

Predicción de propiedades mecánicas y microestructurales en aceros laminados en caliente^(•)

A. Artigas*, M. Páez**, Y. Houbaert***, A. Monsalve* y D. Celentano****

Resumen En el presente trabajo se estructura de manera racional el cúmulo de datos experimentales extraídos, ya sea de laboratorio o de la planta de laminado en caliente de aceros, perteneciente a la industria siderúrgica local. Se realizó una modelización, basada en la técnica de elementos finitos, de las curvas de enfriamiento de estos aceros durante la etapa de bobinado. Con las curvas de enfriamiento obtenidas con esta técnica se calculó, a partir de un modelo cinético, la fracción precipitada de nitrógeno. Paralelamente, con los datos de composición química y porcentaje de reducción durante el laminado en caliente, se estableció un modelo capaz de predecir el tamaño de grano ferrítico final tras esta etapa. Mediante este valor de tamaño de grano y los resultados de nitrógeno libre, obtenidos a partir del modelo, más la composición química y las variables de proceso, se estimaron los valores de límite elástico y resistencia máxima a tracción. Los parámetros así obtenidos han sido validados con datos, tanto de laboratorio como de planta. Se realizó, además, una prueba estadística para respaldar la relación entre valores experimentales y predichos de las distintas propiedades modelizadas. Finalmente, las diferentes ecuaciones y algoritmos empleados se han integrado en un programa sencillo, fácil de usar y que permite, no sólo predecir propiedades mecánicas y microestructurales sino, también, realizar análisis de sensibilidad. Este tipo de análisis, a su vez, permite introducirse en la fabricación de nuevos materiales.

Palabras clave Aceros. Modelización. Laminado en caliente. Propiedades mecánicas y microestructurales.

Prediction of mechanical and microstructural properties of hot rolled steels

Abstract In this work, sets of experimental data obtained from laboratory or hot rolling plants steels belonging to the local siderurgical industry were structured in a semiempirical model. A modelization based on the finite element technique of the cooling curves was made for this kind of steels during the coiling process. From the cooling curves obtained with this technique, the precipitated nitrogen fraction was computed. At the same time, from the chemical composition data and reduction percent during hot rolling, a model that predicts the final grain size after hot rolling was established. From this value of grain size and the free nitrogen results obtained from the model plus the chemical composition and the process variables, the yield stress and ultimate tensile stress, UTS, were estimated. The parameters obtained were validated from either, laboratory or plant results. Furthermore, an statistical test in order to assure the validity of the correlation between the different experimental and predicted modeled properties was made. Finally, the different equations and algorithms used were integrated in user friendly software, which allows not only to predict mechanical and microstructural properties, but also to make sensibility analysis. This kind of work allows in turn to investigate new fabrication processes.

Keywords Steels. Modelling. Hot rolling. Mechanical and microstructural properties.

(•) Trabajo recibido el día 7 de febrero de 2002 y aceptado en su forma final el día 2 de septiembre de 2002.

(*) Dpto. de Ingeniería Metalúrgica. Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile. Av. Ecuador 3363, Estación Central. Santiago de Chile.

(**) Dpto. de Química de los Materiales. Facultad de Química y Biología. Av. Ecuador 3363, Estación Central. Santiago de Chile.

(***) Ghent University, Dpt. of metallurgy and materials science. Technologiepark 9, B9050 Zwijnaarde-Ghent, Belgium.

(****) Dpto. de Ingeniería Mecánica. Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile. Av. Ecuador 3363, Estación Central. Santiago de Chile.

1. INTRODUCCIÓN

La tendencia actual de la industria siderúrgica, es producir materiales con un gran valor agregado que cumplan, al mismo tiempo, con altos estándares de calidad. Desde esta perspectiva, es importante poder predecir las propiedades mecánicas de dichos productos finales, con el fin de lograr un control óptimo de las variables de proceso y de su influencia sobre las propiedades finales. Además, este mejor control, posibilita realizar análisis de sensibilidad, lo que a su vez permite el estudio de la fabricación de nuevos productos.

En el presente trabajo, se realizó el análisis y la modelización de aceros laminados en caliente, que se basa en: criterios metalúrgicos, información empírica (planta y/o laboratorio) y modelos matemáticos que incorporen aspectos fenomenológicos. Estos aceros se fabrican por colada continua, los planchones se homogeneizan a 1.250 °C por dos horas, tras lo cual se laminan en caliente y se bobinan (Fig. 1)^[1]. Un aspecto de relevancia industrial consiste en la predicción de las propiedades mecánicas y microestructurales a lo largo de la bobina, especialmente por el problema de la variación de las propiedades mecánicas al interior de la misma.

El objetivo principal de este trabajo es realizar un estudio experimental de propiedades mecánicas de productos laminados en caliente en la empresa siderúrgica local, con el fin de implementar un modelo teórico-empírico capaz de predecir propie-

dades mecánicas y microestructurales de estos materiales.

