

Facultad de Física. Universidad de Barcelona

Contribución al estudio de
las aleaciones de Cu-Zn-Al
mediante calorimetría y
emisión acústica

Autora: Carlota Eugenia Auguet Sangra

5.3. Muestras con precipitados de fase γ .

Dado el interés de la introducción de nuevas fases en la matriz, puesto que permite la modificación de las propiedades de memoria de forma, se ha realizado un estudio dilatométrico de los mecanismos de nucleación y crecimiento isotérmico de γ en β , comparando los efectos de los tres tratamientos térmicos descritos en 4.2.1., y a continuación se han estudiado calorimétricamente las modificaciones introducidas en los procesos $\beta \rightleftharpoons m$ a partir de uno de ellos (TTB). Queda abierto el estudio de las modificaciones introducidas a partir de los otros dos.

5.3.1. Estudio de la cinética de crecimiento de fase γ mediante dilatometría.

En la Figura 5.3.1 se presentan las curvas dilatométricas (elongación del material vs. tiempo de plateau isotérmico) para los tres tratamientos térmicos analizados. Dichas curvas no son representativas durante los primeros 100/150 segundos, que es el tiempo necesario para estabilizar el sistema de control de la temperatura en el dilatómetro.

En las Figuras 5.3.2 a 5.3.4, imágenes obtenidas por SEM, se observa la distribución de precipitados obtenida para tiempos de plateau de 300 s para los tres tratamientos térmicos.

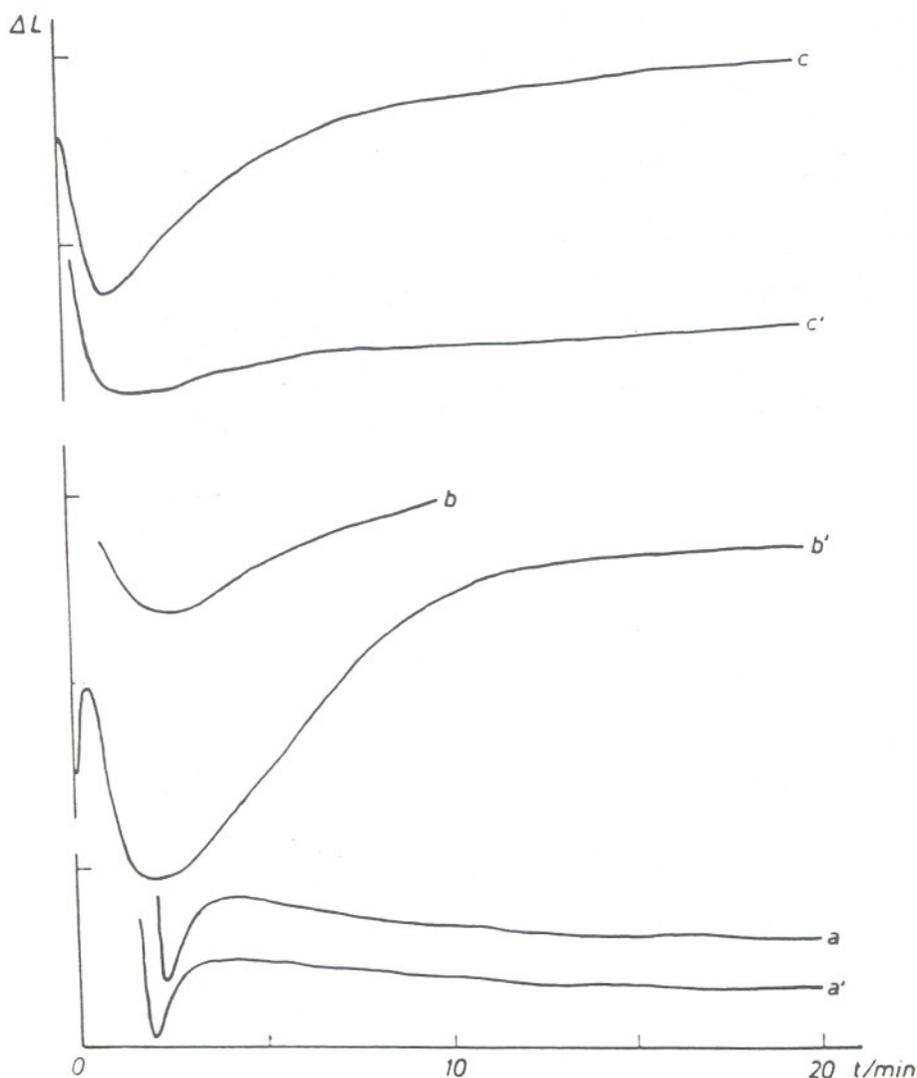


Figura 5.3.1: curvas dilatométricas correspondientes a los tres tratamientos térmicos analizados. a, b, y c corresponden al "plateau" de 670 K para TTA, TTB y TTC respectivamente. a', b' y c' corresponden al "plateau" de 570 K para TTA, TTB y TTC respectivamente. (ΔL : unidades arbitrarias).

De los tres tratamientos térmicos, el TTB es el que produce un crecimiento de fase γ más rápido durante el "flash heating". Por esta razón, y debido a la ausencia de significado de las curvas dilatométricas para tiempos inferiores a 150 s, se han hecho observaciones SEM para una serie de muestras con tiempos de "flash heating" más cortos.

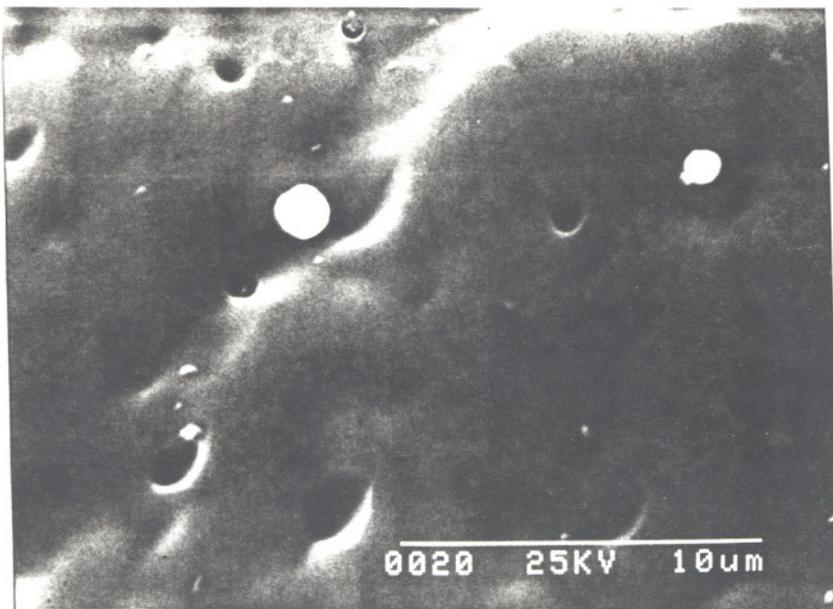


Figura 5.3.2:
distribución de
precipitados obtenida
por SEM después de
300 s a 670 K para TTA.

