

Evaluación numérica y experimental de las transformaciones mecánicas y microestructurales en aceros recocidos *Batch*^(*)

A. Monsalve*, A. Artigas*, D. Celentano** y F. Meléndez*

Resumen

Se modelizaron las curvas de calentamiento y de enfriamiento durante el proceso de recocido *batch* de aceros de bajo contenido en carbono, utilizando la técnica de elementos finitos. Esto, ha permitido conocer, para cada punto de las bobinas recocidas, el perfil térmico desarrollado, particularmente para el punto más caliente y para el más frío. A través de mediciones experimentales, se validaron estos resultados, encontrándose un buen ajuste entre los valores experimentales y los predichos por el modelo empleado. A su vez, se acopló al modelo térmico, un modelo de recristalización del tipo *Avrami*, con lo cual se ha podido predecir la fracción recristalizada en cada momento y en cada punto. Se realizaron experimentos de recocidos interrumpidos, midiéndose la fracción recristalizada en los puntos extremos de la bobina a distintos tiempos, lo cual permitió validar el modelo de recristalización planteado, encontrándose una buena correspondencia entre los valores predichos por el modelo y aquellos encontrados experimentalmente.

Palabras clave Acero. Modelización. Recocido *batch*. Recristalización. *Avrami*.

Numerical and experimental simulation of mechanical and microstructural transformations in "Batch" annealing steels

Abstract

The heating and cooling curves during "batch" annealing process of low carbon steels have been modeled using the finite element technique. This has allowed to predict the transient thermal profile for every point of the annealed coils, particularly for the hottest and coldest ones. Through experimental measurements, the results have been adequately validated since a good agreement has been found between experimental values and those predicted by the model. Moreover, an *Avrami* recrystallization model has been coupled to this thermal balance computation. Interrupted annealing experiments have been made by measuring the recrystallized fraction on the extreme points of the coil for different times. These data gave the possibility to validate the developed recrystallization model through a reasonably good numerical-experimental fitting.

Keywords Steel. Modeling. "Batch" annealing. Recrystallization. "Avrami".

1. INTRODUCCIÓN

Una de las formas de recocer los aceros más consolidada a nivel industrial es el recocido *batch*, o en campana, también denominado recocido convencional. A pesar de que el proceso en sí ha sido convenientemente estudiado por diferentes autores^[1 y 2], la mayor parte de los estudios no incluyen la descripción de la cinética de recristalización, de crecimiento de grano o de precipitación de AlN^[3], restringiéndose los estudios a la descripción de la

cinética isotérmica a través de curvas sigmoidales que se rigen por ecuaciones tipo *Avrami*, *Johnson-Mehl* y *Speich-Fisher*. En estos casos, es posible tener una aproximación razonable a la fracción recristalizada a través de medidas de dureza, tomando como referencia el valor de la dureza antes del recocido (material deformado en frío) y después de recocido (totalmente recristalizado). En la práctica industrial, normalmente, los ciclos de recocido empleados son no-isotérmicos, razón por la cual no es posible aplicar los resultados obtenidos para

(*) Trabajo recibido el día 19 de agosto de 2003 y aceptado en su forma final el día 25 de marzo de 2004.

(*) Dpto. de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile. Avda. Ecuador 3363 Estación Central, Santiago, Chile. Email: amonsalv@lauca.usach.cl

(**) Dpto. de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile. Avda. Ecuador 3363 Estación Central, Santiago, Chile. Email: dcelenta@lauca.usach.cl

procesos isotérmicos en estos casos. Lo que normalmente se hace, es adaptar los resultados de los procesos isotérmicos a los tratamientos industriales, a través de un manejo adecuado de los parámetros tales como la energía de activación y demás coeficientes que caracterizan el fenómeno. El objetivo del presente trabajo es describir la cinética de recocido *batch* (no-isotérmico) a través de parámetros obtenidos a partir de recocidos isotérmicos.

