

Modelación de fenómenos metalúrgicos en laminación en caliente de acero^(*)

P. Zambrano*, M.P. Guerrero-Mata*, M.I. Gómez de la Fuente**, A. Artigas***, A. Monsalve*** y R. Colás*

Resumen

La modelación del proceso de laminación en caliente de acero incorpora fenómenos metalúrgicos como son la restauración de la estructura deformada, la transformación de fase y el crecimiento de la capa de óxido sobre la superficie del acero. Se reconoce el efecto de la composición química sobre la transformación de fase y la restauración, sin embargo se considera que el crecimiento del óxido no es afectado por la presencia de elementos aleantes en el acero y es común que se maneje a la costra de óxido como una barrera térmica y que se supongan condiciones de fricción adhesivas en el entrehierro. Determinadas observaciones indican que elementos como el silicio y el manganeso, más susceptibles a oxidarse que el hierro, afectan la cinética de crecimiento, la adhesión y el comportamiento de la costra al ser deformada. En este trabajo se presenta la forma en que diversos fenómenos metalúrgicos y de superficie se modelan y se utilizan para simular el proceso de laminación en caliente.

Palabras clave

Laminación. Acero. Modelación. Restauración. Oxidación.

Modelling metallurgical and interfacial phenomena during hot rolling of carbon steel

Abstract

Modelling of hot rolling of steel strip involves metallurgical phenomena such as restoration of deformed structures, transformation to ferrite and growth of the oxide layer on top of the steel strip. The effect of composition is taken into account when restoration and phase transformation is considered, whereas it is assumed that the chemical composition of the steel substrate does not affect the oxide crust, being common place to consider the oxide just as a thermal barrier and to assume sticking conditions within the roll-gap. Observations indicate that elements such as silicon and manganese, more susceptible to oxidize than iron, affect the growth kinetics, adhesion and the behaviour during deformation of the oxide layer. This work deals with the way used to model various superficial and metallurgical phenomena, and how this knowledge is used to simulate hot rolling of steel strip.

Keywords

Rolling steel. Modelling. Restoration. Oxidation.

1. INTRODUCCIÓN

La modelación matemática de procesos de manufactura ha pasado, en las últimas décadas, de ser una mera curiosidad científica a una poderosa herramienta apta para el diseño y análisis de productos y procesos. La incorporación de diversos métodos y técnicas de modelación suplanta, cada vez más, a la forma tradicional de prueba y error para determinar tanto las condiciones críticas como los intervalos de

variación de parámetros y variables de proceso. Los modelos ofrecen la ventaja adicional de que pueden ser utilizados para analizar la dependencia funcional entre los diversos parámetros que intervienen en procesos complejos.

Para predecir la evolución térmica y microestructural durante la laminación en caliente, el esfuerzo se basa en suposiciones que simplifican su complejidad^[1-12]. Los primeros intentos se concentraron en describir los fenómenos de transferencia de calor que se presentan durante el proceso^[1 y 2], en tanto que los

(*) Trabajo recibido el día 7 de Febrero de 2007 y aceptado en su forma final el día 10 de Abril de 2007.

* Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Universidad Autónoma de Nuevo León, 66451 San Nicolás de los Garza, N.L. México. pzambran@fime.uanl.mx, mguerre@fime.uanl.mx, rcolas@mail.uanl.mx.

** Facultad de Ciencias Químicas, Universidad Autónoma de Nuevo León, 66451 San Nicolás de los Garza, N.L. México. idalialogomez@hotmail.com.

*** Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile, Casilla 10233, Santiago, Chile. aartigas@usach.cl, amonsalv@usach.cl.

más recientes incorporan cambios en microestructura asociados a la historia térmica y mecánica del material^[3-12]. Estas relaciones permiten predecir la resistencia del material en condiciones de trabajo establecidas y, a partir de un modelo de laminación, es posible calcular las fuerzas de laminación y la potencia requerida para deformarlo.

Una de las principales suposiciones en el proceso de laminación en caliente del acero es que la fricción en el entrehierro es adhesiva^[1-12], sin embargo, observaciones realizadas en instalaciones de última generación parecen indicar que las condiciones cambian a deslizantes^[13 y 14], lo que se traduce en la reducción de las fuerzas esperadas durante laminación^[14].

La capa de óxido de los aceros crece conforme el hierro difunde desde el sustrato para reaccionar con el oxígeno de la superficie. La capa está formada por tres especies (FeO, Fe₃O₄ y Fe₂O₃), cuando la temperatura se encuentra por encima de 570 °C^[15 y 16]. La wustita, FeO, se transforma en hierro y magnetita, Fe₃O₄, por debajo de esta temperatura siguiendo la cinética de una reacción eutécticoide. Se acepta que la capa de óxido en el intervalo de interés para laminación en caliente, 900 a 1200 °C, está formada mayoritariamente por wustita (alrededor del 90 %); la hematita, Fe₂O₃, constituye solamente un 1 %^[17-21].

El crecimiento del óxido se supone que sigue un comportamiento parabólico^[19-26]:

$$e_{ox} = k_c t^{0,5} \quad (1)$$

donde, e_{ox} es el espesor de la capa de óxido al tiempo t , y k_c es un coeficiente que depende de la temperatura (Fig. 1).

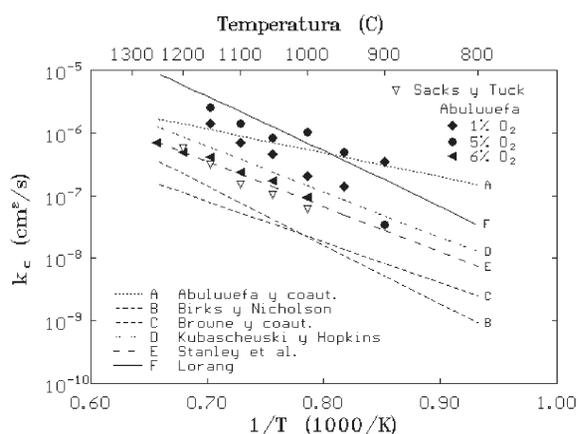


Figura 1. Variación de k_c con la temperatura^[18 y 20-26].

Figure 1. Changes in k_c with temperatur^[18 and 20-26].

El objetivo del presente trabajo es presentar la modelación de diversos fenómenos metalúrgicos que intervienen en el proceso de laminación en caliente de diversos tipos de acero y los resultados al ser incorporados en la simulación del proceso. Uno de los fenómenos menos entendidos es la oxidación de la superficie del acero, que parece depender de las condiciones de proceso y del tipo de acero deformado. Es importante determinar la cinética de oxidación por el fuerte efecto que ejerce sobre la tasa de transferencia de calor y las condiciones de fricción que se presentan en el entrehierro.

