



2ej 00574
UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

**PREDICION DE PERFILES TERMICOS EN
LINGOTES DE GRAN PESO**

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL GRADO DE :
MAESTRIA EN CIENCIAS
(MAESTRIA EN METALURGIA)
P R E S E N T A :
ALBERTO INGALLS CRUZ

MEXICO, D. F.

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**

1990



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis está protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

Contenido

RESUMEN	i
ABSTRACT	iii
Contenido	iv
Lista de Figuras	vi
1 INTRODUCCIÓN	1
2 REVISIÓN DE LA LITERATURA	4
2.1 Solidificación Convencional.	4
2.2 Macrosegregación.	8
2.2.1 Teoría de la Macrosegregación.	9
2.3 Procesos Alternos de Manufactura.	
Naturaleza, Ventajas y Desventajas.	12
2.3.1 Procesos de Refusión a Través de Escorias.	12
2.3.1.1 Proceso de Refinación de Lingotes por Electro-Escoria. (<i>Electro-Slag Refining, ESR.</i>)	15
2.3.1.2 Proceso de Calentamiento por Electro-Escoria. (<i>Electro-Slag Hot Topping, ESHT.</i>)	16
2.3.1.3 Proceso de Refinación de la Zona Central de un Lingote. (<i>Central Zone Refining, CZM ó Midvale-Heppenstall-Klöckner-Werke, MHKW.</i>)	17

2.3.1.4	Proceso de Unión por Electro-Escoria. (<i>Electro-Slag Welding, ESW</i>)	17
2.3.2	Desventajas Particulares de Cada Proceso.	18
2.3.3	Aspectos Económicos.	19
2.4	Proceso de Calentamiento por Electro-Escoria. (<i>Electro-Slag Hot Topping, ESHT</i>).	21
3	NATURALEZA DEL PROBLEMA	31
4	FUNDAMENTOS DEL MODELO MATEMÁTICO	34
4.1	Pruebas Preliminares del Modelo para Verificar su Autoconsistencia. . .	38
5	RESULTADOS DE LA SIMULACIÓN	41
5.1	Descripción de los Resultados del Modelo.	43
5.2	Discusión de los Resultados.	48
6	CONCLUSIONES	75
7	RECOMENDACIONES PARA TRABAJOS FUTUROS	78
	Apéndices	80
	A Formulación de las Ecuaciones en Diferencias Finitas	81
	B Diagrama de Flujo del Modelo Numérico	87
	C Propiedades Termofísicas del Acero AISI 4340	88
	D Listado del Programa de Cómputo	89
	Bibliografía	126

Lista de Figuras

1.1	Diferentes tipos de segregación, que se encuentran en un lingote solidificado convencionalmente (Referencia: Bailey [7]).	3
2.2	Ilustración esquemática de los cambios en los canales interdendríticos de flujo, durante el enfriamiento de un elemento de volumen (Referencia: Mehrabian, et al., [19]).	25
2.3	Líneas de flujo en la región interdendrítica de un lingote que solidifica con estructura columnar (Referencia: Flemings [5]). (a) Cuando la densidad del líquido se incrementa durante la solidificación. En este caso, las líneas de flujo de la región fría a la región caliente se encuentran en la porción inferior del lingote. (b) Cuando la densidad del líquido se disminuye durante la solidificación. En este caso, las líneas de flujo de la región fría a la región caliente se encuentran en la porción superior del lingote. . .	26
2.4	Ilustración esquemática del proceso ESR.	27
2.5	Ilustración esquemática del Proceso ESHT. En la parte superior el proceso BEST (Referencia: Plöckinger, et al., [44]), y en la parte inferior el proceso TRES (Referencia: Ramacciotti, et al., [45]).	28
2.6	Ilustración esquemática del proceso de refinación de la zona central de un lingote (Referencia: Cooper, et al., [31]).	29
2.7	Ilustración esquemática del proceso ESW (Referencia: Paton, et al., [34]).	30
4.8	Esquemización de los flujos de calor en un lingote, durante el proceso ESHT.	40

5.9	(a) Volumen solidificado, durante el proceso convencional, y (b) Mínima rapidez de fusión del electrodo (teórica), durante la aplicación del proceso ESHT, para un lingote de 50 toneladas (D:A = 1:2).	52
5.10	Representación gráfica de la evolución de las isoterms líquidas y sólidas durante la solidificación convencional de un lingote de 25 toneladas (D:A = 1:2).	53
5.11	Representación gráfica de la evolución de las isoterms líquidas y sólidas durante la solidificación convencional de un lingote de 50 toneladas (D:A = 1:2).	54
5.12	Representación gráfica de la evolución de las isoterms líquidas y sólidas durante la solidificación convencional de un lingote de 100 toneladas (D:A = 1:2).	55
5.13	Representación gráfica del máximo valor de la rapidez de fusión del electrodo durante la aplicación teórica del proceso ESHT a lingotes de 10, 25, 35, 50 y 100 toneladas (D:A = 1:2).	56
5.14	Evolución de las isoterms líquidas y sólidas durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESHT. El calor que se introduce al lingote se distribuye homogéneamente en todo su volumen.	57
5.15	Evolución de las isoterms líquidas y sólidas durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESHT. El calor que se introduce al lingote sólo afecta al baño metálico y a la región interdendrítica.	58
5.16	Evolución de las isoterms líquidas y sólidas durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESHT. El calor sólo afecta a la región superior-interna del lingote.	59

- 5.17 Evolución de las isotermas *líquidas* y *sólidas* durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESHT. La conductividad térmica efectiva del baño metálico es igual a 10 veces el valor de la conductividad térmica del sólido. El calor que se introduce al lingote se distribuye homogéneamente en todo su volumen. 60
- 5.18 Evolución de las isotermas *líquidas* y *sólidas* durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESHT, cuando la conductividad térmica efectiva del baño metálico es igual a 10 veces el valor de la conductividad térmica del sólido. El calor que se introduce al lingote sólo afecta al baño metálico y a la región interdendrítica. . . . 61
- 5.19 Evolución de las isotermas *líquidas* y *sólidas* durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESHT. El calor latente de solidificación se libera entre la temperatura de entrada de las gotas y la temperatura de *líquidas*. El calor que entra al lingote se distribuye homogéneamente en todo su volumen. 62
- 5.20 Evolución de las isotermas *líquidas* y *sólidas* durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESHT. El calor latente de solidificación se libera entre la temperatura de entrada de las gotas y la temperatura de *líquidas*. El calor que entra al lingote sólo afecta al baño metálico y a la región interdendrítica. 63
- 5.21 Evolución de las isotermas *líquidas* y *sólidas* durante la solidificación convencional de un lingote de 50 toneladas, cuando $D:A = 1:1$ 64
- 5.22 Evolución de las isotermas *líquidas* y *sólidas* durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESHT, cuando $D:A = 1:1$. El calor que se introduce al lingote se distribuye homogéneamente en todo su volumen. 65

5.23 Evolución de las isoterms <i>liquidus</i> y <i>solidus</i> durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESHT, cuando $D:A = 1:1$. El calor que se introduce al lingote sólo afecta al baño metálico y a la región interdendrítica.	66
5.24 Amplitud de la región interdendrítica durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:2$). Estas gráficas corresponden a las situaciones que se ilustraron en las Figuras: (a) 5.14, (b) 5.19, y (c) 5.17.	67
5.25 Amplitud de la región interdendrítica durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:2$). Estas gráficas corresponden a las situaciones que se ilustraron en las Figuras: (a) 5.15, (b) 5.20, y (c) 5.18.	68
5.26 Amplitud de la región interdendrítica durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:1$). Estas gráficas corresponden a las situaciones que se ilustraron en las Figuras: (a) 5.22, y (b) 5.23.	69
5.27 Tiempo local de solidificación sobre los ejes axial y radial, durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:2$). Estas gráficas corresponden a las situaciones que se ilustraron en las Figuras: (i) 5.11, (ii) 5.14, y (iii) 5.15.	70
5.28 Velocidad de avance de las isoterms <i>liquidus</i> y <i>solidus</i> , sobre los ejes axial y radial, durante la solidificación convencional de un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:2$).	71
5.29 Velocidad de avance de las isoterms <i>liquidus</i> y <i>solidus</i> , sobre los ejes axial y radial, durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:2$), a través del proceso ESHT. En este caso, el calor que se introduce al lingote se distribuye homogéneamente en todo su volumen.	72

5.30	Velocidad de avance de las isoterms <i>liquidus</i> y <i>solidus</i> , sobre los ejes axial y radial, durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas (D:A = 1:2), a través del proceso ESH. En este caso, el calor que se introduce al lingote sólo afecta al baño metálico y a la región interdendrítica.	73
5.31	Temperaturas máxima y mínima en un lingote de 50 toneladas (D:A = 1:2), durante su solidificación. Estas gráficas corresponden a las situaciones que se ilustraron en las Figuras: (a) 5.11, (b) 5.14, y (c) 5.15.	74
A.32	Representación esquemática de la discretización de un lingote cilíndrico (volumen correspondiente a 1 radián).	86

Capítulo 1

INTRODUCCIÓN

La construcción de grandes unidades de generación de energía eléctrica requiere de rotores que tengan una alta calidad.

La calidad de un rotor de gran peso depende substancialmente de la calidad estructural del lingote solidificado del cual se parte. Esta calidad se relaciona directamente con la homogeneidad química, la homogeneidad cristalina, la limpieza y la alta densidad, en el lingote.

Actualmente, se realizan un gran número de ensayos experimentales a escala de laboratorio, en las empresas dedicadas a la producción de lingotes de gran peso¹, para cuantificar el efecto de los diversos parámetros que influyen en la solidificación de estos lingotes. Esta metodología es seguida especialmente con aquellas aleaciones susceptibles a la segregación, como son las aleaciones base níquel y una amplia variedad de aceros de herramienta y de alta aleación.

Por otro lado, si se acepta que la mayor calidad de un lingote se obtiene de un buen control en su proceso de solidificación [1-5], entonces los lingotes que se obtienen de una solidificación convencional² se encuentran limitados en su tamaño. A un mayor tamaño, los lingotes convencionales están propensos a autogenerar defectos, como una localización preferencial de las inclusiones no metálicas, segregación, y porosidades.

¹Se considera en este trabajo que, un lingote pequeño es menor de 30 toneladas, que un lingote de peso medio se encuentra entre 30 y 60 toneladas, y que un lingote de gran peso es mayor a 60 toneladas. Referencia: The Eighth International Forgemasters Meeting [43].

²Solidificación de metal líquido vaciado en una lingotera, auxiliado de una reserva de metal y materiales exotérmicos.

De aquí que, en estos lingotes se espere un bajo índice en sus propiedades mecánicas, particularmente en relación a su sección transversal y a su dirección de forja. Las características estructurales de un lingote de acero, que se ha solidificado en forma convencional, se muestran en la Figura 1.1.

En cambio, los lingotes que se producen por medio de los "Procesos de Refusión a Través de Escorias" son mucho más limpios y más homogéneos (química y estructuralmente) que los lingotes convencionales [6-9]. Esto se debe a que, en éstos se puede controlar el avance del frente de solidificación por medio de la adición de calor hacia el interior del sistema. Por lo que, estos lingotes presentan óptimas combinaciones de sus propiedades mecánicas.

Además, debido a: (i) la menor cantidad de material recirculado, (ii) las características superficiales, y (iii) la uniformidad estructural de los lingotes, se obtienen los más altos índices de productividad y de forja durante la aplicación de estos procesos.

Finalmente, se puede establecer que, el tiempo promedio de vida de los grandes rotores es una función inversa al número de defectos que se presentan en su interior. De aquí que la mayor calidad de un rotor se fundamenta en: (i) el desarrollo de la mayor homogeneidad estructural en el interior del lingote del cual se parte, y (ii) la disminución de la segregación y de la distribución heterogénea de las inclusiones no metálicas.

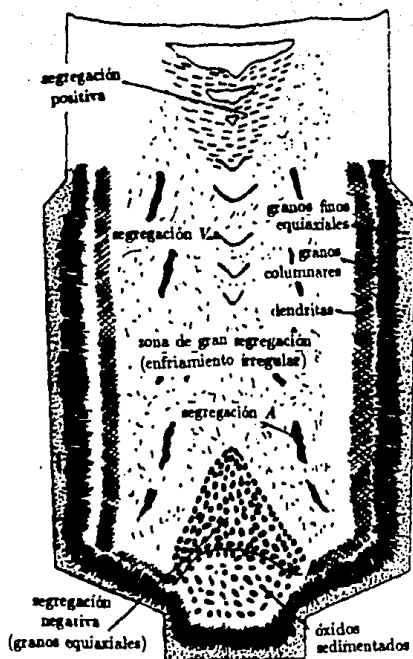


Figura 1.1: Diferentes tipos de segregación, que se encuentran en un lingote solidificado convencionalmente (Referencia: Bailey [7]).

Capítulo 2

REVISIÓN DE LA LITERATURA

2.1 Solidificación Convencional.

La solidificación convencional de un lingote se puede definir como: "La solidificación que se realiza sin ningún control sobre los gradientes térmicos internos del lingote que se solidifica".

En un lingote convencional de gran peso las propiedades mecánicas se encuentran heterogeneamente distribuidas [10], como consecuencia de: (i) la macrosegregación de los elementos aleantes, (ii) la formación de cavidades, por la contracción volumínica del metal, y (iii) la acumulación localizada de las inclusiones. Cuando uno de estos lingotes presenta porosidades, se necesita realizar en él un considerable trabajado termomecánico, con el fin de minimizar los efectos de estas imperfecciones. Sin embargo, ésto no es recomendable si se advierte la presencia de zonas macrosegregadas.

En los lingotes de acero que se producen por los métodos convencionales, la calidad disminuye con el incremento de su tamaño, debido a que se aumenta el tamaño de la zona columnar y de la zona equiaxial.

Durante la solidificación convencional se introduce una cantidad adicional de metal sobre la parte superior de la lingotera. Esta reserva de metal (que en la industria mexicana se conoce como mazarota) debe contener el volumen mínimo de líquido metálico sobrecalentado, para compensar la contracción volumínica que se presenta en el metal durante la solidificación, y así, alcanzar la densidad máxima en el lingote.

Adicionalmente, la mazarota debe mantener un gradiente térmico positivo hacia la región superior del baño metálico, para que la solidificación se desarrolle gradualmente desde las paredes internas del molde, con el fin de evitar la lluvia de cristales metálicos (material prematuramente solidificado) y el posible arrastre de las inclusiones durante el descenso de estos cristales.

Desde el punto de vista de la transferencia de calor, el objetivo principal de la aplicación de esta reserva, no es introducir energía en el lingote, sino evitar su salida. Por lo que, la mazarota se debe comportar como un aislante térmico perfecto, en la región superior del lingote. Para conseguir este resultado, la diferencia entre la temperatura promedio de la reserva térmica y la temperatura de fusión del metal debe ser pequeña, o sea, prácticamente cero.

En consecuencia, para mantener la temperatura de esta reserva por un periodo de tiempo largo¹ se han implementado diversas técnicas. En forma general, se pueden citar a las siguientes: (i) aislar a la mazarota, (ii) colocar compuestos exotérmicos sobre la superficie superior del metal contenido en la lingotera, los cuales al estar en contacto con el líquido metálico se combustionan adicionando calor al sistema, (iii) un vaciado posterior, que adicione líquido metálico sobrecalentado a la mazarota, tiempo después del vaciado original, y (iv) el calentamiento eléctrico, usualmente a través de un arco eléctrico.

Actualmente, en México, la industria NKS produce lingotes de hasta 120 toneladas. En esta industria, se realiza el calentamiento de la región superior del baño metálico mediante un arco eléctrico. Sin embargo, se ha observado que este calentamiento es muy errático y, en consecuencia, los lingotes que se han solidificado no son de la mejor calidad.

¹Periodo de tiempo a través del cual el cuerpo del lingote se solidifica. Un lingote de 500 toneladas puede llegar a tener un tiempo total de solidificación de 90 horas.

En el caso de la solidificación de un metal puro, la temperatura de la fase sólida debe ser igual a la temperatura de la fase líquida, y la rapidez del movimiento de la interfase debe ser compatible con la rapidez con la que el calor llega o sale de ésta.

En cambio, en una aleación se debe disipar una cantidad apropiada de calor latente a través de la zona interdendrítica², conforme la solidificación se desarrolla. Por lo que, el movimiento y la forma de esta zona dependen de la rapidez del flujo de calor que se disipa a través de ella.

La rapidez de enfriamiento en una aleación es una consecuencia de dos parámetros: (i) el gradiente térmico en el baño metálico, frente a la isoterma *liquidus*, y (ii) la rapidez de avance del frente de solidificación³.

En moldes estáticos, estos dos términos se encuentran relacionados muy estrechamente, de tal manera que un gradiente térmico pequeño implica un avance lento del frente de solidificación y, consecuentemente, una rapidez de enfriamiento pequeña.

Por otro lado, el espaciamiento interdendrítico se puede correlacionar en forma simple con la rapidez de avance del frente de solidificación y con el tiempo local de solidificación⁴. Así, este espaciamiento (primario y secundario) varía directamente con el tiempo local de solidificación, e inversamente con la rapidez de enfriamiento.

Aunado a lo anterior, se sabe que, durante la solidificación convencional de un lingote de gran peso, la cristalización ocurre principalmente desde los bordes hacia el centro de la lingotera y en una menor medida desde la zona basal hacia la parte alta. En este tipo de solidificación, se forma y crece rápidamente una gran zona central que contiene metal líquido entre las temperaturas *liquidus* y *solidus*. Por lo que, en esta etapa existe una fracción semi-líquida (región interdendrítica) muy grande en el interior

²En este trabajo, la zona interdendrítica es la región delimitada por las isotermas *liquidus* y *solidus*.

³Para las aleaciones, el frente de solidificación es toda la región interdendrítica.

⁴El tiempo local de solidificación es el tiempo requerido para que una posición en el lingote cambie su temperatura desde la temperatura de *liquidus* hasta la temperatura de *solidus*.

de estos lingotes. Esto indudablemente, proporciona las condiciones más favorables para que se generen los tipos de segregación más indeseables [11, 12]. Sin embargo, se puede obtener un buen control sobre el movimiento de la isoterma *liquidus* [13], con el fin de disminuir la amplitud de esta región interdendrítica mediante alguna de las dos siguientes condiciones: (i) al proveer y conservar un alto grado de subrecalentamiento en la región líquida, ó (ii) al mantener una convección vigorosa en el baño metálico, de tal manera que, cualquier cantidad de calor que se adicione en algún lugar frente a la isoterma *liquidus* se transporte a ella casi inmediatamente.

De lo expuesto anteriormente, se puede establecer que para controlar la solidificación de un lingote de gran peso (esto significa alcanzar la máxima calidad en el lingote, y de aquí obtener las mejores propiedades, y/o una mayor vida útil de la componente que se manufacture a partir de éste) se debe adicionar y extraer energía en forma controlada, hacia y desde el interior de la lingotera, respectivamente. Este control se establece en función de la forma y la rapidez de avance del frente de solidificación; en particular, del avance de la isoterma *liquidus* respecto de la isoterma *solidus*.

La formación de porosidades está influenciada primordialmente por la naturaleza química del metal fundido y en un menor grado por las condiciones de la solidificación; sin embargo, esto no ocurre con la fenomenología que rige a la formación del cono negativo de segregación y de los macrosegregados de tipo canal, y a la asociación de éstos con las inclusiones. Por esta razón, y como un intento por mejorar la estructura de un lingote, sobre bases teóricas más contundentes, se incluye una revisión detallada acerca de la macrosegregación en la siguiente sección.

2.2 Macrosegregación.

En los trabajos de investigación sobre el fenómeno de la segregación macroscópica, se ha establecido que el flujo del fluido interdendrítico (líquido rico en soluto), asociado a la forma y a la amplitud de la zona interdendrítica³, es el responsable de casi todos los tipos de segregación, que se presentan en un lingote convencional de gran peso.

El movimiento del fluido interdendrítico ocurre fundamentalmente como resultado de:

- (a) la contracción por solidificación, ya que la densidad del sólido es mayor que la densidad del líquido metálico, y
- (b) la fuerza de gravedad, que actúa sobre un líquido de densidad variable.

No obstante, se considera que el flujo del fluido interdendrítico también se puede alterar, en un grado muy pequeño, por las corrientes convectivas del baño metálico⁴ (*bulk liquid*) [14], y por la evolución de los gases durante la solidificación [15].

Por otro lado, se acepta que con un incremento en la amplitud de la región interdendrítica (distancia entre las isoterms *liquidus* y *solidus*) se incrementa la macrosegregación.

³En el caso de lingotes cilíndricos (axisimétricos), en los que se extrae el calor a través de las direcciones axial y radial, la forma de esta zona es parabólica.

⁴Siempre y cuando las corrientes convectivas se encuentren orientadas perpendicularmente a la isoterma *liquidus*.

2.2.1 Teoría de la Macrosegregación.

Como un resultado de la teoría de la macrosegregación [16-19], la ecuación de redistribución de soluto, que describe el efecto del flujo del fluido metálico en un volumen diferencial parcialmente sólido⁷ es la siguiente:

$$\frac{\partial g_L}{\partial C_L} = - \left(\frac{1-\beta}{1-k} \right) \left[1 + \frac{\vec{v} \cdot \nabla T}{\epsilon} \right] \frac{g_L}{C_L} \quad (2.1)$$

donde:

- g_L = fracción volumínica de líquido,
- C_L = composición del líquido en el equilibrio,
- β = coeficiente de contracción volumínica, $(\rho_S - \rho_L)/\rho_S$.
- ρ_S = densidad del sólido,
- ρ_L = densidad del líquido,
- k = razón de partición en el equilibrio, C_S/C_L ,
- C_S = composición del sólido en el equilibrio,
- \vec{v} = vector de velocidad de flujo del fluido interdendrítico.
- ∇T = gradiente local de temperatura,
- ϵ = rapidez de cambio de la temperatura (rapidez de enfriamiento local).

El desarrollo de la ecuación anterior se fundamentó en las siguientes consideraciones:

- (a) no se presenta ningún subenfriamiento significativo, previo a la solidificación,
- (b) se mantiene el equilibrio en la interfase sólido-líquido, durante la solidificación,

⁷Representación de la zona interdendrítica en una aleación binaria.

- (c) la difusión en el líquido es completa,
- (d) la difusión en el sólido es despreciable,
- (e) la densidad en el sólido es constante, y
- (f) no se forman porosidades durante la solidificación.

De acuerdo con esta teoría, el parámetro más importante de la ecuación 2.1 es el siguiente: $(\bar{v} \cdot \nabla T)/\epsilon$.

Cuando este parámetro es igual a $\beta/(1-\beta)$, no se presenta ningún tipo de macrosegregación. Si este parámetro fuera mayor que $\beta/(1-\beta)$, la segregación sería negativa, y cuando el valor del parámetro anterior fuera menor que $\beta/(1-\beta)$, la segregación sería positiva. Todo esto se cumple siempre y cuando el flujo del fluido dentro de la zona interdendrítica se mantiene estable.