x3000

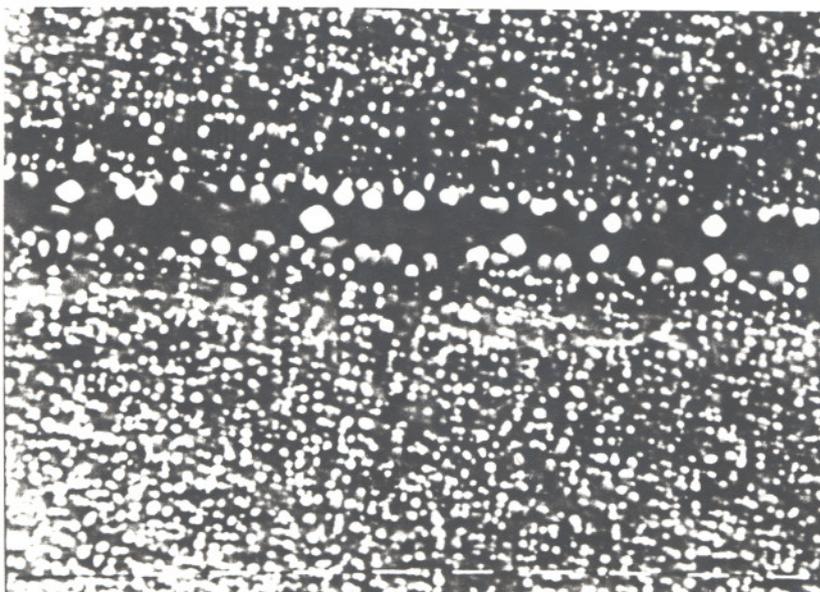


Figura 5.3.3:
distribución de
precipitados obtenida
por SEM después de
300 s a 670 K para TTb.

x5000

10 μ m

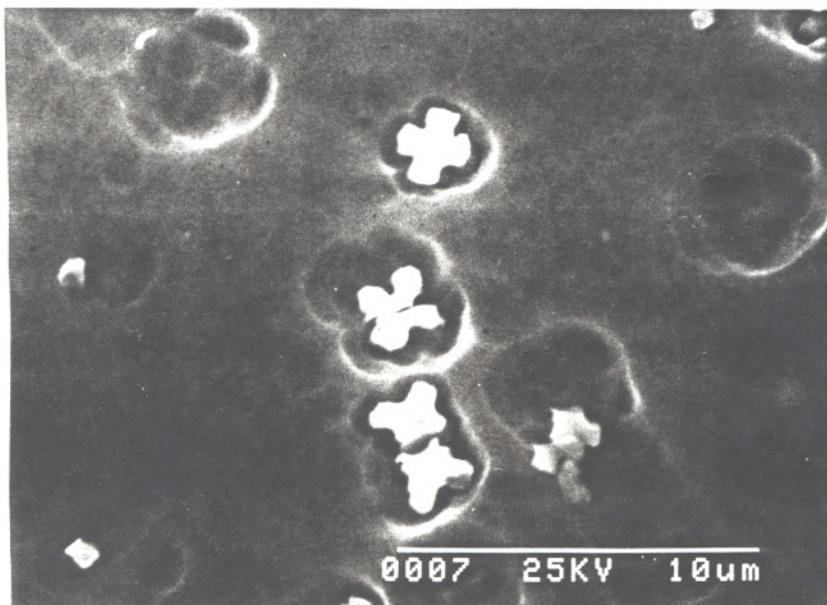


Figura 5.3.4:
distribución de
precipitados obtenida
por SEM después de
300 s a 670 K para TTC.

x3000

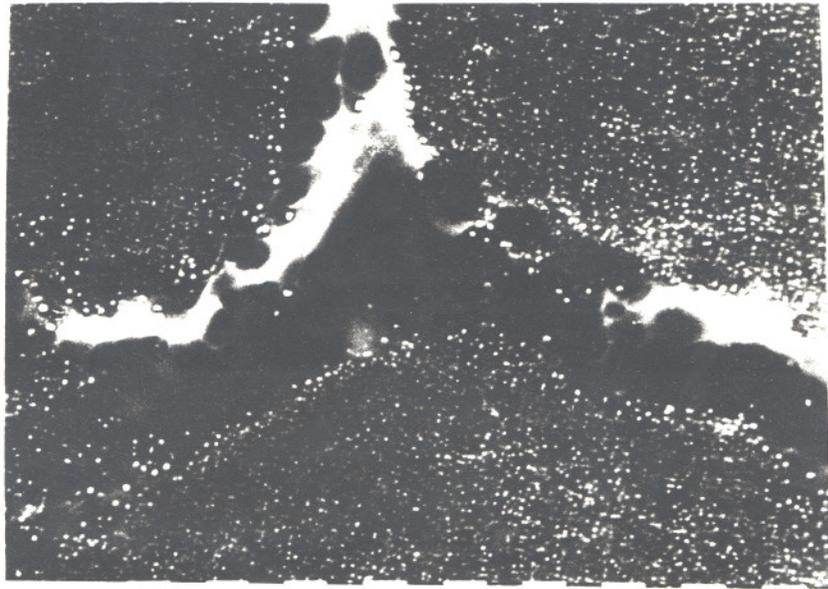
a 670 K. En las Figuras 5.3.5 a 5.3.8 se presentan las imágenes obtenidas de distribuciones correspondientes a $t^* = 20, 40, 60$ y 100 s.

Observando las curvas dilatométricas, al comparar los tratamientos térmicos TTA y TTB (correspondientes a a, a' y b, b' respectivamente), es evidente la existencia de dos tipos distintos de cinética de crecimiento.

Para las muestras sometidas a TTA, la nucleación de fases de equilibrio (en particular, de fase γ) tiene lugar siguiendo el mecanismo habitual que implica un tamaño de núcleo crítico y un posterior crecimiento de este núcleo inicial. Esto explica el hecho de que, para un tiempo de plateau dado, se encuentran precipitados de tamaños distintos (Figura 5.3.2).

En el caso de TTB, en que la muestra se deja a temperatura ambiente después de un templado desde 770 K, la matriz β contiene una distribución de precipitados "tipo - γ " de densidad y tamaño más o menos uniforme. De hecho, hay zonas libres de precipitados siguiendo los límites de subgranos, dominios de antifase y, en general, rodeando las dislocaciones, y también se observa que los precipitados próximos a estas zonas son de mayor tamaño (ver Figura 5.3.3) [5.45].

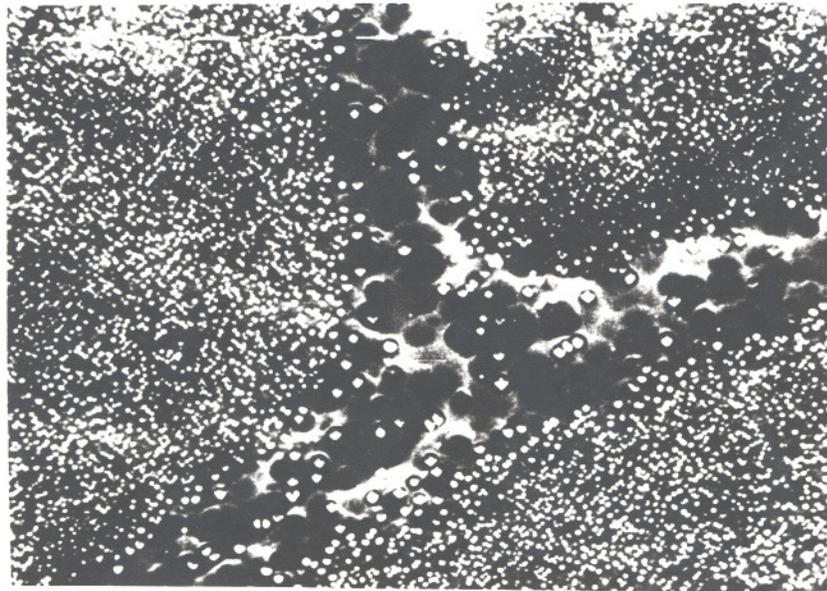
Para minimizar estas diferencias hemos utilizado, en TTB, una temperatura T_q de "quenching" (templado) inferior a