2. ANTECEDENTES TEÓRICOS

La cinética de recocido isotérmico se puede representar a través de una relación tipo *Avrami*, como:

$$X = 1 - \exp(-Bt^k) \quad (1)$$

con:

$$B = B_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

en que, Q es la energía de activación para la recristalización; T es la temperatura absoluta y B_0 y k son constantes del material. A su vez, dado que un recocido *batch* real no puede considerarse que se realiza a temperatura constante, para conocer la fracción recristalizada es preciso plantear una relación basada en un principio de superposición tal como:

$$X = 1 - \exp\left[-\left(\int_{t_0}^t \frac{1}{A} \exp\left(-\frac{Q_r}{RT}\right) dt\right)^k\right] \quad (3)$$

donde,

$$Q_r = \frac{Q}{k} \quad A = B_0^{(-1/k)} \quad (4)$$

Esto significa que para conocer los parámetros de recocido no-isotérmico, basta con conocer los correspondientes a recocido isotérmico. En la ecuación de fracción recristalizada, se requiere conocer la dependencia de la temperatura con el tiempo para cada punto de la bobina que se recuece. Para conocer esta relación se resolvió el problema de calentamiento y enfriamiento de la bobina de acuerdo con la ecuación originada por el balance térmico de cada bobina:

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k \cdot \nabla T) \quad (5)$$

donde, $T(r,z,t)$ es la temperatura de cada punto, k es el tensor de conductividad térmica, ρ la densidad y C_p es la capacidad calorífica a presión constante. Tanto C_p como la conductividad térmica varían con la temperatura; en el caso de la conductividad térmica se supuso que el valor en el sentido radial es un 10 % del valor en el sentido longitudinal. Las condiciones de contorno empleadas fueron las de temperaturas impuestas. La solución a la ecuación (5) se realizó en el contexto de la técnica de elementos finitos, discretizando la ecuación de energía a través de:

$$F - \dot{C}T - KT = 0 \quad (6)$$

en que, F es el vector de flujo externo de calor, C es la matriz de capacidad, K es la matriz de conductividad (en ella también están incluidos los efectos de transferencia de calor con el medio exterior) y T es el vector de temperaturas nodales. La discretización temporal de esta ecuación se realiza por la regla generalizada del punto medio. Por último, la solución numérica de la ecuación, se obtiene a través de un esquema del tipo *Newton-Rawson*, dado el carácter no lineal de la misma^[4].

Con las curvas de temperatura *versus* tiempo para cada punto, fue posible evaluar la fracción recristalizada, en cada etapa, del recocido *batch* (no-isotérmico), a través de la utilización de la ecuación (3).

El modelo de precipitación de nitruro de aluminio, al igual que el modelo de recristalización, está basado en el principio de superposición y puede ser planteado como:

$$X_N = 1 - \exp\left\{-\left[\int_{t_i}^{t_f} \frac{1}{A_N} \exp\left(-\frac{Q_N}{RT}\right) dt\right]^{k_N}\right\} \quad (7)$$

en que X_N es la fracción de AlN precipitada, A_N es un término pre-exponencial cuyo valor es $1,6 \times 10^{-14}$ s, k_N es una constante de valor 0,41 y Q_N es la energía de activación para la precipitación (= 150 kJ/mol), valores planteados por Duit *et al.* ^[6] para recocido convencional.

3. EXPERIMENTAL

Se estudiaron dos aceros de bajo contenido en carbono, calmados al aluminio, cuya composición se muestra en la Tabla I.

Tabla I. Composición química y variables de proceso de los aceros estudiados

Table I. Chemical composition and process variables of the studied steels

Acero	% C	% Mn	% P	% S	% Si	% Al	% N	T _h (°C)	T _f (°C)	T _b (°C)
1	0,069	0,399	0,012	0,006	0,002	0,038	0,003	1250	850	630
2	0,093	0,506	0,013	0,007	0,014	0,021	0,004	1250	850	630

T_h: temperatura de homogeneizado; T_f: temperatura de término de laminación ; T_b: temperatura de bobinado.

Estos aceros se fabrican por colada continua, recalentamiento a 1.250 °C durante 2 h y se laminan en caliente hasta un espesor aproximado de 2 mm. Posteriormente, son bobinados y enfriados hasta temperatura ambiente, tras lo cual, se laminan en frío y luego son recocidos, ya sea de manera continua o convencional. Este último caso, que es el que se estudia en este trabajo, utiliza una disposición como la mostrada en la figura 2a, con cuatro bobinas apiladas verticalmente. En la tabla II se muestran las variables de proceso más importantes. Un aspecto a destacar es que los aceros estudiados son desoxidados con aluminio, lo que tiene mucha importancia en la determinación de las propiedades mecánicas y microestructurales^[5].