2. MODELACIÓN

El modelo en discusión se desarrolló en base a la formulación explícita del método de diferencias finitas para calcular la conducción de calor dentro de la sección transversal de la cinta de acero deformada en dos trenes industriales^[2-4, 9 y 12]. El modelo toma en cuenta los cambios en las condiciones a la frontera como son las de radiación y convección al medio ambiente, convección forzada y ebullición del agua utilizada para controlar la temperatura de la cinta y en el descascarillado o desescamado del acero, así como conducción a los cilindros o rodillos de trabajo^[11] (Fig. 2). Es conveniente mencionar que estos mecanismos se llevan a cabo a través de una capa de óxido. La sección transversal de la pieza se dividió en celdas de igual tamaño para aproximar las ecuaciones de conducción. El modelo aprovecha la simetría del proceso, por lo que los cálculos se efectúan sólo en un cuadrante al suponer igualdad de condiciones en las superficies laterales y entre la superior y la inferior.

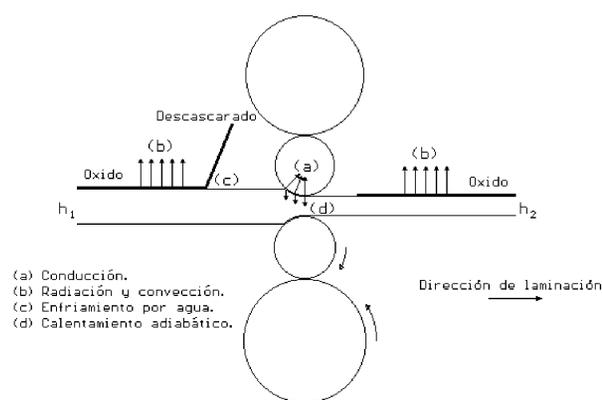


Figura 2. Mecanismos de transferencia de calor durante laminación en caliente.

Figure 2. Heat transfer mechanisms occurring during hot rolling.

El crecimiento de la capa de óxido se calcula a partir de la temperatura en la superficie de la cinta utilizando coeficientes disponibles en la literatura^[19 y 20]. Se supuso que la costra de óxido se deforma en el mismo grado que la cinta durante laminación^[27], dado que la mayor proporción está constituida por wustita que se comporta de forma plástica a las temperaturas de proceso^[28 y 29].

El flujo de calor a través de la capa de óxido (h_{ox}) se calcula a partir de^[3]:

$$h_{ox} = \frac{k_{ox}}{e_{ox}} (T_{sm} - T_{ox}) \quad (2)$$

donde k_{ox} es la conductividad térmica del óxido y T_{sm} y T_{ox} son respectivamente las temperaturas en la superficie de la cinta metálica y en la del óxido. Se supone que la capacidad calorífica de la capa es nula y se asigna el valor de la conductividad de la wustita dado que modelos anteriores han demostrado que la diferencia entre calcular sólo una especie o las tres es prácticamente nula cuando se simulan las condiciones en un tren continuo y el tiempo de cómputo se acorta considerablemente^[30].

El proceso de laminación en caliente, como otros que tienen lugar por encima de la mitad de la temperatura homóloga de fusión, involucra diversos aspectos de restauración. El material se endurece por deformación y se ablanda al eliminar defectos de índole puntual o lineal (recuperación) o por el barrido de una frontera de gran ángulo (recristalización), cuando lo permiten la temperatura, la deformación y el tiempo entre pasos. La estructura producto de la deformación no es estable y puede recristalizar estáticamente entre pasos y exhibir crecimiento de los granos una vez que la recristalización ha concluido. La descripción de las ecuaciones utilizadas y la forma en que los mecanismos se evalúan se encuentra en documentos previamente publicados^[9, 11 y 31]. La figura 3 presenta, en forma esquemática, el algoritmo utilizado para calcular los cambios en la microestructura.

Un aspecto importante para modelar los efectos de superficie es la oxidación de la superficie de los rodillos de trabajo. Observaciones en planta indican que este fenómeno se debe al ciclo térmico producto del contacto con la superficie de la cinta^[32]. El calor extraído por los rodillos de trabajo se calcula suponiendo conducción a través de la capa de óxido^[11 y 12]. Cálculos del calentamiento de los rodillos de trabajo indican que éste depende de factores como son el tiempo de contacto con la cinta, posición de los cabezales de enfriamiento y velocidad de rotación^[33].

Se llevaron a cabo pruebas en dos trenes continuos de laminación en caliente conformados por seis

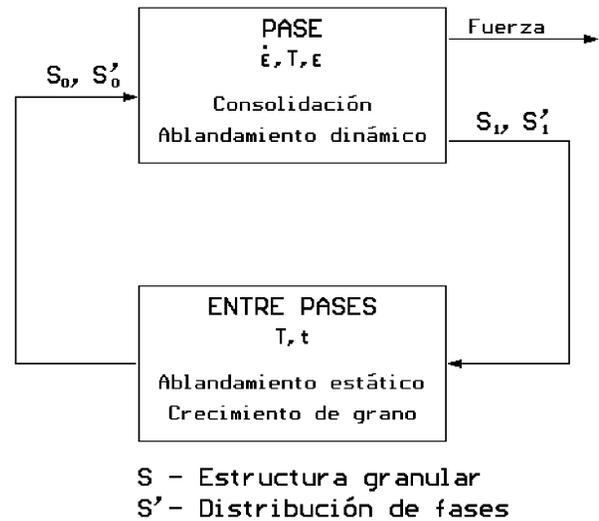


Figura 3. Algoritmo utilizado para el cálculo de los cambios microestructurales.

Figure 3. Algorithm used to compute microstructural changes.

estaciones o castillos de configuración cuarto (dos rodillos de trabajo y dos de apoyo). El primero de ellos es un tren convencional de segunda generación con una tabla de 1.040 mm de ancho y capacidad de producir un millón de toneladas por año^[10 y 11]. El proceso parte de lingotes calentados en fosas, que son reducidos en estaciones reversibles para obtener planchones de 27,9 mm de espesor, que se alimentan al tren continuo. La segunda línea es denominada compacta o de planchón delgado, de 1.340 mm de ancho y con una capacidad nominal superior a los dos millones de toneladas de acero por año^[12 y 14]. En este caso, el acero se cuela a planchones de 50 mm de espesor que se alimentan directamente a un horno túnel y, de ahí, a la línea de laminación. El óxido formado durante el calentamiento del planchón se elimina en una estación descascarilladora con dos cabezales antes de introducir el acero al tren. Se cuenta con cabezales de agua a la salida de las estaciones, para controlar la temperatura final de la cinta (Fig. 4).