x 5000

10 μm

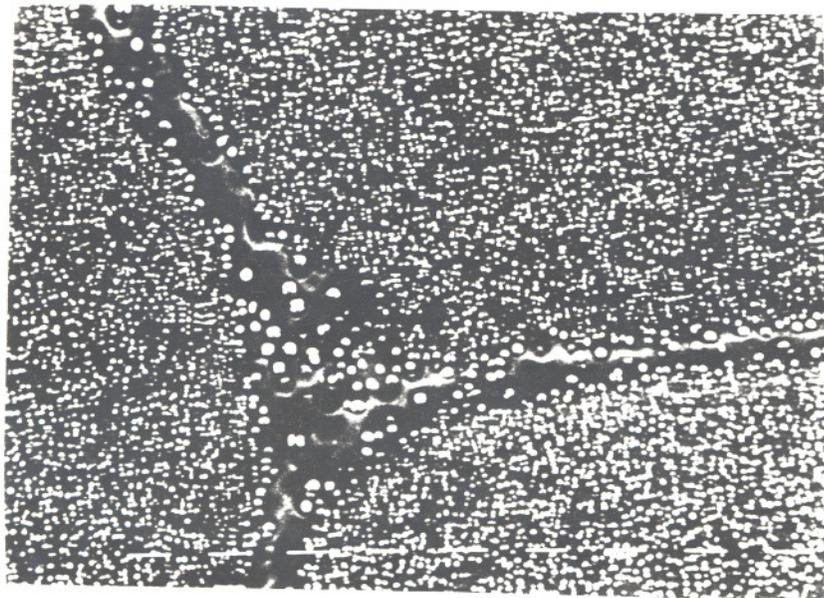
Figura 5.3.5: distribución de precipitados obtenida por SEM después de 20 s a 670 K para TTb.



x 5000

10 μm

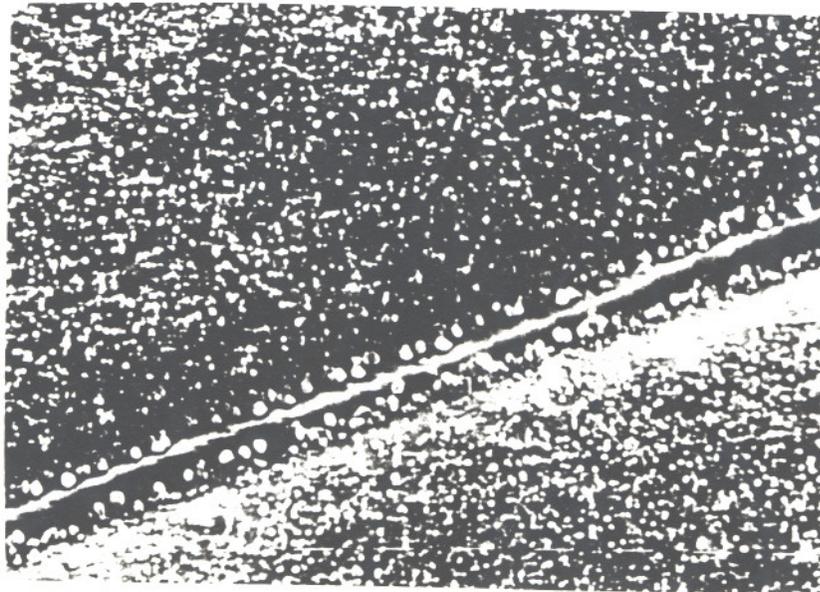
Figura 5.3.6: distribución de precipitados obtenida por SEM después de 40 s a 670 K para TTb.



x 5000

10 μ m

Figura 5.3.7: distribución de precipitados obtenida por SEM después de 60 s a 670 K para TTB.



x 5000

10 μ m

Figura 5.3.8: distribución de precipitados obtenida por SEM después de 100 s a 670 K para TTB.

la temperatura T_{cB2} para obtener grandes dominios de antifase que implican una distribución más uniforme de precipitados "tipo - γ ".

Al calentar, dichos precipitados evolucionan, y a partir de 500 K son ya precipitados γ en crecimiento. Así, después de un cierto tiempo a 670 K o 570 K, los precipitados han alcanzado un tamaño aproximadamente uniforme y tanto mayor cuanto mayor haya sido el tiempo de plateau.

Una primera conclusión, por tanto, es que las diferencias entre las curvas a,a' y b,b' son debidas esencialmente a la nucleación, que en el caso de TTB ya ha tenido lugar cuando comienza el "flash heating".

Por otro lado, el más rápido crecimiento de los precipitados γ para el TTB, como evidencian las observaciones por SEM, explica la aparente incoherencia entre las curvas b y b', en las que la pendiente inicial ($t \gg 120$ s) es inferior para la curva b que para la b'. Es decir, el mayor crecimiento de los precipitados para 670 K queda enmascarado por la estabilización del control de temperatura.

Para las muestras preparadas con TTC, la pendiente de las curvas dilatométricas es consistente con las diferentes velocidades de crecimiento, dependiendo de las temperaturas de "flash heating". Para este tratamiento térmico, las observaciones por SEM confirman la presencia de precipitados

del mismo tipo que los obtenidos después de un TTB, pero con menor densidad y mayor tamaño (comparar las imágenes de las figuras 5.3.3 y 5.3.4).

Si tenemos en cuenta que la pendiente de las curvas dilatométricas es significativa para el tercer tratamiento térmico, se puede pensar en este caso que el crecimiento también puede estar asociado a los precipitados "tipo γ " ya existentes en la matriz β a temperatura ambiente, pero con una densidad muy inferior.

Al comparar los tratamientos térmicos TTB y TTC, resulta evidente que las vacantes creadas con el templado juegan un importante papel en la nucleación de los precipitados γ , ya que el número de éstos es mucho mayor en las muestras que han sido sometidas a un TTB.

Sin embargo, con el subsiguiente crecimiento por "flash heating" son más grandes los precipitados crecidos mediante un TTC. Este hecho sugiere la existencia de un mecanismo de crecimiento que, a priori, no debería estar relacionado directamente con las vacantes formadas por templado.

En cualquier caso, los tratamientos térmicos del tipo TTC abren posibilidades de obtener precipitados de tamaño y distribución controlables. Por otro lado, queda evidente la necesidad de examinar en más detalle el papel de las velocidades de calentamiento/enfriamiento desde temperatura ambiente o desde T_q , en la obtención de distintas

distribuciones de precipitados.

Nosotros hemos realizado un estudio calorimétrico de la evolución de la transformación martensítica en muestras con precipitados γ introducidos mediante el TTB, con diferentes tiempos t^* , pues dicha modificación, controlada, implica la modificación del ciclo de histéresis γ , en consecuencia, del efecto memoria de forma.