El flujo es estable, si el fluido interdendrítico se mueve de la región caliente a la región fría. Esto se presenta cuando: $(\bar{v} \cdot \nabla T)/\epsilon > 0$.

Sin embargo, bajo ciertas condiciones de solidificación, el flujo del líquido interdendrítico se vuelve inestable, lo cual causa una refusión local de las dendritas, con la consecuente formación de canales de flujo. Estos canales contienen una gran cantidad de líquido metálico altamente segregado, Figura 2.2.

Esto se describe mejor, si se multiplica a la ecuación 2.1 por $(\partial C_L/\partial T)_{x,y,z}$, para obtener la fracción volumétrica de líquido como una función de la temperatura:

$$\frac{\partial g_L}{\partial T} = - \left[\frac{1-\beta}{1-k} \cdot \frac{g_L}{C_L} \cdot \frac{\partial C_L}{\partial T} \right] \left(1 + \frac{\bar{v} \cdot \nabla T}{\epsilon} \right) \quad (2.2)$$

En esta última ecuación, la cantidad dentro de los corchetes siempre es negativa, sin importar el valor de k ; por lo que, mientras más grande sea el valor del parámetro $(\bar{v} \cdot \nabla T)/\epsilon$, más positivo será el valor de la fracción volumétrica de líquido respecto de la temperatura, $\partial g_L/\partial T$.

En cambio, si disminuyera la temperatura en el volumen diferencial, entonces la fracción volumétrica de sólido en el canal de flujo aumentaría.

En consecuencia, si uno de los canales de flujo aumentara su grosor debido a una pequeña inestabilidad, durante la solidificación, y

- (a) si el vector de flujo, \vec{v} , apuntara en la dirección en que disminuye la temperatura (esto es, si $(\vec{v} \cdot \nabla T/\epsilon) > 0$), entonces un mayor flujo resultaría en una mayor solidificación y el tamaño del canal de flujo disminuiría,
- (b) si el vector de flujo, \vec{v} , apuntara en la misma dirección del movimiento de las isotermas (específicamente, si $-1 < (\vec{v} \cdot \nabla T/\epsilon) < 0$), entonces la rapidez de solidificación sería menor en este canal. El tamaño de este canal no disminuye tan rápidamente, en comparación con la rapidez con la que lo hacen de los canales del alrededor, durante la solidificación; sin embargo, no se presentará ninguna refusión de las dendritas, ya que la variación de la fracción de líquido metálico con respecto a la temperatura, $\partial g_L/\partial T$, se conserva positiva mientras el valor del parámetro $(\vec{v} \cdot \nabla T/\epsilon)$ se encuentre entre 0 y -1 ,
- (c) si se cumpliera que el valor del parámetro $(\vec{v} \cdot \nabla T/\epsilon)$ fuera menor que -1 , dentro del canal de flujo, entonces ocurriría una refusión local en las dendritas y el tamaño del canal aumentaría, durante la solidificación.

Como resultado de la inestabilidad en el flujo del fluido interdendrítico, que se describe en el inciso (c), el canal de flujo crece, durante la solidificación, hasta que se hace visible en forma de peca (*freckle*) u otro segregado del tipo A ó V.

De lo descrito anteriormente, se puede deducir que los segregados de tipo canal (*freckles*, A y V) se forman por la inestabilidad en el flujo del fluido interdendrítico, y que esta inestabilidad se alcanza cuando: $(\vec{v} \cdot \nabla T/\epsilon) < -1$.

Una representación gráfica de esta condición mostraría que las líneas de flujo, dentro de la zona interdendrítica, se dirigen desde la región de menor temperatura hacia la región de mayor temperatura, Figura 2.3.

Por otro lado, si la rapidez de solidificación de un lingote se disminuyera, y en consecuencia el tiempo local de solidificación se aumentara (esto implicaría que la amplitud de la zona interdendrítica aumentara), entonces el flujo del fluido interdendrítico se encontraría fuertemente influenciado por la fuerza de gravedad. Esta condición se presenta durante la solidificación convencional de los lingotes. En cambio, si se tuviera una rapidez de solidificación considerablemente alta y una zona interdendrítica relativamente estrecha, entonces no se esperaría que el flujo del fluido interdendrítico fuera importante (esto es, el flujo del fluido interdendrítico sería mínimo, o en el caso ideal cero), con la consiguiente eliminación de la segregación.

Este último patrón de flujo es el que se pretende establecer durante la solidificación controlada de un lingote de gran peso.

Aunque, el comportamiento del fluido interdendrítico se puede alterar por la rotación del lingote ó por el efecto de un campo magnético se ha reconocido que esta influencia disminuye conforme se incrementa la rapidez de solidificación [20].

2.3 Procesos Alternos de Manufactura.

Naturaleza, Ventajas y Desventajas.

2.3.1 Procesos de Refusión a Través de Escorias.

Los problemas que se presentan durante la manufactura de los grandes rotores, que se utilizan en la industria de la generación de energía eléctrica, se inician durante la solidificación de los lingotes a partir de los cuales se forjan. Estos problemas se manifestarán claramente en el proceso de forja y/o durante la vida útil del componente.

Como ya se estableció, los lingotes de acero que se solidifican convencionalmente tienen una baja calidad en su región central: por lo que, los centros de los rotores que se obtienen de estos lingotes exhiben características indeseables, tales como, inclusiones no metálicas, macrosegregación y porosidades. Por el contrario, los lingotes que se obtienen mediante los procesos de refusión a través de escorias, en los que se controla el avance de la solidificación y se refina al líquido metálico, son muchos más limpios y más homogéneos [21, 22].

Existen algunas otras ventajas que se relacionan con la producción de lingotes de acero, mediante estos procesos [23], entre las que destacan: (i) una mayor productividad, (ii) un mayor rendimiento de metal útil en el lingote (*yield*), (iii) un mayor control durante el proceso de refinación, (iv) bajos niveles de rechazo en las partes forjadas, y (v) un mayor índice de deformación, durante el trabajo de forja posterior. Además, si se parte de un lingote convencional de gran tamaño, se podría producir un rotor forjado de tan solo 40-50 % del peso del lingote; mientras que, para un lingote refundido por electro-escoria el rendimiento es de aproximadamente un 80 %.

El alto grado de homogeneidad química y de estructura cristalina de los materiales que se obtienen por los procesos de electro-escoria, se relaciona comúnmente con una mayor tenacidad y con una menor temperatura de transición dúctil-frágil, en comparación con los materiales obtenidos por procesos de solidificación convencional. Otras propiedades, tales como, las resistencias a la fatiga y a la fractura por termofluencia (*creep*), se consideran superiores a las que se obtienen de los lingotes convencionales de acero.

Mediante el proceso de refusión por electro-escoria se producen los aceros de la más alta calidad; aunque, su costo es ligeramente mayor respecto de los que se producen por la vía convencional. A pesar de lo anterior, la evaluación de los procesos de refusión por electro-escoria en aplicaciones particulares demuestra que pueden ser la mejor de

las alternativas, o quizás la única, debido a la calidad del producto.

Adicionalmente, el tipo de escoria que se utiliza en estos procesos es una de sus características más importantes; ya que, para optimizar la rapidez de solidificación de un lingote, y en consecuencia su estructura y calidad, se deben ajustar la cantidad, la temperatura y la composición de ésta.

La selección de una escoria se establece en función de su amplia variedad de características físicas y químicas, tales como, su resistividad eléctrica, su temperatura de fusión, su viscosidad, su conductividad térmica, su capacidad térmica, su presión de vapor, su tensión interfacial, etc.

Las funciones principales de una escoria son las siguientes: (i) servir como medio de calentamiento, y (ii) funcionar como el medio por el cual se lleva a cabo la refinación del metal líquido⁶.

La capacidad de desulfuración de una escoria, se establece mediante la adición de los compuestos CaO y MgO , y una basicidad mayor que 5 [24]. En cambio, cuando se requieren mínimos contenidos de aluminio, en el lingote de acero, la composición de la escoria debe incluir una actividad de SiO_2 alta.

Es importante destacar que, durante la descripción de los procesos de refusión por electro-escoria, que se realizará a continuación, se considera un arreglo unifilar en el esquema eléctrico de la unidad de producción.

⁶La refinación del metal se realiza fundamentalmente en la película de líquido metálico adherida a la punta del electrodo, en las gotas de metal que atraviesan la escoria, y en la intercara entre el baño metálico y la escoria.

2.3.1.1 Proceso de Refinación de Lingotes por Electro-Escoria. (*Electro-Slag Refining, ESR.*)

El proceso ESR [6.25-27], es un proceso de refusión y de refinación de metales que emplea electrodos consumibles y opera a través de una escoria relativamente reductora. Figura 2.4.

El electrodo es la materia prima que se desea refinar. Este electrodo se refunde progresivamente, en forma de gotas, para posteriormente ser solidificado en un molde enfriado por agua.

La fusión se produce mediante el calor generado en la escoria líquida por el *Efecto Joule*⁹, como consecuencia de la alta densidad de corriente (a bajos potenciales eléctricos) que se transporta desde el electrodo hacia la base del molde, principalmente.

El proceso ESR es un proceso de refinación de metales, y se usa principalmente en la refinación de aceros. Sin embargo, este proceso además de refundir y refinar metales, representa a la más importante técnica de control sobre la solidificación.

La refinación de un metal, a través del proceso ESR, ocurre cuando el metal fundido está en contacto con la escoria. En cambio, la solidificación se realiza progresivamente debido al calor que se extrae por las paredes del molde.

Con un buen control en los parámetros del proceso ESR se producirán lingotes con las siguientes características:

- (a) una estructura columnar excelente,
- (b) un mínimo índice de segregación,
- (c) un alto grado de limpieza, y
- (d) una superficie tersa.

⁹La escoria presenta, en este sistema, la mayor resistencia al flujo eléctrico.

Sin embargo, se requiere de una rapidez de fusión óptima, durante la operación de este proceso, para producir lingotes con características aceptables, de economía y de calidad.

Esta rapidez de fusión depende de un gran número de variables, y entre las más importantes se encuentran: (i) la resistencia eléctrica de la escoria, (ii) la razón entre el diámetro del electrodo y el diámetro del lingote (parámetro de llenado, *fill ratio*), y (iii) la potencia eléctrica, que se aplica durante el proceso.

2.3.1.2 Proceso de Calentamiento por Electro-Escoria. (*Electro-Slag Hot Topping. ESHT.*)

En el proceso ESHT [8, 28-30] se utilizan los mismos principios de operación que para el proceso ESR. Sin embargo, este proceso se aplica sobre el metal líquido que está contenido en un molde, Figura 2.5.

El metal que se funde, durante la aplicación de este proceso, llena el espacio que se origina por la contracción volumétrica del material que se solidifica, y adiciona energía al interior del sistema para influenciar al proceso de solidificación.

La principal función del proceso ESHT consiste en mantener en estado líquido, y a la mayor temperatura del sistema, a la porción superior del metal contenido en el molde mediante la adición controlada de calor.

Al igual que en el proceso ESR, la mayor cantidad del calor se transfiere hacia el baño metálico por medio de las gotas metálicas, las cuales adquieren un gran sobrecalentamiento en su paso por la escoria. Una descripción más detallada de este proceso se presenta en la siguiente sección.

2.3.1.3 Proceso de Refinación de la Zona Central de un Lingote. (*Central Zone Refining, CZM ó Midvale-Heppenstall-Klöckner-Werke, MHKW.*)

En el proceso CZM ó MHKW [31-34] se hace uso de la región más sana (región cilíndrica externa) de un lingote que se ha solidificado en forma convencional. A este lingote se le trepana su núcleo para, posteriormente, usarlo como un molde del proceso ESR, mediante el cual se le rellena, al refundir y refinar un electrodo del mismo material. Figura 2.6.

La porción central, que se remueve del lingote, no contiene el total de la zona segregada; sin embargo, cuando se aplica el proceso ESR, la pared interna del lingote trepanado, se refunde y refina parcialmente: por lo que, si existiera alguna sospecha de la presencia de segregación, a un diámetro dado de trepanación, ésta se eliminaría durante este proceso.

La estructura final que se obtiene en la zona central de este lingote es totalmente columnar. De aquí que, el proceso CZM ó MHKW combina las características más favorables de la zona externa de un lingote solidificado convencionalmente con las bondades de un material solidificado uniformemente.

2.3.1.4 Proceso de Unión por Electro-Escoria. (*Electro-Slag Welding, ESW*)

En la URSS se ha desarrollado un método para unir secciones de gran peso mediante el uso del proceso ESW [35-37]. Mediante esta tecnología, dos lingotes prefabricados de tamaño medio, o menor, se unen para formar un compuesto de gran peso, Figura 2.7.

Los resultados que se han mostrado indican que la calidad metalúrgica de los compósitos que se obtienen es al menos tan buena como la de los componentes individuales. Al parecer algunos lingotes de hasta 1500 mm de diámetro se han unido por este método, obteniéndose compósitos de casi 100 toneladas.

2.3.2 Desventajas Particulares de Cada Proceso.

Los procesos alternos de manufactura mejoran significativamente la calidad de los lingotes de gran peso; sin embargo, se han identificado en éstos algunos problemas importantes [23, 38-41], entre los que se encuentran los siguientes:

- En el caso del proceso ESR aplicado a lingotes de gran peso, los mayores problemas técnicos son: (i) el control del contenido de hidrógeno en el lingote; (ii) el diseño del horno y del molde; (iii) la potencia eléctrica alimentada; (iv) el control de la rapidez de fusión, del grado de refinación química, de la solidificación y del ciclo final de refusión del electrodo *hot-top*; y (v) la restricción en la producción de lingotes no mayores de 60 toneladas (para unidades con un arreglo eléctrico unifilar).

La mayor calidad en los lingotes y las menores pérdidas de energía en el proceso ESR se alcanzan cuando el parámetro de llenado (*fill ratio*) tiende al valor de uno.

- En cambio, los problemas principales que se presentan durante la aplicación del proceso ESHT son: (i) el resultado de un diseño inapropiado del molde en forma de collar que contendrá a la escoria, y (ii) el control secuencial y óptimo de la rapidez de fusión del electrodo.
- Durante la aplicación del proceso CZM ó MHKW, se ha observado la acumulación de inclusiones en la zona de transición (zona que se encuentra entre la región exterior del lingote que se solidificó convencionalmente y la región central obtenida por el proceso ESR). Otra desventaja que se presenta en este tipo de lingotes es que, después de haber aplicado el proceso ESR a la cavidad del lingote primario, la zona central puede presentar agrietamientos y/o estar fuera del eje axial del

lingote. Adicionalmente, se tienen que asociar a esta técnica, los problemas que se relacionan con la aplicación del proceso ESR.

- Entre los problemas reportados en el proceso ESW, se destacan los siguientes: (i) una instalación mecánica compleja, (ii) un alto grado de inestabilidad en la potencia eléctrica aplicada, (iii) los esfuerzos residuales que se inducen por la contracción volumétrica que se presenta en las regiones cercanas a la unión, y/o por la solidificación, y (iv) la heterogeneidad química en la unión.

Cuando las condiciones de trabajo son inestables, este método es muy susceptible a formar pequeñas regiones donde no penetra la "soldadura". Es importante notar que se esperan grandes gradientes térmicos en las regiones vecinas a los componentes que se unen.

Aún a pesar de lo anterior, los procesos alternos de manufactura que se han descrito mejoran significativamente las características metalúrgicas de los lingotes de gran peso. respecto de los lingotes que se obtienen por la vía tradicional.

2.3.3 Aspectos Económicos.

Cuando se realiza la comparación entre los procesos ESR, ESHT, CZR y ESW, se encuentran diversas dificultades; debido al conjunto de condiciones diferentes que se establecen durante el diseño y la aplicación de cada uno de estos procesos [23, 42]:

- El proceso ESR es el mejor, en la producción de los lingotes de la más alta calidad. Sin embargo, desde el punto de vista de los fabricantes de generadores de energía eléctrica, este no es el parámetro de una primera elección, en la manufactura de rotores de gran peso. En cambio, se consideran como limitantes su alto costo y al tamaño de los lingotes que se pueden manufacturar.

- El proceso ESHT es el más aceptado, por los fabricantes de las turbinas y generadores de electricidad; ya que, se le ha considerado como una solución básica e inicial al problema de mejorar la calidad de los rotores. Aún a pesar de que, la calidad de este producto es menor que la calidad de un producto obtenido por ESR, y de que la aplicabilidad del proceso en la producción de lingotes de gran peso no está todavía completamente comprobada. Actualmente, se procesan lingotes de hasta 120 toneladas por esta vía, en los Estados Unidos.
- En general, los fabricantes de los generadores eléctricos no consideran que el proceso CZR represente una opción aceptable en la producción de lingotes de gran peso. Esto se debe a las sospechas de que la calidad de la zona de transición metálica se encuentra fuera de las especificaciones establecidas en las normas de calidad.
- Se ha considerado que la mayor desventaja del proceso ESW es el alto costo de su aplicación; además, el método es complejo en comparación a los otros procesos de refusión por electro-escoria.

La comparación económica de estos procesos, que aparece en la literatura [43, 44] y es relativa a la manufactura de un rotor forjado de 200 toneladas, establece el siguiente resultado: "El metal procesado mediante la refusión por electro-escoria, en sus diferentes modalidades, tiene un costo total mayor entre el 7 y el 38 por ciento, respecto del costo del mismo material obtenido por el proceso convencional".

El orden encontrado fue:

ESHT	7 %
CZR	11 %
ESR	20 %
ESW	10 - 38 %

En el caso del proceso ESW, el rango entre el 10 y el 38 % depende de si los materiales a unir son obtenidos por la vía convencional ó mediante el proceso ESR, respectivamente. Adicionalmente, se debe hacer notar que el costo total se incrementa en proporción a la extensión de la región central que se sustituye, por un material de mayor calidad.

De aquí que, en base a esta evaluación, se concluya que mediante el uso del proceso ESHT se obtendrá un lingote de gran peso con mayor calidad y a un costo razonable.

2.4 Proceso de Calentamiento por Electro-Escoria. (*Electro-Slag Hot Topping, ESHT*).

Mediante el uso del proceso ESHT [8, 28-30, 45, 46] se solidifican apropiadamente lingotes de gran peso, debido al control que se puede obtener sobre la solidificación.

Como ya se mencionó, la principal función del proceso ESHT consiste en mantener en estado líquido, y a la mayor temperatura del sistema, a la porción superior del metal contenido en una lingotera, mediante la adición controlada de calor. Por lo que, este proceso mantendrá líquida la superficie superior de un lingote, desde el final de su vaciado hasta el final de su solidificación.

El tiempo de vaciado de un lingote de gran peso es virtualmente despreciable, en comparación con el tiempo total de su solidificación. Esto es, mientras que el vaciado se realiza en algunos minutos, la solidificación de un lingote de 62 toneladas se realiza en aproximadamente 14 horas.

Inmediatamente después del vaciado del metal en la lingotera, se introduce una gran cantidad de calor en el sistema, a manera de gotas de metal sobrecalentadas, para promover y estabilizar un gradiente vertical de temperatura en el interior del baño metálico. Posteriormente, este flujo de calor se disminuye como función del progreso

de la solidificación (Figura 5.9).

Conforme la solidificación se desarrolla, el líquido metálico se alimenta al sistema para compensar la contracción en la masa del metal, que se encuentra solidificando, de esta manera se mantiene virtualmente su volumen constante. De aquí que, la rapidez de la alimentación dependa del tiempo y del peso total del lingote que se desea obtener.

Como consecuencia de lo anterior, y para aplicar el proceso ESHT, se debe conocer anticipadamente la conducta que obedece un lingote convencional durante su solidificación. En particular, se debe conocer su rapidez de solidificación.

Mediante la relación entre el volumen solidificado y el tiempo, se expresa la mínima rapidez a la cual el metal se debe adicionar, manteniendo así a la alimentación en el requerimiento mínimo, durante la aplicación del proceso ESHT.

En todas las versiones del proceso ESHT, se reconoce la importancia que tiene esta adición de metal líquido sobre la estructura interna del lingote.

Desde el punto de vista del fenómeno de la transferencia de calor, en la etapa inicial del proceso, se debe establecer la alimentación del líquido metálico para evitar la solidificación prematura en el baño metálico. Con este procedimiento se evita la lluvia de cristales que trae consigo la formación del cono negativo de segregación. En la etapa intermedia, cuando la rapidez de solidificación volumétrica se encuentra en el máximo, se debe tener una máxima alimentación de metal. En tanto que, en la última etapa de este proceso, se necesita mantener al mínimo la rapidez de alimentación, para evitar la formación de los segregados del tipo canal.

Evidentemente, este proceso requiere de un control estricto de la rapidez de fusión del electrodo.

Aunque se acepta que, el espaciamiento interdendrítico (que es una función del tiempo local de solidificación) varía inversamente con la rapidez de enfriamiento, esta observación no se aplica al proceso ESHT. Esto se debe a que, el proceso ESHT

permite el control, de manera independiente, sobre cada uno de los dos parámetros que gobiernan a la rapidez de enfriamiento. Estos parámetros son: (i) el gradiente térmico que existe enfrente de la isoterma líquida, y (ii) la rapidez de avance del frente de solidificación. De tal manera que, una rapidez de avance lenta del frente de solidificación no implica necesariamente un gradiente térmico pequeño, ó viceversa.

Los trabajos publicados sobre lingotes de hasta 20 toneladas, producidos mediante el proceso ESHT, indican que el metal alimentado al sistema se mezcla perfectamente con el metal líquido que se vació previamente en el molde. Sin embargo, se espera que exista una profundidad en la que el mezclado del baño metálico no sea completo. En tal situación, las ventajas potenciales del proceso ESHT respecto de la estructura interna del lingote se reducirían considerablemente.

En general, mediante la aplicación del proceso ESHT se obtendrán diversas mejoras en los lingotes de gran peso. Entre éstas podemos citar a las siguientes: (i) se puede desulfurar a un lingote en proporciones de un 0.02 hasta un 0.005 %, debido a la acción de refinación de la escoria [23-26], (ii) se minimiza la distribución heterogénea del carbono y del fósforo, (iii) se reducen la segregación y las inclusiones, en comparación a un lingote convencional, (iv) se elimina el cono negativo de segregación, en la porción inferior del lingote, y (v) mediante el proceso ESHT se produce la mayor densidad en un lingote, que es un indicativo de la mínima porosidad presente.

Es importante hacer notar que, el metal líquido que se va a solidificar mediante el proceso ESHT se debe obtener a través del uso extensivo de los procesos de Refinación en la Olla, con ó sin vacío.

En resumen, a partir de todo lo que se ha descrito en este capítulo, se puede establecer que:

1. Es indispensable un "nuevo proceso", con el fin de solidificar lingotes de gran peso en forma adecuada.
2. Tecnológica y económicamente los procesos de la refusión a través de escorias son los más promisorios, de entre los cuales destaca el proceso ESHT, por su capacidad de producción de lingotes con una alta calidad a un costo razonable.