Ambos trenes cuentan con celdas de carga para registrar las fuerzas de separación y con pirómetros que miden la temperatura de la cinta a la entrada y salida del tren y se toman muestras de las cintas, de forma periódica, para verificar la calidad de la cinta producida. Se utilizaron estas muestras para evaluar el tamaño de grano y la capa de óxido formada (Tabla I). Se tomaron los datos de proceso de las muestras identificadas como **A** a **D**, en la tabla I, para validar el modelo (Tabla II).

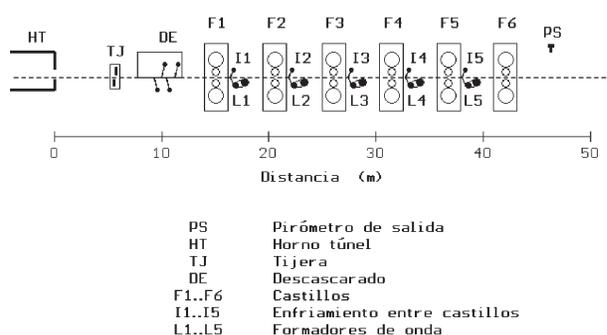


Figura 4. Diagrama esquemático del tren continuo de la línea compacta.

Figure 4. Schematic diagram of the continuous mill in the compact line.

3. RESULTADOS

En la figura 5 se muestran las imágenes de las microestructuras finales de los aceros **A** a **D**, procesados siguiendo las secuencias indicadas en la tabla II. Se aprecian estructuras ferríticas equiaxiales en todas las muestras, aunque en la última de ellas, **D**, se aprecian estructuras aciculares. Los valores del tamaño

de grano ferrítico son de 10, 9, 7,2 y 3,6 μm . En la figura 6 se aprecia la diferente morfología que se presenta en las diferentes capas de óxido. Las imágenes en esta figura se obtuvieron por electrones secundarios (ES) en un microscopio electrónico de barrido (MEB).

En la figura 7 se presentan las curvas de temperatura contra distancia para las cintas identificadas como **B** y **D** en las tablas I y II para los puntos indicados en el diagrama inserto. Las temperaturas registradas en planta con el pirómetro de salida (Fig. 4) se indican en ambos diagramas. Se aprecia como la superficie de la cinta se enfría bruscamente como resultado del agua de descascarillado (las dos primeras caídas alrededor de los 10 m) y por el contacto con los rodillos de trabajo y los cabezales de flujo laminar a la salida de los dos primeros castillos. También, se observa que la diferencia de temperatura entre centro y superficie se reduce conforme el espesor de la cinta disminuye. La figura 8 muestra los cambios en el tamaño de grano para las mismas posiciones y cintas. La diferencia en la evolución microestructural entre el acero al carbono (**B**) y el microaleado (**D**) puede ser atribuida a la diferencia en la cinética de recristalización (Fig. 9). La correlación entre las mediciones de temperatura a la salida del tren y las predicciones del modelo se muestran en la figura 10.

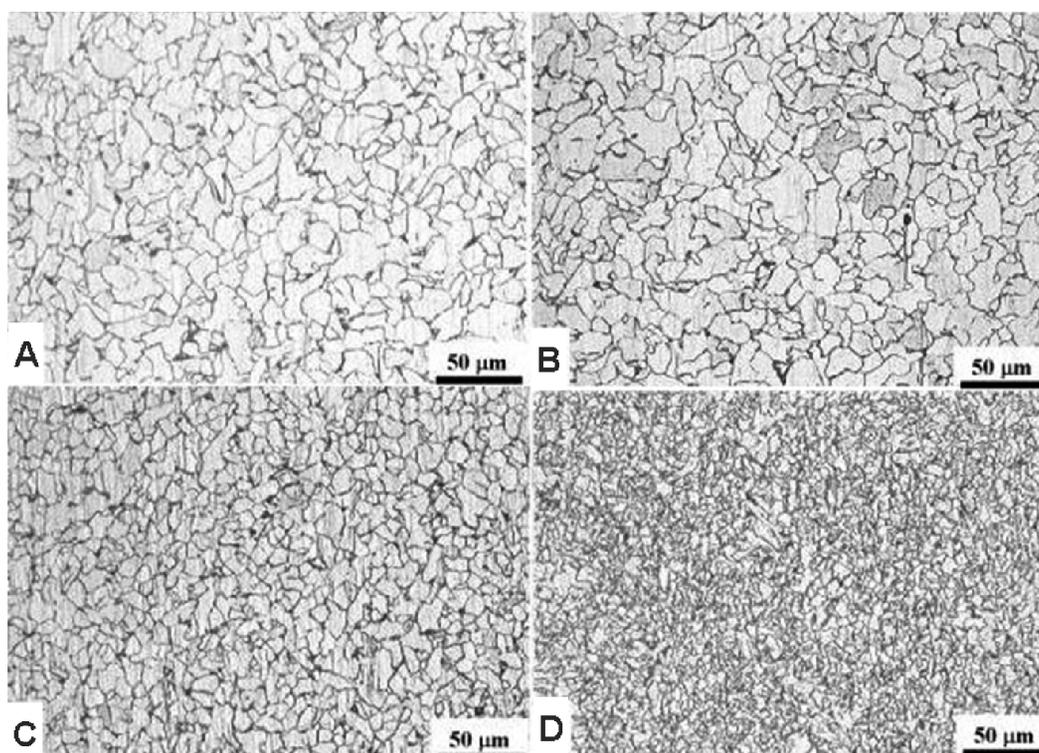


Figura 5. Imágenes de microscopía óptica de las muestras **A** a **D**.