2. DESARROLLO EXPERIMENTAL

La composición de los aceros estudiados se resume en la tabla I. Los datos del proceso de fabricación fueron: 1.250 °C, para la temperatura de homogeneización, entre 850 y 880 °C, la temperatura de término de la laminación y en el rango de 615 a 650 °C, la temperatura de bobinado. Los espesores muestreados están entre 1,8 y 4,0 mm, siendo 1,8 mm el espesor mínimo actualmente producido por el tren de laminado en caliente de la compañía en estudio. En la figura 2 se muestra un aspecto de la microestructura de los aceros estudiados, pudiéndose observar una estructura mayoritariamente ferrítica, con colonias de perlita.

Tabla I. Rango de composición de los aceros estudiados

Table I. Chemical composition range of the studied steels

Elemento	Concentración (%)
C	0,08-0,18
Mn	0,40-1,00
P	<0,02
S	<0,02
Si	<0,03
Al	0,02-0,05
N	0,0030-0,0090

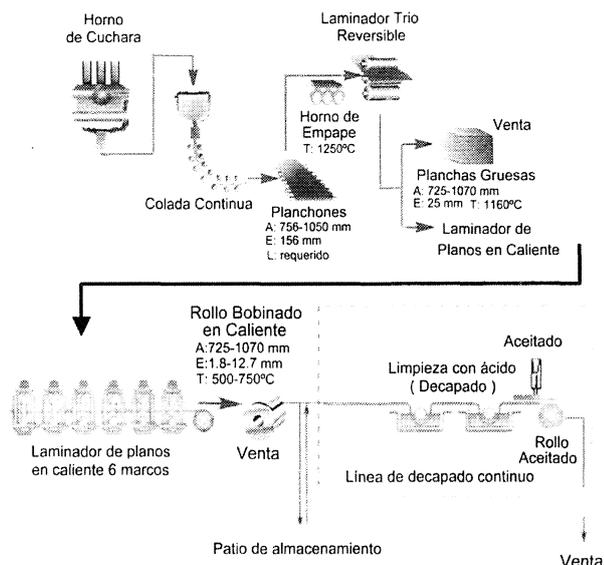


Figura 1. Esquema general de producción de aceros laminados en caliente.

Figure 1. Schematic diagram showing the production process of hot rolling steels.

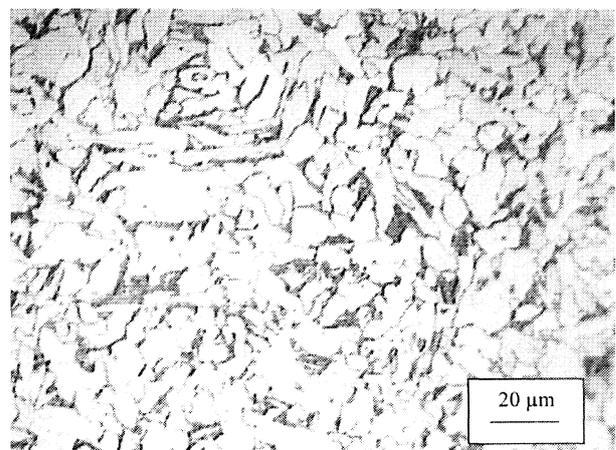


Figura 2. Microestructura típica de los aceros utilizados a 500 aumentos con un tamaño de grano de 8,7 µm y 12,8 % en volumen de perlita.

Figure 2. Optical micrograph revealing the typical microstructure of the steels, having a grain size of 8.7 µm and 12.8 Vol % of pearlite.

3. MODELO PLANTEADO

3.1. Modelo de enfriamiento y precipitación

El modelo empleado consiste en el acoplamiento de un modelo térmico y microestructural, basado en la solución de la ecuación diferencial de transferencia de calor para la bobina que se enfría por conducción, convección forzada y radiación. Las propiedades térmicas han sido consideradas como función de la temperatura. Los resultados obtenidos se utilizaron como datos de entrada en el modelo de precipitación de nitruros de aluminio, pudiendo, así, obtenerse las concentraciones de aluminio y de nitrógeno finales, tras enfriar la bobina^[2]. Como es de esperar, cada punto en la bobina tiene diferentes velocidades de enfriamiento. Esto hace que las fracciones de nitrógeno y de aluminio libres, dependan marcadamente de la posición de cada punto analizado dentro de la bobina, lo que representa un problema industrial de importancia, debido a la heterogeneidad en las propiedades mecánicas y microestructurales que esto produce.

La discretización espacial de la ecuación de energía queda definida, en el contexto de elementos finitos, por^[2]:

$$F_T - CT - KT - L_{pc} \quad (1),$$

donde, F_T es el vector de flujo de calor externo, C es la matriz de capacidad, K es la matriz de conductividad, L_{pc} es el vector de cambio de fase y T es el vector temperatura nodal. Se definió una malla de 840 elementos, identificándose algunos nodos de interés particular para su posterior análisis y comparación.