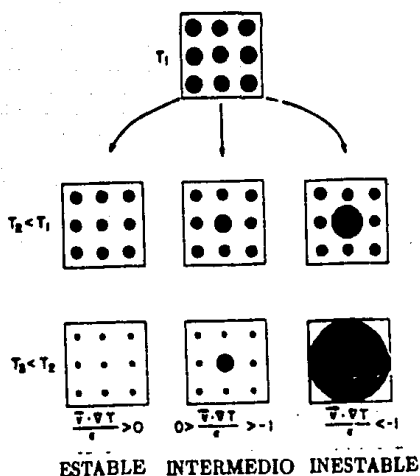


Figura 2.2: Ilustración esquemática de los cambios en los canales interdendríticos de flujo, durante el enfriamiento de un elemento de volumen (Referencia: Mehrabian, et al., [19]).

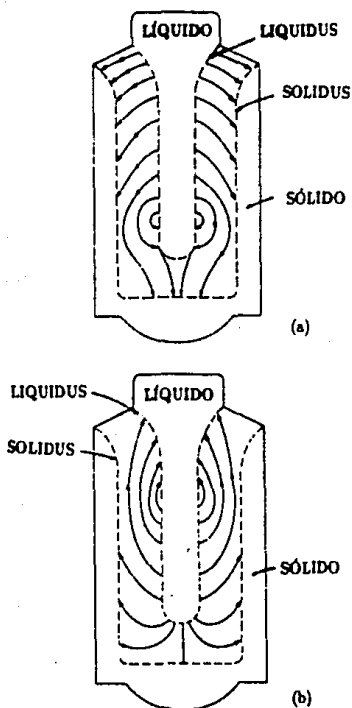


Figura 2.3: Líneas de flujo en la región interdendrítica de un lingote que solidifica con estructura columnar (Referencia: Flemings [5]). (a) Cuando la densidad del líquido se incrementa durante la solidificación. En este caso, las líneas de flujo de la región fría a la región caliente se encuentran en la porción inferior del lingote. (b) Cuando la densidad del líquido se disminuye durante la solidificación. En este caso, las líneas de flujo de la región fría a la región caliente se encuentran en la porción superior del lingote.

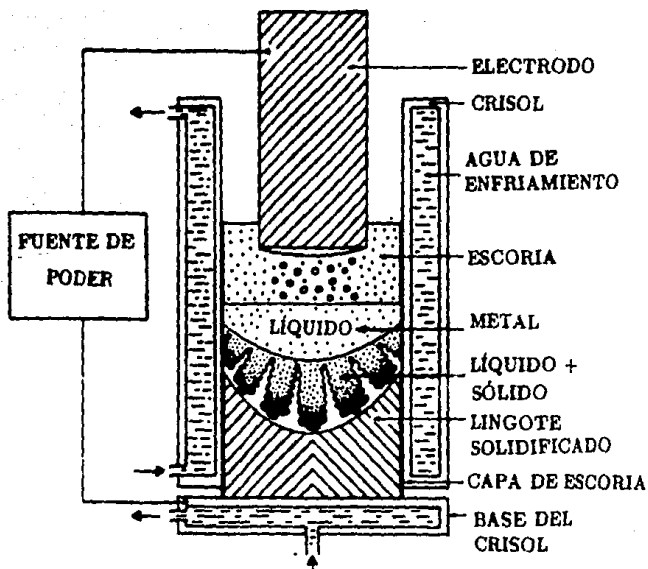
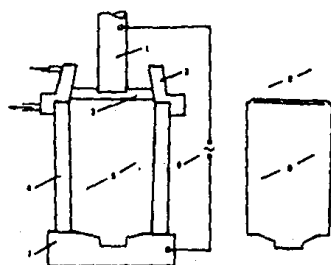
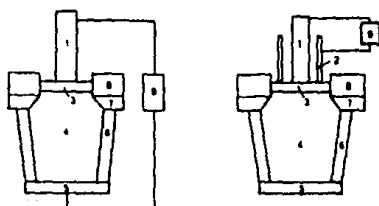


Figura 2.4: Ilustración esquemática del proceso ESR.

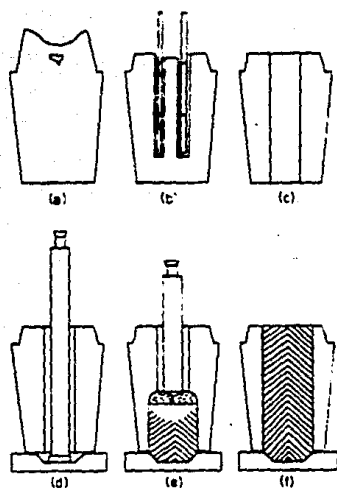


- | | |
|--------------------------|------------------------------|
| 1. Electrodo | 6. Fuente de poder |
| 2. Molde (hot top) | 7. Base de la lingotera |
| 3. Escoria | 8. No se presenta mazarota |
| 4. Lingotera | 9. Lingote obtenido por BEST |
| 5. Lingote solidificando | |



- | | |
|-------------------------|---------------------------------------|
| 1. Electrodo central | 6. Lingotera |
| 2. Electrodo tubular | 7. Refractario resistente al calor |
| 3. Escoria | 8. Refractario resistente al desgaste |
| 4. Lingote | 9. Fuente de poder |
| 5. Base de la lingotera | |

Figura 2.5: Ilustración esquemática del Proceso ESHT. En la parte superior el proceso BEST (Referencia: Plöckinger, et al., [44]), y en la parte inferior el proceso TRES (Referencia: Ramacciotti, et al., [45]).



(a) Lingote convencional (b) Trepanación (c) Lingote trepanado
 (d) Inicio del relleno por ESR (e) Lingote parcialmente refundido (f) Lingote final

Figura 2.6: Ilustración esquemática del proceso de refinación de la zona central de un lingote (Referencia: Cooper, et al., [31]).

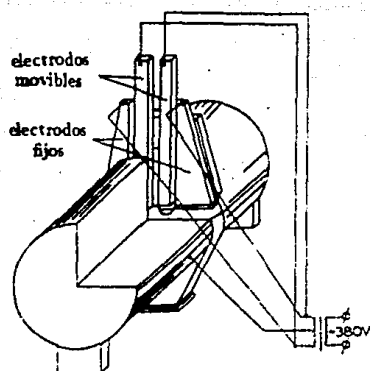


Figura 2.7: Ilustración esquemática del proceso ESW (Referencia: Paton, et al., [34]).

Capítulo 3

NATURALEZA DEL PROBLEMA

Una gran cantidad de artículos en la literatura [1-19] describen y racionalizan algunos de los problemas que se presentan más comúnmente durante la solidificación y el procesamiento termomecánico de los lingotes de gran peso, así como también, respecto de los parámetros que determinan la vida útil de los componentes que se manufacturan a partir de éstos. Sin embargo, no existe a la fecha un modelo para predecir la estructura interna de los lingotes y, en consecuencia, el control de su calidad.

Actualmente, se utiliza a la tecnología de refusión por electro-escoria, en sus diversas modalidades, para solidificar lingotes de gran peso. Sin embargo, existe un gran campo por investigar respecto a este tipo de lingotes debido a que el control en estos procesos todavía se encuentra en una etapa inicial. Aún cuando, se han dado por entendidos los puntos siguientes:

1. Se conocen los principios que rigen la formación de las heterogeneidades físicas y químicas.
2. Se requiere introducir energía al sistema, y no solo mantener una reserva de metal líquido durante el proceso de solidificación.
3. La combustión de los materiales exotérmicos no es capaz de producir energía suficiente para establecer un gradiente térmico positivo hacia el interior del metal que se encuentra solidificando.

4. En México, como en otros países, ya se manufacturan lingotes con una adición de energía por su parte superior, por medio de un arco eléctrico ó mediante el uso del proceso ESR.
5. No existe un modelo matemático autoconsistente y apropiado para predecir la evolución del campo térmico. Tanto el diseño de las lingoteras como el de los lingotes se hace en forma semi-empírica.
6. En forma general, los rotores de las unidades de generación eléctrica (de baja y media potencia) no se obtienen de los lingotes que se procesan por la vía tradicional; ya que, estos lingotes no tienen las características apropiadas.
7. Cualquier otro proceso alterno en la producción de lingotes de gran peso, diferente a los ya descritos, es muy complejo y/o presenta un gran número de limitantes tecnológicas y/o económicas.

De aquí que, el propósito fundamental del presente trabajo sea, específicamente, el llegar a racionalizar la conducta térmica de los lingotes de gran peso, a los cuales se les adiciona energía en su parte superior mediante el proceso ESHT, de forma tal que su porción central-alta se mantenga como una fuente de energía aceptable a los requerimientos que reclame la evolución de la solidificación.

El control sobre el movimiento de las isoterms, durante la solidificación, es el único método mediante el cual se puede disminuir a la formación de la mayoría de los defectos en los lingotes de gran peso. Por lo que, se debe anticipadamente como evoluciona el campo térmico en los lingotes con respecto al tiempo.

Adicionalmente a este punto, se espera que a través del proceso de adición de energía por electro-escoria (ESHT) se logre no solo un balance equilibrado entre la cantidad de energía que se introduce como gotas sobrecalentadas y la energía que se extrae a través

de la parte basal y de las paredes del molde, sino que también se pueda controlar el avance de la isoterma *liquidus* con respecto de la isoterma *solidus*, lo cual sería de gran importancia.

Este último punto es de gran valor; ya que, mediante el control de la forma y el movimiento de las isotermas¹, *liquidus* y *solidus*, se espera eliminar y/o reducir a un mínimo a la macrosegregación, en cualquiera de sus formas [5].

Por otro lado, a partir de la información que se genere en esta investigación, se puede tener una idea muy clara del tiempo que el metal líquido está en contacto con la escoria. Este punto resulta ser relevante; ya que, aunque se ha considerado estrictamente que el proceso ESHT es una fuente de energía, que coadyuva al control de la estructura cristalina, también existen evidencias en la literatura que indican la posibilidad de reducir el porcentaje de azufre en el metal, mediante este proceso.

¹Se espera que la forma y el movimiento de estas isotermas sean función de la altura y del diámetro del lingote; específicamente, de la relación geométrica entre estas dimensiones.

Capítulo 4

FUNDAMENTOS DEL MODELO MATEMÁTICO

En este trabajo, se presenta el desarrollo y la evaluación de un modelo matemático (numérico) que permite predecir la evolución del campo térmico en lingotes cilíndricos durante su proceso de solidificación.

El modelo se desarrolló en base al método de Diferencias Finitas de Dirección Alternante de Peaceman-Rachford [47, 48]. En este método no existe ninguna restricción sobre el tamaño del intervalo de tiempo que se debe usar en los cálculos.

El problema en el desarrollo de un modelo numérico, que sea capaz de simular el campo térmico en un lingote, es básicamente la solución de la ecuación diferencial parcial que describe a la transferencia de calor por conducción, en estado inestable.

Con el fin de simular lo mejor posible a los lingotes de gran peso, se hizo la consideración de que éstos tienen una geometría cilíndrica. Esta forma geométrica, si no es necesariamente la real, es la que más se aproxima a los lingotes que se producen en la industria. Por lo tanto, la ecuación de flujo de calor, en coordenadas cilíndricas, que se debe resolver es la siguiente:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad (4.3)$$

Esta ecuación se considera válida únicamente cuando los valores de las propiedades termofísicas del material son constantes. Esto se establecerá si las propiedades termofísicas del material no varían con respecto de la temperatura.

Para obtener una solución particular de esta ecuación se deben considerar las condiciones a la frontera que caracterizan al proceso ESHT.

En este caso, los flujos de calor durante la solidificación de un lingote (Figura 4.8) establecen las siguientes condiciones a la frontera:

- (a) Condición a la Frontera Superior. A través de la superficie superior del lingote existe una entrada continua de calor. Este calor es el calor sensible que traen consigo las gotas metálicas que parten del electrodo y que se alimentan al lingote. Este calor corresponde al que se libera entre la temperatura de entrada de las gotas ($1700\text{ }^{\circ}\text{C}$) y $25\text{ }^{\circ}\text{C}$.
- (b) Condición a la Frontera Lateral. Durante el enfriamiento, la contracción térmica de la aleación conduce a la formación de un pequeño espacio entre el lingote y la superficie del molde. Este espacio representa la mayor resistencia al flujo radial de calor, y se expresa en función de un coeficiente promedio de transferencia de calor y la temperatura del medio circundante.

$$-k \frac{\partial T}{\partial r} = h_1(T - T_1) \quad r = R, \quad 0 < z < Z, \quad t > 0 \quad (4.4)$$

- (c) Condición a la Frontera Basal. De una manera similar a la condición de frontera lateral, la condición de frontera basal se expresa como un coeficiente promedio de transferencia de calor y la temperatura del medio circundante. Sin embargo, en este caso se debe establecer que durante la solidificación, el contacto entre el lingote y la base del molde puede variar substancialmente, debido a la contracción del lingote y a la distorsión de la base del molde.

$$-k \frac{\partial T}{\partial r} = h_2(T - T_1) \quad 0 < r < R, \quad z = Z, \quad t > 0 \quad (4.5)$$

- (d) Condición a la Frontera Central. Debido a la consideración de que el sistema tiene una geometría cilíndrica, se puede considerar que la línea central del lingote se comporta como una superficie adiabática.

$$-k \frac{\partial T}{\partial r} = 0 \quad r = 0, 0 < z < Z, t > 0 \quad (4.6)$$

- (e) Condición Inicial. Debido a que, este proceso se efectúa bajo condiciones de inestabilidad térmica, se debe especificar la distribución inicial de temperaturas, en el interior del lingote.

$$T = T_0 \quad 0 < r < R, 0 < z < Z, t = 0 \quad (4.7)$$

El desarrollo de las ecuaciones de transferencia de calor en diferencias finitas, se describe en el apéndice A.

Si las condiciones a la frontera, lateral y basal, se expresan como un coeficiente promedio de transferencia de calor y la temperatura del medio circundante, entonces se puede considerar que estos parámetros son independientes del tamaño del lingote y de la rapidez de fusión del electrodo. De aquí que, éstas puedan ser igualmente aplicables a una gran variedad de casos.

Si se considera que, el espacio formado entre el lingote y la pared del molde varía durante la solidificación, entonces el coeficiente promedio de transferencia de calor se debe ajustar constantemente, tomando en cuenta a las variaciones en las temperaturas de la superficie del lingote y del molde.

Otro parámetro de gran importancia, que incide en los resultados finales, es la disipación del calor latente de solidificación¹. La disipación de este calor se evalúa adecuadamente mediante el incremento del calor específico de las regiones cuyas temperaturas se encuentran dentro del rango delimitado por las temperaturas *liquidus* y *solidus*, como se muestra en la siguiente ecuación.

$$C_{p_i} = C_p + \frac{H_f}{T_L - T_S} \quad T_S < T < T_L \quad (4.8)$$

donde:

C_{p_i} = calor específico del elemento *i*,

C_p = calor específico de la aleación,

H_f = calor latente de solidificación,

T_L = temperatura de *liquidus*,

T_S = temperatura de *solidus*.

El modelo se fundamenta en la solución de la ecuación (4.3), y esta ecuación es válida sólo cuando las propiedades termofísicas del material son constantes; sin embargo, el modelo numérico toma en cuenta la variación de las propiedades termofísicas del material que dependen de la temperatura. Estas propiedades se evalúan en el inicio de cada iteración, con respecto a la última distribución de temperaturas.

En aquellas regiones donde las propiedades termofísicas varían rápidamente, se debe establecer una restricción en la selección del tamaño del intervalo de tiempo. Debido a que, en todos los elementos de balance se debe realizar la evaluación de la disipación del calor latente de solidificación.

Por otro lado, con el objeto de visualizar más claramente la secuencia de los cálculos en el apéndice B se presenta el diagrama de flujo del modelo numérico que se presenta en este trabajo.

¹Para que se realice este cálculo, la temperatura de cada porción del lingote (elemento de balance) se debe encontrar en algún momento dentro del rango delimitado por las temperaturas *liquidus* y *solidus*.

4.1 Pruebas Preliminares del Modelo para Verificar su Autoconsistencia.

Con el objeto de evaluar la validez y la capacidad predictiva del modelo matemático, a éste se le realizaron una serie de pruebas de autoconsistencia. Las pruebas preliminares con sus objetivos respectivos se describen a continuación:

1. Aislamiento total de las fronteras. Este ensayo se realizó para corroborar que el modelo realiza correctamente la evaluación de la distribución de las temperaturas, respecto del tiempo.
2. Enfriamiento unidireccional, en cada uno de los ejes radial y axial. Esta prueba sirvió para establecer la influencia de cada una de las fronteras (lateral y basal).
3. Un balance global de calor en el sistema. Con el objetivo de establecer el porcentaje total del error en el programa de cómputo, con lo cual también se revisó la exactitud de las cifras significativas en los resultados.
4. Evaluación de las dimensiones de los elementos de balance. Como resultado de la discretización del lingote, se determinó el tamaño más apropiado de estos elementos, para ahorrar tiempo de cómputo sin menguar la precisión de los resultados.
5. Evaluación del tamaño más adecuado del intervalo de tiempo, Δt . Estos ensayos sirvieron para asegurar que todas las temperaturas nodales se encuentren en algún momento dentro del intervalo comprendido por las temperaturas de líquidos y la de sólidos; o sea, dentro de la zona interdendrítica de la aleación en cuestión.

Entre los resultados de las pruebas preliminares sobresalen los siguientes: (i) la precisión de los cálculos se incrementa cuando se disminuye el espaciamiento entre las posiciones nodales, lo cual comprueba que el método numérico funciona en forma adecuada, (ii) se encontró a través de la reducción gradual del espaciamiento entre

los nodos que, con 12 nodos en el eje radial y 40 nodos en el eje axial se obtiene una buena precisión en los resultados, (iii) se determinó una longitud del intervalo de tiempo (Δt) de 50 segundos, (iv) el porcentaje de error en el balance global de calor fue de aproximadamente 5 % en el inicio de los cálculos (durante las primeras cinco iteraciones), reduciéndose a menos del 1 % en los resultados posteriores, y (v) se observó que la rapidez de enfriamiento a través de la frontera lateral (dirección radial) es mucho mayor que la rapidez de enfriamiento a través de la frontera basal (dirección axial).

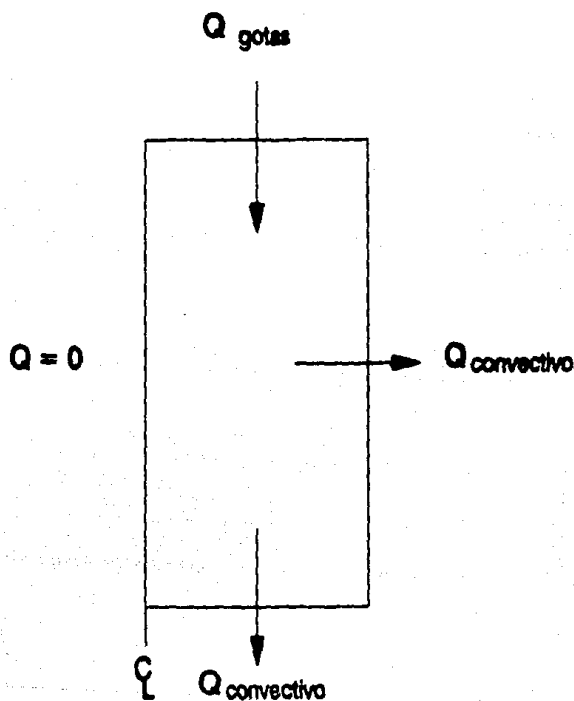


Figura 4.8: Esquemización de los flujos de calor en un lingote, durante el proceso ESHT.

Capítulo 5

RESULTADOS DE LA SIMULACIÓN

Una vez que se probó la autoconsistencia del modelo, de la cual se obtuvieron resultados positivos, se realizó el estudio, crítico y riguroso, del efecto de algunas de las variables más importantes sobre el proceso de solidificación de varios tipos de lingotes cilíndricos.

Los resultados que se obtuvieron del modelo matemático tienen como principal cometido el comparar la evolución del campo térmico entre un lingote que cristaliza en forma convencional y otro al que se le adiciona energía mediante el proceso ESHT. Además, en la simulación de la solidificación controlada de los lingotes, de pequeño a gran peso, se evaluó el efecto de las siguientes variables: (i) el peso y la geometría de los lingotes (la relación entre el diámetro y la altura, D:A), (ii) la dimensión de la región del lingote que se afecta térmicamente por la introducción de gotas sobrecalentadas, (iii) la cantidad de energía que se introduce durante el proceso ESHT, y (iv) los cambios en la conductividad térmica efectiva del baño metálico.

Durante la simulación, de la solidificación convencional y controlada de los lingotes, se usaron las propiedades termofísicas del acero AISI 4340, las cuales se encuentran reportadas en el apéndice C. Estas propiedades son virtualmente idénticas a las de un acero grado rotor, excepto por el valor asociado al rango de solidificación del acero¹.

La geometría de los lingotes que se tomó como referencia es aquella que establece una relación Diámetro:Altura = 1:2 (D=1640 mm, A=3280 mm), la cual corresponde a un lingote de 50 toneladas del acero AISI 4340.

¹En este trabajo el rango de solidificación de un acero corresponde al valor absoluto de la diferencia entre las temperaturas de las isoterma líquidas y sólidas

El hecho de haber seleccionado tanto el peso como las dimensiones descritas obedece a las siguientes razones: (i) el tamaño cae en el rango de peso medio, (ii) el tiempo de cómputo no es excesivamente grande, y consecuentemente (iii) el costo del modelo es razonable.

Es importante establecer que, para realizar la simulación de la solidificación controlada de un lingote se debe conocer anticipadamente como evoluciona la cristalización convencional de tal lingote. De aquí que, durante la simulación de los lingotes convencionales se consideró que la superficie superior del metal contenido en la lingotera se encontraba sujeta a un aislamiento térmico perfecto. Esta consideración, como se describió previamente, corresponde a la solidificación de un lingote que se coadyuva por el efecto de la combustión de un material exotérmico. Por lo que, la rapidez de fusión del electrodo durante la aplicación del proceso ESHT se obtiene de la variación del volumen solidificado convencionalmente con respecto del tiempo.

Adicionalmente, se debe hacer notar que durante las simulaciones realizadas la energía que se suministra a un lingote controlado es sólo aquella que se requiere para compensar los cambios volumínicos que experimenta la aleación; esto es, aproximadamente el 4 % del volumen total del lingote.

Finalmente, en un intento por conciliar las opiniones que aparecen en la literatura acerca de la distribución de la energía, y por las consecuencias que se esperan de ésta en la estructura, durante la modelación de los lingotes con el auxilio energético, se consideraron los siguientes casos:

1. La entrada de calor influye en la misma proporción a todo el volumen; esto es, la cantidad de calor que se introduce al sistema se distribuye homogéneamente dentro del metal que se está solidificando.