*Figure 5. Light optical microscopy images of samples **A** to **D**.*

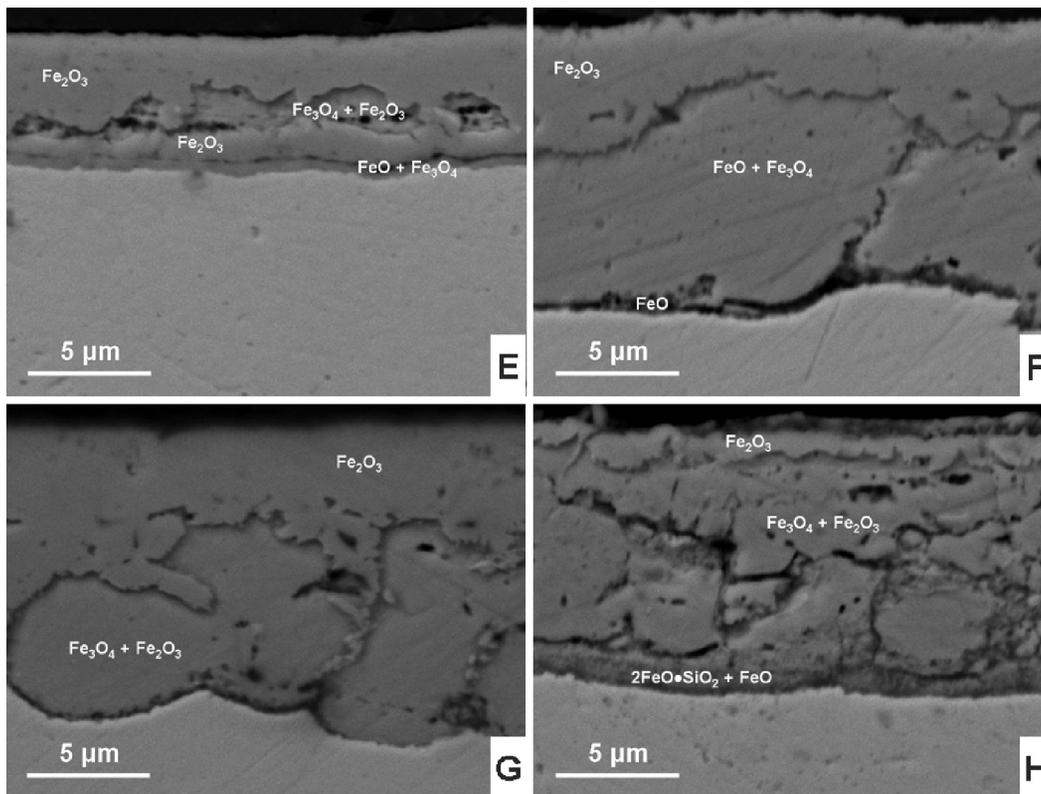


Figura 6. Imágenes de MEB de las capas de óxidos de las muestras E a H.

Figure 6. Scanning electron microscope images of samples E to H.

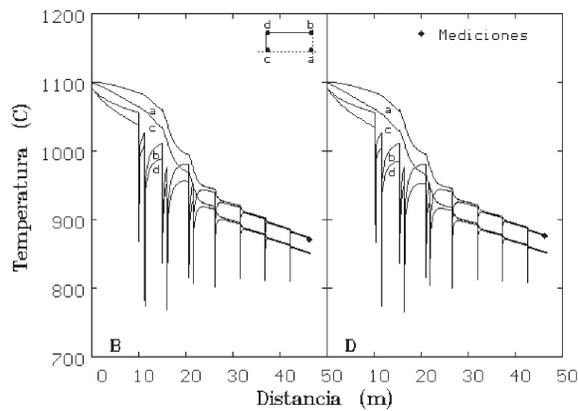


Figura 7. Evolución térmica calculada para las cintas identificadas como B y D.

Figure 7. Changes in temperature computed for strips identified as B and D.

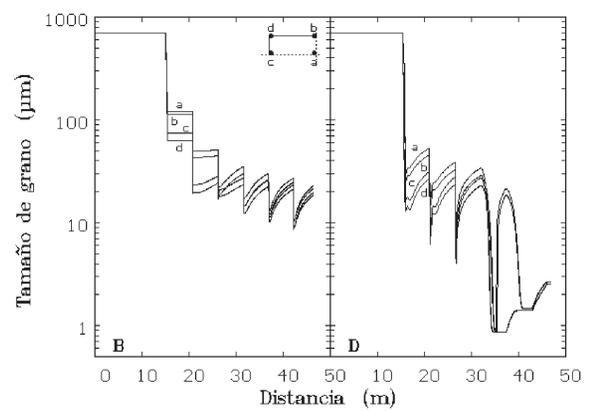


Figura 8. Evolución microestructural calculada para las cintas identificadas como B y D.

Figure 8. Microstructural changes computed for strips identified as B and D.

Tabla I. Espesor, ancho y composición química (% en peso) de las cintas estudiadas

Table I. Thickness, width and chemical composition (wt. %) of the strips being studied

Cinta	Espesor (mm)	Ancho (mm)	C	Mn	P	S	Si	Al	Nb	N
A	2,69	1.206	0,054	0,199	0,009	0,008	0,015	0,033	0,004	0,0043
B	1,92	1.206	0,050	0,199	0,010	0,007	0,015	0,031	0,006	0,0057
C	1,06	1.206	0,053	0,191	0,008	0,007	0,011	0,038	0,006	0,0062
D	2,18	906	0,064	0,804	0,007	0,006	0,006	0,033	0,023	0,0055
E	2,54	1.104	0,054	0,187	0,011	0,007	0,012	0,035	0,003	0,0047
F	2,54	954	0,065	0,970	0,071	0,005	0,015	0,030	0,002	0,0063
G	2,54	966	0,058	0,814	0,007	0,005	0,009	0,032	0,024	0,0059
H	2,54	906	0,060	0,500	0,009	0,005	0,600	0,195	0,002	0,0042

Tabla II. Resumen de los parámetros de laminación de las muestras A a D

Table II. Summary of the rolling parameters for samples A to D

Estación	Parámetros	F1	F2	F3	F4	F5	F6
Cinta A	Espesor (mm)	24,34	13,52	7,16	4,76	3,45	2,69
	Velocidad (m/s)	0,6	1,1	2,0	3,2	4,4	5,8
	Reducción (%)	51,3	44,5	47,0	33,5	27,5	22,0
	Fuerza (MN)	17,54	14,71	16,81	10,22	8,35	7,80
Cinta B	Espesor (mm)	19,47	10,46	5,54	3,54	2,49	1,92
	Velocidad (m/s)	0,8	1,4	2,7	4,4	6,3	8,3
	Reducción (%)	61,1	46,3	47,0	36,1	29,7	22,9
	Fuerza (MN)	19,72	15,48	16,26	10,96	10,16	9,36
Cinta C	Espesor (mm)	16,94	7,41	3,32	1,95	1,36	106
	Velocidad (m/s)	0,7	1,5	3,4	6,0	9,0	12,0
	Reducción (%)	61,1	57,7	53,6	41,3	30,3	22,1
	Fuerza (MN)	22,92	20,40	21,64	12,92	11,35	10,55
Cinta D	Espesor (mm)	23,04	11,92	5,79	3,66	2,64	2,18
	Velocidad (m/s)	0,6	1,1	2,3	3,7	5,3	6,6
	Reducción (%)	53,9	48,3	51,4	36,8	27,9	17,4
	Fuerza (MN)	20,22	18,77	20,48	12,07	9,86	9,11

