

Transferencia de calor en la colada continua de aceros^(*)

I parte. El molde

C. Cicutti^(*)

Resumen El molde de colada continua cumple la importante función de recibir el acero líquido y permitir que se desarrolle una capa solidificada uniforme y libre de defectos. En este trabajo se revisan los distintos mecanismos implicados en el proceso de transferencia de calor, desde el acero líquido hasta el agua de refrigeración del molde. Se analiza también el efecto de las distintas variables de funcionamiento en la extracción calórica producida y la relación entre el flujo global de calor y su distribución a lo largo del molde.

Palabras clave: **Colada continua. Aceros. Transferencia de calor. Molde. Solidificación.**

Heat transfer in the continuous casting of steels Part 1. The mold

Abstract The continuous casting mold plays the important role of receiving the liquid steel and allowing a uniform and defect free solidified skin to be developed. In this work, the different heat transfer mechanisms which are present from the liquid steel to the mold cooling water are reviewed. The effect of operating variables on heat extraction and the relationship between global and distributed heat flux are also analyzed.

Keywords: **Continuous casting. Steels. Heat transfer. Mold. Solidification.**

1. INTRODUCCIÓN

La elaboración de los aceros por medio de colada continua representa, actualmente, su principal vía de obtención. En los últimos años, el empleo de esta tecnología ha ido creciendo en casi todos los países del mundo reemplazando paulatinamente al colado convencional en lingotes (1). Las razones de esta sustitución se basan, principalmente, en que este proceso permite incrementar el rendimiento metálico del acero producido a la vez que se consigue una mayor uniformidad en los productos y un aumento de la productividad global (2).

Sin embargo, a diferencia del colado convencional en lingotes, la solidificación del material proce-

sado por colada continua ocurre en pocos minutos, estando el producto sometido a fuertes tensiones y deformaciones por lo que la calidad del mismo está íntimamente relacionada con la evolución térmica a lo largo del proceso. Por ello, resulta de gran importancia conocer las variables que gobiernan la extracción de calor en las distintas etapas del proceso. En particular, la transferencia de calor producida en el molde debe ser tal que permita el desarrollo de una capa sólida en el producto suficientemente rígida como para soportar la presión ferrostática ejercida por el núcleo de acero líquido.

El objetivo de este trabajo es analizar, de forma detallada, los distintos mecanismos de transferencia de calor presentes en la zona del molde. En particular, se puso interés en la revisión de las relaciones cuantitativas que describen los distintos procesos de transferencia térmica presentes. Además, se analiza también el efecto de las distintas variables operativas en la extracción de calor en el molde.

(*) Trabajo recibido el día 20 de enero de 1997.
(*) Centro de Investigación Industrial-FUDETEC. J. Simini
250-(2804) Campana (Argentina)

2. PRINCIPALES MECANISMOS IMPLICADOS

El calor es extraído en el molde, principalmente por el agua que circula en su interior. La transmisión de calor desde el acero líquido hasta el agua de refrigeración se produce por los siguientes mecanismos (3 y 4) (Fig. 1):

- Transmisión por convección en el acero líquido.
- Conducción en la capa de acero solidificada.
- Transmisión desde la superficie del acero hasta la pared del molde.
- Conducción en el molde.
- Convección entre el molde y el agua de refrigeración.

Considerando valores promedio de los coeficientes de transferencia implicados en cada caso, y suponiendo un espesor de 10 mm para la capa solidificada y de 20 mm para la pared de cobre del molde, Alberny (3 y 4) obtuvo los porcentajes de resistencia térmica correspondientes a cada caso (Tabla I). En esta tabla se puede observar que la transferencia de calor acero-molde es la que ejerce mayor influencia, seguida por el espesor de acero solidificado. En ambos casos, la resistencia térmica varía considerablemente a lo largo del molde, provocando que el flujo de calor extraído no sea constante, sino que decrezca desde el menisco de acero hacia la parte inferior del molde. Más adelante se analizan distintas expresiones sugeridas en la literatura para describir la ley de variación del flujo de calor en el molde. A continuación, se discuten con más detalle los distintos mecanismos de extracción de calor.

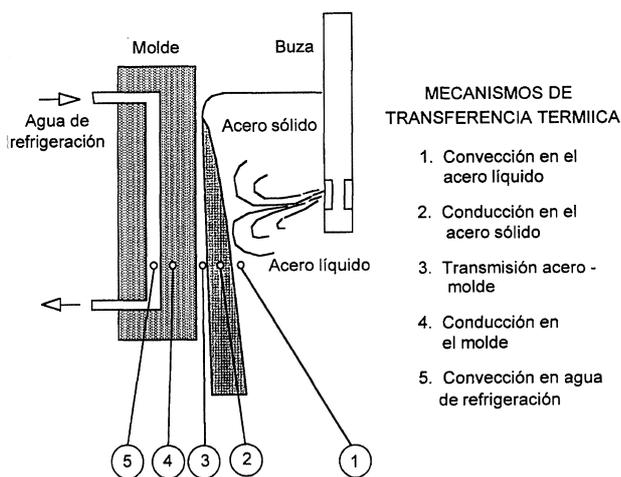


FIG. 1.— Mecanismos de transferencia de calor en el molde de colada continua.

FIG. 1.— Heat transfer mechanisms in the continuous casting mold.

TABLA I.— Aporte de cada uno de los mecanismos de transferencia térmica en la extracción total de calor en el molde (3)

TABLE I.— Contribution of each thermal transmission mechanism to the total heat extraction in the mold (3)

	Acero líq.-sól.	Acero sólido	Acero-cobre	Cobre	Cobre-agua
Coeficiente de transmisión, kW/m ² -K	10	3	2	20	40
	↓	↓	↓	↓	↓
Resistencia térmica, %	10	33	50	5	2
	↓	↓	↓	↓	↓

2.1. Transmisión del calor por convección en el acero líquido

La transferencia de calor por convección en el frente de solidificación se puede calcular si se conoce el coeficiente de transferencia correspondiente. Una forma sugerida (3 y 4) para estimar este coeficiente consiste en aplicar la correlación derivada (5) para flujos de fluidos paralelos a una placa plana (ver Notación al final del trabajo):

$$h_{SL} = 0,66 \frac{k_L}{Z_m} \left[\frac{V_L \cdot Z_m \cdot \rho_L}{\mu_L} \right]^{1/2} \left[\frac{c_L \cdot \mu_L}{k_L} \right]^{1/3} = 0,66 \frac{k_L}{L_u} R_s^{1/2} Pr_s^{1/3} \quad [1]$$

Aplicando esta ecuación y suponiendo una velocidad del fluido de 0,3 m/s, Alberny (4) obtuvo un valor del coeficiente de transferencia del orden de 1·10⁴ W/K·m² (Tabla I).

Sin embargo, esta expresión es válida para valores del número de Prandtl comprendidos entre 0,6 y 50. Normalmente, los metales líquidos caen fuera de este rango de validez, por lo que se puede lograr una aproximación mejor utilizando correlaciones derivadas para intervalos de número de Prandtl más amplios (5). En este sentido, Etienne (6) y Birat y col. (7) utilizaron la ecuación de Seban y Shimazaki (5) para estimar el coeficiente de transferencia en el caso de metales líquidos que circulan por el interior de tuberías:

$$h_{SL} = \frac{k_L}{D_H} \left[5 + 0,025 (Re_s \cdot Pr_s)^{0,8} \right] \quad [2]$$

Nakato y col. (8) emplearon una expresión diferente para estimar el coeficiente de transferencia, suponiendo el caso de una corriente de líquido impactando sobre una superficie vertical.

Larrecq y col. (9) estimaron el coeficiente de convección en el frente de solidificación combinando experiencias con radiotrazadores para determinar el espesor solidificado y un modelo matemático del proceso. Los resultados muestran que el coeficiente de transferencia depende, entre otros factores, de la posición considerada y de la velocidad de colada.