2. La entrada de calor sólo influye a las regiones líquida e interdendrítica del metal en vías de cristalización. Es importante señalar que, cada una de estas regiones varía en su forma y en sus dimensiones, durante la solidificación.
3. La entrada de calor sólo se afecta térmicamente al volumen de metal líquido que se ubica en la parte central y superior, la cual se acota a un medio del radio y a un medio de la altura total del lingote.

5.1 Descripción de los Resultados del Modelo.

Con el objeto de presentar el avance de la solidificación en un lingote convencional, y de como se coadyuva a su control mediante el uso del proceso ESHT, se muestran las gráficas de la Figuras 5.9. En estas gráficas, se muestra como varía el volumen solidificado (en cm^3), y la rapidez de fusión mínima del electrodo (en kg/h), con respecto al tiempo del proceso, el cual se contabiliza una vez que el metal líquido está ya contenido en el molde. En estas gráficas se aprecia claramente que ambas variaciones son, como se espera, virtualmente recíprocas. Sin embargo, debe esperarse que en la práctica exista un ligero desfaseamiento; ya que, transcurrirán dos cortos lapsos de tiempo, antes que se logre una refusión estable. Esto es, un tiempo en el que se coloque la escoria y el electrodo (sobre el metal y la escoria respectivamente), y otro en el que la escoria y el electrodo alcancen las condiciones óptimas en el proceso de refusión.

En las Figuras 5.10, 5.11 y 5.12 se muestran las variaciones de las isoterms con respecto a la posición, de los lingotes de 25, 50 y 100 toneladas a tres diferentes tiempos. Esto es, a 3000, 5000, y 10950 segundos para el primero; a 3000, 8500 y 17000 segundos para el segundo; y a 3000, 13500 y 27850 segundos para el tercero. Las posiciones de las temperaturas *liquidus* y *solidus* se obtuvieron directamente de los cálculos del modelo. En estas figuras, se observa claramente que la disipación de energía desde el líquido

hacia el molde se efectúa principalmente en la dirección radial y que, en una forma autoconsistente, el modelo predice que al encuentro de la isoterma líquida con el eje central del lingote (gráficas 5.10(c), 5.11(c) y 5.12(c)) el volumen de metal en estado semi-sólido aumenta proporcionalmente con el incremento en el peso de los lingotes. Sin embargo, el porcentaje de volumen solidificado en todos los lingotes es constante, en un mismo instante.

Debido a que, las formas a las que obedecen las relaciones de rapidez de fusión con respecto al tiempo, son virtualmente idénticas a la que se exhibió en la gráfica 5.9(b), en la Figura 5.13 se muestran solamente los puntos M (valor máximo en la rapidez de fusión de un electrodo durante el proceso ESHT) que corresponden a la solidificación controlada de lingotes de 10, 25, 35, 50 y 100 toneladas.

Con el objeto de mostrar la influencia de la distribución de energía (que llevan consigo las gotas durante el proceso ESHT), se muestran los resultados obtenidos a través del modelo en las Figuras 5.14, 5.15 y 5.16. Estas figuras muestran tres condiciones hipotéticas: (i) una en que se considera que el calor se distribuye homogéneamente en todo el lingote (regiones: líquida, interdendrítica y sólida). (ii) otra en que se afecta al metal líquido y a la zona interdendrítica, y una más cuando se establece que (iii) el calor transportado por las gotas afecta sólo al volumen de metal líquido que se confina desde un medio radio hacia el centro y desde la mitad de la altura hacia arriba, en el lingote.

Cuando se comparan estos resultados con las predicciones para el lingote solidificado convencionalmente (Figura 5.10) se muestra que los tiempos en que se completa la solidificación de estos cuatro casos son diferentes entre sí. Esto es, mientras que en el modelo del lingote convencional la isoterma líquida alcanza el centro del lingote en 10950 segundos, en los otros casos este evento se lleva a cabo a los 21000, 23500 y 26000 segundos, respectivamente.

Además, en la Figura 5.16 se muestra que la variación de la amplitud de la región interdendrítica a lo largo del eje radial y en la mitad superior de la altura se mantiene en un valor mínimo, durante el lapso de tiempo en que ocurre la mayor parte de la solidificación, excepto en la etapa final de la cristalización en donde esta zona se amplía súbitamente.

Los resultados que se presentan en las Figuras 5.17 y 5.18 se obtuvieron mediante el presente modelo cuando se modificó la conductividad térmica efectiva del baño metálico. Estos resultados al ser comparados contra aquellos que se muestran en las Figuras 5.14 y 5.15 no presentan prácticamente ninguna diferencia, muy a pesar de que durante la simulación de los lingotes que se muestran en las Figuras 5.17 y 5.18 se utilizó un valor igual a diez veces la conductividad térmica del metal sólido, y de que en los resultados que se presentan en las Figuras 5.14 y 5.15 el valor fue sólo dos veces la magnitud de la conductividad del sólido.

En virtud de haberse encontrado que la conductividad térmica efectiva del baño metálico (la cual se considera como una medida del efecto térmico-convectivo de éste) no tiene ningún efecto significativo sobre la solidificación, a este parámetro se le asignó un valor del doble de la conductividad térmica del sólido, durante los cálculos posteriores.

Con la finalidad de hacer el análisis de la influencia de la disipación de la energía que llevan consigo las gotas en la Figuras 5.19 y 5.20 se presentan los resultados que se predicen a través del uso del modelo. En el cómputo del campo térmico de estos lingotes, se consideró que la energía disponible de las gotas para coadyuvar al proceso de solidificación es sólo el 10 % del potencial térmico total. Este potencial térmico es el que resulta de la disipación del calor sensible de las gotas, desde 1700 °C hasta la temperatura líquida.

De particular importancia resulta ser el hecho de establecer que, si se comparan estos resultados últimos en contra de aquellos que se presentaron en la Figura 5.11, la

ual corresponde a la solidificación convencional de un lingote de iguales características. No se aprecia virtualmente ninguna diferencia.

Las Figuras 5.21, 5.22 y 5.23 corresponden a lingotes que tienen una relación D:A igual a 1:1. Uno de los puntos importantes que resulta ser significativamente diferente entre los lingotes, es que en éstos últimos el tiempo total de la solidificación es mayor. Esto es, en los lingotes que se muestran en las Figuras 5.11, 5.14 y 5.15, estos tiempos son de 17100 segundos, 21000 segundos y 23500 segundos; mientras que, en los resultados de los lingotes que se muestran en las Figuras 5.21, 5.22 y 5.23, éstos son mayores de 26000, 33500 y 33500 segundos, respectivamente.

Otro punto importante a señalar es que, la influencia térmica de las gotas en el lingote se hace más crítica en la segunda mitad del tiempo en el que se completa la solidificación. Este punto se vuelve todavía más importante en los lingotes modelados en los que se consideró una afectación térmica en el metal líquido y en la región interdendrítica conjuntamente.

Con el objeto de consolidar los resultados descritos previamente, en la Figura 5.24, se muestra la predicción de los cambios que experimenta la amplitud de la zona interdendrítica conforme progresa la solidificación, en las direcciones axial y radial. En estas gráficas, se aprecia claramente que las variaciones a que se sujeta la amplitud de la región interdendrítica del lingote convencional y del lingote en el que se disipó el calor sensible de las gotas en el metal líquido (Figura 5.19) son prácticamente idénticas. De igual manera, se observa que las gráficas 5.24(a) y 5.24(c) también se muestra una gran similitud entre sí; no obstante, se haya considerado en la gráfica 5.24(c) (que corresponde a la Figura 5.17) una conductividad térmica efectiva en el baño metálico diez veces mayor que la del sólido.

En la Figura 5.25 se observan conductas equivalentes entre la evolución de las amplitudes de las regiones interdendríticas axial y radial de los lingotes convencional y de

los lingotes que se presentaron en las Figuras 5.15, 5.18 y 5.20. Además, es importante recordar que, (i) en la predicción de la evolución de la solidificación se consideró que en la Figura 5.15 se disipó la energía de las gotas en el baño metálico y la zona interdendrítica, (ii) en la figura 5.18 se consideró una conductividad térmica efectiva 10 veces mayor que la del sólido, y (iii) en la Figura 5.20 se consideró que esta energía se disipó desde 1700 °C hasta la temperatura líquida de la aleación.

De igual manera, en la Figura 5.26 se muestran las variaciones de la amplitud de la zona interdendrítica en las direcciones axial y radial con respecto del tiempo, en los lingotes cuyas relaciones de D:A fueron iguales a 1:1.

En estas gráficas, al igual que en las anteriores, Figuras 5.24 y 5.25, el punto más sobresaliente es que mientras en el lingote convencional se observa el mayor tamaño de amplitud de la región interdendrítica a los lingotes que se les controló su solidificación con el proceso ESHT este valor fue menor.

Ya que, la mejor forma de hacerle un seguimiento al proceso de cristalización es mediante la evaluación del tiempo local de solidificación en la Figura 5.27 se muestra como cambia este parámetro, axial y radialmente, en un lingote de 50 toneladas cuya relación de D:A es 1:2.

Es importante mencionar que, se logró disminuir el tiempo local de solidificación, en el lingote de solidificación controlada, debido a que la velocidad de avance de la isoterma líquida se redujo considerablemente, con respecto a la isoterma sólida mediante la introducción de energía al sistema. Este punto se sustancia más claramente con los resultados que se muestran en las Figuras 5.28, 5.29 y 5.30, en las que se grafican las velocidades de avance de las isotermas líquida y sólida (en cm/s), con respecto a su posición en el lingote (en cm).

Un comentario al margen de los resultados es que dependiendo de la forma en que se presente la evolución de la isoterma líquida y de su cercanía con la isoterma sólida,

surgirá la mejor de las posibilidades de control de la estructura de los lingotes.

Finalmente, se observa que en el lingote las temperaturas máxima y mínima muestran el mismo comportamiento cuando se aplica el proceso ESHT, sin importar las regiones del lingote que se afectan por la entrada del calor, Figura 5.31. Al comparar estas temperaturas con las correspondientes de la solidificación convencional se observa la misma conducta.

5.2 Discusión de los Resultados.

- Al modelar la solidificación convencional de varios lingotes la respuesta del modelo es análoga, siempre y cuando se conserve una similitud geométrica entre ellos. Obviamente, las condiciones a la frontera y las propiedades termofísicas, en cada uno de estos sistemas deben ser similares.

Esta analogía entre los resultados demuestra la autoconsistencia del modelo: así, por ejemplo, las relaciones geométricas entre la amplitud de la región interdendrítica (en los ejes axial y radial) y las dimensiones de los lingotes convencionales (altura y radio) son constantes, en el instante en el que la isoterma líquida se encuentra sobre el eje axial. Estos valores son 0.36 para el eje radial y 0.86 para el eje axial. De aquí que, el volumen que se ha solidificado hasta este instante corresponde al 89 % del volumen total del lingote. Estos resultados se observan claramente en las Figuras 5.10, 5.11 y 5.12.

- Cuando se incrementa el peso y/o las dimensiones de los lingotes, se incrementan la amplitud de la región interdendrítica y los tiempos local y total de la solidificación. Sin embargo, se demuestra que mediante la adición racional de energía, hacia el interior del sistema, se puede controlar la amplitud de la zona interdendrítica y los parámetros asociados a ésta, como se observa en las Figuras 5.24,

5.25 y 5.26.

- El volumen del metal alimentado corresponde únicamente a los requerimientos mínimos del lingote. Esto es, aproximadamente 4 % de su volumen total. Sin embargo, se espera que las tendencias que se predicen con este modelo sean similares para los casos en los que se incremente esta alimentación. Por lo que, se esperarían como resultados: (i) una menor amplitud de la región interdendrítica, (ii) un menor tiempo local de solidificación, y consecuentemente (iii) un mayor tiempo para que se realice totalmente la cristalización del lingote.
- Los resultados que se obtienen acerca de la máxima rapidez de fusión del electrodo (a partir de la rapidez de solidificación de los lingotes convencionales) son muy importantes, sobre todo desde el punto de vista del diseño de la unidad de ESHT; ya que, a partir de éstos se establecerá la potencia eléctrica mínima de que se debe disponer, durante la producción de lingotes de diferente peso. Adicionalmente, debe notarse que la relación matemática entre la rapidez de fusión del electrodo y el diámetro del lingote es de tipo parabólica, Figura 5.13.
- Aun cuando se ha reportado la importancia de la alimentación de metal líquido a un lingote en vías de solidificación, no se hace ninguna referencia a la región ó regiones del lingote que se afectan por la entrada de las gotas sobrecalentadas. Sin embargo, debido a los resultados que se obtuvieron durante la simulación, se espera que la solidificación de un lingote por el proceso ESHT se simule más apropiadamente, si se considera que la porción del lingote que se afecta térmicamente por la entrada de la energía de las gotas, es la que corresponde a las regiones líquida e interdendrítica.

- Otro resultado de gran importancia, es el que se obtuvo al cambiar el valor de la conductividad térmica efectiva del baño metálico. Esto se realizó con el objeto de compensar el transporte de calor convectivo a través de éste. Así, se observa que al variar esta conductividad en un orden de magnitud no se presenta ningún cambio durante la evolución de la solidificación del lingote². Tales resultados se muestran en las Figuras 5.14 y 5.17 y en las Figuras 5.15 y 5.18. Como consecuencia de estas predicciones, se establece que las gotas ejercen primordialmente un efecto térmico y no exclusivamente hidrodinámico hacia el interior del sistema.

Estos resultados son congruentes con lo reportado acerca de la solidificación de lingotes de gran peso, en los que durante la cristalización se tiene un régimen de flujo turbulento en el baño metálico. Por lo que, la energía que se adicione al sistema durante el proceso ESHT se distribuirá rápidamente en el metal líquido. Esta aseveración implica que el calor que se introduce controladamente afecta sólo a las regiones líquida e interdendrítica.

- El avance de las isoterma *liquidus* y *solidus* se reduce considerablemente cuando se aplica el proceso ESHT, Figuras 5.28, 5.29 y 5.30. Esta conducta es muy notable para el caso en el cual solo se afectan térmicamente a las regiones líquida e interdendrítica del lingote que se encuentra en vías de solidificación. Por lo que, mediante la aplicación apropiada del proceso ESHT no se favorece a la generación de la mayoría de los defectos que se asocian a los grandes valores de la amplitud de la zona interdendrítica y del tiempo local de solidificación.
- Considerando los resultados que se han establecido para otros modelos de esta misma naturaleza (modelos de la transferencia de calor) se espera que de las

²Esto resulta contrario a lo reportado en otros procesos, tales como el ESR, el VAR y la Colada Continua.

predicciones acerca de la amplitud de la zona interdendrítica y el tiempo local de solidificación, se puedan anticipar las estructuras de los lingotes convencional y controlado, e incluso la distribución de tamaños de los precipitados.

- Finalmente, es importante describir que las temperaturas máxima y mínima del lingote, que se calcularon con el modelo, son idénticas. Este resultado es esperado, y demuestra una vez más la autoconsistencia del modelo. Esto es, si tanto el lingote convencional como el controlado sólo representan a un sistema en el que se realiza un balance de energía, entonces sólo se esperan ver cambios en el movimiento relativo de la isoterma líquidus con respecto de la isoterma solidus y en el tiempo total en el que se efectúa la cristalización de los lingotes, principalmente.

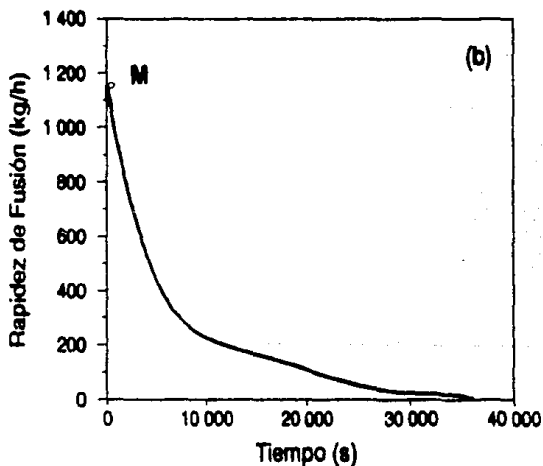
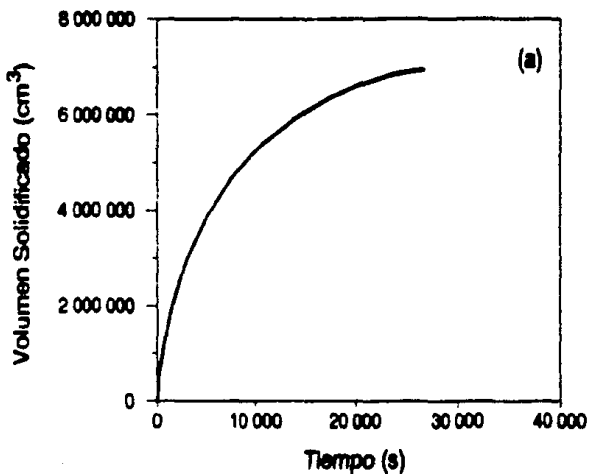


Figura 5.9: (a) Volumen solidificado, durante el proceso convencional, y (b) Mínima rapidez de fusión del electrodo (teórica), durante la aplicación del proceso ESHT, para un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:2$).

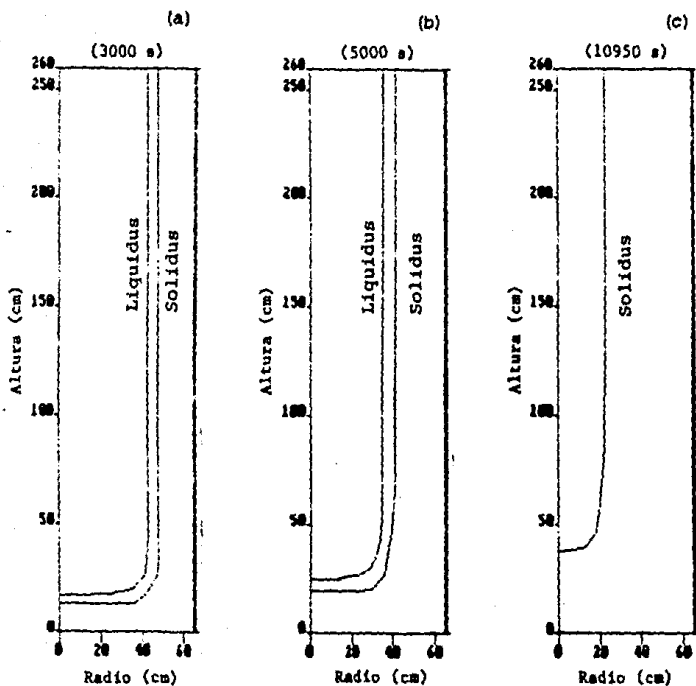


Figura 5.10: Representación gráfica de la evolución de las isothermas líquidas y sólidas durante la solidificación convencional de un lingote de 25 toneladas ($D:A = 1:2$).

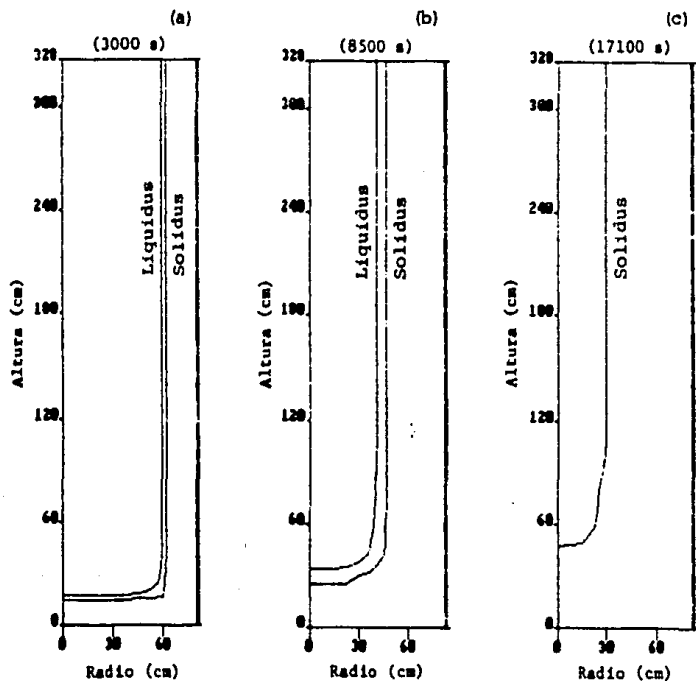


Figura 5.11: Representación gráfica de la evolución de las isothermas *líquidus* y *solidus* durante la solidificación convencional de un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:2$).

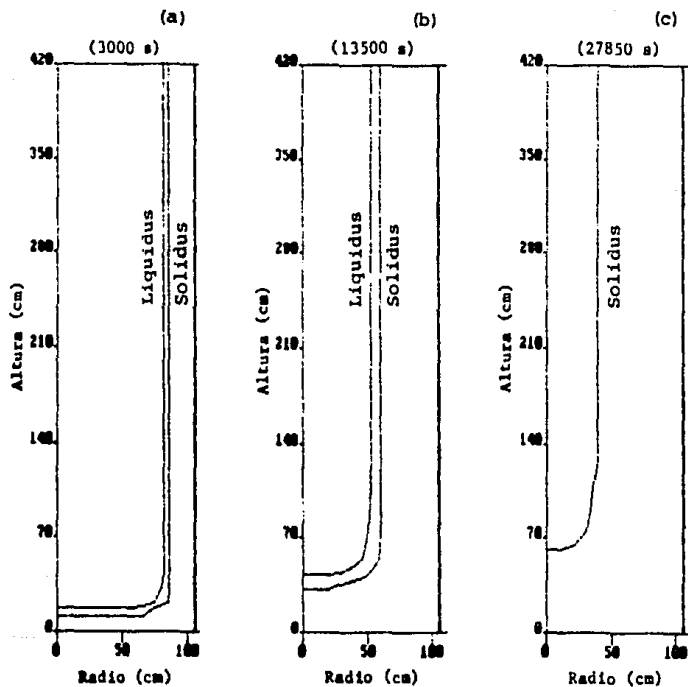


Figura 5.12: Representación gráfica de la evolución de las isothermas *liquidus* y *solidus* durante la solidificación convencional de un lingote de 100 toneladas ($D:A = 1:2$).

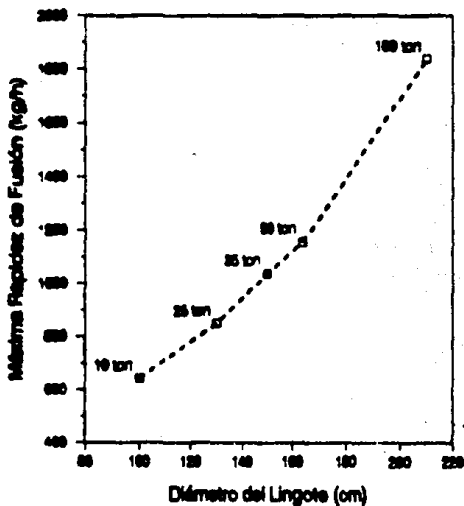


Figura 5.13: Representación gráfica del máximo valor de la rapidez de fusión del electrodo durante la aplicación teórica del proceso ESH T a lingotes de 10, 25, 35, 50 y 100 toneladas (D:A = 1:2).

