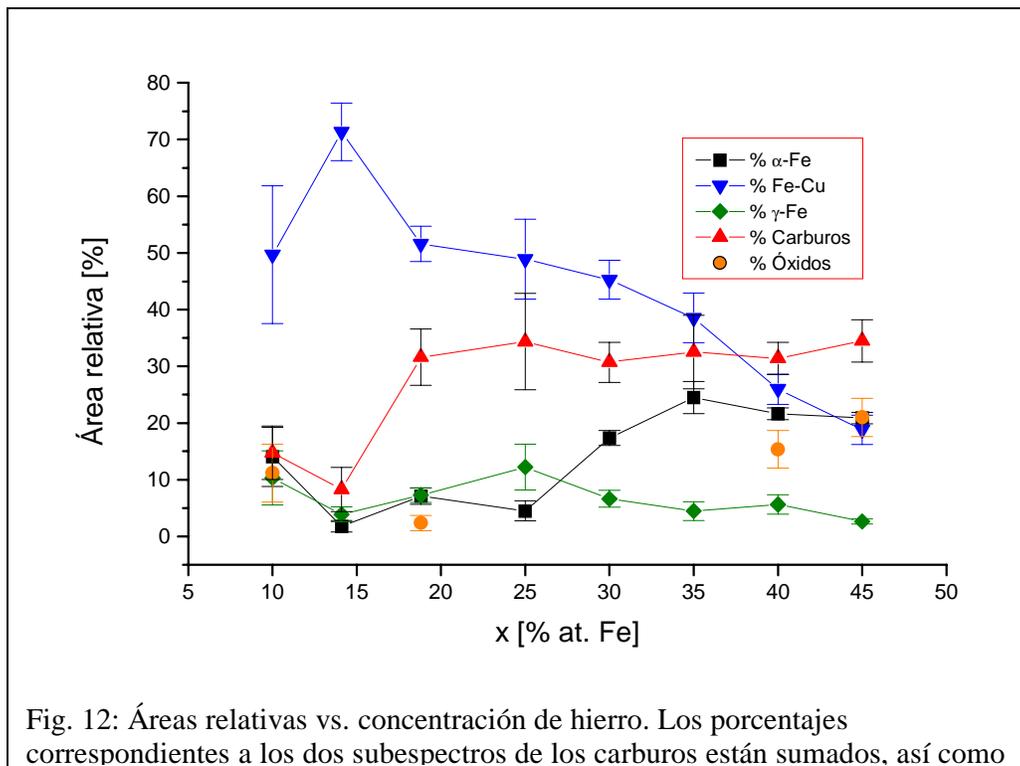
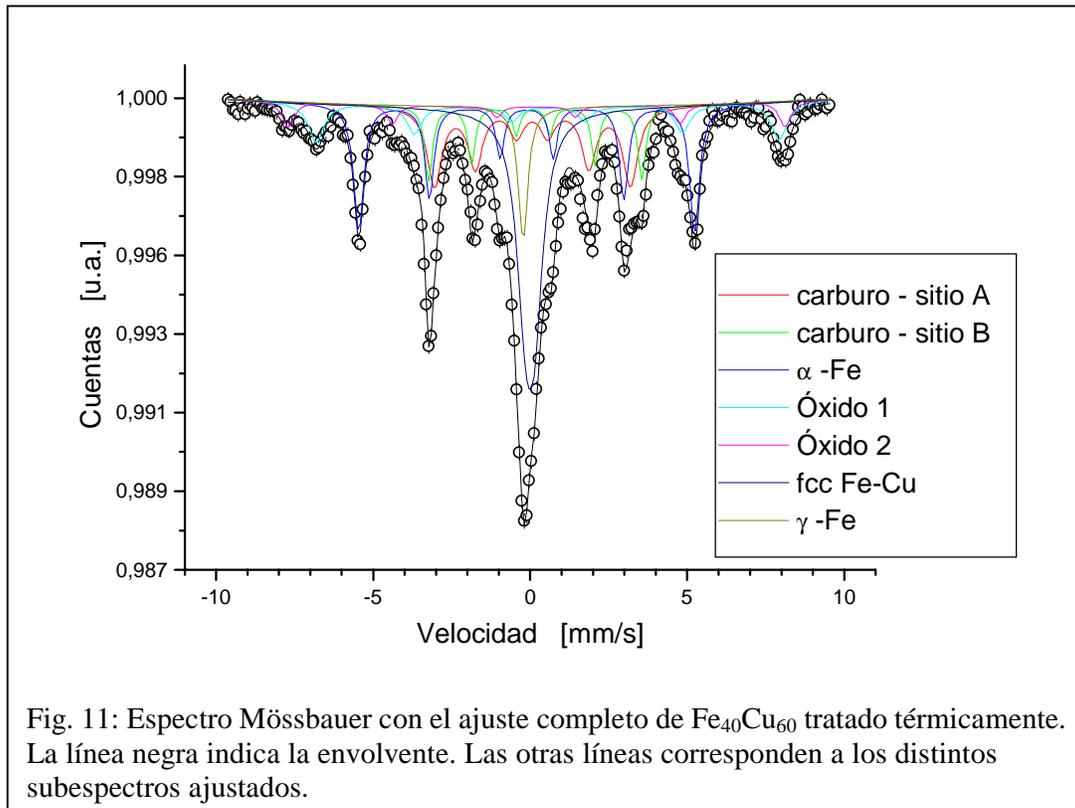
algunas de las muestras. Esto se ve reforzado por tratarse de magnetita, quien se forma en ambientes pobres en oxígeno. El γ -Fe no pasa de un 12 % del espectro como máximo (en la muestra con $x = 25$ %), y va disminuyendo levemente con el aumento de la concentración de hierro. El α -Fe va creciendo en importancia, hasta llegar a ser un 21 % del espectro (en $x = 40$ %). Es decir, que con el aumento de la concentración, los sitios de la aleación fcc Fe-Cu se despueblan en favor del carburo, el hierro bcc y los óxidos. El γ -Fe disminuye su participación hasta desaparecer para $x = 45$ %.