5.3.2. Estudio calorimétrico de las transformaciones martensíticas en muestras con precipitados de fase γ .

Se han realizado entre 2 y 10 ciclos de transformación/retransformación para cada muestra con precipitados sometida al TTB (a partir de β estable se enfría hasta 770 K (180 s) y a continuación se temple en agua a 273 K. Posteriormente se somete la muestra a "flash heating" a 670 K o 570 K durante tiempos variables t^*), utilizando tiempos de flash heating a 670 K de 10 s, 20 s, 40 s, 60 s y 100 s, para comparar los resultados calorimétricos y acústicos entre sí, y asimismo con los de una muestra que no ha sido sometida al "flash heating" ($t^* = 0$ s), y con los de una muestra sometida a un TT1 standard (15' a 1120 K y dejar enfriar al aire).

Como en el caso de las muestras sometidas a ciclado sucesivo, se presentan las temperaturas de transformación, termogramas con diagramas de E.A., calor y variación de entropía, ciclos de histéresis de entropía normalizada en función de la temperatura, los términos elásticos y de

fricción y la tasa de E.A.

5.3.2.1. Temperaturas de transformación.

En la Tabla 5.3.1. se presentan las temperaturas de transformación, promediadas para los 2-5 ciclos registrados en cada caso), así como los valores respectivos de M_s^* , M_f^* en las que se ha desarrollado el 10% y 90% de la transformación directa respectivamente, y los de A_s^* y A_f^* en los que se ha desarrollado el 10% y el 90% de la inversa.

Se observa una evolución distinta de las temperaturas de transformación directa e inversa en función del tiempo de "flash heating".

TABLA 5.3.1.: Temperaturas de transformación (K).

TT/t*	M_s	M_f	A_s	A_f	M_s^*	M_f^*	A_s^*	A_f^*
TT1	267.5	236.0	241.0	275.0	261.5	247.5	254.0	265.0
0 s	261.5	231.5	242.5	268.5	253.5	239.0	250.0	260.5
10 s	249.5	227.5	232.5	254.0	242.0	230.5	240.0	247.5
20 s	254.0	229.5	233.5	254.0	243.0	232.5	241.0	248.0
40 s	240.0	223.0	273.5	294.0	234.0	225.5	278.0	287.0
60 s	227.5	213.5	269.5	291.5	223.0	217.0	275.5	286.5
100 s	214.0	200.5	252.5	283.5	211.5	205.5	260.5	277.0

Margen de error: ± 0.5 K

M_s y M_f decrecen al aumentar t^* en el rango estudiado, y los valores se mantienen siempre inferiores a los valores "standard". Para A_s y A_f se observa el mismo comportamiento

mientras $t^* \leq 20$ s. Para tiempos más elevados las temperaturas de la transformación inversa son muy superiores a los valores "standard".

En la Figura 5.3.9. se han representado los valores de M_s^* y A_f^* en función de t^* , y se aprecia claramente la diferencia de comportamiento en la evolución de dichas temperaturas a partir del intervalo de t^* entre 20 s y 40 s. Se han representado los valores de M_s^* y A_f^* por ser más representativos del proceso global.

En la Figura 5.3.10. se representan los termogramas correspondientes a las muestras estudiadas. Se aprecia claramente una disminución del área de los mismos a medida que t^* aumenta, así como la disminución drástica de la E.A., que se comentará en la sección 5.3.2.5. Asimismo se ha observado que en las muestras con precipitados pocos ciclos son suficientes para detectar una suavización de los termogramas.

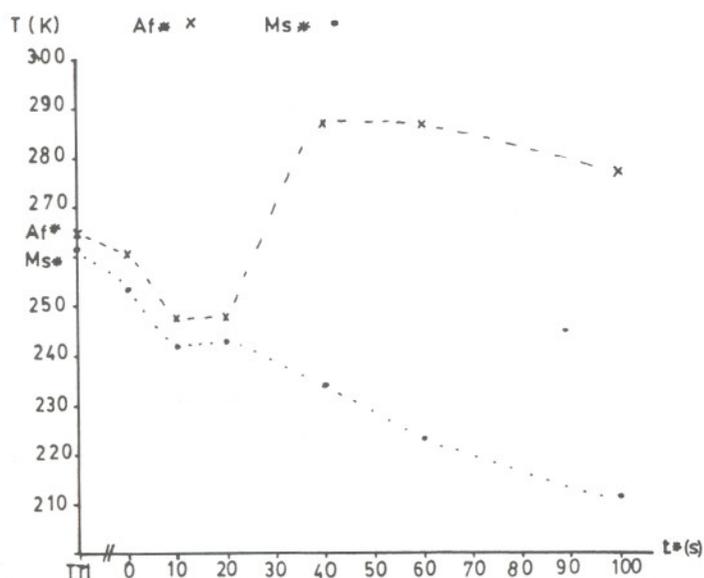


Figura 5.3.9: variación de M_s^* y A_f^* en función de t^* . (Se han unido los puntos para mayor claridad en la observación).