En primer lugar, se realizó una homologación del proceso industrial a nivel de laboratorio. Para esto, se realizaron pruebas de recocido en laboratorio a diversas temperaturas de mantenimiento y se compararon con los resultados de recocido llevados a cabo en planta. Para esto se midieron las siguientes propiedades: límite elástico, esfuerzo máximo (UTS), elongación a rotura, tamaño y forma del grano, índices de anisotropía normal y plano e índice de endurecimiento por deformación. Tras esta homologación se concluyó que los recocidos realizados en laboratorio representan razonablemente bien los recocidos realizados en planta. Además, los perfiles térmicos de las bobinas recocidas en planta muestran una diferencia de 25 °C entre el punto caliente (de la bobina superior) y el punto frío (de la bobina inferior), como se muestra en la figura 2a. Con este antecedente y con el objeto de obtener información acerca de la cinética del recocido *batch*, se procedió con el diseño experimental mostrado en la figura 1.

Los ciclos de recocido *batch* realizados a los aceros estudiados se muestran en la figura 2b, apreciándose que, éstos, varían entre 625 y 700 °C. Los puntos frío y caliente se refieren al punto que más tarde alcanza la temperatura de recocido y al punto que más rápido se calienta, respectivamente. Las bobinas tienen 1.000 mm de altura, 1.500 mm de diámetro externo y 700 mm de diámetro interno, aproximadamente.

4. RESULTADOS

4.1. Obtención de los parámetros isotérmicos y no-isotérmicos

El modelo de recristalización, tal como se ha explicado en la figura 1, consiste en la aplicación de los parámetros propios del recocido isotérmico (ecuaciones 1 y 2), al recocido no isotérmico, descrito por el modelo de superposición (ecuación 3). Esto, exige el cálculo de los parámetros del modelo no isotérmico a partir de los del modelo isotérmico a través de la ecuación (4). Los parámetros del modelo isotérmico se obtuvieron de la manera habitual, o sea, por medio del calentamiento de una serie de muestras a tres o más temperaturas, durante tiempos diferentes. El mismo se realiza en un horno de sales y, tras cada uno de los tiempos de mantenimiento, se extraen y enfrían bruscamente las probetas, determinando la fracción recristalizada a partir de mediciones de dureza. La linealización de las ecuaciones (1) y (2) permite obtener los parámetros isotérmicos que se muestran en la tabla II. Tal como se aprecia, el valor de k es el mismo en

Tabla II. Parámetros cinéticos usados en el presente trabajo

Table II. Kinetic parameters used in this work

Parámetros del modelo isotérmico			Parámetros del modelo no-isotérmico		
Q (kJ/mol)	B ₀ (s ^{-0,66})	k	Q _r (kJ/mol)	A (s ⁻¹)	k
323	4,25 × 10 ²⁰	0,66	489	5,55 × 10 ⁻³²	0,66

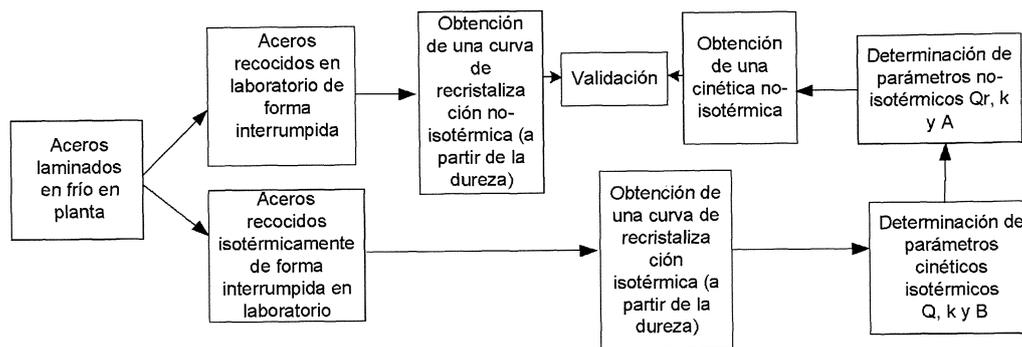


Figura 1. Esquema del diseño experimental realizado.

Figure 1. Diagram showing the experimental design used in this work.