Sitio	α -Fe		Carburo A		Carburo B		Óxido 1		Óxido 2	
	B_{hf}	δ	B_{hf}	δ	B_{hf}	δ	B_{hf}	δ	B_{hf}	δ
10	339,712 _{1,576}	-0,003 _{0,022}	189,63 _{5,825}	0,025 _{0,068}	213,115 _{4,754}	0,242 _{0,57}	-	-	460,528 _{1,941}	0,636 _{0,025}
14,1	329,981 ₀	0,0 ₀	167,32 _{3,788}	0,241 _{0,05}	202,03 _{4,756}	0,249 _{0,061}	-	-	-	-
18,8	334,387 _{1,073}	0,002 _{0,015}	191,983 _{1,646}	0,165 _{0,013}	212,473 _{1,15}	0,228 _{0,012}	-	-	441,121 _{2,963}	0,706 _{0,041}
25	331,649 _{1,838}	-0,009 _{0,027}	185,644 _{2,624}	0,18 _{0,021}	208,772 _{1,69}	0,22 _{0,014}	-	-	-	-
30	334,606 _{0,301}	-0,006 _{0,004}	197,95 _{0,909}	0,188 _{0,007}	217,027 _{0,752}	0,221 _{0,007}	-	-	-	-
35	336,277 _{0,518}	0,007 _{0,007}	203,267 _{2,593}	0,209 _{0,023}	220,102 _{2,357}	0,244 _{0,027}	-	-	-	-
40	332,154 _{0,344}	-0,006 _{0,005}	193,843 _{1,078}	0,173 _{0,01}	210,887 _{0,633}	0,233 _{0,007}	491,41 _{1,979}	0,304 _{0,026}	457,943 _{1,553}	0,677 _{0,022}
45	331,831 _{0,359}	-0,002 _{0,005}	195,73 _{1,363}	0,164 _{0,013}	207,736 _{0,719}	0,225 _{0,009}	485,04 _{1,995}	0,258 _{0,023}	458,508 _{1,624}	0,704 _{0,019}