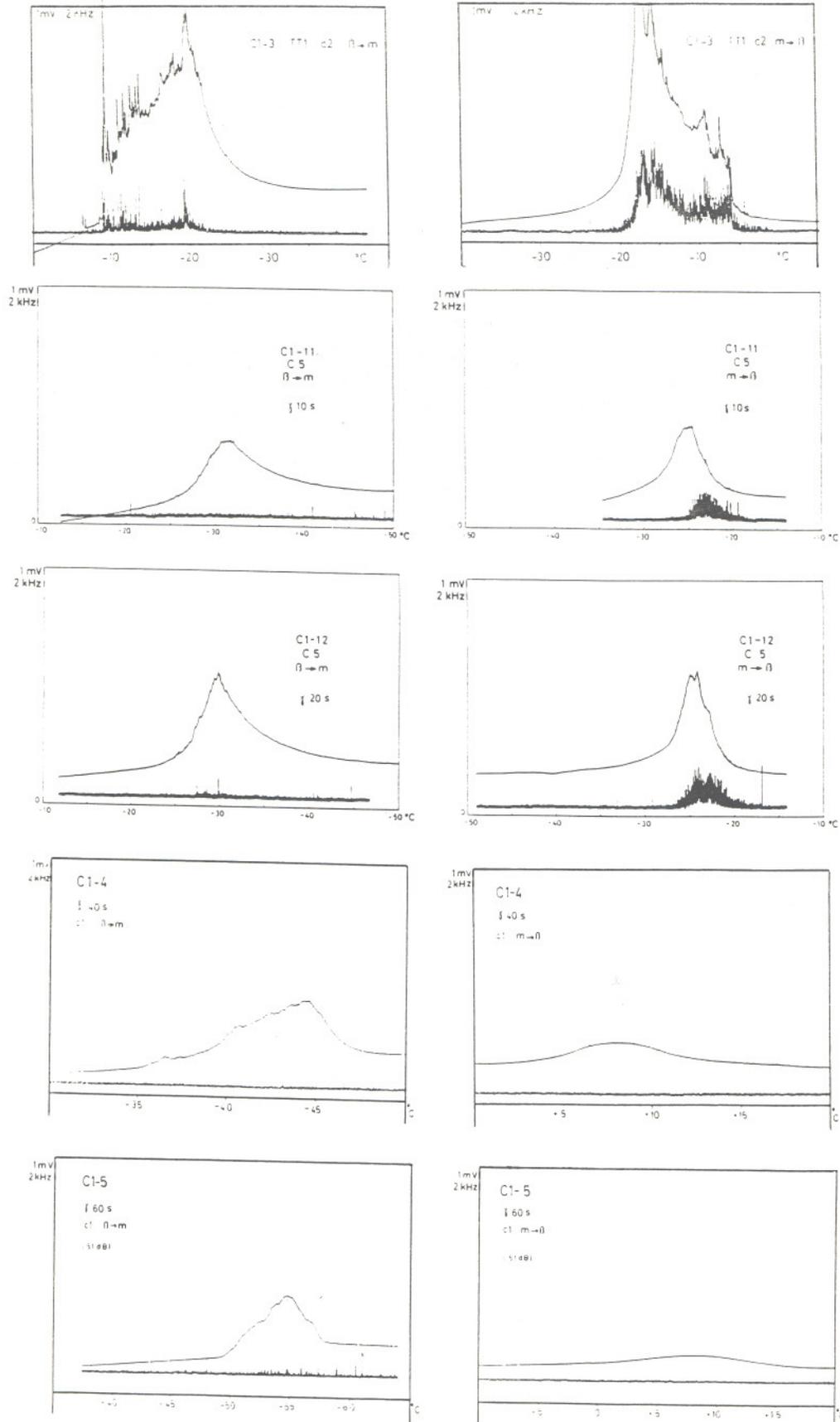


Figura 5.3.10: Secuencia de termogramas y tasa de E.A. (transformación directa e inversa) para TT1 y t^* crecientes.

5.3.2.2. Calor y variación de entropía.

Como en todos los casos se han realizado menos de 10 ciclos, se ha tomado el valor promedio del calor experimental medido y de la variación de entropía, puesto que no varían apreciablemente a lo largo de los mismos.

Designaremos por \bar{Q}' el promedio de los calores medidos en el proceso directo y el inverso, y análogamente $\bar{\Delta S}'$ la variación de entropía, ambos por unidad de masa de la muestra. En la tabla 5.3.2. figuran dichos valores para las muestras estudiadas, así como la fracción de masa transformada $X = \bar{\Delta S}'(t^*) / \bar{\Delta S}'(TT1)$ respecto al tratamiento "standard"; X en función de T está representada en la Figura 5.3.11.

TABLA 5.3.2. Margen de error: en $Q \pm 10$ J/mol
en $S \pm 0.04$ J/mol K

Muestra	TT/t*	\bar{Q}' (J/mol)	$\bar{\Delta S}'$ (J/mol K)	X	\bar{Q} (J/mol)
C1- 3	TT1	417	1.63	1.00	417
C1- 2	0 s	370	1.48	.91	407
C1-11	10 s	325	1.34	.82	396
C1-12	20 s	323	1.34	.82	394
C1- 4	40 s	189	.82	.50	377
C1- 5	60 s	151	.69	.42	360
C1 -6	100 s	167	.79	.48	347

Se aprecia una disminución de material transformado a medida que los precipitados crecen, como era de esperar de

la simple observación de la evolución de los termogramas, y asimismo hay un salto brusco en el intervalo entre $t^* = 20$ s y $t^* = 40$ s.

Los valores de \bar{Q} por unidad de masa transformada se obtienen dividiendo \bar{Q}' por X , y figuran también en la Tabla 5.3.2. La disminución del valor de \bar{Q} indica que, a pesar de que la disminución de cantidad de material transformado concuerda aproximadamente con la presencia de precipitados observada por TEM, debe considerarse la posibilidad de que, al igual que en el caso del ciclado sucesivo, $\int \delta Q/T$ no sea una buena aproximación a $\Delta S = \frac{\Delta H_{\text{quim}}}{T_0}$ si los procesos de fricción que implican disipación de calor son más importantes, además de cambios en el valor de ΔH_{quim} .

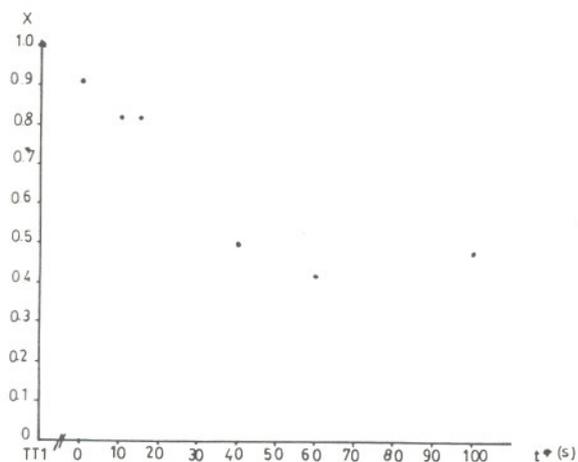


Figura 5.3.11: variación de la fracción de material transformado en función de t^* .
 $X = \frac{\Delta S'(t^*)}{\Delta S} \text{ (TT1)}$

5.3.2.3. Ciclos de histéresis.

La evolución de las temperaturas comentada en 5.3.2.1. se traduce en un ensanchamiento de los ciclos de histéresis. Como se observa en la Figura 5.3.12, para $t^* \leq 20$ s los ciclos se ensanchan respecto al "standard", y se desplazan globalmente a temperaturas más bajas. Para $t^* \geq 40$