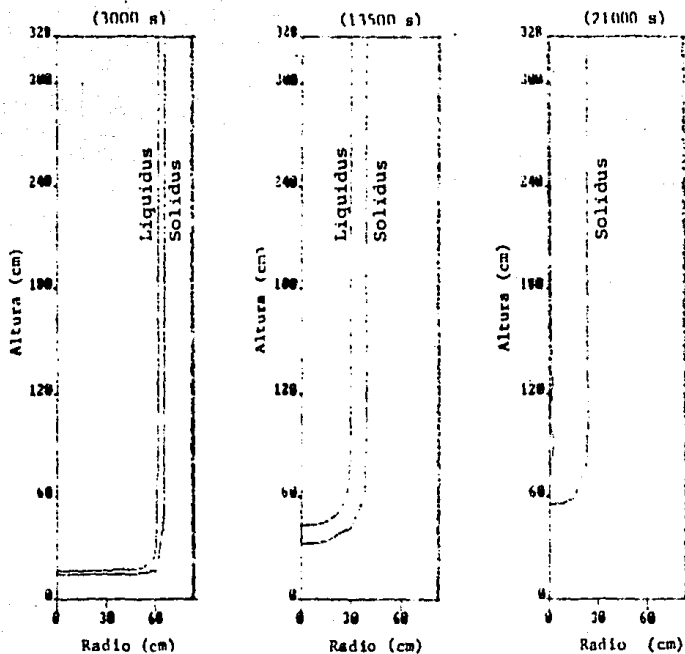


Figura 5.14: Evolución de las isoterms *liquidus* y *solidus* durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESHT. El calor que se introduce al lingote se distribuye homogéneamente en todo su volumen.

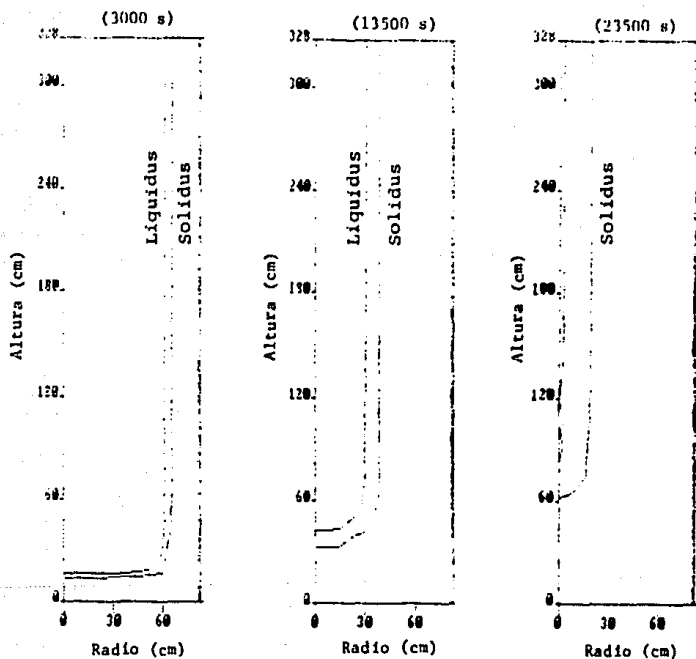


Figura 5.15: Evolución de las isoterms *liquidus* y *solidus* durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESHT. El calor que se introduce al lingote sólo afecta al baño metálico y a la región interdendrítica.

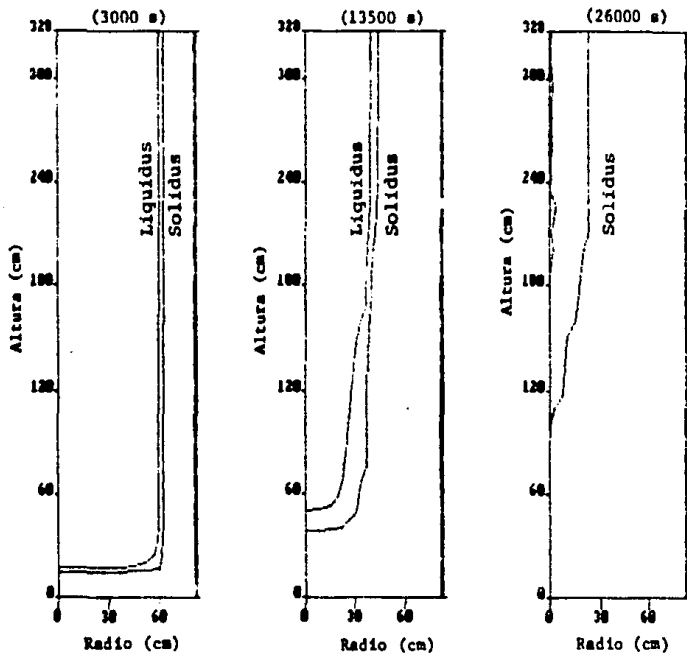


Figura 5.16: Evolución de las isothermas *liquidus* y *solidus* durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESHT. El calor sólo afecta a la región superior-interna del lingote.

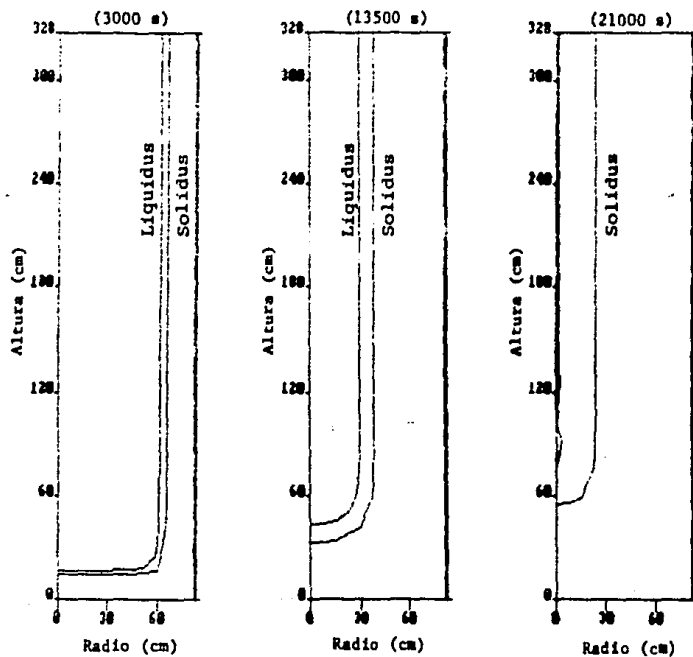


Figura 5.17: Evolución de las isothermas *liquidus* y *solidus* durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESH. La conductividad térmica efectiva del baño metálico es igual a 10 veces el valor de la conductividad térmica del sólido. El calor que se introduce al lingote se distribuye homogéneamente en todo su volumen.

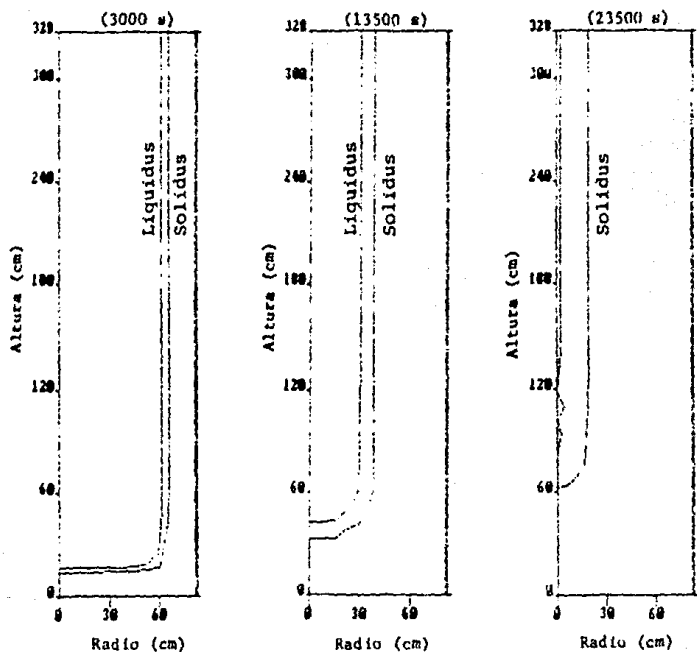


Figura 5.18: Evolución de las isothermas *liquidus* y *solidus* durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESHT, cuando la conductividad térmica efectiva del baño metálico es igual a 10 veces el valor de la conductividad térmica del sólido. El calor que se introduce al lingote sólo afecta al baño metálico y a la región interdendrítica.

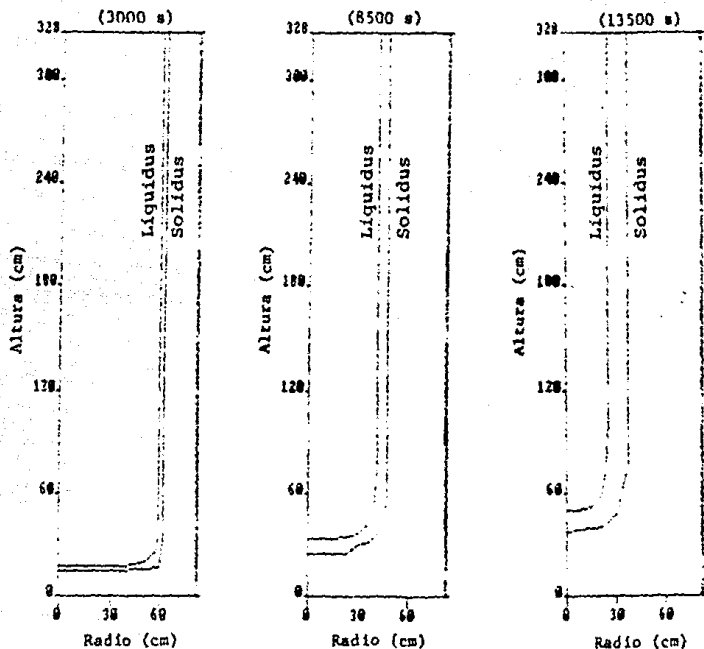


Figura 5.19: Evolución de las isothermas *líquidus* y *sólidus* durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESHT. El calor latente de solidificación se libera entre la temperatura de entrada de las gotas y la temperatura de *líquidus*. El calor que entra al lingote se distribuye homogéneamente en todo su volumen.

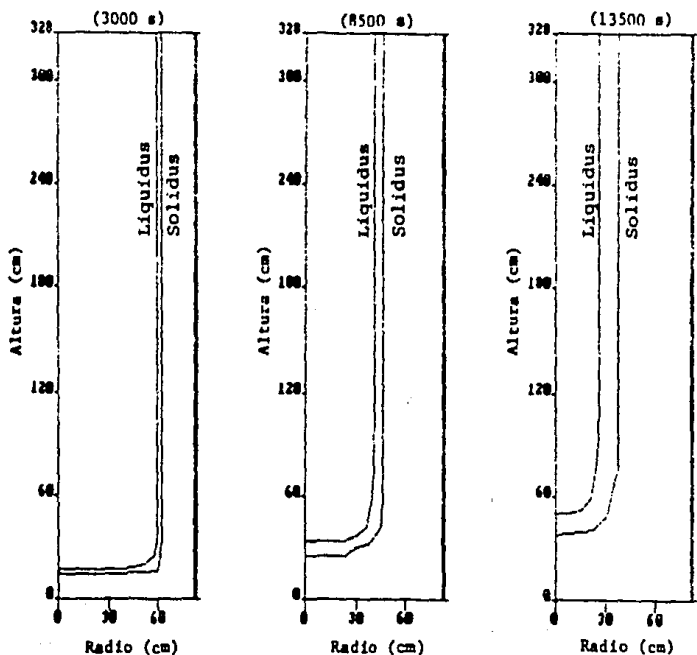


Figura 5.20: Evolución de las isothermas *líquidus* y *solidus* durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESH. El calor latente de solidificación se libera entre la temperatura de entrada de las gotas y la temperatura de *líquidus*. El calor que entra al lingote sólo afecta al baño metálico y a la región interdendrítica.

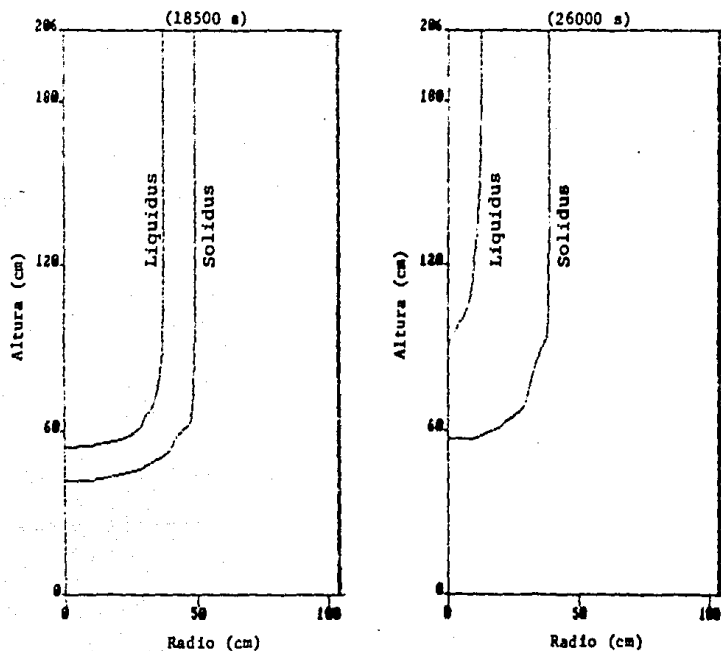


Figura 5.21: Evolución de las isothermas *liquidus* y *solidus* durante la solidificación convencional de un lingote de 50 toneladas, cuando D:A = 1:1.

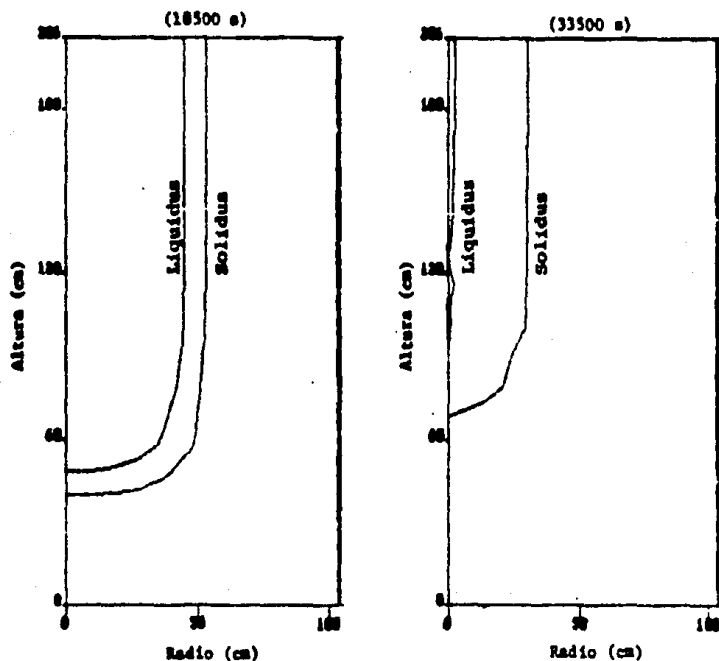


Figura 5.22: Evolución de las isothermas *liquidus* y *solidus* durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESH, cuando D:A = 1:1. El calor que se introduce al lingote se distribuye homogéneamente en todo su volumen.

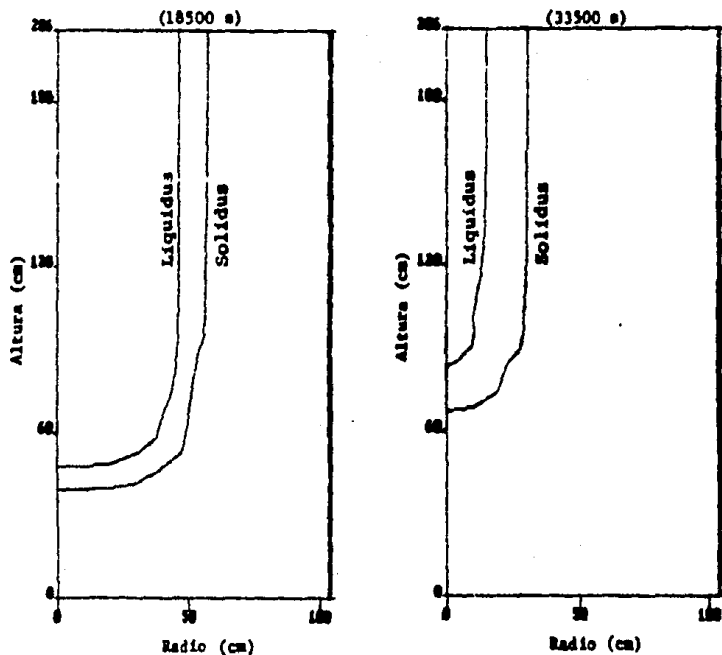


Figura 5.23: Evolución de las isothermas *liquidus* y *solidus* durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas, a través del proceso ESH, cuando D:A = 1:1. El calor que se introduce al lingote sólo afecta al baño metálico y a la región interdendrítica.

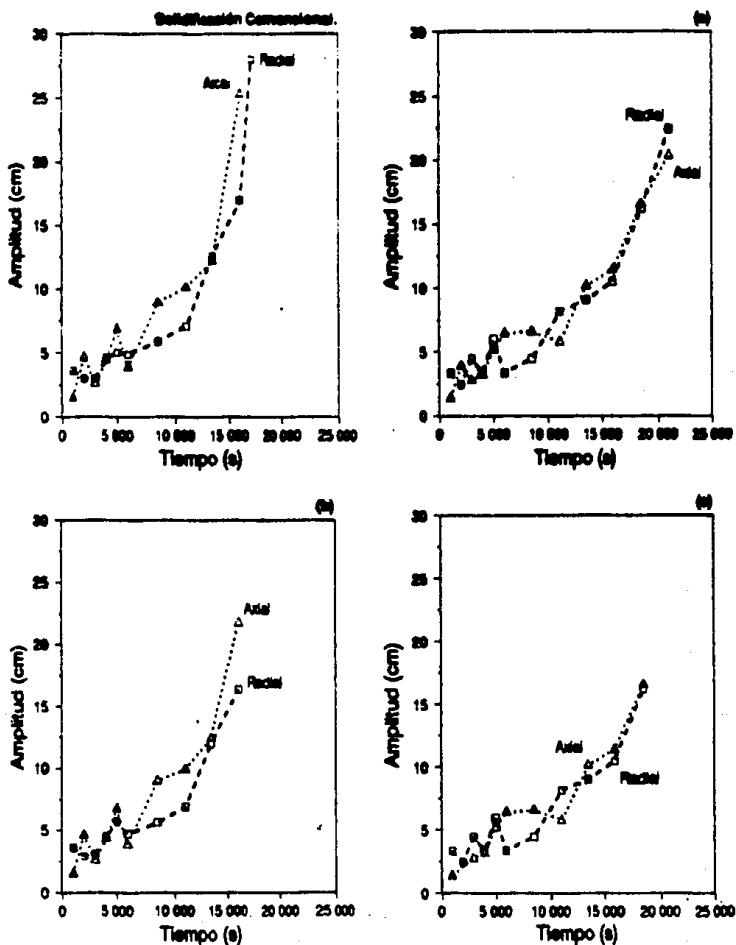


Figura 5.24: Amplitud de la región interdendrítica durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:2$). Estas gráficas corresponden a las situaciones que se ilustraron en las Figuras: (a) 5.14, (b) 5.19, y (c) 5.17.

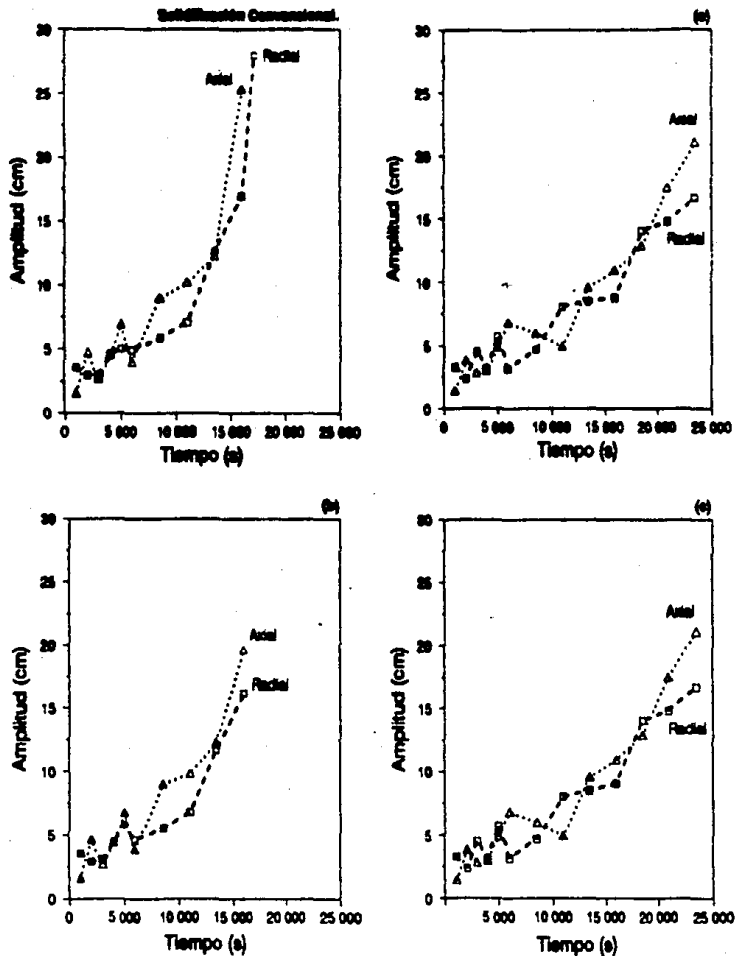


Figura 5.25: Amplitud de la región interdendrítica durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:2$). Estas gráficas corresponden a las situaciones que se ilustraron en las Figuras: (a) 5.15, (b) 5.20, y (c) 5.18.