En todos los casos, y cualquiera que sea la correlación empleada para determinar el coeficiente de transferencia, es necesario conocer la distribución de velocidades en la pileta líquida. Por lo tanto, una descripción rigurosa del problema requiere el acoplamiento de las ecuaciones de movimiento de fluidos (ecuaciones de Navier-Stokes) con las de transmisión de calor. Szekely y cols. (10 y 11) propusieron una aproximación para el caso de la colada continua. Recientemente, se han empleado modelos más sofisticados que permiten conocer la distribución de velocidades y temperaturas en el acero líquido (12-14).

Sin embargo, la aplicación de estos modelos, que incluyen la descripción del movimiento de fluidos, presenta gran complejidad y requiere bastante tiempo para su informatización. Una forma de simplificar el problema, adoptada por diversos investigadores, es la de tratar el acero líquido como un sólido con una conductividad térmica efectiva varias veces superior al valor real. Si bien este método ha sido cuestionado (15 y 16), se ha empleado con buenos resultados en numerosas oportunidades (17-23). La conductividad efectiva en el acero líquido se puede estimar, entonces, según:

$$k_1^{ef} = \beta_{ef} \cdot k_s \quad [3]$$

donde k_s es la conductividad del acero a la temperatura de *solidus*. El valor adoptado para el factor de incremento (β_{ef}) es normalmente 7 (17-19), aunque también se han utilizado otros valores (20-24) (Tabla II).

TABLA II.— Valores propuestos en la bibliografía para estimar la conductividad efectiva del acero líquido

TABLE II.— Values proposed in the literature to estimate the effective thermal conductivity of liquid steel

Referencia	β_{ef}
(23)	2
(21-22)	5
(17-19)	7
(24)	8
(20)	14

2.2. Conducción del calor en la capa de acero solidificada

En la capa solidificada, la transmisión de calor depende de la conductividad térmica del acero, que es función de la temperatura. En la literatura (25-28) se presentan distintas compilaciones de propiedades físicas de los aceros, con su dependencia con respecto a la temperatura.

La conductividad térmica en la zona pastosa es una combinación de las conductividades del acero sólido y líquido. Como se indicó en el punto anterior, el valor de la conductividad en el metal líquido se suele considerar incrementado para tener en cuenta el efecto de la convección. Sin embargo, la forma de combinar la contribución de ambas conductividades varía según los diferentes autores.

Por ejemplo, en algunos casos (29), se ha supuesto directamente que la conductividad en la zona pastosa varía de forma lineal con la temperatura. En cambio, en otros trabajos (22), se ha considerado que la conductividad térmica varía linealmente con la fracción solidificada en lugar de con la temperatura. Para esta situación, la conductividad vale:

$$k_{SL} = k_s \cdot [f_s + \beta_{ef}(1 - f_s)] = k_s [1 + (\beta_{ef} - 1) \cdot f_L] \quad [4]$$

Se ha señalado (18) que esta aproximación sobreestima el valor real de la conductividad, por lo que en algunos trabajos (18 y 19) se ha preferido una variación cuadrática con la temperatura.

$$k_{SL} = k_s \left[1 + (\beta_{ef} - 1) \left(\frac{T - T_{sol}}{T_{liq} - T_{sol}} \right)^2 \right] \quad [5]$$

En otros casos (18 y 32), se ha supuesto también una variación cuadrática pero con la fracción líquida, fundamentado en que el flujo de metal líquido en la región interdendrítica varía según esta ley. Esta aproximación ha sido empleada en muchos trabajos (19, 32, 33 y 36) y se puede expresar así:

$$k_{SL} = k_s [1 + (\beta_{ef} - 1) \cdot f_L^2] \quad [6]$$

Finalmente, Harste y col. (34) consideran que los efectos del movimiento convectivo del acero líquido sólo afectan en la zona pastosa cuando la fracción líquida es superior a 0,9. La expresión adoptada para modelar este comportamiento es:

$$k_{SL} = k_s [1 + (\beta_{ef} - 1) \cdot f_L^{50}] \quad [7]$$

2.3. Transmisión del calor desde la superficie del acero hasta la pared del molde

El mecanismo de transferencia de calor entre acero y molde es complejo, ya que incluye la transmisión a través de la película de lubricante y del espacio de aire producido por la contracción del acero al solidificar y separarse del molde. Las variaciones producidas a lo largo de éste provocan que el coeficiente de transferencia en esta zona dependa de la posición considerada. De acuerdo a Mizikar (17), la zona de contacto metal-molde se puede considerar dividida en tres regiones. Una primera, comprendida desde el menisco de acero hasta el punto donde comienza a formarse la piel sólida, en la cual el lubricante se interpone entre metal y lingotera. En la segunda región, la piel solidificada toma contacto intermitente con el molde y, en la tercera, la contracción del acero solidificado separa al mismo de la superficie del molde, dejando una capa de aire.

Sin embargo, en la actualidad se reconoce ampliamente que la solidificación ya comienza en el menisco de acero (35-37), produciéndose la transmisión de calor en esta zona a través de una delgada capa de acero sólido. No obstante, Lainez y col. (38 y 39), basándose en experiencias realizadas con palanquillas, propusieron recientemente un modelo que supone, como el de Mizikar (17), que en la zona superior del molde el acero se mantiene líquido, formándose la primera capa sólida entre unos 40-80 mm por debajo del menisco.

Perkins y col. (24) también supusieron el molde dividido en tres regiones y adoptaron distintos valores del coeficiente de transferencia para la zona superior e inferior, considerando en la zona central una variación lineal que une ambos valores. Hills (40), en cambio, adoptó una dependencia lineal del coeficiente de transferencia a lo largo de todo el molde, mientras que Pinheiro y col. (41) supusieron una variación exponencial.

Irving (42) mostró que el cálculo del coeficiente de transferencia debe ser corregido por el efecto de la transmisión por radiación cuando el espacio de aire formado supera un cierto valor. Esta corrección es tanto mayor cuanto más elevada es la temperatura superficial del producto.

La formación de la capa de aire depende, principalmente, de la extracción de calor en el molde, de la presión ferrostática y de las propiedades mecánicas de la capa solidificada. Se han propuesto distintas aproximaciones para estudiar su formación y la relación con la aparición de defectos en el material (43-46).

En general, la película de aire formada no es uniforme y su espesor varía tanto a lo largo como a lo ancho del molde (47). Especialmente en las aristas del producto colado, el espacio de aire formado

es mayor debido a que, en esta región, el enfriamiento se produce a través de ambas caras del mismo (47 y 48). Al separarse la capa solidificada del molde aumenta la resistencia térmica, disminuyendo el flujo de calor y provocando un sobrecalentamiento de esta porción del producto que ahora está en condiciones de ser deformada nuevamente por la presión ferrostática (45). De esta manera, se van produciendo sucesivos movimientos de la capa solidificada, variando el espesor de aire y pudiendo llegar, en algunos casos, a la rotura del producto.

Además de la película de aire formada, la transmisión de calor está acusadamente afectada por el tipo de lubricante empleado. Basándose en un estudio sobre datos obtenidos de diferentes plantas, Wolf (70 y 71) determinó que el calor extraído en el molde es superior cuando se utiliza aceite como lubricante, en concordancia con los resultados publicados previamente por Taylor (48). En el caso de que se empleen polvos coladores como lubricantes, las propiedades físicas de los mismos y los espesores de las capas formadas juegan un papel decisivo en el proceso de extracción de calor en el molde. Más adelante se discute en detalle la incidencia de los polvos en la transferencia de calor así como los intentos de medir sus propiedades térmicas.