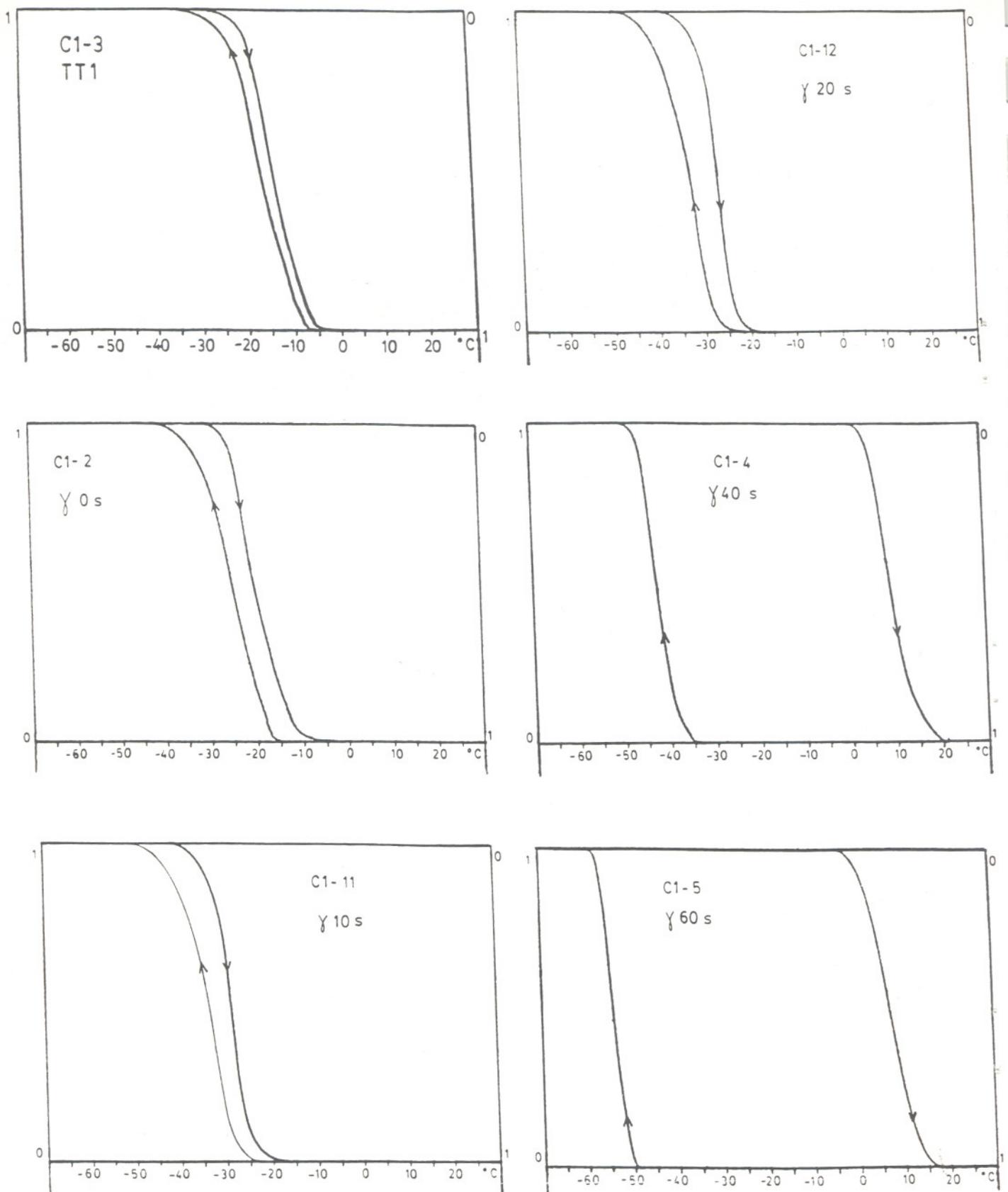


Figura 5.3.12: secuencia de ciclos de histéresis Q normalizado vs T para TT1 y t^* crecientes.

s se ensanchan mucho, desplazándose la transformación directa a temperaturas más bajas, y la inversa a temperaturas más elevadas que las del ciclo "standard". Como ya se ha comentado, dichos ensanchamientos implican un aumento importante en la energía de fricción, cuya evaluación se especifica en la sección 5.3.2.4., observándose un salto considerable a partir del intervalo de t^* entre 20 s y 40 s.

En la inclinación de los ciclos no se observa un salto brusco en el intervalo de t^* entre 20 y 40 s, lo que indica que la energía elástica almacenada no presenta una variación tan importante como la E_{fr} en función de t^* (sección 5.3.2.4.).

5.3.2.4. Evaluación de los términos elásticos y de fricción.

Para calcular la energía elástica almacenada, debemos hacer previamente una estimación adecuada de ΔH_{quim} .

Recordemos que la energía química liberada / absorbida en el proceso directo o el inverso se obtiene mediante la expresión:

$$\Delta H_{quim} = T_0 \cdot \overline{\Delta S}$$

donde $T_0 = (M_s + A_f) / 2$

Aunque se podría pensar que para cada muestra con precipitados podríamos obtener la energía química como:

$$\Delta H_{\text{quim}}(t^*) = T_0(t^*) \cdot \overline{\Delta S}'(t^*) / X$$

esta expresión no es correcta, pues T_0 no se puede ya identificar como $(M_s + A_f) / 2$, ya que dichos valores cambian debido a la presencia de los precipitados.

Tomando el T_0 propio de la transformación de la muestra de la misma composición, con el tratamiento "standard" TT1, $T_0 = 271 \text{ K}$, la energía química es $\Delta H_{\text{quim}} = 440 \text{ J / mol}$, y estos valores son los considerados para todos los casos.

La energía elástica almacenada en el proceso $\beta \rightleftharpoons m$, por unidad de masa transformada, viene dada por la expresión:

$$\Delta H_{\text{el}} = \Delta H_{\text{quim}} - \overline{Q}$$

En la Tabla 5.3.3. figuran los valores de ΔH_{el} para los casos estudiados, y en la Figura 5.3.13 se refleja la variación relativa de la misma respecto al tratamiento "standard". Como se observa, la energía elástica almacenada aumenta a medida que crecen los precipitados, pero mucho menos que la energía de fricción.

Hemos obtenido la energía de fricción para el ciclo completo, por unidad de masa transformada, para cada muestra mediante la expresión:

$$E_{\text{fr}} = \Delta T (0.5) \cdot \overline{\Delta S}' / X = \Delta T (0.5) \cdot \overline{\Delta S}(\text{TT1})$$

Los resultados figuran en la Tabla 5.3.3., y la representación gráfica de la variación relativa a la E_{fr} del TT1 se observa en la Figura 5.3.11.

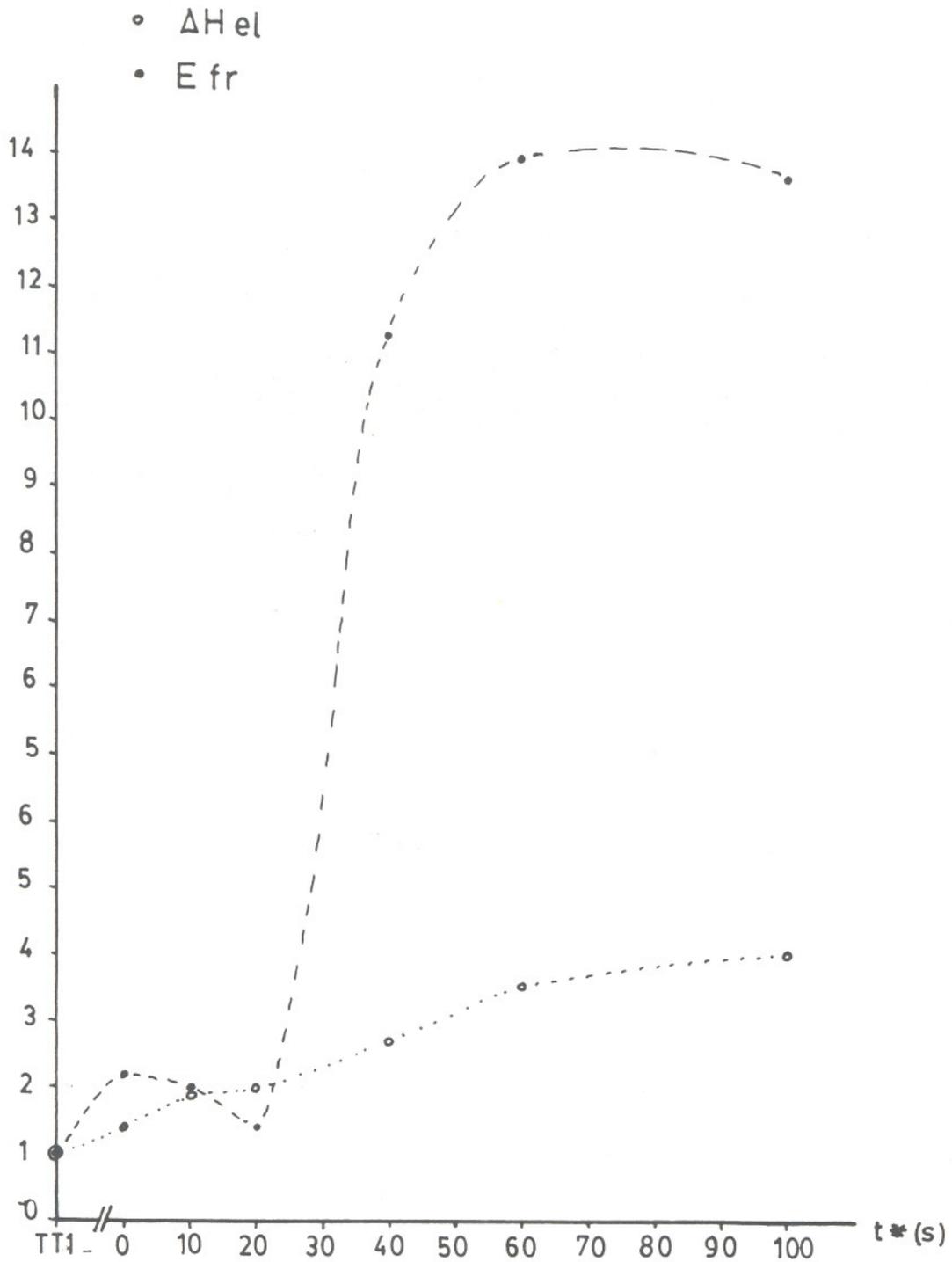


Figura 5.3.13: variación relativa de ΔH_{el} y E_{fr} .
 (Se han unido los puntos para mayor claridad en la observación).