Se intentó registrar las temperaturas de la cinta en puntos cercanos a la mordida por medio de un registrador infrarrojo^[34], sin embargo, al no poder obtener mediciones fiables, se decidió analizar el proceso en base a las temperaturas predichas por el modelo. La figura 11 muestra las curvas de fluencia calculadas para los seis pasos a que se sometió cada lámina. Estas curvas se calcularon en base a los valores promedio de tamaño de grano y de temperatura a la entrada a los diversos castillos (Figs. 7 y 8),

con un modelo que predice el endurecimiento por trabajado y la participación de fenómenos de restauración de índole dinámica y estática^[35].

4. DISCUSIÓN

El esfuerzo de deformación promedio en cada paso se puede calcular a partir de las fuerzas de laminación

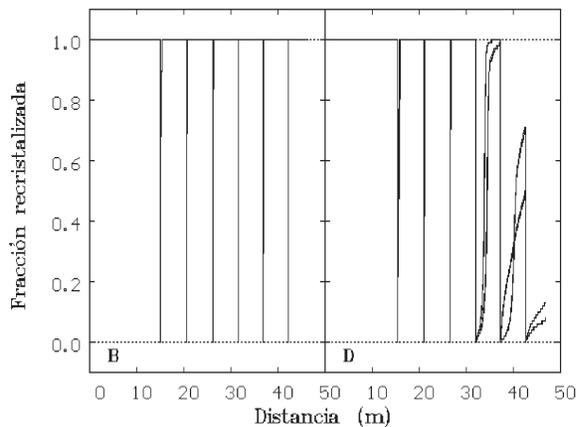


Figura 9. Fracción recristalizada calculada para las cintas identificadas como **B** y **D**.

*Figure 9. Recrystallized fraction computed for strips identified as **B** and **D**.*

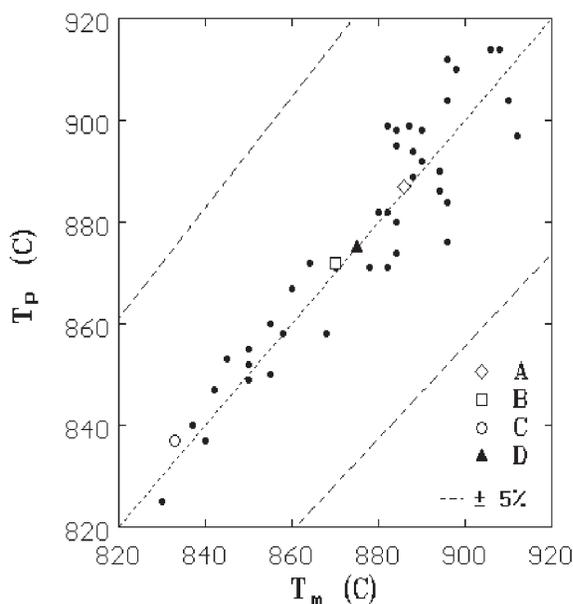


Figura 10. Correlación entre las temperaturas medidas (T_m) y las predichas (T_p) por el modelo a la salida del tren, se incluyen otras series no publicadas en este trabajo.

Figure 10. Correlation between the temperatures measured (T_m) and predicted (T_p) by the model at the exit side of the mill, data for work not reported are included.

registradas durante la producción de la lámina suponiendo condiciones de fricción adhesiva en el entrehierro:

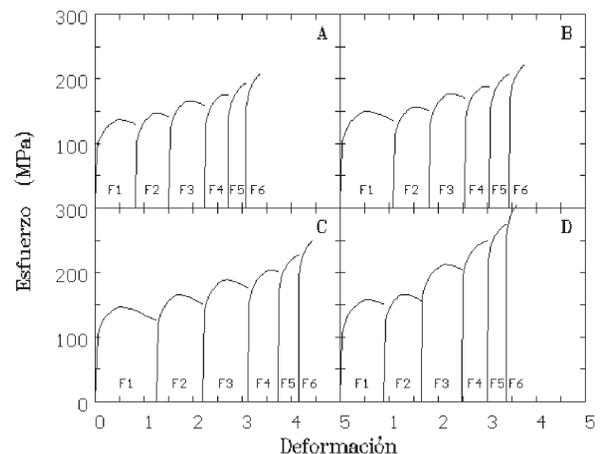


Figura 11. Curvas de fluencia para las diversas cintas.

Figure 11. Stress-strain curves for the different strips.

$$\bar{\sigma}_r = \frac{P}{1.15wLQ_p} \quad (3)$$

donde, $\bar{\sigma}_r$ es el esfuerzo promedio, P la fuerza de laminación, w el ancho de la cinta, L la proyección del arco de contacto durante el paso y Q_p un término de índole geométrica [36 y 37]. El esfuerzo promedio se puede calcular integrando las curvas de fluencia de la figura 11. En este caso, el esfuerzo promedio, $\bar{\sigma}_r$, se calcula como:

$$\bar{\sigma}_r = \frac{1}{\varepsilon_f - \varepsilon_o} \int_{\varepsilon_o}^{\varepsilon_f} \sigma d\varepsilon \quad (4)$$

donde, ε_o y ε_f corresponden a los valores equivalentes de deformación al inicio y final de cada paso. Los valores de σ_r y σ_m , así como las temperaturas, velocidades de deformación y tamaño de grano promedio en cada paso se muestran en la tabla III. En la figura 12 se muestra el buen acuerdo existente entre σ_r y σ_m para el acero al carbono aunque éste no es el adecuado para el acero microaleado. La divergencia en los resultados se puede atribuir a que las curvas de fluencia de la figura 11 se calcularon suponiendo que el material tiene tiempo suficiente como para recristalizar y no acumular deformación [4, 9, 10, 31, 38 y 39] y, como se muestra en la figura 8, éste podría no ser el caso para el acero microaleado.