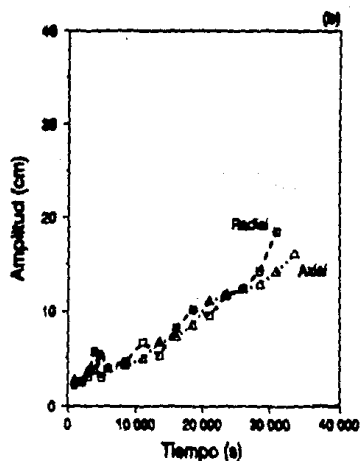
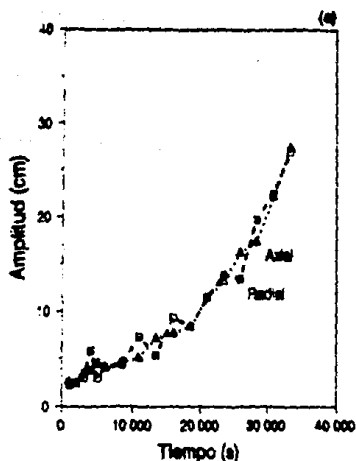
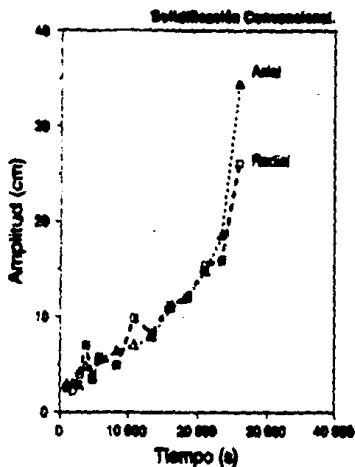


Figura 5.26: Amplitud de la región interdendrítica durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:1$). Estas gráficas corresponden a las situaciones que se ilustraron en las Figuras: (a) 5.22, y (b) 5.23.

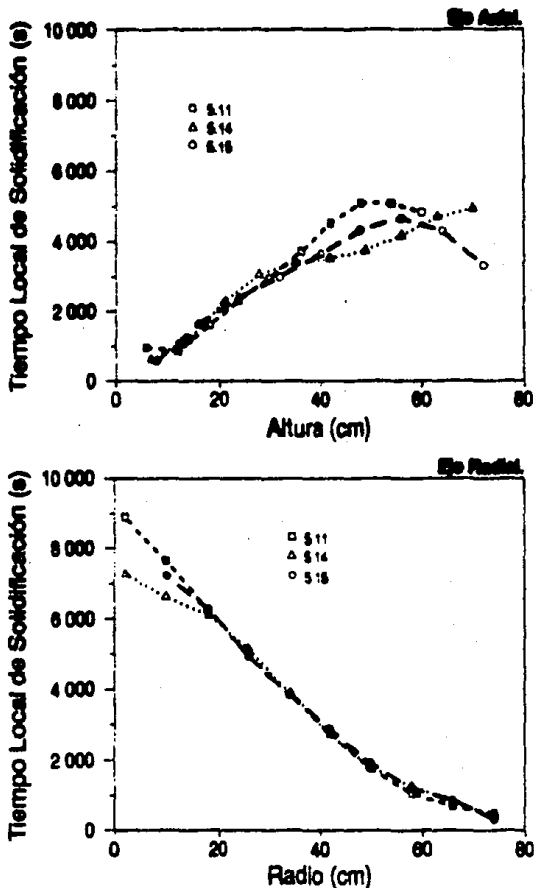


Figura 5.27: Tiempo local de solidificación sobre los ejes axial y radial, durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:2$). Estas gráficas corresponden a las situaciones que se ilustraron en las Figuras: (i) 5.11, (ii) 5.14, y (iii) 5.15.

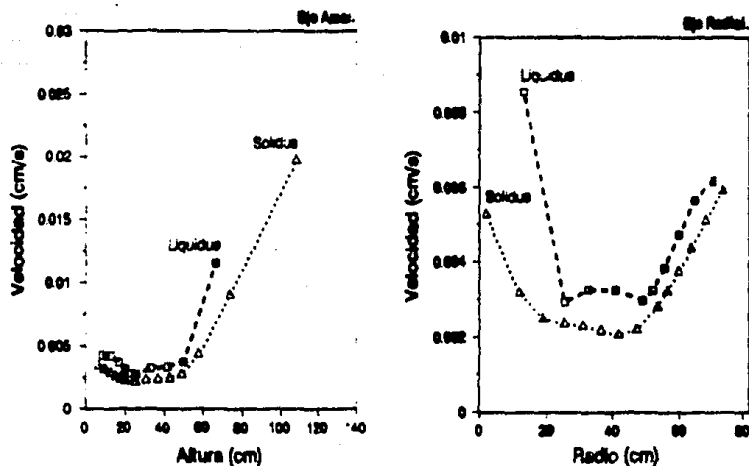


Figura 5.28: Velocidad de avance de las isothermas *liquidus* y *solidus*, sobre los ejes axial y radial, durante la solidificación convencional de un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:2$).

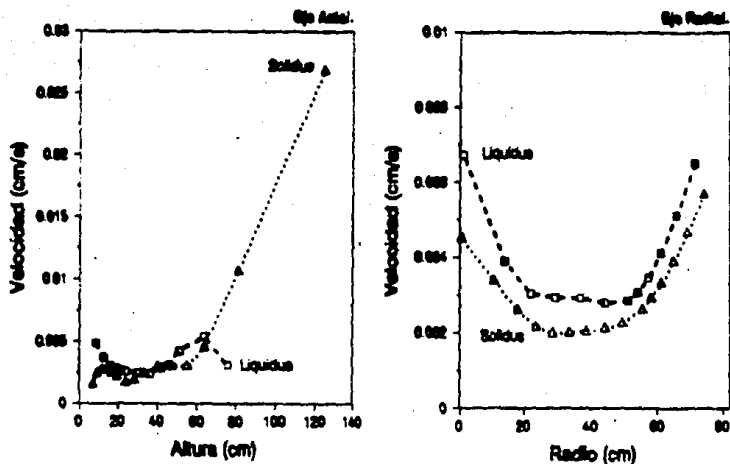


Figura 5.29: Velocidad de avance de las isoterms *liquidus* y *solidus*, sobre los ejes axial y radial, durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:2$), a través del proceso ESHT. En este caso, el calor que se introduce al lingote se distribuye homogéneamente en todo su volumen.

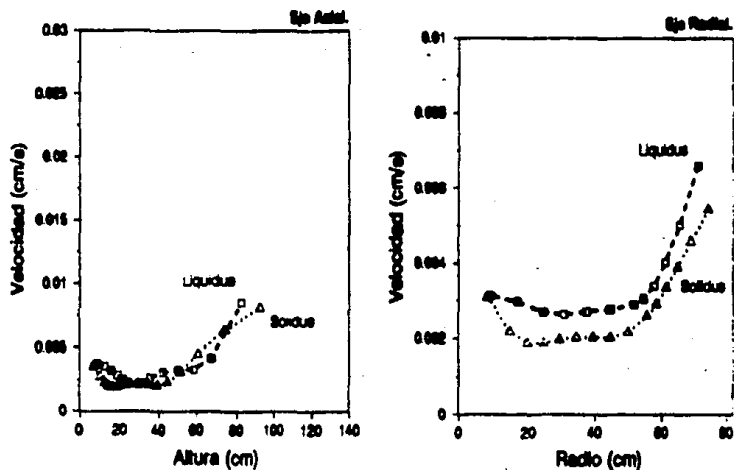


Figura 5.30: Velocidad de avance de las isothermas *liquidus* y *solidus*, sobre los ejes axial y radial, durante la solidificación de un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:2$), a través del proceso ESHT. En este caso, el calor que se introduce al lingote sólo afecta al baño metálico y a la región interdendrítica.

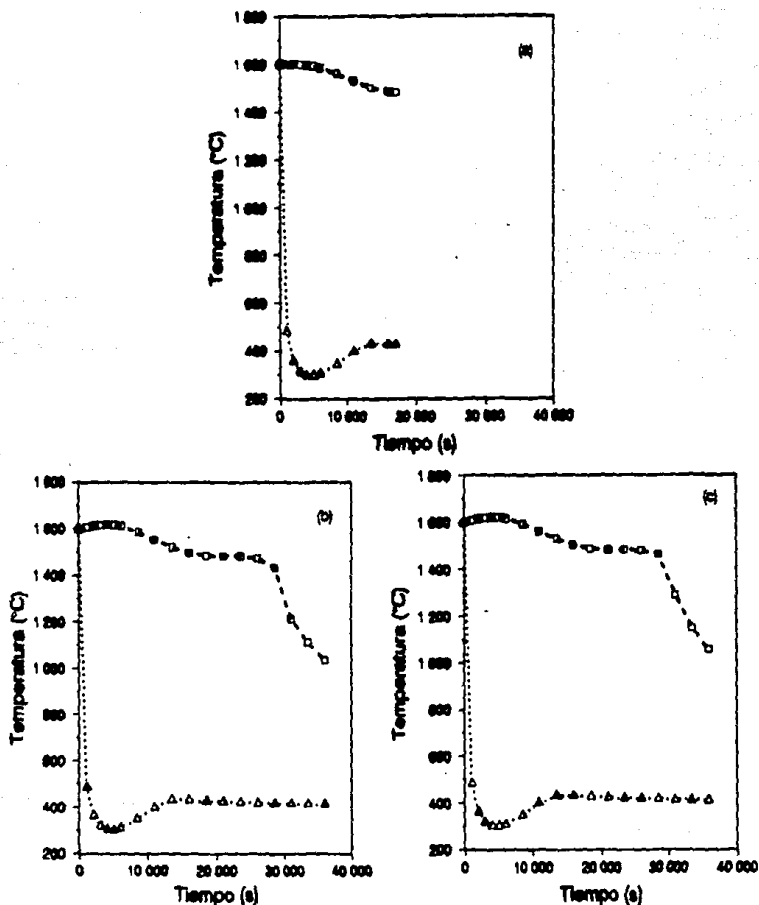


Figura 5.31: Temperaturas máxima y mínima en un lingote de 50 toneladas ($D:A = 1:2$), durante su solidificación. Estas gráficas corresponden a las situaciones que se ilustraron en las Figuras: (a) 5.11, (b) 5.14, y (c) 5.15.

Capítulo 6

CONCLUSIONES

Debido a que los lingotes que se procesan por la vía convencional (fusión-refinación-solidificación) presentan una serie de defectos, tales como, altos índices de micro y macrosegregación, porosidades y un alto grado de heterogeneidad cristalina, ésta no es una alternativa tecnológica por la cual se puedan obtener lingotes de medio y gran peso. Por otro lado, si se considera la alternativa de fabricación de éstos mediante el proceso ESR, aunque se logre la más alta calidad, ésta no resulta ser la mejor de las opciones por su alto costo y por las restricciones que existen para producir lingotes de gran peso. Otros procesos alternos, tales como, el CZM ó el ESW, tampoco serían viables porque presentan serias dificultades técnicas y/o económicas, debido a que los tiempos de proceso son muy largos.

La adición de energía por medio de las gotas sobrecalentadas que se obtienen de la refusión de un electrodo es la mejor de las alternativas técnico-económicas en la producción de lingotes de gran peso. Por esta vía actualmente se pueden procesar lingotes de hasta 120 toneladas, aunque esto se hace en una manera semi-empírica. De aquí que, surge la inminente necesidad de elaborar un modelo matemático que sea lo suficientemente autoconsistente y que considere a los parámetros más críticos del proceso de solidificación.

Mediante este modelo se podrán realizar las predicciones que permitan controlar y optimizar anticipadamente la estructura de los lingotes.

El modelo que se desarrolló en este trabajo de investigación se fundamentó en la ecuación general de transporte de energía, con las condiciones a la frontera que describen fehacientemente al proceso ESHT.

El conjunto de parámetros, con los que se probó y verificó este modelo corresponden a las variables del proceso, por medio de las cuales se puede controlar y optimizar al fenómeno de la solidificación, para obtener la mejor estructura en los lingotes.

Aunque, las predicciones que se obtuvieron de este modelo pudieran estar sujetas a modificaciones posteriores, la validez de éstas y la capacidad predictiva del modelo se deberán de racionalizar con el mejor criterio. De aquí que, las conclusiones de este trabajo sean las siguientes:

1. En virtud de haberse encontrado que el modelo responde adecuadamente a los cambios en las variables del proceso, tales como: (i) la geometría del lingote, (ii) la manera en que se introduce y se distribuye la energía que llevan consigo las gotas (calor sensible), y (iii) las variaciones de las propiedades termofísicas del metal (la conductividad térmica del sólido, la conductividad térmica efectiva del baño metálico, la capacidad calorífica del metal, la densidad del metal y la disipación del calor latente de solidificación), se establece que este modelo es autoconsistente y confiable.
2. Cuando se consideró al peso y a la geometría de los lingotes en el modelo, se encontró que al variar el primer parámetro y mantener constante al segundo, o inversamente, las predicciones son coherentes entre sí. En el primer caso se consideró un lingote cuya relación de D:A fue 1:2 y cuyo peso se varió desde 10 hasta 100 toneladas obteniéndose: (i) un aumento en la amplitud de la región interdendrítica, (ii) una disminución en el avance de las isoterma, y (iii) un aumento en los tiempos local y total de la solidificación. En el segundo caso,

- se simuló un lingote de 50 toneladas cuyas relaciones de D:A fueron 1:2 y 1:1, observándose resultados equivalentes, como se espera en una solidificación real.
3. Si el calor sensible de las gotas es una energía que se disipa predominantemente en las regiones líquida e interdendrítica, entonces se espera que la mayor resistencia al flujo de calor se presente en el metal solidificado. Por lo tanto, la simulación en la que se considera que se afecta térmicamente sólo a las regiones líquida y semi-líquida, mediante el proceso ESH, es la predicción más real.
 4. Con el presente modelo, y los datos termofísicos apropiados, se predice la evolución y el control de la solidificación de los lingotes de medio y gran peso. Como una consecuencia de esto, con este modelo se puede optimizar la calidad de la estructura de estos lingotes [49].

Capítulo 7

RECOMENDACIONES PARA TRABAJOS FUTUROS

Este modelo es una herramienta formal, que muestra como afectan las variables más importantes durante la solidificación de los lingotes de gran peso. Sin embargo, se requiere realizar una gran cantidad de trabajo experimental para obtener datos más reales acerca de las propiedades termofísicas de los materiales y de las condiciones a la frontera.

Durante el presente trabajo no se realizó la comparación detallada de los resultados obtenidos en contra de los resultados de una operación real, lo cual sería de singular valor. Esto fue consecuencia de la casi nula disponibilidad de los datos de la solidificación real de lingotes de medio y gran peso.

Por otro lado, sería de gran valor un estudio detallado sobre el fenómeno de transferencia del momentum en el baño metálico, durante la aplicación del proceso ESHT, con el objeto de definir las características del movimiento del metal líquido.

Aunque, en este trabajo la alimentación metálica se mantuvo en el valor mínimo, sería importante analizar la magnitud de la influencia de una mayor alimentación sobre el movimiento de la isoterma líquida. Sin embargo, debe notarse que una mayor alimentación de metal, a la requerida durante la cristalización, aumentaría el peso total del lingote. Por ejemplo, si se alimentará, mediante la refusión del electrodo, un 8 % del peso de un lingote de 100 toneladas cuyo coeficiente de contracción fuera 0.04, se tendrían 4 toneladas adicionales de metal en el lingote final.

Finalmente, debido al largo periodo de tiempo en el que se realiza la solidificación de un lingote de gran peso, mediante el proceso ESHT, se podría estudiar por medio de un modelo de transferencia de masa, el grado de desulfuración que se puede alcanzar en este lapso de tiempo. Esto se realizaría con la finalidad establecer la magnitud de la contribución de este proceso a la refinación del metal.

ESTA TESIS NO DEBE
SALIR DE LA BIBLIOTECA

Apéndices

Apéndice A

Formulación de las Ecuaciones en Diferencias Finitas

La aplicación del método de diferencias finitas requiere en primera instancia que el lingote sea discretizado. Esto es, que el lingote sea dividido axial y radialmente en un conjunto de pequeños elementos, como se muestra en la Figura A.32. Cada uno de estos elementos tendrá una temperatura única, y ésta se representará por la temperatura del punto central de cada elemento. Al punto central de cada elemento se le denomina nodo. La temperatura de un nodo se eleva ó se disminuye como resultado del calor total adquirido ó perdido entre el elemento en consideración y todos los elementos de su alrededor.

Por lo que, la siguiente ecuación en diferencias finitas, la cual se obtiene mediante un balance de calor en cada uno de los elementos, representa en forma general a la temperatura de cada uno de los nodos:

$$\rho V C_p \frac{T_0^1 - T_0}{\Delta t} = k_{m1} A_1 \frac{T_1 - T_0}{\Delta r} + k_{m2} A_2 \frac{T_2 - T_0}{\Delta z} + k_{m3} A_3 \frac{T_3 - T_0}{\Delta z} + k_{m4} A_4 \frac{T_4 - T_0}{\Delta z} \quad (\text{A.9})$$

Con esta ecuación, se puede calcular la nueva temperatura, T_0^1 , en cada uno de los nodos a partir de las temperaturas previas, después de que ha transcurrido un intervalo de tiempo Δt .

Mediante la aplicación sucesiva de la ecuación A.9, en cada uno de los nodos del lingote, se obtiene la distribución de las temperaturas nodales en el lingote, después de que ha pasado un largo periodo de tiempo, el cual está compuesto de pequeños intervalos de tiempo, Δt .

En el caso en que las propiedades termofísicas y las condiciones a la frontera varíen con la temperatura se realiza su re-evaluación al final de cada intervalo de tiempo, después de que se han calculado las nuevas temperaturas.

La disipación del calor latente de solidificación de cada elemento se cuantificará mediante el incremento de su calor específico, C_p , cuando su nueva temperatura se encuentre entre los valores correspondientes a las isoterms *liquidus* y *solidus* de la aleación.

La ecuación A.9 representa al método de DIFERENCIAS FINITAS EXPLÍCITO, y la única incógnita en esta ecuación es la temperatura futura, T^1 .

La precisión de este método se incrementa cuando la longitud del intervalo de tiempo se incrementa y el tamaño de los elementos se disminuye. Naturalmente, una solución más precisa se obtiene a un costo más alto, debido a que se requiere de una mayor cantidad de cálculos.

Una desventaja del método de diferencias finitas explícito es que, el tamaño del intervalo de tiempo depende de las dimensiones de cada elemento. O sea, si se disminuye el tamaño de los elementos, entonces se debe disminuir el tamaño del intervalo de tiempo, para que se asegure la estabilidad del método.

De aquí que, si se aumenta el número de los nodos en el lingote, entonces se requerirá de un mayor número de iteraciones para alcanzar la solución deseada. Esto es, la convergencia de la solución es relativamente lenta y en consecuencia tanto el tiempo como el costo se incrementan.

En cambio, en el método de DIFERENCIAS FINITAS IMPLÍCITO no se presenta esta restricción¹. En este método la temperatura futura, de cualquiera de los nodos, se escribe en términos de las temperaturas futuras de los nodos circunvecinos; por lo que, la ecuación A.9 se re-escribe en la forma siguiente:

$$\rho V C_p \frac{T_0^1 - T_0}{\Delta t} = k_{m1} A_1 \frac{T_1^1 - T_0^1}{\Delta r} + k_{m2} A_2 \frac{T_2^1 - T_0^1}{\Delta r} +$$

$$k_{m3} A_3 \frac{T_3^1 - T_0^1}{\Delta z} + k_{m4} A_4 \frac{T_4^1 - T_0^1}{\Delta z} \quad (\text{A.10})$$

Cuando se aplica esta ecuación a todos los nodos del lingote, se obtiene un sistema de ecuaciones simultáneas. Esto se debe a que, en esta ecuación se tienen cinco incógnitas, las cuales representan a todas las temperaturas futuras. La distribución de las temperaturas nodales en el lingote se obtiene mediante la solución de este sistema para un intervalo de tiempo Δt .

Inicialmente, cuando se recurre a este método, se debe elegir el tamaño de los elementos, para establecer un número suficiente de nodos en el lingote, de tal manera que nos muestren la distribución deseada de temperaturas. Posteriormente, en forma independiente, se elige la magnitud del intervalo de tiempo, para así establecer un balance apropiado entre la precisión deseada y el costo del tiempo de cómputo.

Desafortunadamente, el método de diferencias finitas implícito presenta intrínsecamente una desventaja significativa: "La solución de un sistema de ecuaciones muy grande tendrá un costo de computación muy alto".

¹Estrictamente hablando, el intervalo de tiempo se encontrará restringido en aquellas situaciones donde las propiedades termofísicas que dependen de la temperatura presentan grandes variaciones; por lo que, se debe establecer una longitud en el intervalo de tiempo que asegure la suficiente precisión en el cálculo.

Esta desventaja, se ha minimizado a través del uso del método de DIFERENCIAS FINITAS IMPLÍCITO DE DIRECCIÓN ALTERNANTE.

En este método, el cual se utilizó en este trabajo, se subdivide la longitud del intervalo de tiempo Δt , en dos intervalos de tiempo de igual tamaño; esto es, cada uno con un valor igual a la mitad de la longitud del intervalo de tiempo original. Así, durante la primera mitad del intervalo de tiempo, se establece la ecuación A.10 de manera implícita, en la dirección radial. Mientras que, en la segunda mitad del intervalo de tiempo, esta ecuación se establece de manera implícita pero en la dirección axial. Como resultado se obtienen las siguientes dos ecuaciones:

$$\rho V C_p \frac{T_0^* - T_0}{\Delta t/2} = k_{m1} A_1 \frac{T_1^* - T_0^*}{\Delta r} + k_{m2} A_2 \frac{T_2^* - T_0^*}{\Delta r} + k_{m3} A_3 \frac{T_3 - T_0}{\Delta x} + k_{m4} A_4 \frac{T_4 - T_0}{\Delta x} \quad (\text{A.11})$$

y

$$\rho V C_p \frac{T_0^1 - T_0^*}{\Delta t/2} = k_{m1} A_1 \frac{T_1^* - T_0^*}{\Delta r} + k_{m2} A_2 \frac{T_2^* - T_0^*}{\Delta r} + k_{m3} A_3 \frac{T_3^1 - T_0^1}{\Delta x} + k_{m4} A_4 \frac{T_4^1 - T_0^1}{\Delta x} \quad (\text{A.12})$$

Es importante notar que, en la ecuación A.11 las temperaturas T^* son las variables desconocidas; mientras que, en la ecuación A.12 las temperaturas T^* son conocidas y las temperaturas T^1 son desconocidas.

Por lo que, mediante la aplicación sucesiva de las ecuaciones A.11 y A.12 (con sus correspondientes soluciones) se determina una nueva distribución de temperaturas en el lingote después de que ha transcurrido un lapso de tiempo Δt .

Aunque se debe resolver un sistema de ecuaciones en cada mitad del intervalo de tiempo, se puede observar que en cada una de las ecuaciones solo se tienen tres incógnitas, en lugar de las cinco que se presentaban previamente; por lo que, la solución de cada conjunto de ecuaciones simultáneas se encuentra más rápidamente, y a un menor costo.