Cuando se introducen los precipitados, sin el posterior "flash heating" (0 s), la E_{fr} aumenta respecto al TT1, pero para $t^* = 20$ s decrece algo, mientras que para $t^* \geq 40$ s aumenta bruscamente.

TABLA 5.3.3. Energías elástica y de fricción.

Muestra	TT/t*	ΔH_{el} (J/mol)	E fr (J/mol)
C1- 3	TT1	23	6
C1- 2	0 s	33	14
C1-11	10 s	44	13
C1-12	20 s	46	9
C1- 4	40 s	63	84
C1- 5	60 s	81	102
C1- 6	100 s	93	100

5.3.2.5. Emisión Acústica.

Los resultados de la E.A. registrada mediante el contador INSA figuran en las Tablas 5.3.4 y 5.3.5. Dado que para las muestras con $t^* \geq 40$ s la E.A. disminuye drásticamente, la amplificación de 47 dB no permite distinguir claramente la señal efectiva del ruido. Así pues, hasta $t^* = 40$ s se ha utilizado la misma amplificación que en todas las medidas realizadas en el presente trabajo, 47 dB, y a partir de $t^* = 40$ s (se ha repetido para este caso) se ha utilizado la amplificación de 53 dB. En la Tabla 5.3.4 figura también el cociente R entre el número de cuentas en la retransformación y el número de cuentas en el proceso directo, $N(m \rightarrow \beta) / N(\beta \rightarrow m)$.

Se observa que la relación R, para $t^* \leq 20$ s es siempre mayor que 1, presentando un máximo para $t^* = 0$ s. A partir de $t^* = 40$ s R decrece drásticamente, siendo mayor entonces

la E.A. registrada en el proceso directo.

TABLA 5.3.4: Número de cuentas $\times 10^3$. Contador INSA.

Amplificación: 47 dB

Muestra	TT/t*	n ciclo	N($\beta \rightarrow m$)	N($m \rightarrow \beta$)	R
C1-3	TT1	1	8	63	7.9
		2	6	55	9.2
C1-2	0 s	1	7	81	11.6
		2	3	59	19.7
		3	3	73	24.3
		4	3	60	20.0
		5	2	70	35.0
		6	2.5	34	13.6
C1-11	10 s	1	13	70	5.4
		2	6	27	4.5
		3	3	38	12.7
		4	3	28	9.3
		5	1	16	16.0
C1-12	20 s	1	10	100	10.0
		2	5	75	15.0
		3	3	47	15.7
		4	2	36	18.0
		5	3.5	35	10.0
C1-4	40 s	1	1	1	1.0
		2	1	1	1.0

TABLA 5.3.5: Número de cuentas $\times 10^3$. Contador INSA.

Amplificación: 53 dB.

Muestra	t^*	n ciclo	N ($\beta \rightarrow m$)	N ($m \rightarrow \beta$)	R
C1-4	40 s	3	3	3	1.0
C1-5	60 s	3	4	2	0.5
		5	4	2	0.5
C1-6	100 s	5	10	2	0.2

Asimismo se observa que para $t^* \ll 20$ s la E.A. decrece notablemente en el segundo ciclo (para seguir decreciendo, en general, de manera más continua en los siguientes), y especialmente en el proceso directo en el cual se reduce a la mitad.

5.3.2.6. Discusión.

En todos los aspectos estudiados, excepto en la evolución de la energía elástica almacenada, se ha detectado un cambio brusco de las muestras con precipitados entre las sometidas a tiempos de "flash heating" $t^* \ll 20$ s y las sometidas a $t^* \gg 40$ s.

Atribuimos dicho cambio de comportamiento al hecho de que en el intervalo de t^* entre 20 s y 40 s probablemente tenga lugar un cambio en la coherencia de los precipitados (coherentes a semi-coherentes). Esto implicaría una modificación del campo de esfuerzos entre los precipitados y

la matriz los cuales afectan la interacción entre la fase matriz y la martensita. El aumento significativo de la energía de fricción para $t^* > 40$ s puede atribuirse a este hecho y al mayor tamaño de los precipitados.

En cuanto a la E.A., debe señalarse que la menor actividad acústica para las muestras con precipitados no puede ser atribuida a un aumento significativo de la atenuación de las ondas ultrasonoras debido a la presencia de los precipitados [5.46], sino que debe relacionarse directamente con los mecanismos de la transformación (mecanismos de interacción precipitados- transformación). En este sentido, el comportamiento seguido por la actividad acústica concuerda con las observaciones ópticas de la transformación en las que se ha verificado que las placas de martensita presentan un tamaño inferior a $1/5$ del tamaño de las placas "standard". Dicha disminución de tamaño implica, en promedio, señales de E.A. de menor amplitud.

Para $t^* > 40$ s la amplitud de las señales cae al nivel del ruido experimental. El cambio de coherencia y/o el aumento de fricción produce también señales de menor amplitud.

El cambio de comportamiento de la relación R entre $t^* < 20$ s y $t^* > 40$ s, así como la drástica disminución de la E.A. en estos últimos, nos indica también que la interacción de los precipitados con la transformación produce un efecto diferente que con la retransformación.

En estudios anteriores realizados para $t^* > 180$ s [5.47] se obtuvieron ciclos de histéresis desplazados hacia temperaturas más elevadas y más inclinados que para los sometidos al tratamiento térmico "standard" (TT1). Este comportamiento se explica por una mayor presencia de precipitados de fase γ que induce cambios en la composición de β desplazando M_s hacia temperaturas altas y también gradientes en la concentración de β que producen el aumento de $\Delta M = M_s - M_f$ y $\Delta A = A_f - A_s$.

En nuestro caso ($t^* < 100$ s), como se ha dicho, M_s es siempre inferior al valor "standard" y no se observa una variación tan importante de los ciclos de histéresis; por tanto, el comportamiento observado no puede ser atribuido a las causas mencionadas anteriormente, sino que debe relacionarse con una estabilización relativa de la fase β respecto a la martensita. Esta estabilización relativa podría ser atribuida a una nueva ordenación en la fase β con participación de las vacantes introducidas con el templado.

También se observa un descenso de M_s en las muestras templadas directamente desde la fase β [5.48]. Sin embargo, en nuestro caso el desplazamiento de M_s es un efecto permanente, mientras que para las muestras templadas dicho efecto es transitorio, ya que un envejecimiento a temperatura ambiente produce un aumento del orden que conduce a un aumento de M_s hasta alcanzar su valor "standard" [5.49, 5.50].