Las curvas de enfriamiento experimentales para la validación de la modelización se obtuvieron a nivel industrial, habiéndose introducido termocuplas en la bobina, en lugares apropiados. De esta forma, se midieron las curvas de enfriamiento y se compararon con las obtenidas a partir del modelo. Una explicación detallada de lo anterior puede verse en el trabajo citado^[2].

Durante el laminado en caliente, la temperatura de la banda disminuye desde, aproximadamente, 1.250 hasta 860 °C. Dado el contenido de carbono equivalente de los aceros estudiados, puede suponerse que, la etapa de laminación en caliente tiene lugar en austenita. En la figura 3, se muestran las curvas de precipitación de AlN en austenita, que han sido tomadas de las propuestas por Wilson y

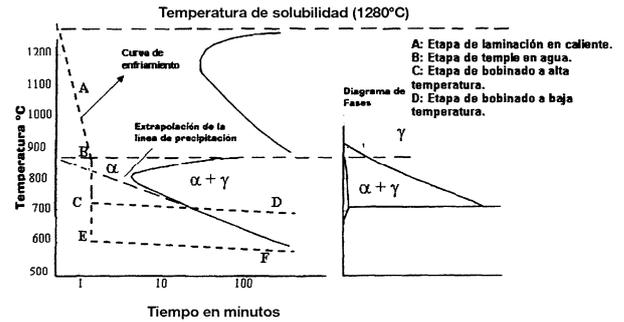


Figura 3. Tiempo requerido para el 50 % de precipitación de AlN, mostrando el pronunciado efecto de retardo de la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ (0,05 %C-0,3 %Mn-0,12 %Al-0,007 %N)^[3].

Figure 3. Time required for 50 % precipitation of AlN, showing the pronounced delay effect of $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation (0.05 %C-0.3 %Mn-0.12 %Al-0.007 %N)^[3].

Gladman^[3]. En estas curvas aparecen las correspondientes cinéticas de precipitación de AlN en ferrita y en austenita, destacándose el retraso que sufre la precipitación de AlN en austenita, debido a la baja velocidad de difusión de Al en esta fase. Al superponerse las curvas de enfriamiento industriales propias del laminado en caliente, esto es, enfriamiento desde 1.250 hasta 860 °C en 3 min, la curva de precipitación de AlN no es cortada por dicha curva, con lo cual se deduce que no existe precipitación de AlN durante este tiempo (etapa A, figura 3). Completada la operación de laminado en caliente, el material se enfría desde 860 °C hasta la temperatura de bobinado, que oscila entre 600 y 720 °C, situación que queda representada por la zona B de la figura 3. Debido a la alta velocidad de enfriamiento en esta etapa, no se espera precipitación de AlN, lo que queda de manifiesto en la figura 3, al no cortar la curva de enfriamiento (zona B) a la curva de precipitación. En la misma figura, se han trazado dos curvas de enfriamiento correspondientes a dos temperaturas de bobinado diferentes. Una de ellas, representa una bobina enfriada desde alta temperatura que sigue la curva de enfriamiento CD. La otra, corresponde a la curva de enfriamiento correspondiente a una bobina enfriada desde baja temperatura, representada por la curva EF. Como es posible apreciar, en el primer caso, trayectoria ABCD, la curva de enfriamiento corta a la curva de precipitación de AlN, esperándose algo de precipitación de nitruro de aluminio. En cambio, la curva ABEF no corta a la curva de precipitación de AlN, por lo que se puede suponer que, en este caso, la precipitación de AlN se hace menos probable. De esto se desprende que, al subir

la temperatura de bobinado aumenta la cantidad de AlN precipitado.

El modelo termodinámico se basa en la siguiente expresión del producto de solubilidad según Leslie^[4]:

$$\log (Al)(N) = - (6770/T) + 1,033 \quad (2),$$

donde, Al y N son los porcentajes en peso del aluminio y del nitrógeno en solución y T es la temperatura de homogenización en grados Kelvin

Para encontrar los contenidos de Al y N en equilibrio a una temperatura dada, se ha procedido a evaluar el valor K_{ps} según:

$$K_{ps} = 10^{-\frac{6770}{T} + 1,033} \quad (3)$$

La reacción se escribe de la forma:



Si se supone que, en el inicio, las cantidades de aluminio y nitrógeno son las especificadas por la composición química del acero, las cantidades disueltas de ambos elementos en el equilibrio se pueden calcular a través de:

$$\left(a - \frac{27}{14}x\right)(b - x) = K_{ps} \quad (5)$$

Donde, a y b son las cantidades iniciales de aluminio y nitrógeno, respectivamente, y x es la cantidad de nitrógeno que precipita. De esta forma, el contenido final de nitrógeno y aluminio disueltos

será, respectivamente: $b-x$ y $a - \frac{27}{14}x$.