En resumen, la transferencia de calor entre acero y molde implica distintos mecanismos cuya descripción y cuantificación resulta compleja. Una forma de salvar este inconveniente es determinar, directamente, el flujo de calor para distintas posiciones en el molde. Como se discute más adelante, se han propuesto diversas técnicas experimentales y expresiones analíticas que permiten cuantificar la distribución del flujo de calor extraído.

2.4. Conducción del calor en el molde

La transmisión de calor en el molde está gobernada, principalmente, por la conductividad térmica del material. Normalmente, el material empleado en la construcción de los moldes es cobre o alguna aleación de este metal. En algunos casos pueden tener, en la pared en contacto con el acero, un recubrimiento superficial de mayor dureza que reduce el desgaste. En distintos trabajos (49-51) se ha resumido información sobre las propiedades térmicas y mecánicas de las aleaciones comúnmente empleadas para la construcción de los moldes y los recubrimientos.

Se ha observado que una reducción en el flujo de calor en la zona del menisco puede mejorar la calidad final del producto, principalmente en aceros con contenidos de carbono próximos al 0,1 % donde la superficie no es homogénea (ver apartado 4.2.). Para lograr este efecto se han propuesto distintas alternativas tales como el empleo de moldes

ranurados que incrementan la resistencia térmica (52 y 53) o el uso de insertos de materiales de menor conductividad térmica en la región en contacto con el menisco (54 y 55).

2.5. Transmisión del calor por convección en el agua de refrigeración

La refrigeración del molde se realiza por medio de la circulación de agua en conductos mecanizados para tal fin o en camisas que envuelven al molde (47). En cualquier caso, la circulación de agua puede ser en el mismo sentido de avance de la línea o en el contrario. Normalmente, el régimen en los canales es turbulento, por lo que la transmisión de calor cobre-agua se puede estimar empleando la expresión de Dittus-Boelter (5):

$$h_{MA} = 0,023 \frac{k_A}{D_A} \left[\frac{V_A \cdot D_A \cdot \rho_A}{\mu_A} \right]^{4/5} \left[\frac{C_A \cdot \mu_A}{k_A} \right]^{0,3} = 0,023 \frac{k_A}{L_A} Re_a^{4/5} Pr_a^{0,3} \quad [8]$$

Esta expresión es válida si no se producen núcleos de ebullición en el canal, en cuyo caso se deben emplear otras correlaciones (5). Por ejemplo, Samarasekera y Brimacombe (56-58) evaluaron el efecto de la ebullición del agua en la distribución de temperaturas del molde y su importancia en la calidad de los productos obtenidos. Estos autores (59) también analizaron la influencia de la formación de depósitos o incrustaciones en el canal de agua.

Si bien la expresión [8] se ha utilizado ampliamente para calcular la distribución de temperaturas en los moldes de colada continua, Saucedo y col. (60) mostraron recientemente que su aplicación puede originar errores considerables. De acuerdo con estos autores, el coeficiente de transferencia debería medirse para cada configuración de molde a estudiar.

Por último, se han referenciado experiencias recientes de moldes enfriados por medio de rociadores en lugar de con los canales de agua habitualmente empleados (61).

3. EXTRACCIÓN GLOBAL Y DISTRIBUCIÓN DEL FLUJO DE CALOR

El flujo global de calor extraído en el molde se puede calcular midiendo el caudal de agua de refrigeración y el incremento de temperatura producido en el agua, valores que son habitualmente registrados industrialmente en las máquinas de colada continua. El calor total extraído por unidad de tiempo y

unidad de superficie del molde se puede calcular según:

$$Q_G = \frac{G \cdot \rho_A \cdot c_A \cdot \Delta T_m}{P_p \cdot Z_m} \quad [9]$$

mientras que la cantidad de calor extraída por kg de acero vale:

$$Q_u = \frac{Q_G \cdot P_p \cdot Z_m}{S_p \cdot V_c \cdot \rho} = \frac{G \cdot \rho_A \cdot c_A \cdot \Delta T_m}{S_p \cdot V_c \cdot \rho} \quad [10]$$

A pesar de que estos datos resultan de interés para conocer la cantidad global de calor extraído, para realizar cálculos más precisos es necesario conocer cómo se distribuye el flujo de calor a lo largo del molde. La relación entre la distribución longitudinal del flujo y el calor total extraído se puede expresar por medio de la siguiente ecuación:

$$Q_G = \frac{1}{t_m} \int_0^{t_m} q(t) dt \quad [11]$$

En la bibliografía se han propuesto distintas formas de medir la distribución longitudinal del flujo de calor. Una de ellas, implementada por Singh y col. (62) en una máquina piloto, consiste en realizar la refrigeración del molde con conductos de agua horizontales, donde se pueden registrar, de forma independiente, los incrementos de temperatura. El inconveniente que presenta esta disposición es que no responde al diseño normalmente empleado en las máquinas de producción masiva. Por otro lado, el flujo de calor medido en tales circunstancias corresponde al presente en la pared fría del molde y no al extraído de la superficie del acero. Samarasekera y col. (57 y 58) corrigieron los datos de Singh y col. (62) teniendo en cuenta la forma geométrica del molde y obtuvieron así los flujos de calor para distintas posiciones y aceros con diferentes contenidos de carbono.

En otros casos (3, 7, 63 y 64), el flujo de calor para distintos niveles del molde se ha determinado instalando parejas de termopares separados a una distancia conocida. Este método tiene la desventaja de que puede proporcionar valores erróneos en la zona próxima al menisco de acero, donde el flujo de calor es bidimensional (59).

Finalmente, un método muy empleado en la actualidad consiste en la instalación de termopares simples en distintas posiciones del molde. Luego, por medio de modelado matemático, se determina el flujo de calor que hace coincidir los valores de temperatura medidos y calculados en estas posiciones. Esta forma de estimar la distribución de flujo de calor en el molde se ha utilizado tanto para el caso de palanquillas (65 y 66) como de planchones (67-69).

También se han presentado en la bibliografía distintas expresiones analíticas que intentan describir la distribución del flujo de calor a lo largo del molde. En general, estas expresiones se presentan como una función del tiempo de residencia del acero en el molde, el cual está relacionado con la posición a través de la velocidad de colada:

$$t = \frac{z}{V_c} \quad [12]$$

A partir de ensayos realizados en un molde estático para lingotes, Savage y col. (70) ajustaron una expresión (Tabla III) que fue luego ampliamente utilizada en distintos trabajos de colada continua (11, 17-19 y 59) como condición de contorno para calcular el enfriamiento y solidificación del acero en la zona del molde. Posteriormente, otros autores desarrollaron otras expresiones, algunas de las cuales se resumen también en la tabla III y se representan gráficamente en la figura 2. Se puede apreciar que todas las ecuaciones prevén una tendencia similar, es decir, un flujo máximo en la zona del menisco que decae hacia la parte inferior del molde. Sin embargo, se verifican diferencias significativas de los valores previstos por las distintas ecuaciones, lo que indica la necesidad de ajustar las mismas a las condiciones particulares de cada planta.