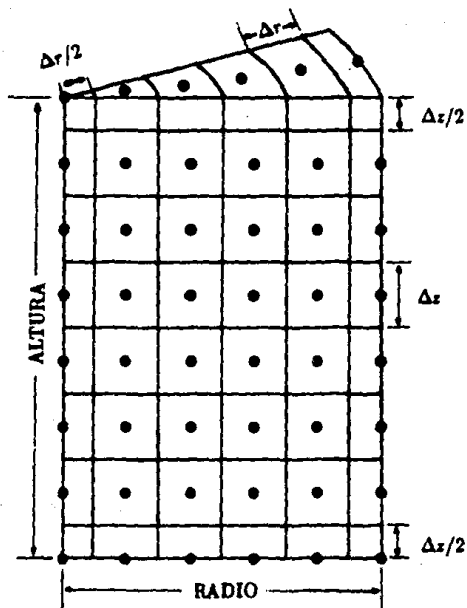
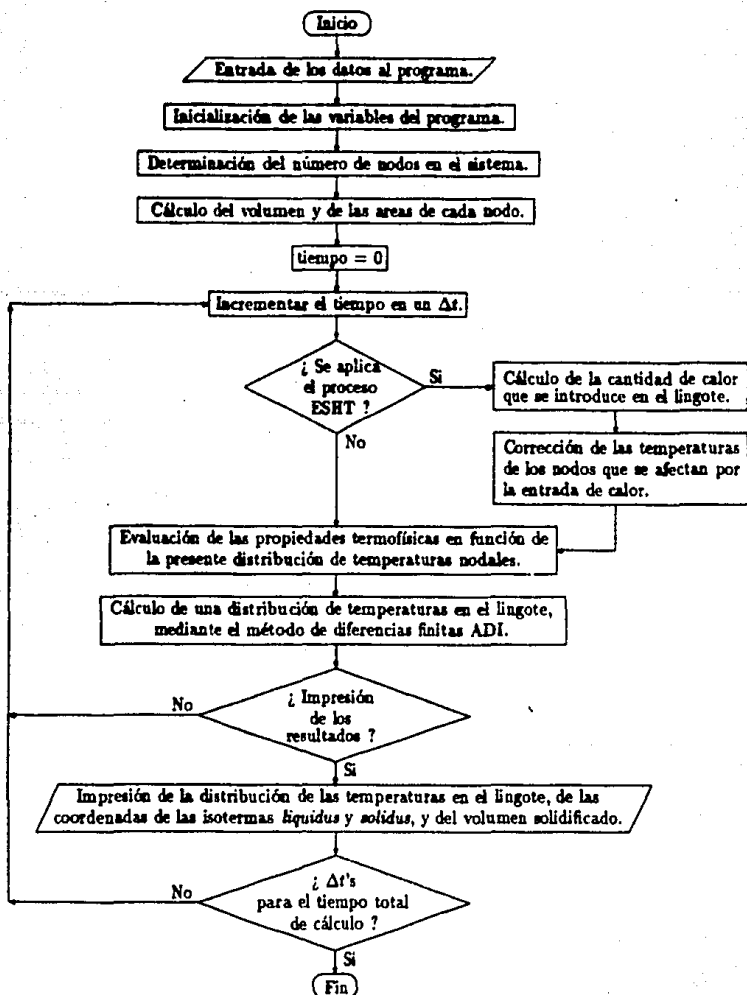


Figura A.32: Representación esquemática de la discretización de un lingote cilíndrico (volumen correspondiente a 1 radián).

Apéndice B
Diagrama de Flujo del Modelo Numérico



Apéndice C

Propiedades Termofísicas del Acero AISI 4340

$$\text{Densidad (g/cm}^3\text{)} = 7.9 - 3.125 \times 10^{-4}T, \quad T \text{ en } ^\circ\text{C}$$

$$\text{Densidad promedio} = 7.44 \text{ g/cm}^3$$

$$\text{Temperatura de Sólido} = 1427 \text{ }^\circ\text{C}$$

$$\text{Temperatura de Líquido} = 1483 \text{ }^\circ\text{C}$$

$$\text{Calor latente de solidificación} = 65.6 \text{ cal/g}$$

$$\text{Coeficiente de expansión térmica} = 20.2 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$$

Capacidad calorífica (cal/g °C):

$$C_p = 0.15 \quad T \leq 1427 \text{ }^\circ\text{C}$$

$$C_p = 1.3214 \quad 1427 \text{ }^\circ\text{C} < T \leq 1483 \text{ }^\circ\text{C}$$

$$C_p = 0.15 \quad 1483 \text{ }^\circ\text{C} < T$$

Conductividad térmica (cal/cm s °C):

$$k = 0.079 + 2.22 \times 10^{-5}T \quad T < 360 \text{ }^\circ\text{C}$$

$$k = 0.1082 - 5.88 \times 10^{-5}T \quad 360 \text{ }^\circ\text{C} \leq T < 768 \text{ }^\circ\text{C}$$

$$k = 0.047 + 2.08 \times 10^{-5}T \quad 768 \text{ }^\circ\text{C} \leq T < 1483 \text{ }^\circ\text{C}$$

$$k = 0.0779 F \quad 1483 \text{ }^\circ\text{C} \leq T$$

(F es un factor de "corrección" por el movimiento convectivo del baño metálico)

- * Ballantyne, A. S.. "Heat Flow in Consumable Electrode Remelted Ingots".
Ph.D. thesis, U.B.C., Canada, January 1978, pp. 362-368.

Apéndice D

Listado del Programa de Cómputo

FILE 5(KIND=DISK)

FILE 6(KIND=PRINTER)

C*

DIMENSION TEMP1(26,101), TEMP2(101),TIAC(2000),

- TSTAR(26,101), KPRON(26,101), RHO(26,101),
- CP(26,101), TIPMOD(26,101), A(101), B(101),
- C(101),D(101),TEMPAC(26,101)

DIMENSION NTIPO(26,101), A1(26,101), A2(26,101),

- A3(26),FUSAC(2000)

DIMENSION VOL(26,101),VOLS(500),CENTRO(2000),TIEMPOS(500)

DIMENSION CLSOL(2000), VSOL(500)

DIMENSION P(7),CQEF(7)

DIMENSION PLR(127), PLZ(127), PR(127), PZ(127)

COMMON / C1/ KBASE, TIBASE, TFBASE

COMMON / C3/ TLIQ, TSOL, RHOPRON, CPI, CPLIQ, CPSOL

COMMON / C4/ KPRON, RHO, CP, TIPMOD, NTIPO

COMMON / C5/ TEMP1, TSTAR, TEMPAC

COMMON / C6/ DELR, DELZ, DELT, NR, NZ, ALTURA, RADIO

COMMON / C7/ NRC, NZC, AWT, NOE

COMMON / C8/ A1, A2, A3, VOL

COMMON / C9/ TERM1, TERM2, TERM3, TERM4, TERM

COMMON / C10/ A, B, C, D
COMMON / C11/ CONTI, VSOL
COMMON / C12/ I, J, TBASE, TLADO
COMMON / C13/ DIFTEMP, ENTALPIA
COMMON / C14/ P, COEF
COMMON / C15/ CPROM
COMMON / C17/ PLR, PLZ, PR, PZ

C*

LOGICAL CAMBIO
CAMBIO=.TRUE.
CANTIEN=0.
VOLAC=0.
VALOR=0.
TWIMI=1000.
AENTALPIA=0.
IFCT=0
IDELT=0

C*

READ (5,9) NUMCOR
READ(5,9) NOE
READ (5,1) RADIO, ALTURA
READ (5,9) NR, NZ
READ (5,1) DELT1, DELT2, CANDELT
READ (5,1) FF1, FF2, CAMFF
READ (5,1) HBASE, HLADO
READ (5,1) TIBASE, TFBASE, TIM1
READ (5,1) TILADO, TFLADO, TIM2

```

WRITE (6,2) NUMCOR
WRITE (6,3) ALTURA, RADIO
WRITE (6,4) MBASE, TIBASE, TPBASE, TIM1
WRITE (6,5) MLADO, TILADO, TPLADO, TIM2
FF=FF1
WRITE (6,7) FF
DELT=DELT1
WRITE (6,8) NR, NZ, DELT
DELR=RADIO/FLOAT(NR-1)
DELZ=ALTURA/FLOAT(NZ-1)
READ (5,9) NITER1, NITER2
NITER=NITER1
WRITE (6,11) DELR, DELZ, NITER

```

C=

```

CALL PROPFISI(FF)
TVOL=3.1416*RADIO*RADIO*ALTURA
TMAS=TVOL*RHOPROM/1000.
WRITE (6,12) TLIQ, TSOL, RHOPROM, CLIQ, CPI, CPSOL, TVOL, TMAS
READ (5,1) TVACIA, TFINAL
WRITE (6,13) TVACIA
WRITE (6,34) TFINAL

```

C=

```

DO 110 I=1,NR
DO 100 J=1,NZ
TEMP1(I,J)=TVACIA
TIPNOD(I,J)=1
100 CONTINUE

```

110 CONTINUE

CALL PERSALI(TEMP1, NR, NZ)

CPROM=CPLIQ

C*

TIEMPO=0.

INTTIEM=100.

NTIEM=1

TINIC=0.

TFIN=TINIC+INTTIEM

TIEMPOS(NTIEM)=TINIC

VOLS(NTIEM)=0.

VSOL(NTIEM)=0.

VOLUME=0.

NTIEM=NTIEM+1

C*

CALL UBICA

CALL AREAVOL

C*

READ (5,9) NRC, NZC

READ(5,1) TCAMBIO

IF(NZC.EQ.0) CAMBIO=.FALSE.

IF(.NOT.CAMBIO) WRITE(6,6)

IF(.NOT.CAMBIO) GO TO 140

C*

CALL POLICO

140 IF(.NOT.CAMBIO) GO TO 150

WRITE(6,23) P(1),P(2),P(3),P(4),P(5),P(6),P(7)

```

DO 141 I=1,7
COEF(I) = P(I)
141 CONTINUE
WRITE(6,23)(COEF(I),I=1,7)
WRITE (6,14) NRC, NZC
C*
NWT=1
FUSAC(NWT)=0.
CENTRO(NWT)=TIEMPO(1,1)
CLSOL(NWT)=0.
TIAC(NWT)=TIEMPO
NWT=NWT+1
C*
150 WRITE (6,16) TIEMPO
CALL PERSALI(TIEMPO, NR, NZ)
WRITE(6,33)
CONTI=0
C*
C*
C*
160 TIEMPO=TIEMPO+DELT
IF(TIEMPO.GT.CANDELT.AND.IDELT.EQ.0) IDELT=1
IF(IDELT.EQ.0) GO TO 165
IF(IDELT.GT.1) GO TO 165
DELT=DELT
DELT=DELT2
TIEMPO=TIEMPO+DELT-DELT2

```

```

NITER=NITER2
WRITE (6,17) DELT, NITER
IDELT=2
166 IF(.NOT.CAMBIO) GO TO 172
    IF(AWT.LY.CANWF) GO TO 170
    IF(IFCT.EQ.1) GO TO 172
    FF=FF2
    IFCT=1
    WRITE(6,15)FF
    GO TO 172
170 IF(IFCT.EQ.1) GO TO 171
    GO TO 172
171 FF=FF1
    IFCT=2
    WRITE(6,15)FF
172 CANTIEN=CANTIEN+DELT
    CONTI=CONTI+1
Ca
    CALL BASE(TIEMPO)
    CALL LATERAL(TIEMPO)
Ca
    IF(.NOT.CAMBIO) GO TO 66
    CALL PROFISIC(FF)
    CALL PRONCP(WRC,WZC)
    CALL CALINEN(TIEMPO)
    AENTALPIA=ENTALPIA/DELT
    CLSOL(NWT)=ENTALPIA*2.*3.1416
    
```

```

CENTRO(NWT)=TEMP1(1,1)
FUSAC(NWT)=AWT
TIAC(NWT)=TIEMPO
NWT=NWT+1
66 CONTINUE
C*
CALL PROFISIC(FF)
C*
DO 200 J=1,NZ
DO 180 I=1,NR
CALL TERMS
CALL COMAT1
180 CONTINUE
CALL TRIDAG(1,NR,TEMP2)
DO 190 I=1,NR
TSTAR(I,J)=TEMP2(I)
190 CONTINUE
200 CONTINUE
C*
DO 230 I=1,NR
DO 210 J=1,NZ
CALL TERMS
CALL COMAT2
210 CONTINUE
CALL TRIDAG(1,NZ,TEMP2)
DO 220 J=1,NZ
TEMPAC(I,J)=TEMP2(J)

```



```

220 CONTINUE
230 CONTINUE
C*
GO TO 113
IF(COWT.NE.NITER) GO TO 231
DO 235 J=1,NZ
DO 233 I=1,NR
TEMP1(I,J)=FLOAT(IFIX(TEMP1(I,J)*1000000.+5))/1000000.
233 CONTINUE
235 CONTINUE
WRITE(6,26) TIEMPO
CALL PERSALI(TEMP1,NR,NZ)
IF(.NOT.CAMBIO) GO TO 231
CALL OUTPUT(TEMP1,NR,NZ)
113 CONTINUE
C*
231 CONTINUE
CALL COUNTMP(VCONGE)
VOLUME=VOLUME+VCONGE
VOLAC=VOLAC+VCONGE
IF(TIEMPO.LT.TFIN) GO TO 240
TIEMPOS(NTIEN)=TIEMPO
VOLS(NTIEN)=VOLUME
VSOL(NTIEN)=VOLAC
VOLAC=0.
NTIEN=NTIEN+1
TINIC=TFIN

```

TFIN=TIMIC+INTTIM

240 CONTINUE

C=

IF(.NOT.CAMBIO) GO TO 280

IF(CANTTEM.LT.TCAMBIO) GO TO 280

IF(DIFTEMP.LT.5..AND.TEMP1(1,1).LT.1650.) NZC=NZC-1

IF(NZC.LE.0) NZC=0

IF(DIFTEMP.LT.5..AND.TEMP1(1,1).LT.1650.) WRITE(6,14) NRC,NZC

IF(DIFTEMP.LT.5..AND.TEMP1(1,1).LT.1650.) CANTTEM=0.

IF(NZC.EQ.0) CAMBIO=.FALSE.

280 CONTINUE

C=

GO TO 888

DO 236 J=1,NZ

DO 234 I=1,NR

TEMP1(I,J)=FLOAT(FIX(TEMP1(I,J)*1000.+5))/1000.

234 CONTINUE

236 CONTINUE

888 CONTINUE

C=

IF(TIEMPO.GE.TFINAL) GO TO 444

IF(CONTI.NE.NITER) GO TO 160

444 CONTINUE

C=

WRITE (6,16) TIEMPO

CALL PERSALI(TEMP:,NR,NZ)

IF(.NOT.CAMBIO) GO TO 237

```

CALL OUTPUT(TEMP1,WR,NZ)
237 WRITE (6,16) TIEMPO, VOLUME
    IF(CAMBIO) WRITE(6,28) CPROM
C*
    IF(TEMP1(1,1).LT.TLIQ) GO TO 238
    CALL INTGRA(TLIQ,WPL)
    WRITE(6,31) TIEMPO
    CALL IMPCOO(WPL)
C*
238 IF(TEMP1(1,1).LT.TSOL) GO TO 239
    CALL INTGRA(TSOL,WPS)
    WRITE(6,32) TIEMPO
    CALL IMPCOO(WPS)
    WRITE(6,33)
C*
239 CONTI=0
    IF((TEMP1(1,1).GE.TMIWI).AND.(TIEMPO.LT.TFINAL)) GO TO 160
    NTIEM=NTIEM-1
    CALL REGRESIONES(VOLS, TIEMPOS, NUMCOR, NTIEM)
    IF(.NOT.CAMBIO.AND.WRC.EQ.0) GO TO 300
    NWT=NWT-1
    DO 900 I=1,NWT
        WRITE(6,710) TIAC(I),FUSAC(I)
    900 CONTINUE
    710 FORMAT(2F15.2)
C*
    DO 112 I=1,7

```

J=8-I

VALOR=VALOR+TIEMPO * COEF(J)*TIEMPO/LOAT(J)

112 CONTINUE

MASADI=(VALOR*100.)/(3600.*TRAS)

WRITE(6,30) MASADI

DO 290 I=1,NWT

WRITE (6,20) TIAC(I), CENTRO(I)

290 CONTINUE

DO 295 I=1,NWT

WRITE(6,22) TIAC(I),CLSOL(I)

295 CONTINUE

300 CONTINUE

STOP

C*

C*

C*

1 FORMAT(5F15.7)

2 FORMAT(I6)

3 FORMAT(2F10.2)

4 FORMAT(F15.7,3F10.2)

5 FORMAT(F15.7,3F10.2)

6 FORMAT(5X,'SOLIDIFICACION CONVENCIONAL'///)

7 FORMAT(F10.2)

8 FORMAT(2I6,F10.2)

9 FORMAT(5I6)

11 FORMAT(2F10.2,I6)

12 FORMAT(3F10.2,3F10.4,2F15.2)

```
13 FORMAT(F10.2)
14 FORMAT(2I5)
15 FORMAT(F10.1)
16 FORMAT(F10.2)
17 FORMAT(F10.2,I4)
18 FORMAT(F10.2,F15.2)
20 FORMAT(2F15.2)
22 FORMAT(5X,2(F10.2,4X))
23 FORMAT(1X,4(G15.8,2X),3(G15.8,2X))
25 FORMAT(F8.2)
26 FORMAT(F10.2)
27 FORMAT(F10.2)
28 FORMAT(F10.2)
29 FORMAT(F15.7,F8.2)
30 FORMAT(F15.7)
31 FORMAT(F10.2)
32 FORMAT(F10.2)
33 FORMAT(1H1)
34 FORMAT(F10.2)

END
```

C*

C*

SUBROUTINE AREAVOL

DIMENSION A3(26),VOL(26,101),WTIPO(26,101)

DIMENSION A1(26,101),A2(26,101)

DIMENSION KPRDM(26,101),RHO(26,101),CP(26,101),TIPMOD(26,101)

COMMON /C8/ A1,A2,A3,VOL

```

COMMON /C6/ DELR,DELZ,DELT,WR,WZ,ALTURA,RADIO
COMMON /C4/ KPRON,RMO,CP,TIPMOD,NTIPO
DO 80 I=1,WR
DO 70 J=1,WZ
NTYP=NTIPO(I,J)
GO TO (10,20,30,40,50,60,10,20,30), NTYP
10  A1(I,J)=0.
    A2(I,J)=.25*DELR*DELZ
    A3(I)=.125*DELR*DELR
    VOL(I,J)=.5*A3(I)*DELZ
    GO TO 70
20  A1(I,J)=.5*DELR*DELZ*(FLOAT(I)-1.5)
    A2(I,J)=.5*DELR*DELZ*(FLOAT(I)-.5)
    A3(I)=DELR*DELR*FLOAT(I-1)
30  A1(I,J)=.5*DELR*DELZ*(FLOAT(I)-1.5)
    A2(I,J)=.5*DELR*DELZ*FLOAT(I-1)
    A3(I)=.5*DELR*DELR*(FLOAT(I)-1.25)
    VOL(I,J)=.5*A3(I)*DELZ
    GO TO 70
40  A1(I,J)=0.
    A2(I,J)=.5*DELR*DELZ
    A3(I)=.125*DELR*DELR
    VOL(I,J)=A3(I)*DELZ
    GO TO 70
50  A1(I,J)=DELR*DELZ*(FLOAT(I)-1.5)
    A2(I,J)=DELR*DELZ*(FLOAT(I)-.5)
    A3(I)=DELR*DELR*FLOAT(I-1)

```

```

VOL(I,J)=A3(I)*DELZ
GO TO 70
60  A1(I,J)=DELR*DELZ*(FLOAT(I)-1.5)
    A2(I,J)=DELR*DELZ*FLDAT(I-1)
    A3(I)=.5*DELR*DELR*(FLOAT(I)-1.25)
VOL(I,J)=A3(I)*DELZ
70  CONTINUE
80  CONTINUE
    RETURN
    END
C*
C*
SUBROUTINE UBICA
DIMENSION NTIPO(26,101)
DIMENSION KPROW(26,101),RHO(26,101),CP(26,101),TIPWOD(26,101)
COMMON /C4/ KPROW,RHO,CP,TIPWOD,NTIPO
COMMON /C6/ DELR,DELZ,DELT,WR,WZ,ALTURA,RADIO
DO 40 I=1,WR
DO 30 J=1,WZ
IF(J.EQ.1) GO TO 10
IF (J.EQ.WZ) GO TO 20
NTIPO(I,J)=5
IF(I.EQ.1) NTIPO(I,J)=4
IF(I.EQ.WR) NTIPO(I,J)=6
GO TO 30
10  NTIPO(I,J)=8
IF(I.EQ.1) NTIPO(I,J)=7

```

```

        IF(I.EQ.NR) NTIPO(I,J)=9
        GO TO 30
20      NTIPO(I,J)=2
        IF(I.EQ.1) NTIPO(I,J)=1
        IF(I.EQ.NR) NTIPO(I,J)=3
30      CONTINUE
40      CONTINUE
        RETURN
        END
C*
C*
        SUBROUTINE TRIDAG(IF,L,V)
        DIMENSION A(101),B(101),C(101),D(101),V(101),BETA(201),GAMMA(201)
        COMMON /C10/A,B,C,D
        BETA(IF)=B(IF)
        GAMMA(IF)=D(IF)/BETA(IF)
        IFP1=IF+1
        DO 10 I=IFP1,L
        BETA(I)=B(I)-A(I)*C(I-1)/BETA(I-1)
        GAMMA(I)=(D(I)-A(I)*GAMMA(I-1))/BETA(I)
10      CONTINUE
        V(L)=GAMMA(L)
        LAST=L-IF
        DO 20 K=1, LAST
        I=L-K
        V(I)=GAMMA(I)-C(I)*V(I+1)/BETA(I)
20      CONTINUE
    
```



```

RETURN
END
C*
C*
SUBROUTINE PROFFIS1(FF)
DIMENSION KPRON(26,101),RHO(26,101),CP(26,101),TIPMOD(26,101)
DIMENSION NTIPO(26,101),TEMP1(26,101),TSTAR(26,101),TEMPAC(26,101)
COMMON /C3/ TLIQ,TSOL,RHOPRON,CPI,CPLIQ,CPSOL
COMMON /C4/ KPRON,RHO,CP,TIPMOD,NTIPO
COMMON /C6/ DELR,DELZ,DELT,NR,NZ,ALTURA,RADIO
TLIQ=1483.
TSOL=1427.
CLSOL=65.6
RHOPRON=7.44
C*  CPI=0.15+CLSOL/(TLIQ-TSOL)
C*  CPI=1.3214
C*  CPLIQ=0.15
C*  CPSOL=0.15
WRITE(6,800)
800  FORMAT(30X,'ACERO AISI4340'// )
RETURN
ENTRY PROFISIC(FF)
DO 70 I=1,NR
DO 60 J=1,NZ
WTIPMOD=TIPMOD(I,J)
GO TO (10,20,30),WTIPMOD
10  RHO(I,J)=7.9-3.125E-4* TEMP1 (I,J)