La figura 13 muestra la dependencia de $\bar{\sigma}_r$ y $\bar{\sigma}_m$ con la temperatura y se aprecia como el esfuerzo, independientemente del método de cálculo usado,

Tabla III. Resumen de los parámetros calculados

Table III. Summary of computed parameters

Estación	Parámetros	F1	F2	F3	F4	F5	F6
Cinta A	Temperatura (°C)	1.041	1.004	977	946	921	891
	Tamaño de grano (µm)	700	120	55	25	20	18
	$\dot{\epsilon}$ (seg ⁻¹)	5,4	16,7	43,8	52,4	73,6	94,9
	$\bar{\sigma}_m$ (MPa)	125	135	154	160	173	186
	$\bar{\sigma}_r$ (MPa)	128	141	163	157	163	177
Cinta B	Temperatura (°C)	1.039	1.002	973	942	917	885
	Tamaño de grano (µm)	700	117	52	23	19	15
	$\dot{\epsilon}$ (seg ⁻¹)	6,6	25,0	67,2	82,3	130,6	164,9
	$\bar{\sigma}_m$ (MPa)	137	144	164	173	187	199
	$\bar{\sigma}_r$ (MPa)	119	147	162	161	188	208
Cinta C	Temperatura (°C)	1.044	1.003	977	940	903	851
	Tamaño de grano (µm)	700	115	50	21	18	13
	$\dot{\epsilon}$ (seg ⁻¹)	8,3	38,4	127,5	180,2	256,0	313,2
	$\bar{\sigma}_m$ (MPa)	133	153	176	189	206	227
	$\bar{\sigma}_r$ (MPa)	125	150	168	186	206	234
Cinta D	Temperatura (°C)	1.058	1.017	989	956	925	887
	Tamaño de grano (µm)	700	40	25	20	12	2
	$\dot{\epsilon}$ (seg ⁻¹)	5,7	19,1	60,9	74,1	102,2	103,8
	$\bar{\sigma}_m$ (MPa)	144	154	199	228	252	282
	$\bar{\sigma}_r$ (MPa)	188	223	246	238	275	386

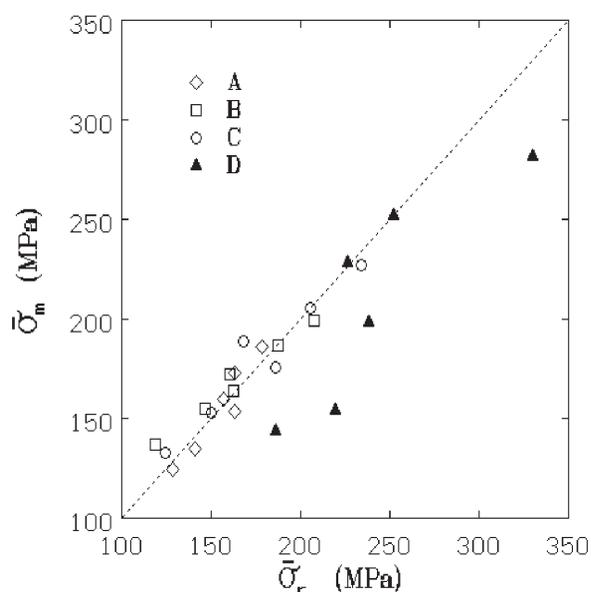


Figura 12. Correlación entre $\bar{\sigma}_r$ y $\bar{\sigma}_m$, los símbolos corresponden a las cuatro cintas estudiadas.

Figure 12. Correlation between $\bar{\sigma}_r$ and $\bar{\sigma}_m$ the symbols correspond the four strips being studied.

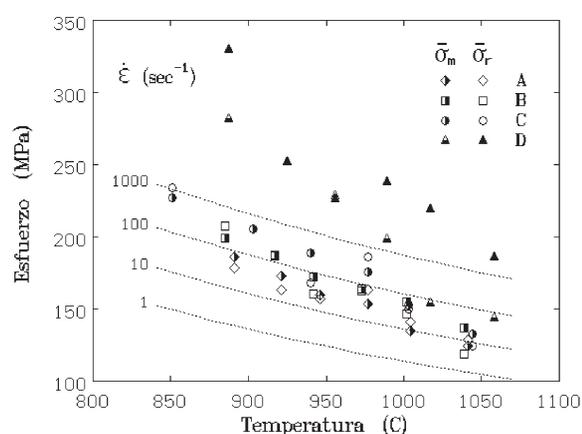


Figura 13. Variación de $\bar{\sigma}_r$ y $\bar{\sigma}_m$ con la temperatura.

Figure 13. Variation of $\bar{\sigma}_r$ and $\bar{\sigma}_m$ with temperature.

aumenta al reducir la temperatura y, aunque los datos del acero al carbono yacen sobre una banda de dispersión, se debe notar que la velocidad de deformación

aumenta al reducirse el espesor (Tabla III). Las líneas punteadas indican las velocidades de deformación equivalente calculadas con una energía de activación de 288 kJ/mol K, calculada a partir de la composición del acero al carbono^[35]. Los valores correspondientes al acero microaleado al niobio no se ajustan a estas curvas.

La figura 7 muestra claramente que el tamaño de grano tiende a disminuir conforme se reduce el espesor de la lámina de acero al carbono, lo que puede atribuirse al incremento en la tasa de nucleación de ferrita a partir de la austenita^[40]. La micrografía correspondiente al acero microaleado (D, en la figura 7) es evidencia de la efectividad del niobio para reducir el tamaño de grano, el mecanismo responsable de este fenómeno puede ser la reducción en la cinética de recristalización, que permite que el material acumule deformación y que el tamaño de grano austenítico se refine, lo que aumenta la tasa de nucleación de ferrita. En la figura 14 se representa la variación de los tamaños de grano de la austenita, d_γ , y de la ferrita, d_α , predicho por el modelo matemático y medido directamente en las muestras de acero al carbono en función del espesor de la cinta.