4. EFECTO DE DISTINTAS VARIABLES EN LA EXTRACCIÓN DE CALOR

4.1. Efecto de la velocidad de colada

La velocidad de colada es una de las variables que mayor influencia tiene en la extracción de calor

Tabla III.— Distintas expresiones propuestas para describir la distribución del flujo de calor en el molde

TABLE III.— Different expressions proposed to describe the heat flux distribution in the mold

Expresión	Referencia
$2678-335\sqrt{t}$	Savage y col. (70)
$2650-265\sqrt{t}$	Upton y col. (20)
$4052/\sqrt{t}$	Wolf (71)
$2640 \cdot \exp(-t)+910$ $\cdot \exp(-t/11,3)+930$	Davies y col. (69)
$2680 \cdot \exp(-0,0386 t)+$ $12,62 \cdot t-113,6$	Krainer y col. (73)
$71,28 \cdot \exp(-t)+2328$ $\cdot \exp(-t/95)+698$	Álvarez de Toledo y col. (31)
$7881-663 \cdot t \quad t < 1$	Gilles (74)
$7218 \cdot t^{0,558} \quad t > 1$	

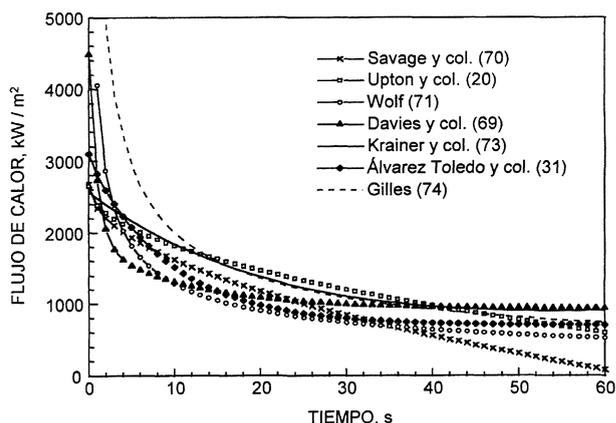


FIG. 2.— Distribución del flujo de calor en el molde de acuerdo con distintas expresiones propuestas en la literatura.

FIG. 2.— Mold heat flux distribution according to different expressions proposed in the literature.

en el molde. Se acepta normalmente que un aumento de la velocidad provoca un incremento del flujo global de calor extraído en el molde. Esta dependencia se ha verificado incluso para el colado de diferentes formas geométricas (3) y para máquinas de colada continua no convencionales como, por ejemplo, las de colado de secciones delgadas (75).

Una forma de comparar los valores obtenidos en máquinas con distinta longitud de molde, es utilizando el tiempo de residencia del acero como parámetro de comparación. Por ejemplo, Lait y col. (18) compilaron los datos correspondientes a numerosas plantas y encontraron que estos se podían representar adecuadamente utilizando la expresión integrada de Savage y col. (70):

$$Q_G \text{ (kW/m}^2\text{)} = \frac{1}{t_m} \int_0^{t_m} (2.678 - 335\sqrt{t}) dt = 2.678 - 223\sqrt{t_m} \quad [13]$$

La expresión anterior muestra claramente que un aumento de la velocidad de colada (esto es, un tiempo menor de residencia en el molde) se traduce en una mayor extracción global de calor. Lo mismo sucede cuando se aplica cualquiera de las expresiones de la tabla III.

4.2. Influencia del contenido de carbono del acero

Se ha observado, tanto en estudios llevados a cabo en instalaciones piloto (76) como en plantas industriales (71 y 76-78), que la extracción de calor en el molde presenta un mínimo cuando se cuelean aceros con porcentajes de carbono próximos al 0,1 % (Fig. 3). Asimismo, se ha comprobado (62, 63 y

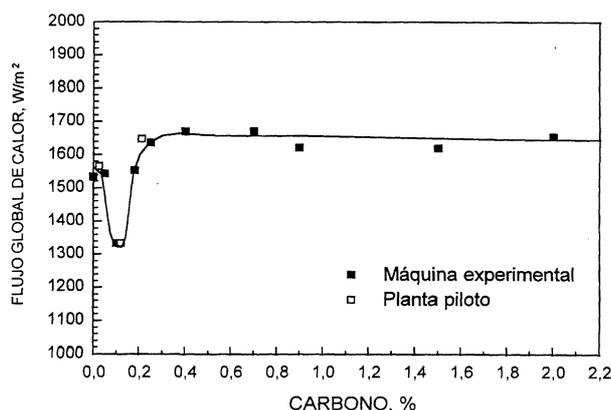


FIG. 3.— Influencia del contenido de carbono del acero en la extracción de calor en el molde (76).

FIG. 3.— Influence of steel carbon content on the mold heat extraction (76).

87) que el incremento del flujo de calor con la velocidad de colada es menor cuando se cuelean aceros con 0,1 % C.

Este comportamiento distintivo de los aceros con contenidos de carbono cercanos a 0,1 % (a veces llamados “peritéticos”) ha sido motivo de diversos estudios. Por ejemplo, se ha observado que los productos con esta composición presentan una superficie ondulada o irregular, que no se produce para mayores o menores valores porcentuales de carbono (76). De esta manera, el menor flujo de calor medido en el molde se explica por los espacios de aire formados entre la superficie irregular del acero y el molde (76 y 77). Este comportamiento se ha relacionado (77), principalmente, con la contracción producida por la transformación peritética ($\delta + L \rightarrow \gamma$) que sufre el material al enfriarse, la cual presenta un máximo para el entorno cercano al 0,1 % C. Mediciones recientes de la contracción térmica en aleaciones Fe-C (79), así como experiencias de laboratorio con pequeños lingotes (80) confirman este hecho.

Grill y col. (77) propusieron un mecanismo para explicar la formación de ondulaciones en la superficie de aceros con contenidos de carbono próximos al 0,1 %. De acuerdo con estos autores, para porcentajes de carbono mayores, parte del líquido pasa directamente a la fase γ siendo menos importante el efecto de la contracción, mientras que para aceros con bajos contenidos de carbono la transformación se produce a temperaturas más bajas, superponiéndose con la contracción de origen térmico.

Wolf y col. (84) mostraron que, para composiciones cercanas al 0,1 % C, la microsegregación de elementos residuales (como el fósforo) presenta un mínimo, dando lugar a una mayor resistencia del menisco de acero, cuya contracción provoca las irregularidades observadas en la superficie de estas calidades de acero.

Operativamente, se ha observado en distintos estudios que estos aceros son más propensos a originar fisuras longitudinales (81-83) y transversales (84 y 85) en los productos. Asimismo, también se ha encontrado una mayor tendencia a la producción de perforaciones de la línea (63 y 87). En un trabajo reciente, Kelly y col. (46) mostraron, por medio de modelado, que el estado de tensiones originado durante el colado proporciona una mayor propensión a la formación de fisuras longitudinales cuando se emplean aceros con porcentajes de carbono próximos al 0,1 %. Por otro lado, también se ha señalado (88) que, al producirse una menor extracción de calor en estos grados, se favorece el crecimiento de los granos austeníticos. De esta manera, los bordes de grano se enriquecen en elementos residuales que reducen la ductilidad del material y favorecen la formación de grietas (89).

4.3. Efecto de los polvos coladores

Los polvos coladores son escorias sintéticas que se agregan de forma manual o automática durante el colado del acero, y cuyas principales funciones son: proteger el menisco de acero líquido de la reoxidación, aislarlo térmicamente, absorber las inclusiones que llegan a la superficie del baño metálico, lubricar la salida de la línea y permitir una extracción uniforme de calor.

Los polvos coladores están compuestos básicamente por SiO_2 , CaO y Al_2O_3 , sumando dichos componentes alrededor del 60 %, más el agregado de fundentes (óxidos alcalinos y fluoruros) que controlan el rango de fusión y la viscosidad de la escoria formada. También se agrega carbón de diferentes orígenes y granulometría para regular la velocidad de fusión. Existe una extensa bibliografía relativa al estudio del comportamiento y evaluación de los polvos coladores, así como a la selección óptima de los mismos (83 y 92).