Para describir la cinética de precipitación de nitruro de aluminio se ha aplicado una regla de aditividad en la que suponiendo intervalos de tiempo dt , puede escribirse^[5]:

$$\frac{t}{t_0} = \int_{t_0}^t \frac{dt}{t_0} \quad (6)$$

La precipitación isotérmica, puede ser descrita por^[5]:

$$z = 1 - \exp\left(-\left(\frac{t}{t_0}\right)^k\right) \quad (7)$$

con,

$$t_0 = A \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (8)$$

en que:

z es la fracción de nitrógeno precipitada

k es una constante

A es un factor pre-exponencial

Q es una energía de activación para la precipitación

R es la constante universal de los gases

T es la temperatura absoluta

Al reemplazar (6) y (7) en (8) se obtiene un modelo cinético para la fracción de nitrógeno precipitado, de acuerdo a^[5]:

$$X_N = 1 - \exp\left[-\left(\int_{t_1}^{t_2} \frac{1}{A} \exp(-Q/RT) dt\right)^k\right] \quad (9)$$

en que X_N es la fracción de nitrógeno precipitada y Q es la energía de activación para la precipitación, para bobinado en caliente. En el presente estudio: $Q=260$ kJ/mol, $k=0,44$ y $A=4,3 \times 10^{-10}$ (s), propuestos por Duit *et al.*^[5].

3.2. Modelo de predicción de propiedades mecánicas

La predicción de propiedades mecánicas, se basó en el empleo de una serie de datos propios del proceso y de los resultados del modelo de enfriamiento. Las variables de entrada al modelo se pueden ordenar de la manera mostrada en la figura 4. Los datos de composición química (contenidos de aluminio y nitrógeno), junto con la temperatura de recalentamiento en el horno de planchones, permiten calcular a través de la aplicación de la ecuación

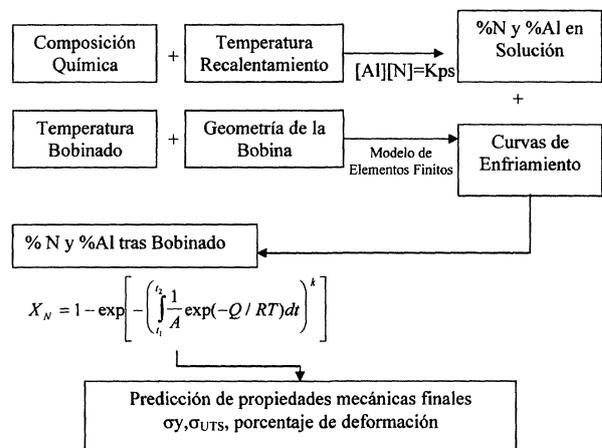


Figura 4. Esquema de la metodología a usar.

Figure 4. Schematic diagram showing the experimental design.

ción (2), las cantidades de nitrógeno y aluminio en solución después del tratamiento, a través del planteamiento de una ecuación que tome en cuenta la relación de pesos atómicos del aluminio y del nitrógeno. Tal como se ha comentado anteriormente, debido a la alta velocidad de enfriamiento durante la laminación en caliente, no se produce la precipitación de AlN en esta fase del proceso. Sin embargo, dada la disminución de dicha velocidad durante el bobinado la precipitación de AlN puede producirse en esta etapa.

La figura 5 muestra los resultados del modelo de precipitación empleado para cinco temperaturas diferentes de bobinado y dos puntos de la bobina. Además, se muestra, en ambos casos, el ajuste polinomial (línea continua) de los resultados anteriores. Como se observa, la concordancia entre ambas fuentes de datos es suficientemente buena. Además, en la misma figura se exponen dos puntos significativos de la bobina, que tienen una velocidad de enfriamiento característica cada uno: el primero, en la superficie exterior (punto frío), el segundo (punto caliente), en el interior, que se enfría más lentamente, apreciándose grandes diferencias entre ambos puntos.

Es preciso señalar que la figura 5 debe interpretarse teniendo en cuenta que en el eje vertical se muestran fracciones y no cantidades absolutas de nitrógeno precipitado, por lo que puede aplicarse a todo el rango de composiciones especificadas en la Tabla I. Entre otros valores, los autores han realizado cálculos utilizando el modelo planteado a aproximadamente 300 tipos de aceros de composiciones químicas diferentes con los contenidos de Al y de N especificados en la Tabla I.

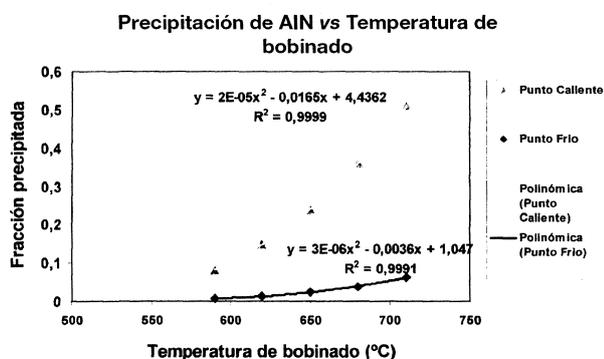


Figura 5. Fracción de AlN precipitada en la ferrita en función de la temperatura de bobinado.

Figure 5. Fraction of AlN precipitated in ferrite vs. coiling temperature.