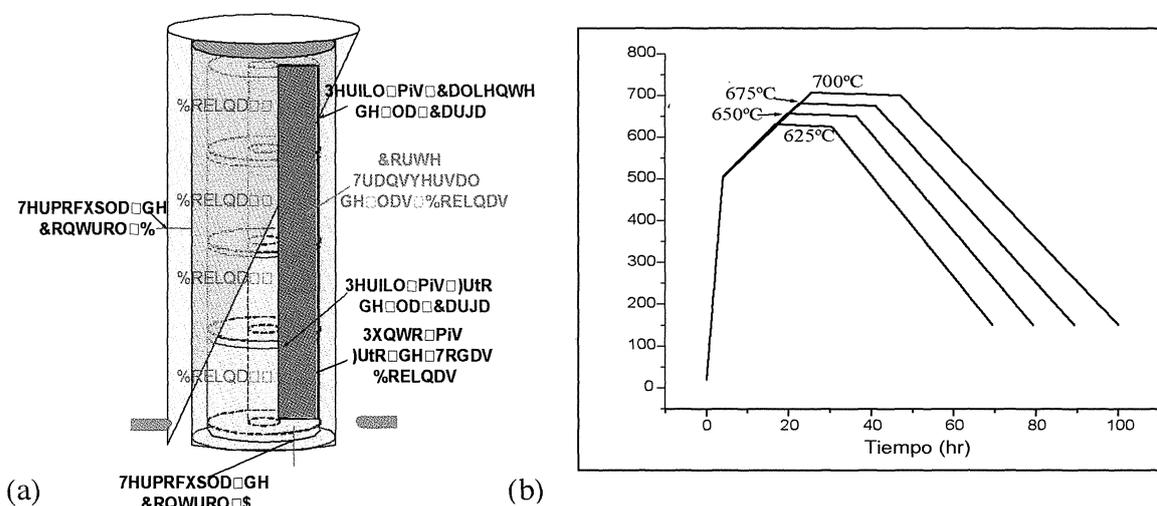


Figura 2. (a) Diagrama mostrando la disposición de las bobinas en el horno; (b) Ciclos de recocido batch estudiados.

Figure 2. (a) Diagram showing the geometry of the coils inside the batch furnace; (b) Batch annealing cycles studied.

ambos casos. A su vez, la determinación de B_0 permitió evaluar el parámetro A y el valor de Q permitió hallar el valor de Q_r .

4.2. Resultados del modelo térmico

El modelo numérico empleado para el cálculo de las curvas de calentamiento y enfriamiento de cada punto de la bobina dentro del horno, se validó experimentalmente por mediciones realizadas al punto más frío de la bobina. En la figura 3b se muestra una comparación entre el perfil térmico obtenido a través del modelo numérico y aquel relacionado con los puntos experimentales. Tal como se aprecia, la correlación entre ambos perfiles es razonablemente aceptable. La utilidad de esta

modelización es la de dejar disponible una metodología para la obtención de las curvas de calentamiento y/o enfriamiento de cada punto de la bobina, con la intención final de acoplar este modelo térmico con un modelo microestructural capaz de predecir propiedades mecánicas y microestructurales en aceros recocidos convencionalmente.

4.3. Obtención de las curvas de recristalización y de precipitación predichas por el modelo no-isotérmico

A partir de los parámetros no-isotérmicos calculados y mostrados en la tabla II, se ha calculado a través de la aplicación de la ecuación (3), la fracción recristalizada durante el proceso de recocido

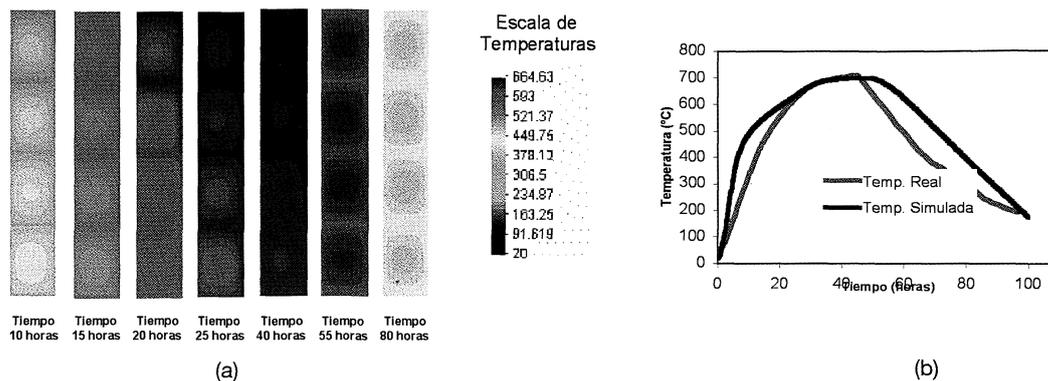


Figura 3. (a) Curvas de calentamiento obtenidas por el modelo numérico; (b) Curvas experimental y numérica del punto frío de la bobina.