Tabla I: Campos magnéticos hiperfinos (B_{hf}) y sus corrimientos isoméricos (δ) obtenidos. En subíndice el error correspondiente. El valor cero indica que se fijó el valor para el ajuste

Concentración	Solución sólida Fe-Cu		γ -Fe
	Δ [mm/s]	δ [mm/s]	δ [mm/s]
10	0,396 _{0,083}	0,204 _{0,059}	-0,13 _{0,019}
14,1	0,406 _{0,01}	0,151 _{0,009}	-0,164 _{0,03}
18,8	0,326 _{0,012}	0,143 _{0,011}	-0,167 _{0,006}
25	0,281 _{0,037}	0,2 _{0,034}	-0,128 _{0,013}
30	0,296 _{0,024}	0,137 _{0,016}	-0,141 _{0,007}
35	0,296 ₀	0,125 _{0,028}	-0,133 _{0,018}
40	0,292 _{0,03}	0,1 _{0,026}	-0,119 _{0,016}
45	0,201 _{0,113}	0,073 _{0,016}	-0,153 _{0,011}

Tabla II : Parámetros hiperfinos del doblete y el singlete. En subíndice el error correspondiente.



4. Discusión

El tratamiento térmico a 300 °C durante 24 horas provee la energía térmica que favorece la difusión de los elementos. Esto produce una relajación de los defectos, como confirman las medidas de resistividad pura. También se produce la migración del hierro y el carbono. Sabemos que debido al calor positivo de mezcla del hierro y el cobre, la aleación obtenida es metaestable. Tanto nuestros resultados como la literatura existente dan cuenta de que por encima de 300 °C comienza la destrucción de la aleación Fe-Cu, es decir que la segregación de fases empieza a ser evidente. Si aumentamos la temperatura, el sistema se segrega casi por completo en Cu y α -Fe macroscópico. El camino de los electrones de conducción ya no tendría suficientes entes dispersores como para que el efecto magnetoresistivo gigante aparezca o sea relevante. Esto lo hemos visto reflejado en la magnetoresistividad, ya que las muestras tratadas por encima de los 350 °C no presentan MRG.

La aparición de un carburo del hierro es evidente en los espectros Mössbauer, y da cuenta de un 30 % de los átomos de Fe. La solubilidad del carbono en el cobre es muy baja (0,04 %, [Massalski 1990]), por lo que al hacer el tratamiento térmico se facilita la expulsión del C hacia los bordes de grano o hacia las interfases con los clusters ricos en hierro. Los átomos de carbono que migran hacia las interfases formarán carburos con los átomos de hierro de esos clusters. La solubilidad del C en Fe también es baja, pero al existir compuestos metaestables en las zonas ricas en hierro pueden producirse carburos. También los carbonos ubicados en los bordes de grano de la solución sólida fcc pueden formar carburos con los átomos de hierro de esos bordes. De cualquier manera, no se encuentran en tamaños suficientemente grandes como para ser detectables por difracción de rayos X. Como el parámetro de red de la fase fcc es menor que el de las muestras crudas, pero mayor que el de una dilución simple Fe-Cu, existe la posibilidad de que los carburos o átomos de carbono estén colaborando en mantener la

distorsión en la red, a pesar de la relajación de defectos. El carburo, según los espectros Mössbauer pueden ser del tipo del carburo de Häag y el Fe_3C , que son magnéticos hasta ≈ 500 K. Esta componente contribuye a que en las medidas de susceptibilidad aparezca superpuesta una línea ascendente a la respuesta de los clusters libres (el pico en la susceptibilidad).