Rev. Metal. Madrid 38 (2002) 339-347

3.2.1. Predicción del tamaño de grano ferrítico final

El tamaño de grano final de la ferrita cambia proporcionalmente con el porcentaje de reducción e inversamente con el contenido de aluminio, según la ecuación:

$$TG(\mu m) = 11,5 - 2,2(6\% C + \% Mn + 30\% P + 35\% S + 23\% Al +$$

$$+ 0,01(723 - T_{bobinado}) + 0,01(\% Red) - 0,002 T_{término} - 100 N$$

en que $T_{término}$ se refiere a la temperatura de término de laminado en caliente, $T_{bobinado}$ corresponde a la temperatura de bobinado y $\%Red$ se refiere al porcentaje de reducción en el laminado en caliente.

Esta ecuación está inspirada en las propuestas de los autores, Reed Hill^[6] y Pickering^[7 y 9], donde N_{libre} , es decir, el nitrógeno en solución que, indirectamente, manifiesta el nitrógeno precipitado como AlN. Esta es una de las variables más importantes en la predicción del tamaño de grano final de la ferrita. Los coeficientes de esta ecuación se encontraron a partir de datos provenientes de varios tipos de aceros diferentes y no coinciden necesariamente con los propuestos por Reed-Hill y Pickering, debido a las diferencias propias existentes entre los aceros estudiados en el presente trabajo (variables de proceso, composición química etc.). En la figura 6 se aprecia una relación entre el tamaño de grano ferrítico final calculado y el tamaño de grano ferrítico final real, el cual no supera en el peor de los casos 0,5 μm .

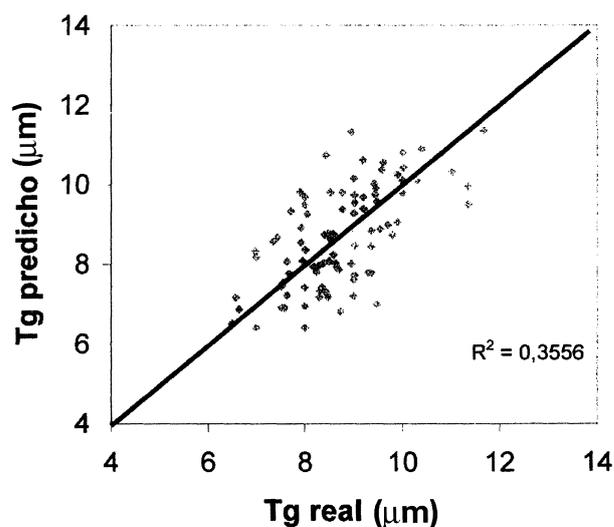


Figura 6. Tamaño de grano ferrítico final predicho vs. tamaño de grano real.

Figure 6. Final ferritic grain size predicted by the model vs. the actual grain size.

3.2.2. Determinación del porcentaje de perlita

Para determinar el porcentaje de perlita se calculó, en primer lugar, la cantidad de carbono equivalente, basado en Pickering^[7]. En esta ecuación se consideró un nuevo término que corresponde al porcentaje de azufre ya que, este, en alguna medida, minimiza el efecto del manganeso al formar el compuesto MnS:

$$\% C_{equivalente} = \% C + \frac{\% Mn}{6} + \frac{\% Si}{24} - \% S \quad (11)$$

La perlita que se encuentra en el acero debe ser visible al microscopio óptico, para ser detectada. Debido a la alta velocidad de enfriamiento desde la temperatura de término de laminación ($T_{término}$) hasta la temperatura de bobinado ($T_{bobinado}$), se han realizado las siguientes consideraciones:

- Para calcular la cantidad de perlita precipitada, se supone un desplazamiento hacia la derecha (y hacia abajo) del diagrama de fases. El desplazamiento hacia la derecha permite plantear una regla de la palanca corregida. A partir de los análisis metalográficos de los aceros estudiados, este desplazamiento ha sido cuantificado en 0,04 % C.
- Una parte importante del carbono precipita como carburos muy finos, difíciles de detectar mediante el microscopio óptico. Por esta razón la perlita medida, es menor que la predicha por el diagrama de equilibrio, pudiéndose plantear:

$$\% perlita = \alpha \frac{\% C_{eq} - 0,06}{0,84 - 0,06} \cdot 100 \% \quad \alpha < 1 \quad (12)$$

dado que al aumentar la diferencia entre $T_{término}$ y $T_{bobinado}$, este parámetro α debe ser proporcional a la diferencia relativa entre ambas temperaturas. El análisis de los datos, permite plantear que:

$$\alpha = \frac{T_{término} - T_{bobinado}}{T_{término}} \quad (13)$$

Basándose en estas ecuaciones y los datos obtenidos experimentalmente, se ha determinado la correlación que se muestra en la figura 7.