Al ser aplicados sobre la superficie del acero, los polvos dan lugar a la formación de tres capas: una de escoria líquida en contacto con el acero, otra de polvo sinterizado y una tercera superior con el polvo en su estado original (Fig. 4). La capa de escoria líquida en contacto con el acero se infiltra, ayudada por los movimientos de oscilación de la lingotera, entre la piel de metal recientemente solidificada y la pared del molde. La capa de escoria próxima a la pared del molde se enfría y solidifica, quedando adherida al mismo una capa de escoria vítrea o cristalina, mientras que con el acero, una escoria líquida de poco espesor acompaña el descenso de la línea. La escoria solidificada en la zona del menisco de acero da lugar a la formación de un anillo de escoria que tiene importancia en la formación de las marcas de oscilación en la superficie del

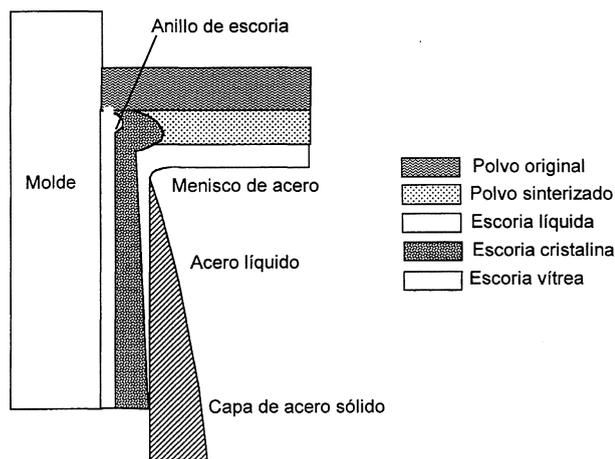


FIG. 4.— Comportamiento de los polvos coladores en el molde de colada continua (102).

FIG. 4.— *Behaviour of casting powders in the continuous casting mold (102).*

producto (31 y 86) y en la transmisión de calor en esta zona (67 y 68).

En consecuencia, la transferencia de calor en el molde depende, en gran medida, de las propiedades de los polvos empleados. Por ejemplo, se ha demostrado (3, 94-97 y 101) que la utilización de polvos con mayor viscosidad y temperatura de fusión reducen la extracción de calor. Por otro lado, Emi y col. (93) determinaron que existe una viscosidad para la cual el flujo de calor en el molde es mínimo, permitiendo obtener una capa de escoria estable y uniforme entre metal y molde. Un resultado análogo fue encontrado por Ogibayashi y col. (98), y una curva con una tendencia similar se puede obtener representando gráficamente los datos proporcionados por Lucas en el trabajo de Alberny y col. (3).

A título general, se puede considerar que todos aquellos factores que conducen a un menor consumo de polvo y, por lo tanto, a un menor espesor de escoria líquida, provocan mayor extracción calórica. Como se puede observar en la figura 4, la transmisión de calor hacia el molde se realiza a través de tres capas: la escoria líquida que descende con la línea y las capas de escoria solidificada (cristalina y vítrea) que quedan adheridas al molde. La presencia de estas capas se ha confirmado en ensayos de laboratorio que simulan las condiciones presentes en el molde (99 y 100). Mientras que el espesor de la escoria líquida es de 100-200 μm (93), el espesor total de escoria interpuesto entre acero y molde es del orden de 1-2 mm (98).

Como se indicó en el punto anterior, los aceros con contenidos de carbono próximos al 0,1 % son especialmente sensibles a problemas de fisuración. Por ello, se han desarrollado polvos coladores espe-

cíficos para estos aceros (83, 90 y 91). Estos polvos son, en general, de elevada temperatura de cristalización, de manera que favorecen la formación de una capa cristalina en la que se desarrollan microgrietas que reducen la extracción de calor en la zona del menisco. De este modo, se reducen las tensiones térmicas de la capa solidificada, disminuyendo la frecuencia de grietas en los productos. Sin embargo, se ha publicado (64) que, como estas escorias son frágiles, se pueden desprender con facilidad, promoviendo inestabilidades térmicas en el molde.

Se han realizado considerables esfuerzos para medir la conductividad térmica de los polvos coladores en los distintos estados en que aparecen en operación (102 y 103). En el caso de la escoria líquida o solidificada, las determinaciones de conductividad se complican ya que, en estos casos de materiales semitransparentes, hay dos mecanismos presentes (104): la conducción propiamente dicha (por fonones) y la transmisión por radiación (por fotones), que no son fácilmente separables (102). Se suele definir una conductividad efectiva que tiene en cuenta ambas contribuciones (105). Jenkins (106) mostró que, en ciertas condiciones, el hecho de no considerar el acoplamiento entre ambos mecanismos puede conducir a diferencias de hasta un 10 % en el flujo de calor producido.

Taylor y cols. (102) sugirieron un valor de $0,4 \pm 0,2 \text{ W/m}\cdot\text{K}$ para la conductividad térmica de las escorias líquidas, en tanto que Nagata y col. (103) determinaron valores comprendidos entre 0,1 y 0,2 $\text{W/m}\cdot\text{K}$. Extrapolando resultados obtenidos en experiencias de simulación, Machingawuta y col. (99) obtuvieron un valor de conductividad de 0,3 $\text{W/m}\cdot\text{K}$.

Sin embargo, Mikrovas y col. (105) mostraron que la conductividad efectiva de las escorias líquidas resulta muy afectada por la contribución de la radiación. Mientras que la conductividad térmica decrece con la temperatura de forma similar a como lo hace la viscosidad, la conducción por radiación crece acusadamente con la temperatura (con T^3). Los valores de conductividad efectiva medidos por Mikrovas y col. (105) para 1.300 °C son del orden de 1-2 $\text{W/m}\cdot\text{K}$. Estos autores (105) no encontraron una dependencia importante de la conductividad efectiva con la composición de los polvos. Tampoco observaron un efecto importante de la convección forzada.

Con respecto a las escorias solidificadas, se conoce que la conductividad térmica es apreciablemente mayor en las fases cristalinas (102). No obstante, se ha observado que al cristalizar las escorias se forman microgrietas que reducen apreciablemente la transmisión de calor (90 y 102). Como se indicó más arriba, este hecho se ha utilizado a escala

industrial en el diseño de polvos para reducir la extracción de calor durante el colado de grados sensibles a la fisuración (83 y 91). Sin embargo, Yamauchi y col. (107) sugirieron recientemente que esta disminución de la transferencia de calor se podría deber, además, a efectos composicionales.

En experiencias de simulación, Machingawuta y col. (99) encontraron que la conductividad promedio de distintos polvos era similar, obteniendo un valor del orden de 1,2 W/m·K. Asimismo, dedujeron que la resistencia térmica escoria-cobre tiene gran influencia en la transmisión de calor en el molde. Esta resistencia térmica está afectada por la composición de los polvos, el caudal de refrigeración y las condiciones superficiales del molde.

4.4. Otros factores

Además de los factores hasta aquí analizados, existen otros cuya influencia relativa en la extracción calórica en el molde es menor pero no por eso despreciable.

Por ejemplo, el valor de la conicidad del molde tiene gran importancia, ya que la misma debe compensar las contracciones producidas durante la solidificación de la capa de acero. De esta manera, se reduce el espacio de aire entre acero y molde, mejorando la extracción calórica con respecto a los moldes paralelos (71 y 72). Resultados obtenidos por Jacobi y col. (108) para moldes de planchones muestran que el flujo de calor crece con la conicidad hasta un valor de 0,8 %/m, a partir del cual se mantiene constante. En otros casos, se ha mostrado que el empleo de moldes con doble o múltiples conicidades aumenta la extracción de calor en el molde y mejora la calidad del producto colado (109 y 110).

Sin embargo, el diseño de una conicidad óptima para el molde es un fenómeno complejo que depende de numerosos factores (111). Se han realizado distintos intentos, por medio de modelado matemático, de definir la conicidad óptima en moldes, tanto para palanquillas (46 y 109) como para barras redondas (112) y planchones (113).