En dicho diagrama se aprecia que los tamaños de grano austenítico y ferrítico tienden a refinarse conforme se reduce el espesor de la cinta, sin embargo, la reducción no sigue la misma relación, pues se aprecia como el cociente d_α/d_γ aumenta, lo que implica que la tasa de nucleación de ferrita se incrementa con-

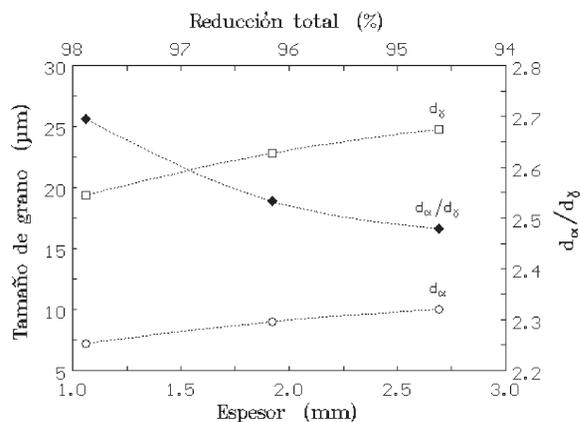


Figura 14. Variación de los tamaños de grano austenítico (d_γ) y ferrítico (d_α), así como su cociente (d_α/d_γ) en función del espesor de las cintas de acero al carbono.

Figure 14. Changes in the grain size of austenite (d_γ) and ferrite (d_α), as well as their ratios (d_α/d_γ) as a function of the final thickness of the carbon steel strips.

forme se reduce el espesor. Este comportamiento se puede atribuir al incremento en la deformación plástica, al aumentar la reducción o a la mayor velocidad de enfriamiento que tiene lugar en la mesa de enfriamiento en las cintas más delgadas^[41], sin embargo no está claro cual es el mecanismo dominante.

Otro punto a considerar al simular el proceso de laminación es el comportamiento de la capa de óxido que cubre la superficie del acero. En la figura 8 se presentan las diferentes morfologías que se encontraron en los aceros identificados como **E** a **H**. La principal diferencia entre estas muestras es la composición base del acero dado que las cuatro cintas se procesaron siguiendo la misma secuencia de reducción; sin embargo, tanto la morfología como las dimensiones de la cascarilla son diferentes. En la figura 15 se muestra el cambio en espesor calculado para la lámina identificada como **E**. En ella se puede observar el rápido crecimiento inicial de la superficie libre óxido del acero producto del uso de los dos cabezales de descascarillado de que dispone la línea (localizados a las distancias de 10 y 12 m)^[42]. El crecimiento se calculó con los parámetros de la ecuación (1) utilizando coeficientes disponibles en la literatura^[19 y 20], la disminución en espesor del óxido se supone que es igual a la del acero. Es interesante observar que el espesor final predicho por el modelo, de alrededor de 5 μm (Fig. 15), es semejante al de la cinta **E** (Fig. 8), pero apenas la mitad del de las otras cintas.

Es posible suponer que la diferencia en los espesores de las cascarilla que se muestran en la figura 8 se deba a una mayor tasa de crecimiento en los aceros **F** y **G** que contiene una mayor cantidad de manganeso; sin embargo, esto no debe ser la causa en aceros

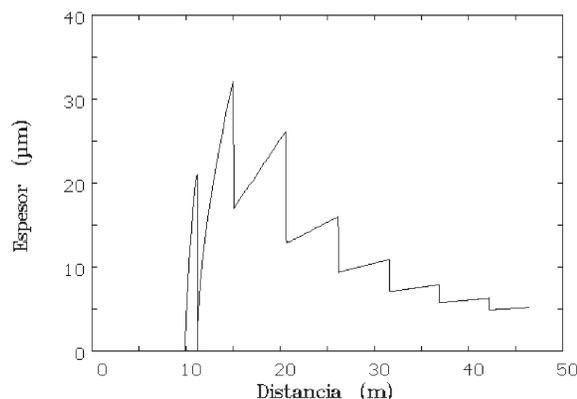


Figura 15. Cambios en el espesor del óxido formado en el acero identificado como **E**.

Figure 15. Changes in the oxide thickness of the steel identified as E.

con silicio, como el **H**, puesto que la presencia de fayalita ($2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$) reduce la tasa de crecimiento del óxido al evitar la difusión del hierro^[43]. Si la diferencia en espesor no es atribuible a cinéticas de crecimiento más elevadas, la otra opción sería la del incremento en la resistencia mecánica de la cascarilla de óxido. Esto, sería viable, puesto que si la capa está formada con menores contenidos de wustita, ésta sería más difícil de deformar y no tendría razón suponer que el óxido se deforma en la misma proporción que el acero; sin embargo, no se cuenta con evidencia de que esta suposición sea correcta.

5. CONCLUSIONES

Se determinaron los parámetros que permiten simular los cambios de temperatura durante la laminación en caliente de aceros al carbono. La validez de las suposiciones se confirma al obtener una buena correlación entre las temperaturas predichas por el modelo y las obtenidas por los pirómetros instalados en las líneas de laminación. Las predicciones estructurales y de temperatura se utilizaron para determinar el esfuerzo promedio requerido para deformar al acero en cada paso y se compararon con los valores calculados a partir de la suposición de fricción adhesiva en el entrehierro. La correlación entre ambos valores fue alta en el acero al carbono, pero no para el acero microaleado, pues el modelo no contempla la acumulación de deformación entre pasos.

Se estudió la microestructura obtenida en muestras de las láminas producidas en la línea compacta y se observó la reducción del tamaño de grano ferrítico en aceros al carbono al reducirse el espesor de la cinta, atribuida al incremento en la tasa de nucleación. Se observó una mayor reducción en el tamaño de grano en muestras de un acero microaleado al niobio, lo que se atribuye a la supresión de la recristalización de la austenita durante su procesamiento en caliente.

Se observó que tanto la morfología como el espesor del óxido formado en la superficie de la lámina se ven afectados por la composición química del acero; sin embargo no se cuenta con evidencias para atribuir este fenómeno a factores relativos a la cinética de crecimiento o a la resistencia mecánica de la capa.