Otro efecto del tratamiento térmico es la precipitación de α -Fe. En los espectros Mössbauer aparece con una contribución creciente, que se observa también por DRX. También esta componente de las muestras puede ser responsable del ferromagnetismo visible en las medidas magnéticas. Este α -Fe puede ser el resultado de la difusión promovida por el tratamiento térmico. Recordando que nuestras muestras son metaestables, que es el resultado de haber “congelado” grupos de átomos en sus posiciones, coherentes con la matriz fcc. Estos clusters, originalmente fcc en las muestras crudas, pueden haber “expulsado” al Cu de su interior, refinándose en átomos de Fe. Estos pueden haber crecido en tamaño como para hacer viable la transformación martensítica fcc \rightarrow bcc, formándose así clusters de α -Fe. De esta manera los clusters estarán constituidos por una “cáscara” fcc-Fe-Cu, y un “carozo” de α -Fe.

El γ -Fe es otro producto del tratamiento térmico. Su contribución cae desde un 10 % hasta 2,6 % para $x = 45$ % at.. En los difractogramas no es visible, bien debido a que su parámetro de red es $a = 0,36467$ nm, por lo que se vería enmascarado por la aleación fcc Fe-Cu, bien porque los precipitados son pequeños y contienen pocos planos atómicos. Puede haber ocurrido también que gracias al tratamiento térmico, los átomos de hierro dispersos en la matriz fcc hayan migrado y formado pequeños cúmulos de hierro, pero no en cantidad suficiente como para perder la coherencia con la matriz fcc.

La aleación fcc Fe-Cu cae con el aumento en la concentración. Es la parte mayoritaria de las sondas de Fe, excepto en las de $x = 40$ y 45 %. Esta descripción es

compatible con nuestra visión de grupos de clusters de tamaño aproximadamente constante, como se discutió en el capítulo I. Recordamos que en las muestras crudas concluíamos que el aumento en la concentración de hierro resultaba en el aumento de la cantidad de clusters ricos en Fe. Cuando hacemos el tratamiento térmico facilitamos la unión de esos clusters, en la medida en que se encuentren suficientemente próximos. Si varios clusters están próximos, al expulsar a los átomos de cobre debido a la difusión, crean una zona donde es factible la transformación fcc→bcc, y por tanto se forma un “carozo” de α -Fe. En las interfases tenderán a formarse los carburos con los átomos de C expulsados de la matriz. Es menos factible que se forme el γ -Fe en las muestras de concentración alta, debido a que hay poco espacio intercluster donde puedan estar átomos de Fe aislados que lo generen, o bien como la disponibilidad de interfases es mayor, esos átomos de Fe migrarán hacia sitios de α -Fe o carburos.

Con este cuadro las interacciones magnéticas resultan complejas. El carburo y el α -Fe son ferromagnéticos hasta más allá de la temperatura ambiente; los restos de clusters fccFe-Cu permanecerán magnéticos y los óxidos son ferrimagnéticos. Como el efecto MRG sigue siendo máximo para la concentración $x = 20\%$ y la magnetoresistividad $\Delta\rho$ de las muestras Fe-Cu tratadas térmicamente cae, respecto a las crudas, pensamos que las razones para esto pueden ser tres:

- las interacciones magnéticas múltiples “endurecen” la respuesta magnética de los clusters al campo magnético externo;
- los clusters incrementan su tamaño;
- el scattering dependiente del espín originado en las interfases es menor, por la menor rugosidad de los clusters.

Esta última es coherente con lo observado en los otros trabajos, donde se veía que $\Delta\rho$ era menor luego del tratamiento térmico, y las interacciones magnéticas no eran tan complejas.

Así, podemos aseverar que la magnetoresistividad gigante en las muestras Fe-Cu tratadas térmicamente es producida por la fase fcc-FeCu, que se encuentra mayoritariamente en las interfases de los clusters.