REFERENCIAS

- [5.1] C. Picornell, C. Seguí, V. Torra, C. Auguet, Ll. Mañosa, E. Cesari, R. Rapacioli. *Thermochim. Acta* 106 (1986), 209.
- [5.2] J. Ortín, A. Planes. "Thermodynamic analysis of thermal measurements in thermoelastic martensitic transformations". *Acta Met. Overview n°67* (1988). En prensa.
- [5.3] H.C. Tong, C.M. Wayman. *Acta Met.* 22 (1974), 887.
- [5.4] R. Rapacioli, M. Ahlers. *Acta Met.* 27 (1979), 777.
- [5.5] J.L. Macqueron, R. Rapacioli, G. Guénin, A. Planes. *Proc. of Phase Transformations'87*. Cambridge (UK). The Institute of Metals, 1988. En prensa.
- [5.6] M. Mantel, R. Rapacioli, G. Guénin. *Proc. of Int. Conf. on Martensitic Transformations* (1986), p. 880. JIM. Nara, Japón.
- [5.7] R. Rapacioli, G. Guénin, J.L. Macqueron. *Proc. of Int. Conf. on Martensitic Transformations* (1986), p. 204. JIM. Nara, Japón.
- [5.8] C. Picornell, C. Seguí, V. Torra, R. Rapacioli. "Nucleation of thermoelastic martensitic transformation in Cu- Zn- Al alloys". *Scripta Met.* n° 312.177. En prensa.
- [5.9] J. Muntasell, J.L. Tamarit, E. Cesari, J.M. Guilemany, J. Gil, J.R. Miquel. *Proc. of 14 èmes JEEP*, 1988, Montpellier, France, p. 237.
- [5.10] J.L. Macqueron, Ll. Mañosa. *MES de la Révue de*

- Métallurgie 9, Sept. 1987, p. 494. SFM, Paris.
- [5.11] Ll. Mañosa, A. Planes, E. Cesari. Non- Destructive Testing (1988). Ed. M. Farley y R. Nichols. (Oxford: Pergamon). En prensa.
- [5.12] C. Picornell, C. Seguí, V. Torra, F.C. Lovey, R. Rapacioli. Thermochim. Acta 113 (1987), 171.
- [5.13] F.C. Lovey, J. Ortín, V. Torra. Phys. Lett. 121A (1987), 352.
- [5.14] A. Planes, J.L. Macqueron, J. Ortín. "Energy contributions in the martensitic transformation of shape memory alloys". Phil. Mag. A. En prensa.
- [5.15] H. Pops, T.B. Massalski. Trans. TMS- AIME 230 (1965), 1662.
- [5.16] J. Ortín, A. Planes. "Thermodynamic calculation of the energy contribution in solid- state". Proc. of Phase Transformations'87. Cambridge (UK). The Institute of Metals, 1988. En prensa.
- [5.17] J. Baram, Y. Gefen, M. Rosen. Scripta Met. 15 (1981), 835.
- [5.18] J. Baram, M. Rosen. Phil. Mag. A44 (1981), 895.
- [5.19] J. Baram, M. Rosen. Acta Met. 30 (1982), 665.
- [5.20] G. Airoidi, B. Rivolta, C. Turco. Proc. of the Int. Conf. on Martensitic Transformations (1986), p. 691. Nara, Japón.
- [5.21] G. Airoidi, G. Bellini, C. Di Francesco. J. Physics F: Met. Phys. 14 (1984), 1983.
- [5.22] K. Shimizu. Proc. of the Symposium of Shape Memory

- Alloys., Guillin, China, (1986), p. 15. China Academic Publishers.
- [5.23] Y. Nakata, T. Tadaki, K. Shimizu. Trans. of JIM 26, n° 9 (1985), 646.
- [5.24] J.Ch. Li, G.S. Ansell. Met. Trans. A, 14A (1983), 1293.
- [5.25] T. Tadaki, M. Takamori, K. Shimizu. Trans. of JIM 28 n° 2 (1987), 120.
- [5.26] J. Perkins, W.E. Muesing. Met. Trans. A, 14A (1983), 33.
- [5.27] J. Perkins, P. Bobowiec. Met. Trans A, 17A (1986), 195.
- [5.28] K. Adachi, J. Perkins. Proc. of the Int. Symposium of Shape Memory Alloys. Guillin, China (1986), p. 280. China Academic Publishers.
- [5.29] H. Tas, L. Delaey, A. Druytere. Met. Trans. 4 (1973), 2833.
- [5.30] F.C. Lovey. Acta Met. 5 (1987), 1103.
- [5.31] K. Marukawa, S. Kaliwara. Phil. Mag. A55 n° 1 (1975), 85.
- [5.32] D. Ríos Jara, M. Morin, C. Esnout, G. Guénin. Scripta Met. 19, (1985), 441.
- [5.33] J. Janssen, F. Willems, B. Veelst, J. Maertens, L. Delaey. J. Physique 43, c4, (1982), 803.
- [5.34] R. Oshima, N. Yoshida. J. Physique 43, c4 (1982), 803.
- [5.35] J. Perkins, R.O. Sponholz. Met. Trans. A, 15A (1984), 313.

- [5.36] M. Sade, R. Rapacioli, M. Ahlers. Acta Met. 33, nº 3 (1985), 487.
- [5.37] M. Sade, M. Ahlers. Scripta Met. 19 (1985), 425.
- [5.38] M. Sade, F.C. Lovey, M. Ahlers. Proc. of the International Conference on Martensitic Transformations (1986), p. 934. JIM. Nara, Japón.
- [5.39] M. Sade, A. Uribarri, F.C. Lovey. Phil. Mag. A55, nº 4 (1987), 445.
- [5.40] M. Sade, A. Hozarobedion, A. Uribarri, F.C. Lovey. Proc. of Int. Conf. Phase Transformations '87. Cambridge (UK). The Institute of Metals, 1988. En prensa.
- [5.41] C. Picornell, R. Rapacioli, C. Seguí, V. Torra. MES de la Révue de Métallurgie 9, Sept. 1987, p.491. SFM, París.
- [5.42] Ll. Mañosa, C. Picornell, C. Seguí, V. Torra. J. Acoustic Emission 5, (1986), s49.
- [5.43] J. Perkins. Met. Trans. 4 (1973), 2709.
- [5.44] D. Ríos Jara, M. Morin, E. Esnout, G. Guénin. Proc. of Int. Conf. on Martensitic Transformations, Leuven. J. Physique 43 (1982), Suppl. nº 4, p. c4- 735.
- [5.45] F.C. Lovey, R. Rapacioli, M. Chandrasekaran. Phys. Stat. Sol. (a) 68 (1981), K 105.
- [5.46] J.L. Macqueron, Ll. Mañosa, resultados no publicados.
- [5.47] R. Rapacioli, M. Chandrasekaran. Proc. of Int. Conf. on Martensitic Transformations. Cambridge, MA (1979), 596.

[5.48] R. Rapacioli, M. Ahlers. Acta Met. 27 (1979), 777.

[5.49] A. Planes, J. Viñals, V. Torra. Phil. Mag. A48
(1983), 501.

[5.50] J. Viñals, V. Torra, A. Planes, J.L. Macqueron. Phil.
Mag. A 50 (1980), 653.