Por otro lado, se ha observado que el sobrecalentamiento del acero afecta sólo en pequeña medida a la extracción de calor en el molde (71, 94 y 96). De acuerdo con Delhalle y col. (96) un aumento de 20 °C de la temperatura del acero líquido provoca un incremento del calor eliminado en el molde del 6 a 8 %. En el caso de los planchones, se ha encontrado (96) una influencia más notable del sobrecalentamiento en la extracción de calor de las caras angostas, posiblemente debido a que la corriente de acero líquido descarga sobre estas caras. La velocidad y ángulo de salida del acero líquido también modifican la distribución de flujo en estas caras (8).

En un estudio reciente, Zasowski y col. (114) mostraron que un aumento del contenido de hidrógeno del acero reduce sustancialmente la extracción de calor en el molde. Según estos autores, las burbujas de hidrógeno formadas durante la solidificación del acero son atrapadas por el polvo colador y actúan como microporos en la capa de escoria reduciendo la transferencia de calor.

En experiencias con planchones, Yamahiro y col. (115) observaron que la aplicación de agitación electromagnética en el molde incrementa la extracción de calor. Los autores atribuyeron este aumento a la mayor velocidad obtenida en las corrientes de acero líquido. Recientemente, se observó un resultado similar en el caso de palanquillas (116).

5. CONCLUSIONES

A partir del estudio bibliográfico merecen destacarse los siguientes aspectos:

- La transferencia de calor en el molde está gobernada, principalmente, por la resistencia térmica presente entre la superficie del acero y el molde. Los mecanismos de transferencia de calor que se producen en esta zona son complejos y una evaluación cuantitativa requiere, para el caso de lubricación con polvo colador, mediciones precisas de los espesores y de las propiedades de la escoria en los distintos estados en que se encuentra (líquida, cristalina y vítrea).
- Una forma sencilla de evaluar el calor total extraído por el molde es hacer un balance térmico del agua de refrigeración, utilizando los datos de caudal y elevación de temperatura que normalmente se registran en las máquinas industriales de colada continua. Sin embargo, si se quiere conocer la distribución de flujo a lo largo del molde, se debe recurrir a una instrumentación adicional del mismo. Comúnmente, se insertan termopares en distintas posiciones del molde y se determina, por medio de modelado matemático, la distribución de flujo que hace coincidir las temperaturas medidas y calculadas. No obstante, esta técnica requiere un trabajo complejo de instrumentación del molde, así como de adquisición e interpretación de los datos obtenidos. Una forma más sencilla, aunque menos precisa, de estimar la distribución del flujo, consiste en adoptar algunas de las expresiones sugeridas en la bibliografía y ajustar los parámetros de modo que el calor total obtenido integrando esta expresión coincida con el balance global de calor medido en el sistema de refrigeración del molde.
- De las distintas variables operativas, las que más afectan a la extracción de calor en el molde son: la velocidad de colada, el tipo de lubricación

empleado y la composición química del acero. Sin embargo, otras variables relativas al diseño del molde, como puede ser el espesor del mismo, la conicidad empleada, el caudal y presión de agua usados, también tienen relevancia.

Agradecimiento

El autor desea manifestar su agradecimiento al Ing. H. Reggiardo y al Dr. R. Boeri por las estimulantes discusiones durante la elaboración de este trabajo.

Notación

c_A = Calor específico del agua, J/kg·K
 c_L = Calor específico del acero líquido, J/kg·K
 D_A = Diámetro hidráulico del canal de refrigeración, m
 D_H = Diámetro hidráulico del producto, m
 f_L = Fracción líquida
 f_S = Fracción sólida
 G = Caudal de agua de refrigeración en el molde, m³/s
 h_{MA} = Coeficiente de convección molde-agua de refrigeración, W/m²·K
 h_{SL} = Coeficiente de convección acero líquido-sólido, W/m²·K
 k_A = Conductividad térmica del agua, W/m·K
 k_L^{ef} = Conductividad efectiva del acero líquido, W/m·K
 k_L = Conductividad del acero líquido, W/m·K
 k_S = Conductividad del acero sólido, W/m·K
 k_{SL} = Conductividad del acero en la zona pastosa, W/m·K
 L_A = Longitud del canal de refrigeración, m
 P_p = Perímetro del producto, m
 Pr_a = Número de Prandtl del agua de refrigeración
 Pr_s = Número de Prandtl del acero líquido
 q = Flujo local de calor en el molde, kW/m²
 Q_G = Extracción global de calor, kW/m²
 Q_{tt} = Calor extraído por unidad de masa del acero, kJ/kg
 Re_a = Número de Reynolds del agua de refrigeración
 Re_s = Número de Reynolds del acero líquido
 S_p = Sección del producto, m²
 t_m = Tiempo de residencia del acero en el molde, s
 t = Tiempo, s
 T = Temperatura del acero, K
 T_{liq} = Temperatura de *liquidus* del acero, K
 T_{sol} = Temperatura de *solidus* del acero, K
 V_A = Velocidad del agua de refrigeración, m/s
 V_c = Velocidad de colada, m/s
 V_L = Velocidad del acero líquido, m/s

z = Coordenada en la dirección del eje de la máquina, m
 Z_m = Longitud útil del molde, m
 β_{ef} = Factor que incrementa la conductividad del acero líquido
 ΔT_m = Elevación de temperatura del agua de refrigeración, K
 μ_L = Viscosidad dinámica del acero líquido, Pa·s
 μ_A = Viscosidad dinámica del agua, kg/m³
 ρ_L = Densidad del acero líquido, kg/m³
 ρ_A = Densidad del agua, kg/m³
 ρ = Densidad promedio del acero, kg/m³

REFERENCIAS

- (1) Continuous Casting of Steel 1985. Committee on Technology. International Iron and Steel Institute. Bruselas, 1986.
- (2) The Making, Shaping and Treating of Steel. 10th ed. (EE.UU.), 1985.
- (3) ALBERNY, R., LECLERQ, A., AUMARY, D. y LAHOUSSE, M. *Cir. Inf. Tech.*, (11), 1976: 2.469-2.491.
- (4) ALBERNY, R. *Cir. Inf. Tech.*, (10), 1978: 1.785-1.815.
- (5) INCROPERA, F. y DE WITT, D. *Fundamentals of heat and mass transfer*. 3rd ed. John Wiley & Sons. 1990.
- (6) ETIENNE, A. 4th Int. Conf. Continuous Casting. Vol. 2. Bruselas, 1988: 597-608.
- (7) BIRAT, J., FOUSSAL, J., LARRECO, M., SAGUEZ, C. y WANIN, M. *Solidification Technology in the Foundry and Casthouse*. TMS. Warwick, 1980: 536-543.
- (8) NAKATO, H., OZAWA, M., KINOSHITA, K., HABU, Y. y EMI, T. *Trans. ISIJ*, (24), 1984: 957-965.
- (9) LARRECO, M., SAGUEZ, C. y WANIN, M. *Rev. Metall.*, (6), 1978: 337-352.
- (10) ASAI, S. y SZEKELY, J. *Ironmaking Steelmaking*, (3), 1975: 205-213.
- (11) SZEKELY, J. y STANEK, V. *Metall. Trans.*, 1 (6), 1970: 119-126.
- (12) FLINT, P., LE, Q., MAHAPATRA, R. y HEBERTSON, J. *ISS Process Technol. Conf. Toronto (Canadá)*, 1992: 279-290.
- (13) HUANG, X., THOMAS, B. y NAJJAR, F. *Metall. Trans. B*, 23 (6), 1992: 339-356.
- (14) CHOUDHARY, S. y MAZUMDAR, D. *Steel Research.*, 66 (5), 1995: 199-205.
- (15) MAZUMDAR, D. *ISIJ Int.*, 29 (6), 1989: 524-528.
- (16) CHOUDHARY, S., MAZUMDAR, D. y GHOSH, A. *ISIJ Int.*, 33 (7), 1993: 764-774.
- (17) MIZIKAR, E. *Trans. AIME*, 239 (11), 1967: 1.747-1.753.
- (18) LAIT, J., BRIMACOMBE, J. y WEINBERG, F. *Ironmaking Steelmaking*, 2, 1974: 90-97.
- (19) LAKI, R., BEECH, J. y DAVIES, G. *Ironmaking Steelmaking*, 4 (12), 1985: 163-170.
- (20) UPTON, E., SATYARAO, T., DAUBY, P. y KNECHTGES, R. *Iron Steel.*, (5), 1988: 51-57.
- (21) KAWAWA, T. 2nd Japan-Germany Seminar. ISIJ. Tokyo, 1976: 167-179.
- (22) LOUHENKILPI, S., LAITINEN, E. y NIEMINEN, R. *Metall. Trans. B*, 24 (8), 1993: 685-693.
- (23) KEQIANG, Z. y LANGER, W. *Scand. J. Metall.*, 21, 1992: 260-265.