REFERENCIAS

- [1] F. HOLLANDER, *Iron Steel Inst. Sp. Pub.* 123, Londres, (1970) pp. 46-78.
- [2] R.A. HARDING, Tesis Doctoral, Universidad de Sheffield, 1976.
- [3] L.A. LEDUC, Tesis Doctoral, Universidad de Sheffield, 1980.
- [4] C.M. SELLARS, *Mat. Sci. Technol.* 1 (1985) 325-333.
- [5] C.M. SELLARS, *Mathematical Modelling of Hot Rolling of Steel*, S. Yue (Ed.), Can. Inst. Mining Metallurgy, Montreal, Canadá, 1990, pp. 1-18.
- [6] F. HOLLANDER, *Mathematical Modelling of Hot Rolling of Steel*, S. Yue (Ed.), Can. Inst. Mining Metallurgy, Montreal, Canadá, 1990, pp.19-33.
- [7] P. CHOQUET, P. FABRÉGUE, J. GIUSTI, B. CHAMONT, J.N. PEZANT Y F. BLANCHET, *Mathematical Modelling of Hot Rolling of Steel*, S. Yue (Ed.), Can. Inst. Mining Metallurgy, Montreal, Canadá, 1990, pp. 34-43.
- [8] P.D. HODGSON Y R.K. GIBBS, *Mathematical Modelling of Hot Rolling of Steel*, S. Yue. (Ed.), Can. Inst. Mining Metallurgy, Montreal, Canadá, 1990, pp. 76-85.
- [9] R. COLÁS, *Advances in Hot Deformation Textures and Microstructures*, J.J. Jonas, T.R. Bieler y K.J. Bowman (Eds.), TMS, Warrendale, 1994, pp. 63-73.
- [10] R. COLÁS, *Mat. Sci. Technol.* 14 (1998) 388-393.
- [11] R. COLÁS, *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.* 3 (1995) 437-453.
- [12] P.C. ZAMBRANO, A.L. DELGADO, M.P. GUERRERO-MATA, R. COLÁS Y L.A. LEDUC, *ISIJ Int.* 43 (2003) 1.030-1.035.
- [13] C. REIMER Y R.L. HUISMAN, *Ironmaking Steelmaking* 20 (1993) 275-279.
- [14] J. MORALES, I. SANDOVAL Y G. MURILLO, *AI-SE Steel Techn.* 76 (1999) 46-48.
- [15] W.F. GALE Y T.C. TOTEMEIER (eds.), *Smithells Metals Reference Book*, 8ª Ed., Butterworth-Heinemann, Oxford, Inglaterra, 2004.
- [16] L.S. DARKEN Y R.W. CURRY, *J. Am. Chem. Soc.*, 68 (1946) 798-803.
- [17] M.H. DAVIES, M.T. SIMNAD Y C.E. BIRCHENALL, *Trans. AIME* 197 (1951) 889-897.
- [18] K. STANLEY, J. VON HOENE Y R.T. HUNTOON, *Trans. ASM* 43 (1951) 426-438.
- [19] J. PAIDASSI, *Rev. Métal.*, 54 (1957) 2-17.
- [20] F. LORANG, *Rev. Univ. Mines*, 17 (1961) 514-521.
- [21] O. KUBASCHEWSKY Y B.E. HOPKINS, *Oxidation of Metals and Alloys*, Butterworths, Oxford, Inglaterra, 1962.
- [22] N. BIRKS Y A. NICHOLSON, *Iron Steel Inst. Sp. Pub.* 123, Londres, Inglaterra, 1970, pp. 219-231.
- [23] H. ABULUWEFA, G. CARAYANNIS, F. DALLAIRE, R.I.L. GUTHRIE, J.A. KOZINSKI, V. LEE Y F. MUCCIARDI, *Steel Reheat Furnace Technology*,

- F. Mucciardi (Ed.), *Can. Inst. Mining Metallurgy*, Montreal, Canadá, 1990, pp. 211-218.
- [24] K.W. BROWNE, J. DRYDEN Y M. ASSEFPOUR, *Recent Advances in Heat Transfer y Micro-Structure Modelling for Metal Processing*, R.-M. Guo y J.J. Too (Eds.), ASME (MD-Vol. 67), Nueva York, EE.UU., 1995, pp. 187-197.
- [25] H. ABULUWEFA, Tesis Doctoral, University of McGill, 1996.
- [26] K. SACHS Y C.W. TUCK, *Iron Steel Inst. Sp. Pub.* 111, Londres, Inglaterra, 1968, 1-17.
- [27] S. WILMOTTE, J. MIGNON, M. ECONOMOPOULOS Y G. THOMAS, *C.R.M.* 36 (1973) 35-44.
- [28] A.G. CROUCH, *J. Am. Ceram. Soc.* 55 (1972) 558-563.
- [29] T.E. MITCHELL, D.A. VOSS Y E.P. BUTLER, *J. Mater. Sci.* 17 (1982) 1.825-1.833.
- [30] M. TORRES Y R. COLÁS, *J. Mater. Process. Technol.* 105 (2000) 258-263.
- [31] M. HINOJOSA, U. ORTIZ Y R. COLÁS, *Mater. Sci. Forum* 113-115 (1993) 467-471.
- [32] R. COLÁS, J. RAMÍREZ, I. SANDOVAL, J.C. MORALES Y L.A. LEDUC, *Wear* 230 (1999) 56-60.
- [33] M.P. GUERRERO, C.R. FLORES, A. PÉREZ Y R. COLÁS, *J. Mater. Process. Technol.* 94 (1999) 52-59.
- [34] G. GARCÍA-GIL Y R. COLÁS, *Int. J. Mach. Tool. Manu.* 40 (2000) 1977-1991.
- [35] R. COLÁS, *J. Mater. Process. Tech.* 62 (1996) 180-184.
- [36] R.B. SIMS, *Proc. Inst. Mech. Eng.* 168 (1954) 191-219.
- [37] E.C. LARKE, *The Rolling of Strip, Sheet and Plate*, 2nd Ed., Chapman & Hall, Londres, Inglaterra, 1963.
- [38] M. GÓMEZ, S.F. MEDINA Y A. QUISPE, *Rev. Metal. Madrid*, Vol. Ext. (2005) 379-383.
- [39] A. QUISPE, S.F. MEDINA Y M. GÓMEZ, *Rev. Metal. Madrid* Vol. Ext. (2005) 384-389.
- [40] J.C. MORALES, C. GARCÍA, R. COLÁS Y L.A. LEDUC, *Recent Advances in Heat Transfer and Micro-Structure Modelling for Metal Processing*, R.-M. Guo y J.J. Too (Eds.), ASME (MD-Vol. 67), Nueva York, EE.UU. 1995, pp. 45-55.
- [41] L. HERNÁNDEZ, M.P. GUERRERO-MATA, L.A. LEDUC Y R. COLÁS, *J. Physique IV* 120 (2004) 513-518.
- [42] J. RAMÍREZ-CUELLAR, M.P. GUERRERO-MATA, L.A. LEDUC Y R. COLÁS, *J. Physique IV* 120 (2004) 209-215.
- [43] M. DÍAZ-ERCILLA, T. ROS-YÁÑEZ, R. PETROV, Y. HOUBAERT Y R. COLÁS, *Corr. Eng. Sc. Technol.* 39 (2004) 295-300.