3.2.3. Determinación del espaciado interlaminar

Para poder predecir convenientemente el límite elástico en estos aceros, es importante conocer el

Perlita predicha vs real

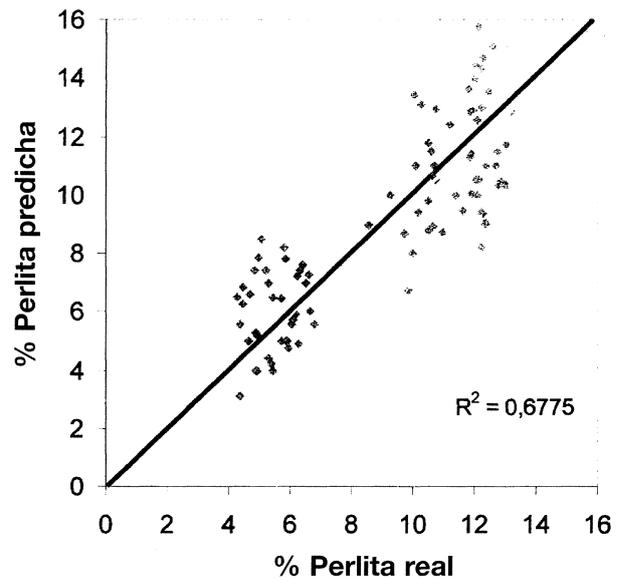


Figura 7. Porcentaje de perlita predicha versus porcentaje de perlita medido.

Figure 7. Pearlite percent predicted by the model vs. the actual pearlite percent.

espaciado entre láminas de perlita, S_o , en mm, que, a su vez, depende del subenfriamiento. Es así que S_o quedaría expresado como sigue^[6]:

$$S_o = \frac{0,1}{723 - T_{bobinado}} \quad (14)$$

3.2.4. Determinación del límite elástico

Esta determinación se ha realizado en comparación con las ecuaciones propuestas por Pickering^[7 y 9] y Artigas^[8].

Basándose en estas ecuaciones y los datos obtenidos experimentalmente, se ha determinado la siguiente correlación:

$$\sigma_0 (\text{MPa}) = 99,08(38,2 + 0,016 \% perlita(S_o)^{-1/2} + 5,5 \% Mn + \quad (15)$$

$$+ 43 \% Si + 114 \% P - 45 \% S + 31\sqrt{N_{libre}} + 12,6 TG^{-1/2} - 0,02 T_{term})$$

Como se aprecia en la figura 8, los resultados predichos por el modelo se ajustan, de manera razonable, a los datos reales obtenidos a partir de mediciones en planta. El peor de los casos predichos se aleja 30 MPa del valor real. Estos resultados, en la práctica, son admisibles, dado que el rango de dispersión aceptable de los resultados corresponde a 50 MPa, de acuerdo a la norma utilizada industrialmente.

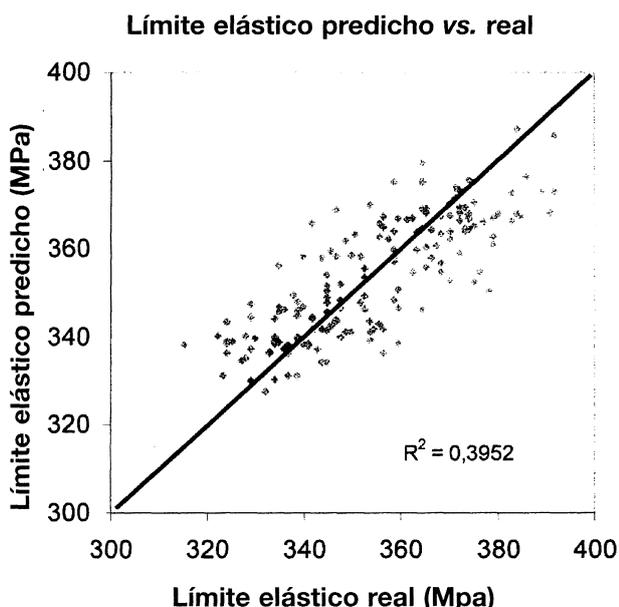


Figura 8. Resultados de la predicción del límite elástico convencional.

Figure 8. Results of the prediction of the conventional yield stress.

3.2.5. Determinación de la resistencia máxima a tracción

Basándose en los mismos conceptos para la determinación del límite elástico, se determina la siguiente relación para obtener una aproximación de la resistencia máxima de tracción:

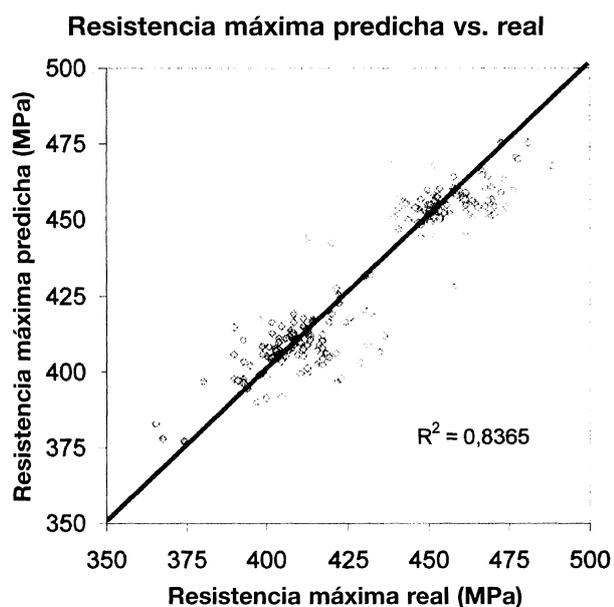


Figura 9. Resultados de la predicción de porcentaje de la resistencia máxima a la tracción.