- (24) PERKINS, A. e IRVING, W. Mathematical Process Models in Iron and Steelmaking. TMS. Amsterdam, 1973: 187-199.
- (25) PEHLKE, R., JEYARAJAN, A. y WADA, H. Summary of thermal properties for casting alloys and mould materials. Universidad de Michigan (EE.UU.), 1982.
- (26) Physical constants of some commercial steels at elevated temperatures. BISRA. Butterworths Scientific Publ., 1953.
- (27) Metals Handbook. 9th ed. Vol. 1. Properties and selection. Iron and Steels. Ohio, 1986.
- (28) WRAY, P. Modeling of casting and welding process. TMS-AIME. New Hampshire, 1980: 245-257.
- (29) THOMAS, B., SAMARASEKERA, I. y BRIMACOMBE, J. *Metall. Trans. B*, 18 (3), 1987: 119-130.
- (30) LALLY, B., BIEGLER, L. y HENEIN, H. *Metall. Trans. B*, 21 (8), 1990: 761-770.
- (31) ÁLVAREZ TOLEDO, G., LAINEZ, J. y CIRION, J. *Mater. Sci. Eng.*, A173, 1993: 287-291.
- (32) DAVIES, G. y SHIN, Y. Solidification Technology in the Foundry and Casthouse. TMS. Warwick, 1980: 517-523.
- (33) DAVIES, G., LAKI, R., SAUCEDO, I. y SHIN, Y. Perspectives in Metallurgical Developments. TMS. Londres, 1984: 123-130.
- (34) HARSTE, K., BANNENBERG, N., BERGMANN, B. y SPITZER, K. Proc. Technology. Conference. ISS. Toronto (Canadá), 1992: 305-316.
- (35) TOMONO, H., ACKERMANN, P., KURZ, W. y HEINEMANN, W. Solidification Technology in the Foundry and Casthouse. TMS. Warwick, 1980: 524-531.
- (36) LAKI, R., BEECH, J. y DAVIES, G. *Ironmaking Steelmaking*, 11 (5), 1984: 283-291.
- (37) TAKEUCHI, E. y BRIMACOMBE, J. *Metall. Trans. B*, 15 (9), 1984: 493-509.
- (38) LAINEZ, E. y BUSTURIA, J. 1st European Conference on Continuous Casting. Florencia, 1991: 2.299-2.318.
- (39) LAINEZ, E. y BUSTURIA, J. 7º Congreso Nacional de Ciencia y Tecnología Metalúrgicas. Vol. 1. Madrid, 1990: 29-37.
- (40) HILLS, A. *Trans. AIME*, 245 (7), 1969: 1.471-1.479.
- (41) PINHEIRO, C. y FILHO, D. Seminario Aciaría e Refratarios. ABM, Poços da Caldas (Brasil), 1988: 303-319.
- (42) IRVING, W. *J. Iron Steel Inst.*, (3), 1967: 271-277.
- (43) SAVAGE, J. *J. Iron Steel Inst.*, (1) 1962: 41-47.
- (44) GRILL, A., SORIMACHI, K. y BRIMACOMBE, J. *Metall. Trans. B*, 7 (6), 1976: 177-189.
- (45) RAMACCIOTTI, A. *Finsider Tech. Bull.*, Special Issue. 1985: 42-50.
- (46) KELLY, J., MICHALEK, K., O'CONNOR, T., THOMAS, B. y DANTZIG, J. *Metall. Trans. A*, 19 (10), 1988: 2.589-2.601.
- (47) SAMARASEKERA, I. y BRIMACOMBE, J. *Int. Met. Rev.* 6, 1978: 286-300.
- (48) TAYLOR, C. *Metall. Trans. B*, 6 (9), 1975: 359-375.
- (49) HARABUCHI, T. y PEHLKE, R. Continuous Casting. ISS. Vol. 4. Chapter 2, Warrendale, 1988: 9-78.
- (50) GRAVEMANN, H., BROWN, J. y TAPLEY, C. Process Technology Conference. ISS-AIME. Chicago, 1981: 22-34.
- (51) HAWBOLT, E., WEINBERG, F. y BRIMACOMBE, J. *ISS Trans.*, 11, 1982: 41-60.
- (52) NAKAI, K., KAWASAKI, M., NALAJIMA, F., SAKASHITA, T. y SUGITANI, Y. Continuous Casting. The Institute of Metals. Londres, 1985: 71.1-8
- (53) SUGITANI, Y., NAKAMURA, M., OKUDA, M., KAWASAKI, M. y NAKAJIMA, K. *Trans. ISIJ*. 25, 1985: B-91.
- (54) DELHALLE, A., LARRECQ, M., PETEGNIEF, J. y RADOT, J. 4th Intern. Conference on Continuous Casting. Vol. 1. Bruselas, 1988: 38-48.
- (55) WOLF, M. *Steel Times Int.*, (3), 1992: 37-38.
- (56) SAMARASEKERA, I. y BRIMACOMBE, J. *Ironmaking Steelmaking*, 9, 1982: 1-15.
- (57) SAMARASEKERA, I. y BRIMACOMBE, J. *Metall. Trans. B*, 13 (3), 1982: 105-116.
- (58) SAMARASEKERA, I., ANDERSON, D. y BRIMACOMBE, J. *Metall. Trans. B*, 13 (3), 1982: 91-104.
- (59) SAMARASEKERA, I. y BRIMACOMBE, J. *Can. Metall. Q.*, 18, 1979: 251-266.
- (60) SAUCEDO, Y. y BLAZEK, K. 1st European Conference on Continuous Casting. Florencia, 1991: 2.273-2.282.
- (61) SASAKI, K., YAMAMOTO, K. y NAKAJIMA, H. 1st European Conference on Continuous Casting. Florencia, 1991: 2.347-2.356.
- (62) SINGH, S. y BLAZEK, K. TMS-AIME Open Hearth Proceedings. Vol. 59, St. Louis, 1976: 264-283.
- (63) DUBENDORFF, J., SARDEMANN, J. y WÜNNENBERG, K. *Stahl Eisen*, 25-26 (12), 1983: 59-64.
- (64) OZGU, M. y KOKATULUM, B. *Iron Steelmaker*, (5), 1994: 77-84.
- (65) BRIMACOMBE, J., SAMARASEKERA, I., WALKER, N., BAKSHI, I., BOMMARAJU, R., WEINBERG, F. y HAWBOLT, E. *ISS Trans.*, 5, 1984: 71-78.
- (66) SAMARASEKERA, I., BRIMACOMBE, J. y BOMMARAJU, R. *ISS Trans.* 5, 1984: 79-94.
- (67) MAHAPATRA, R., BRIMACOMBE, J., SAMARASEKERA, I., WALKER, N., PATERSON, E. y YOUNG, J. *Metall. Trans. B*, 22 (12), 1991: 861-874.
- (68) MAHAPATRA, R., BRIMACOMBE, J. y SAMARASEKERA, I. *Metall. Trans. B*, 22 (12), 1991: 875-888.
- (69) DAVIES, R., BLAKE, N. y CAMPBELL, P. 4th Intern. Conference on Continuous Casting. Vol. 2. Bruselas, 1988: 645-654.
- (70) SAVAGE, J. y PRITCHARD, W. *J. Iron Steel Inst.*, 178 (11), 1954: 269-277.
- (71) WOLF, M. *Trans. ISIJ*, 20, 1980: 710-717.
- (72) WOLF, M. *Trans. ISIJ*. 20, 1980: 718-724.
- (73) KRAINER, H. y TARMANN, B. *Met. Treatment Drop Forging*, 17, 1950: 3-10.
- (74) GILLES, H. Steelmaking Conference Proceedings. ISS. Dallas, 1993: 315-329.
- (75) BIRAT, J., LARRECQ, M., LAMANT, J. y PÉTÉGNIEF, J. Steelmaking Conference Proceedings. Washington, ISS. 1991: 39-50.
- (76) SINGH, S. y BLAZEK, K. *J. Met.*, (10), 1974: 17-27.
- (77) GRILL, A. y BRIMACOMBE, J. *Ironmaking Steelmaking*, 2, 1976: 76-79.
- (78) MUNDIM, M., PIMENTA, J., VALADARES, C. y PEREIRA, P. Continuous Casting. The Institute of Metals. Londres, 1985: 50.1-50.6.
- (79) JABLONKA, A., HARSTE, K. y SCHWERDTFEGER, K. *Steel Res.*, 2 (1), 1991: 24-33.
- (80) HARSTE, K., JABLONKA, A. y SCHWERDTFEGER, K. 4th Intern. Conference on Continuous Casting. Vol. 2. Bruselas, 1988: 633-644.