Figure 3. (a) Heating curves obtained from the numerical model; (b) Numerical and experimental curves of the coldest point of the coil.

batch para cada una de las cuatro bobinas mostradas en la figura 2a. Estos resultados son los que se muestran en la figura 4a, donde puede observarse el retraso en la recristalización, producido en el punto más frío de la bobina. A su vez, empleando un modelo de superposición^[4], se evaluó la fracción precipitada de AlN, mostrándose los resultados para el arreglo de cuatro bobinas en la figura 4b.

- Se ha planteado un modelo capaz de describir la fracción recristalizada en un proceso de recocido batch (no-isotérmico), a partir de parámetros propios de recocidos isotérmicos a través de la aplicación del principio de superposición. Este modelo se ha validado a partir de medidas de fracción recristalizada, hechas en materiales sometidos a recocidos interrumpidos.

5. CONCLUSIONES

- Se ha construido un modelo térmico capaz de determinar las curvas de calentamiento y/o enfriamiento de cualquier punto de la bobina. Este modelo se ha validado con medidas de perfiles térmicos realizados en planta.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer a CONICYT, que a través del Proyecto FONDECYT N° 1030002, ha contribuido a financiar esta investigación y a la Compañía Siderúrgica de Huachipato, que ha colaborado igualmente con este trabajo.

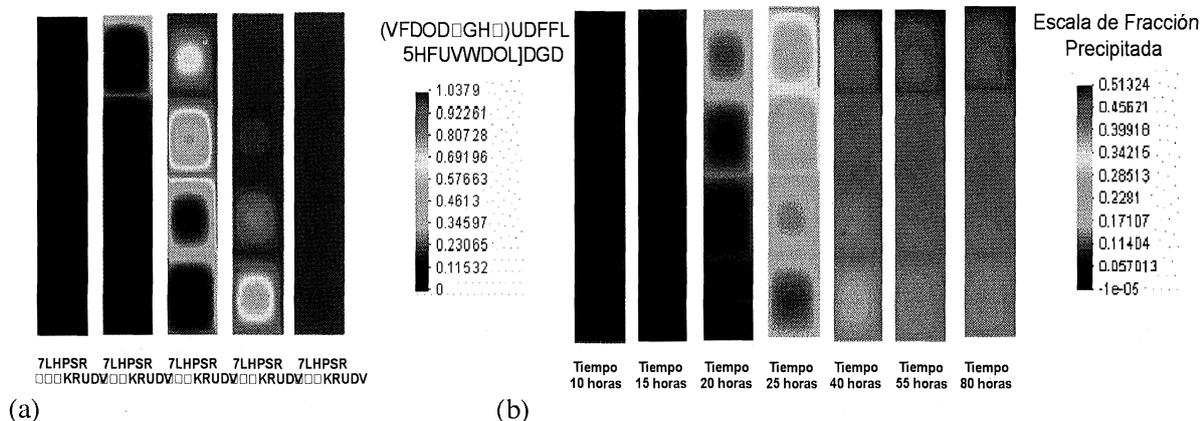


Figura 4. (a) Curvas de fracción recristalizada y (b) fracción precipitada de AlN obtenidas para la bobina a través del modelo numérico.

Figure 4. (a) Recrystallized fraction and (b) precipitated fraction obtained for the coil by the numerical model.

REFERENCIAS

- [1] K. MAGEE, K. MUKUNTHAN y E.B. HAWBOLT, *Recrystallization '90*, Ed. T. Chandra, The Minerals Metals and Materials Society, 1990, pp. 393-398.
- [2] D. MULJONO, M. FERRY y D. DUNNE, *The Fourth International Conference on Recrystallization and Related Phenomena*, Ed. Sakai and H. Suzuki, The Japan Institute of Metals, 1999, pp. 671-676.
- [3] F.F. KRAFT, R.N. WRIGHT y M.K. JENSEN, *J. Mater. Eng. Perform.* 5 (1996) 213-219.
- [4] A. MONSALVE y D. CELENTANO, *Ironmaking Steelmaking* 26 (1999) 449-456.
- [5] A. ARTIGAS, M. PÁEZ, Y. HOUBAERT, A. MONSALVE y D. CELENTANO, *Rev. Metal. Madrid* 38 (2002) 339-347.
- [6] G. DUIT, A. HURKMANS, J. SHEFFER y T. HOOGENDORN, *Proc. Int. Conf. Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and other Metals*, THERMEC '88, Japan, 1988.