Figure 9. Results corresponding to the prediction of ultimate tensile strength.

Rev. Metal. Madrid 38 (2002) 339-347

$$\sigma_{\max}(\text{MPa}) = 130,47(19,8 + 0,004 \% \text{ perlita}(S_o))^{-1/2} + 8,03 \% \text{ Mn} + 41,4 \% \text{ Si} + 57,7 \% \text{ P} - 69 \% \text{ S} + 262 \sqrt{N_{\text{libre}}} + 11,5 \text{ TG}^{-1/2} \quad (16)$$

Los resultados obtenidos, experimentales y teóricos, se comparan en la figura 9, donde se puede apreciar que los resultados predichos por el modelo se ajustan de manera razonable a los datos reales obtenidos a partir de mediciones en planta. El peor de los casos predichos se aleja 30MPa del valor real, lo que, desde el punto de vista industrial, es absolutamente razonable.

Las ecuaciones planteadas por Pickering^[7] proponen que, el nitrógeno en solución es más influyente en el límite elástico que en la resistencia máxima. Sin embargo, el mismo autor plantea que, el efecto del nitrógeno es más significativo en la resistencia máxima a la tracción que sobre el límite elástico para aceros ferrito-perlíticos con altos contenidos de carbono^[9]. Este resultado está de acuerdo a lo hallado en el presente trabajo, lo que se explica teniendo en cuenta el alto valor del carbono equivalente presente en los aceros estudiados. Al parecer, de acuerdo a lo establecido por Pickering^[7 y 9], el efecto del nitrógeno es mayor en el valor de la resistencia máxima a la fractura que en el límite elástico, conforme se aumenta el contenido de carbono.

3.2.6. Determinación del porcentaje de elongación

Análogamente a lo anterior, se ha propuesto una relación basada en fundamentos metalúrgicos y experimentales, para obtener una aproximación del porcentaje de elongación.

$$\% \text{ Elongación} = (0,000096 \% \text{ perlita}(S_o) - 0,05 \% \text{ Mn} - 4,23 \% \text{ P} - 4,36 \% \text{ S} + 2,37 \% \text{ Sn} - 1,16 \sqrt{N_{\text{libre}}} + 0,12 \text{ TG}^{-1/2} + 0,0006 T_{\text{term}}) 100 \quad (17)$$

Los resultados de esta propiedad se comparan en la figura 10, donde la correlación sigue siendo aceptable dentro de los rangos industriales.

3.3. Análisis estadístico de los resultados

Para analizar los resultados, entre los valores reales y los calculados, se ha establecido una docimasia de hipótesis que debe cumplirse^[10 y 11].

$$\text{Valor}_{\text{REAL}} = \beta \text{Valor}_{\text{CALCULADO}} \quad (18)$$

donde β debe ser cercano a 1.

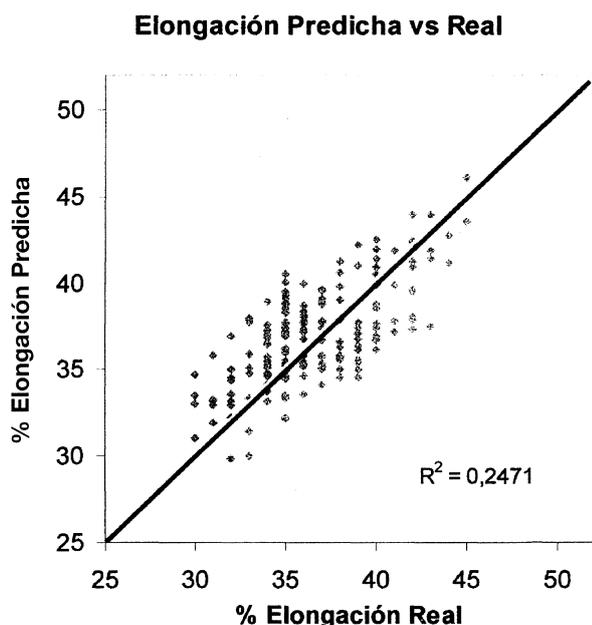


Figura 10. Resultados de la predicción del porcentaje de elongación.

Figure 10. Results of the prediction of elongation percent.