- (81) IRVING, W., PERKINS, A. y GRAY, R. *Ironmaking Steelmaking*, 11 (3), 1984: 146-151.
- (82) TAKEMURA, Y., FURUSAKI, T., INABA, A., MASUMORI, T. y KASHIO, S. Continuous Casting Conference. Mannesmann. Vol. 1. Düsseldorf, 1986: 103-135.
- (83) BOMMARAJU, R. Steelmaking Conference Proceedings. ISS. Washington, 1991: 131-146.
- (84) HARADA, S., TANAKA, S., MISUAMI, H., MIZOGUCHI, S. y HORIGUCHI, H. *ISIJ Int.*, 30 (4), 1990: 310-316.
- (85) KAPPEY, T. Steelmaking Conference Proceedings. ISS. Toronto (Canadá), 1992: 543-547.
- (86) WOLF, M. y KURZ, W. *Metall. Trans. B*, 12, 1981: 85-93.
- (87) BLAZEK, K. *Iron Steelmaker*, (12) 1987: 30-32.
- (88) YASUMOTO, K., MAEHARA, Y. y OHMORI, Y. Mc Master Symposium No. 13. Hamilton (Canadá), mayo 1985: 74-96.
- (89) WOLF, M. 1st European Conference on Continuous Casting. Florencia, 1991: 2.490-2.499.
- (90) KYODEN, H., DOIHARA, T. y NOMURA, O. Steelmaking Conference Proceedings. ISS-AIME. Washington, 1986: 153-159.
- (91) CHICANO, T., ICHIKAWA, K. y NOMURA, O. *Shinagawa Tech. Rep.*, 31, 1988: 1-10.
- (92) MILLS, K. Steelmaking Conference Proceedings. ISS. Washington, 1991: 121-129.
- (93) EMI, T., NAKATO, N., IIDA, Y., EMOTO, K., TACHIBANA, R., IMAI, T. y BADA, H. Steelmaking Conference Proceedings. AIME. Chicago, 1978: 350-360.
- (94) DELHALLE, A., MARIOTTON, J., BIRAT, J., FOUSSAL, J., LARRECQ, M. y TOURSCHER, G. Steelmaking Conference Proceedings. AIME. Chicago, 1984: 21-35.
- (95) BHAT, B. y MILLS, N. Steelmaking Conference Proceedings. AIME. Chicago, 1978: 433-442.
- (96) LARRECQ, M., WANIN, M., MANGIN, M. y NICOLAS, M. *Rev. Metall.*, (12), 1982: 981-989.
- (97) HERING, L. y FENZKE, H. *Stahl Eisen*, 112 (7), 1992: 91-95.
- (98) OGIBAYASHI, S., MUKAI, T., MIMURA, Y., NAGANO, Y., YAMAGUCHI, K., TAKAHASHI, T., KOYAMA, K. y NAKANO, T. *Nippon Steel Tech. Rep.*, 34 (7), 1987: 1-10.
- (99) MACHINGAWUTA, N., BAGHA, S. y GRIEVSON, P. Steelmaking Conference Proceedings. ISS. Washington, 1991: 163-170.
- (100) BAGHA, S., MACHINGAWUTA, N. y GRIEVSON, P. 3rd Intern. Conference on Molten Slags and Fluxes. The Institute of Metals. Glasgow, 1989: 235-240.
- (101) RIBOUD, P. y LARRECQ, M. Steelmaking Conference Proceedings. AIME. Detroit, 1979: 78-92.
- (102) TAYLOR, R. y MILLS, K. *Ironmaking Steelmaking*, 15 (4), 1988: 187-194.
- (103) NAGATA, K. y GOTO, K. 2nd Intern. Symposium on Metallurgical Slags and Fluxes. TMS-AIME. Lake Tahoe, 1984: 875-889.
- (104) TURKDOGAN, E. Physicochemical properties of molten slags and glasses. The Metals Society. Londres, 1983: 53-60.
- (105) MIKROVAS, A., ARGYROPOULOS, S. y SOMMERVILLE, I. *Ironmaking Steelmaking*, 18 (3), 1991: 169-181.
- (106) JENKINS, M. Steelmaking Conference Proceedings. ISS. Nashville, 1995: 315-320.
- (107) YAMAUCHI, A., SORIMACHI, K., SAKURAYA, T. y FUJII, T. *ISIJ Int.*, 33 (1), 1993: 140-147.
- (108) JACOBI, H., KOMMA, G. y WÜNNENBERG, K. *Stahl Eisen*, 102 (9), 1982: 441-449.
- (109) DIPENAAR, R., SAMARASEKERA, I. y BRIMACOMBE, J. Electric Furnace Conference Proceedings. ISS. Atlanta, 1985: 103-117.
- (110) DAVIES, I., THOMAS, K., GORRINGE, J. y BROOME, K. *Ironmaking Steelmaking*, 13 (1), 1986: 40-45.
- (111) BRIMACOMBE, J., SAMARASEKERA, I. y BOMMARAJU, R. Steelmaking Conference Proceedings. ISS. Washington, 1986: 409-423.
- (112) RIDOLFI, M., THOMAS, B. y DELLA FOGLIA, U. *Rev. Metall.*, (4), 1994: 609-620.
- (113) THOMAS, B., STORKMAN, W. y MOITRA, A. Proceedings 6th Intern. Iron and Steel Congress. Nagoya. Vol. 3. 1990: 348-355.
- (114) ZASOWSKI, P. y SOSINSKY, D. Steelmaking Conference Proceedings. ISS. Detroit, 1990: 253-259.
- (115) YAMAHIRO, M., FURUGAKI, L., OHASHI, T., HIRAOKA, T., FUJII, H. y TAKEUCHI, E. Steelmaking Conference Proceedings. ISS. Atlanta, 1983: 111-122.
- (116) LOUHENKILPI, S. *Scand. J. Metall.*, 23, 1994: 9-17.