Así, se tiene:

$$y = \beta x \quad (19)$$

- 1) Hipótesis nula $H_0: \beta = 1$.
- 2) Hipótesis alternativa $H_1: \beta \neq 1$, donde β es la pendiente de la recta.
- 3) Se define un nivel de confianza del 95 % (es decir $\alpha=0,05$).
- 4) Cálculo de la región crítica dada por $[-t_{\alpha/2, n-2}, t_{\alpha/2, n-2}]$, que resulta ser de $[-1,960, 1,960]$, en que $t_{\alpha/2, n-2}$ corresponde a la distribución de Student, con $n-2$ grados de libertad.
- 5) Se define el estadístico apropiado para docimar que viene dado por:

$$t = \frac{b - \beta}{s / \sqrt{S_{xx}}} \quad (20)$$

donde, b , es la pendiente obtenida de la recta $y = b X$, calculada a través de mínimos cuadrados, s corresponde a la desviación del error experimental o aleatorio.

$$s = \sqrt{\frac{S_{yy} - bS_{xy}}{n - 2}} \quad (21)$$

con n el tamaño de la muestra, y además:

$$S_{yy} = \sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2 \quad (22)$$

$$S_{xy} = \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y}) \quad (23)$$

$$S_{xx} = \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2 \quad (24)$$

En la tabla II, se muestran los resultados obtenidos. En todos los casos, es decir, elongación, esfuerzo de fluencia y esfuerzo máximo de tracción (UTS), se cumple con la hipótesis nula. Esto es, se puede asegurar, con un 95 % de confianza, que $\beta=1$. Este análisis demuestra, con un criterio de validez estadístico, que la relación entre valores reales y predichos por el modelo sigue la recta $y=x$, con un 95 % de confianza.

4. CONCLUSIONES

- Se ha desarrollado un modelo térmico-microestructural que permite predecir las propiedades mecánicas en aceros de bajo contenido de carbono laminados en caliente. En el desarrollo de este modelo se han tomado en cuenta la composición química y las variables de proceso, tales como las temperaturas de recalentamiento, acabado de laminado en caliente y bobinado. Todos estos parámetros se han integrado en ecuaciones simples que permiten realizar estimaciones de propiedades mecánicas y análisis de sensibilidad.

Tabla II. Resultados del análisis estadístico

Table II. Results of statistical analysis

Propiedades	Valor de t calculado	Valor crítico para que se cumpla la hipótesis nula (β_0)	Condición
Límite elástico	-0,04	[-1,960, 1,960]	Cumple
Resistencia Máxima	0,02	[-1,960, 1,960]	Cumple
Elongación	0,05	[-1,960, 1,960]	Cumple

- Se han validado los resultados teóricos con mediciones experimentales hechas en planta, tanto de las curvas de enfriamiento como de la fracción de nitrógeno precipitada. Se han realizado mediciones de propiedades mecánicas a una serie de muestras tomadas en planta. Dichos valores se han integrado en una serie de ecuaciones sustentadas en los resultados del modelo de enfriamiento y en los datos experimentales.
- A través de la docimasia de hipótesis, se concluye que las propiedades mecánicas predichas tienen un sustento estadístico, habiéndose validado los resultados obtenidos a través del modelo, con datos provenientes de planta, encontrándose correlaciones aceptables desde el punto de vista práctico.
- Se han integrado las ecuaciones planteadas en un programa de fácil aplicación, que ha sido instalado en el Departamento de Gestión de Calidad de la Siderúrgica Local.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer al Proyecto FONDECYT N° 1000810 por el apoyo brindado al presente trabajo. También, se agradecen los apoyos brindados por la DICYT (USACH) y a la Siderúrgica Local.

REFERENCIAS

- [1] A. ARTIGAS, Trabajo de Titulación, Facultad de Ingeniería, Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile, 1999.
- [2] A. MONSALVE y D. CELENTANO, *Ironmaking Steelmaking* 26 (1999) 449-456.
- [3] F.G. WILSON y T. GLADMAN, *Int. Mater. Rev.* 3 (1988) 221-286.
- [4] W. LESLIE, R. RICKETT, C. DOTSON y C. WALTON, *Trans. ASM.* 46 (1954) 1.470-1.497.
- [5] G. DUIT, A. HURKMANS, J. SHEFFER y T. HOOGENDORN, *Proc. Int. Conf. THERMEC '88*, Tokio Japan, 1988, pp 114-121.
- [6] R. HILL, *Principios de Metalurgia Física*, 1ª Ed. en español, C.E.C.S.A., México, 1972, pp. 546-561.
- [7] F.B. PICKERING, *Physical Metallurgy and The Design of Steels*, Applied Science Pub. Ltd. London, 1978, pp. 60-87.
- [8] A. ARTIGAS, A. MONSALVE y D. CELENTANO, *IBEROMET VI*, vol. 1, Barcelona 2000, pp. 229-232.
- [9] F.B. PICKERING, *Hardenability Concepts with Application to Steel*, D.V. Doane & J.S. Kirkaldy (Eds.), The Metallurgical Society of AIME, 1978, pp. 179-228.
- [10] R. WALPOLE, *Probabilidades y Estadística*, 4ª Ed., McGraw-Hill, México, 1992, pp. 386-390.
- [11] S. SELBY, *Standard Mathematical Tables*, Twenty-first Edition, CRC-PRESS, U.S., 1973, pp. 617.