```

```

CP(I,J)=CPLIQ
KPRON(I,J)=FF*0.0779
GO TO 60
20  RHO(I,J)=7.9-3.125E-4* TEMP1 (I,J)
    CP(I,J)=CPI
    KPRON(I,J)=2.08E-5* TEMP1 (I,J)+0.047
    GO TO 60
30  CP(I,J)=CPSOL
    RHO(I,J)=7.9-3.125E-4* TEMP1 (I,J)
    IF( TEMP1 (I,J).LT.768.) GO TO 40
    KPRON(I,J)=2.08E-5* TEMP1 (I,J)+0.047
    GO TO 60
40  IF( TEMP1 (I,J).LT.360.) GO TO 50
    KPRON(I,J)=-5.88E-5* TEMP1 (I,J)+0.1082
    GO TO 60
50  KPRON(I,J)=2.22E-5* TEMP1 (I,J)+0.079
60  CONTINUE
70  CONTINUE
    RETURN
    END
C*
C*
SUBROUTINE COMTEMP(VCONGE)
DIMENSION TIPMOD(26,101),VOL(26,101), TEMP1(26,101),CF(26,101)
DIMENSION KPRON(26,101),RHO(26,101),NTIPO(26,101)
DIMENSION A1(26,101),A2(26,101),A3(26)
DIMENSION TSTAR(26,101),TEMPAC(26,101)

```

```

COMMON /C3/ TLIQ,TSOL,RHOPRON,CPI,CPLIQ,CPSOL
COMMON /C4/ KPRON,RHD,CP,TIPMOD,NTIPO
COMMON /C6/ DELA,DELZ,DELT,WR,WZ,ALTURA,RADIO
COMMON /C5/ TEMP1,TSTAR,TEMPAC
COMMON /C8/ A1,A2,A3,VOL
VCONGE=0.
DO 50 I=1,WR
DO 40 J=1,WZ
NTIPMOD=TIPMOD(I,J)
GO TO (10,30,70),NTIPMOD
10 IF( TEMP1(I,J).GE.TLIQ) GO TO 40
IF(CP(I,J)*(TLIQ-TEMP1(I,J)).GT.CPI*(TLIQ-TSOL)) GO TO 20
TEMP1(I,J)=TLIQ-CP(I,J)*(TLIQ-TEMP1(I,J))/CPI
TIPMOD(I,J)=2
GO TO 40
20 TEMP1(I,J)=TSOL-(CP(I,J)*(TLIQ-TEMP1(I,J))-CPI*(TLIQ-TSOL))/CPSOL
TIPMOD(I,J)=3
VCONGE=VCONGE+VOL(I,J)
GO TO 40
30 IF( TEMP1(I,J).GE.TLIQ) GO TO 60
IF(TEMP1(I,J).GE.TSOL) GO TO 40
TEMP1(I,J)=TSOL-CP(I,J)*(TSOL-TEMP1(I,J))/CPSOL
TIPMOD(I,J)=3
VCONGE=VCONGE+VOL(I,J)
GO TO 40
60 TEMP1(I,J)=TLIQ+CP(I,J)*(TEMP1(I,J)-TLIQ)/CPLIQ
TIPMOD(I,J)=1

```

```

GO TO 40
70  IF(TEMP1(I,J).LE.TSOL) GO TO 40
    ENTALPIA=CP(I,J)*(TEMP1(I,J)-TSOL)-CPI*(TLIQ-TSOL)
    IF(ENTALPIA.GE.0.) GO TO 80
    TEMP1(I,J)=TSOL+CP(I,J)*(TEMP1(I,J)-TSOL)/CPI
    VCONGE=VCONGE-VOL(I,J)
    TIPMOD(I,J)=2
    GO TO 40
80  TEMP1(I,J)=TLIQ+ENTALPIA/CPLIQ
    VCONGE=VCONGE-VOL(I,J)
    TIPMOD(I,J)=1
40  CONTINUE
50  CONTINUE
    VCONGE=2.*3.1416*VCONGE
    RETURN
END
C*
C*
SUBROUTINE COMAT1
DIMENSION TEMP1(26,101),TSTAR(26,101),NTIPO(26,101),TEMPAC(26,101)
DIMENSION A(101),B(101),C(101),D(101)
DIMENSION KPRM(26,101),RHO(26,101),CP(26,101),TIPMOD(26,101)
COMMON /C4/ KPRM,RHO,CP,TIPMOD,NTIPO
COMMON /C5/ TEMP
COMMON /C6/ DELR,DELZ,DELT,NR,NZ,ALTURA,RADIO
COMMON /C9/ TERM1,TERM2,TERM3,TERM4,TERM
COMMON /C10/ A,B,C,D

```

```

COMMON /C12/ I,J,TBASE,TLADO
A(I)=-TERM1
B(I)=TERM+TEAM1+TEAM2
C(I)=-TEAM2
NTYP=NTIPO(I,J)
TERMS=TERM-TERM3-TEAM4
GO TO (7,7,6,7,7,6,7,7,6),NTYP
6 C(I)=0.
7 GO TO (10,10,20,30,30,40,60,50,50),NTYP
10 D(I)=TERM3+TEMP1(I,J-1)+TERMS+TEMP1(I,J)+TERM4+TBASE
RETURN
20 D(I)=TERM3+TEMP1(I,J-1)+TERMS+TEMP1(I,J)+TERM2*TLADO+TERM4+TBASE
RETURN
30 D(I)=TERM3+TEMP1(I,J-1)+TERMS+TEMP1(I,J)+TERM4+TEMP1(I,J+1)
RETURN
40 D(I)=TERM3+TEMP1(I,J-1)+TERMS+TEMP1(I,J)+TERM4+TEMP1(I,J+1)
D(I)=D(I)+TERM2*TLADO
RETURN
50 D(I)=TERMS+TEMP1(I,J)+TERM4+TEMP1(I,J+1)
IF(NTYP.EQ.9) D(I)=D(I)+TERM2*TLADO
RETURN
END
C*
C*
SUBROUTINE TERMS
DIMENSION KPRON(26,101),RHO(26,101),CP(26,101),
* A3(26),A1(26,101),A2(26,101),VOL(26,101),NTIPO(26,101)

```

```

DIMENSION TIPMOD(26,101)
COMMON /C1/ HBASE,TIBASE,TFBASE
COMMON /C2/ HLADO,TILADO,TFLADO,TIM2
COMMON /C4/ KPRON,RHO,CP,TIPMOD,NTIPO
COMMON /C6/ DELR,DELZ,DELT,MR,WZ,ALTURA,RADIO
COMMON /C8/ A1,A2,A3,VOL
COMMON /C9/ TERM1,TERM2,TERM3,TERM4,TERM
COMMON /C12/ I,J,TBASE,TLADO
NTYP=NTIPO(I,J) .
TERM=2.*RHO(I,J)*VOL(I,J)*CP(I,J)/DELT
GO TO (10,20,30,40,50,60,70,80,90),NTYP
10  AVK2=0.5*(KPRON(I,J)+KPRON(I+1,J))
    AVK3=0.5*(KPRON(I,J-1)+KPRON(I,J))
    TERM1=0.
    TERM2=AVK2*A2(I,J)/DELR
    TERM3=AVK3*A3(I)/DELZ
    TERM4=HBASE*A3(I)
    RETURN
20  AVK1=0.5*(KPRON(I,J)+KPRON(I-1,J))
    AVK2=0.5*(KPRON(I,J)+KPRON(I+1,J))
    AVK3=0.5*(KPRON(I,J-1)+KPRON(I,J))
    TERM1=AVK1*A1(I,J)/DELR
    TERM2=AVK2*A2(I,J)/DELR
    TERM3=AVK3*A3(I)/DELZ
    TERM4=HBASE*A3(I)
    RETURN
30  AVK1=0.5*(KPRON(I-1,J)+KPRON(I,J))

```

```
AVK3=0.5*(KPRON(I,J-1)+KPRON(I,J))
TERM1=AVK1*A1(I,J)/DELR
TERM2=HLADO*A2(I,J)
TERM3=AVK3*A3(I)/DELZ
TERM4=HBASE*A3(I)
RETURN
40 AVK2=0.5*(KPRON(I,J)+KPRON(I+1,J))
AVK3=0.5*(KPRON(I,J-1)+KPRON(I,J))
AVK4=0.5*(KPRON(I,J)+KPRON(I,J+1))
TERM1=0.
TERM2=AVK2*A2(I,J)/DELR
TERM3=AVK3*A3(I)/DELZ
TERM4=AVK4*A3(I)/DELZ
RETURN
50 AVK1=0.5*(KPRON(I-1,J)+KPRON(I,J))
AVK2=0.5*(KPRON(I,J)+KPRON(I+1,J))
AVK3=0.5*(KPRON(I,J-1)+KPRON(I,J))
AVK4=0.5*(KPRON(I,J)+KPRON(I,J+1))
TERM1=AVK1*A1(I,J)/DELR
TERM2=AVK2*A2(I,J)/DELR
TERM3=AVK3*A3(I)/DELZ
TERM4=AVK4*A3(I)/DELZ
RETURN
60 AVK1=0.5*(KPRON(I-1,J)+KPRON(I,J))
AVK3=0.5*(KPRON(I,J-1)+KPRON(I,J))
AVK4=0.5*(KPRON(I,J)+KPRON(I,J+1))
TERM1=AVK1*A1(I,J)/DELR
```

```

TERM2=HLADD*A2(I,.)
TERM3=AVK3*A3(I)/DELZ
TERM4=AVK4*A3(I)/DELZ
RETURN
70  AVK2=0.5*(KPRON(I,J)+KPRON(I+1,J))
    AVK4=0.5*(KPRON(I,J)+KPRON(I,J+1))
    TERM1=0.
    TERM2=AVK2*A2(I,J)/DELR
    TERM3=0.
    TERM4=AVK4*A3(I)/DELZ
    RETURN
80  AVK1=0.5*(KPRON(I-1,J)+KPRON(I,J))
    AVK2=0.5*(KPRON(I,J)+KPRON(I+1,J))
    AVK4=0.5*(KPRON(I,J)+KPRON(I,J+1))
    TERM1=AVK1*A1(I,J)/DELR
    TERM2=AVK2*A2(I,J)/DELR
    TERM3=0.
    TERM4=AVK4*A3(I)/DELZ
    RETURN
90  AVK1=0.5*(KPRON(I-1,J)+KPRON(I,J))
    AVK4=0.5*(KPRON(I,J)+KPRON(I,J+1))
    TERM1=AVK1*A1(I,J)/DELR
    TERM2=HLADD*A2(I,J)
    TERM3=0.
    TERM4=AVK4*A3(I)/DELZ
    RETURN
END

```


C*

C*

SUBROUTINE COMAT2

DIMENSION A(101),B(101),C(101),D(101)

DIMENSION TEMP1(26,101),TSTAR(26,101),NTIPO(26,101),TEMPAC(26,101)

DIMENSION KPRON(26,101),RHO(26,101),CP(26,101),TIPMOD(26,101)

COMMON /C4/ KPRON, RHO, CP, TIPMOD, NTIPO

COMMON /C6/ DELR,DELZ,DELT,HR,WZ,ALTURA,RADIO

COMMON /C9/ TERM1,TERM2,TERM3,TERM4,TERM

COMMON /C10/ A,B,C,D

COMMON /C12/ I,J,TBASE,TLADO

A(J)=TERM3

B(J)=TERM+TERM3+TERM4

C(J)=TERM4

NTYP=NTIPO(I,J)

TERM5=TERM-TERM1-TERM2

GO TO (6,6,6,7,7,7,7,7),NTYP

6 C(J)=0.

7 GO TO (10,10,20,30,30,40,50,50,60),NTYP

10 D(J)=TERM5+TSTAR(I,J)+TERM2+TSTAR(I+1,J)+TERM4+TBASE

IF (NTYP.EQ.2) D(J)=D(J)+TERM1+TSTAR(I-1,J)

RETURN

20 D(J)=TERM1+TSTAR(I-1,J)+TERM5+TSTAR(I,J)+TERM2+TLADO+TERM4+TBASE

RETURN

30 D(J)=TERM5+TSTAR(I,J)+TERM2+TSTAR(I+1,J)

IF(NTYP.EQ.6) D(J)=D(J)+TERM1+TSTAR(I-1,J)

RETURN

40 D(J)=TERM1*TSTAR(I-1,J)+TERM5*TSTAR(I,J)+TERM2*TLADO
 RETURN

50 D(J)=TERM5*TSTAR(I,J)+TERM2*TSTAR(I+1,J)
 IF(NTYP.EQ.8) D(J)=D(J)+TERM1*TSTAR(I-1,J)
 RETURN

60 D(J)=TERM1*TSTAR(I-1,J)+TERM5*TSTAR(I,J)+TERM2*TLADO
 RETURN
 END

C*

C*

SUBROUTINE LATERAL(TIEMPO)
 COMMON /C2/ HLADO,TILADO,TFLADO,TIM2
 COMMON /C12/ I,J,TBASE,TLADO
 TLADO=TILADO+TIEMPO*(TFLADO-TILADO)/TIM2
 IF(TIEMPO.GT.TIM2) TLADO=400.
 RETURN
 END

C*

C*

SUBROUTINE BASE (TIEMPO)
 COMMON /C1/ HBASE,TIBASE,TFBASE
 COMMON /C12/ I,J,TBASE,TLADO
 TBASE=TIBASE+TIEMPO*(TFBASE-TIBASE)/TIM1
 IF(TIEMPO.GT.TIM1) TBASE=400.
 RETURN
 END

C*

C*

```

SUBROUTINE POLICO
DIMENSION P(7), COEF(7)
COMMON / C14/ P, COEF
READ(5,23)(P(I),I=1,7)

```

23 FORMAT(7G10.4)

```

RETURN

```

```

END

```

C*

C*

```

FUNCTION CALENTAR(TSTART,TFINAL)

```

```

DIMENSION P(7), COEF(7)

```

```

COMMON / C14/ P, COEF

```

```

VAL=0.

```

```

NP1=7

```

```

DO 10 J=1, NP1

```

```

VAL=VAL+((TFINAL**J)-(TSTART**J))*P(J)/FLOAT(J)

```

10 CONTINUE

```

CALENTAR=VAL/(TFINAL-TSTART)

```

```

RETURN

```

```

END

```

C*

C*

```

SUBROUTINE RAPFUSI(TIEMPO,WT,ATEM,DELT)

```

```

IF(TIEMPO.EQ.0) WT=0.

```

```

IF(TIEMPO.EQ.0) GO TO 22

```

```

TSTART=TIEMPO-DELT

```

```

TFINAL=TIEMPO
WT=CALENTAR(TSTART,TFINAL)
22 ATEM=1700.
RETURN
END
C*
C*
SUBROUTINE CALIMEN(TIEMPO)
DIMENSION TEMP1(26,101),TSTAR(26,101),VOL(26,101),TEMPAC(26,101)
DIMENSION A1(26,101),A2(26,101),A3(26)
COMMON /C3/ TLIQ,TSOL,RHOPROM,CPI,CPLIQ,CPSOL
COMMON /C5/ TEMP1,TSTAR,TEMPAC
COMMON /C6/ DELR,DELZ,DELT,NR,NZ,ALTURA,RADIO
COMMON /C7/ WRC,WZC,AWT,NOE
COMMON /C8/ A1,A2,A3,VOL
COMMON /C13/DIFTEMP,ENTALPIA
COMMON /C15/CPRM
CALL RAPFUSI(TIEMPO,WT,ATEM,DELT)
IF(WT.LT.0.) WT =0.
AWT=WT
WT=1000.*DELT*WT/(2.*3.1416*3600.)
GO TO (1,2),NOE
1 EN TALPIA=CPLIQ*(ATEM-TLIQ)+CPSOL*(TSOL-25.)*CPI*(TLIQ-TSOL)
GO TO 3
2 EN TALPIA=CPLIQ*(ATEM-TLIQ)
3 EN TALPIA=ENTALPIA*WT
VOLUME=0.

```

```

DO 20 I=1,NRC
DO 10 J=1,NZC
VOLUME=VOLUME+VOL(I,J)
10 CONTINUE
20 CONTINUE
DIFTEMP=ENTALPIA/(RHOPROM*VOLUME+CPRM)
DO 40 I=1,NRC
DO 30 J=1,NZC
TEMP1(I,J)=TEMP1(I,J)+DIFTEMP
30 CONTINUE
40 CONTINUE
RETURN
END
C*
C*
SUBROUTINE REGRESIONES(VOLS, TIEMPOS, NUMCOR, NTIEM)
DIMENSION VOLS(500), TIEMPOS(500), VOL(500), P(7), PREV(500)
DIMENSION MDP(3), XYW(500,9), ALBP(2), ANOVA(13), B(9,12)
DIMENSION PRED(500,6), WK(2000), COEF(7), VSOL(500)
COMMON / C11/ CONTI, VSOL
COMMON/C14/P, COEF
INTEGER IX, N, MDP, IB, IP, IER
REAL XYW, RSQ, ALBP, ANOVA, B, PRED
DOUBLE PRECISION WK
DO 10 I=1,NTIEM
VOL(I)=VOLS(I)
10 CONTINUE

```

```

DO 100 I=1,NTIEM
XYW(I,1)=TIENPOS(I)
XYW(I,2)=VOL(I)
XYW(I,3)=1.0
100 CONTINUE
IX=500
N=NTIEM
RSQ=100.0
MDP(1)=6
MDP(3)=1
ALBP(1)=0.05
ALBP(2)=0.05
IB=9
IP=500
CALL RLFOR(XYW,IX,N,RSQ,MDP,ALBP,ANOVA,B,IB,PRED,IP,WK,IER)
NDEG=MDP(2)+1
DO 200 I=1,MDP(2)
J=I+1
P(J)=B(I,2)
200 CONTINUE
P(1)=B(NDEG,2)
WRITE(6,810) MDP(2),(P(J),J=1,NDEG)
810 FORMAT(I3,/,,(2X,7G15.8))
DO 20 I=1,NTIEM
WRITE(6,840) TIENPOS(I),VSOL(I),VOL(I),PRED(I,1)
20 CONTINUE
840 FORMAT(3X,F6.0,6X,3(F13.2,4X))

```

```
DO 40 I=1,6
P(I)=P(I+1)
40 CONTINUE
P(7)=0.
CALL METALIM(TIEMPOS,VOL,P,NTIEM)
DO 300 I=1,NTIEM
XYW(I,1)=TIEMPOS(I)
XYW(I,2)=VOL(I)
XYW(I,3)=1.0
300 CONTINUE
IX=500
N=NTIEM
RSQ=100.
MDP(1)=6
ALBP(1)=.05
ALBP(2)=.05
IB=9
IP=500
CALL RLFOR(XYW,IX,N,RSQ,MDP,ALBP,ANOVA,B,IB,PRED,IP,WK,IER)
NDEG=MDP(2)+1
DO 400 I=1,MDP(2)
J=I+1
P(J)=B(I,2)
400 CONTINUE
P(1)=B(NDEG,2)
WRITE(6,810) MDP(2),(P(J),J=1,NDEG)
PREV(1)=0.
```

```

DO 60 K=2,NTIEM
EMIT1=TIEMPOS(K-1,
EMIT2=TIEMPOS(K)
PREV(K)=CALENTAR(EMIT1,EMIT2)
60 CONTINUE
DO 50 I=1,NTIEM
WRITE(6,860) TIEMPOS(I),VOL(I),PREV(I)
50 CONTINUE
860 FORMAT(3X,F6.0,6X,2(F10.2,4X))
RETURN
END
C*
C*
SUBROUTINE METALIM(TIEMPOS,VOL,P,NTIEM)
DIMENSION TIEMPOS(500),VOL(500),P(7)
DO 20 I=1,NTIEM
VOL(I)=P(1)
DO 10 J=2,6
VOL(I)=VOL(I)+FLOAT(J)*P(J)*TIEMPOS(I)**(J-1)
10 CONTINUE
RHOPROM=7.44
SHRINK=.04
VOL(I)=VOL(I)*RHOPROM*SHRINK*3.6
20 CONTINUE
RETURN
END
C*

```


C*

```

SUBROUTINE OUTPUT(TEMP1,NR,NZ)
  DIMENSION TEMP1(26,101)
  DO 555 I=1,NR
    JZ=0
    JA=0
    DO 666 J=1,NZ
      JZ=NZ-J+1
      JA=NZ-J
      IF(JA.EQ.0) GO TO 666
      IF(TEMP1(I,JA).LT.TEMP1(I,JZ)) WRITE(6,777)I,JA,JZ,TEMP1(I,JA),
        *TEMP1(I,JZ)
777 FORMAT(1X,3I7,3X,2(F15.10,4X))
666 CONTINUE
555 CONTINUE
  RETURN
  END

```

C*

C*

```

SUBROUTINE PROMCP(NRC,NZC)
  DIMENSION CP(26,101), TIPMOD(26,101), VOL(26,101), RHO(26,101)
  DIMENSION KPRON(26,101), NTIPO(26,101)
  DIMENSION A1(26,101), A2(26,101), A3(26)
  COMMON /C3/ TLIQ,TSOL,RHOPROM,CPI,CPLIQ,CPSOL
  COMMON /C4/ KPRON,RHO,CP,TIPMOD,NTIPO
  COMMON /C8/ A1,A2,A3,VOL
  COMMON /C15/ CPRON

```

```

VL=0.
VM=0.
VS=0.
DO 71 I=1,NRC
DO 81 J=1,NZC
MTIPNOD=TIPNOD(I,J)
GO TO (11,21,31),MTIPNOD
11 VL=VL+VOL(I,J)*RHO(I,J)
GO TO 41
21 VM=VM+VOL(I,J)*RHO(I,J)
GO TO 41
31 VS=VS+VOL(I,J)*RHO(I,J)
41 CONTINUE
81 CONTINUE
71 CONTINUE
VT=VL+VM+VS
IF(VT.EQ.0)GO TO 91
CPRON=(CPLIQ*VL + CPI*VM + CPSOL*VS)/VT
91 RETURN
END

```

C=

C=

```

SUBROUTINE PERSALI(TEMP,NR,NZ)
DIMENSION TEMP(26,101)
800 FORMAT(12(F7.1,2X))
810 FORMAT(1H1, //12(F7.1,2X))
IF(NR.GT.24) GO TO 30

```

```

IF(NR.GT.12) GO TO 20
WRITE(6,800)((TEMP(I,J),I=1,NR),J=1,NZ)
RETURN
20 WRITE(6,800)((TEMP(I,J),I=1,12),J=1,NZ)
WRITE(6,810)((TEMP(I,J),I=13,NR),J=1,NZ)
RETURN
30 WRITE(6,800)((TEMP(I,J),I=1,12),J=1,NZ)
WRITE(6,810)((TEMP(I,J),I=13,24),J=1,NZ)
WRITE(6,810)((TEMP(I,J),I=25,NR),J=1,NZ)
RETURN
END

```

C*

C*

```

SUBROUTINE INTGRA(TPLOT,NP)
DIMENSION TEMP1(26,101), TSTAR(26,101), TEMPAC(26,101)
DIMENSION PLR(127),PLZ(127),PR(127),PZ(127)
COMMON /C5/ TEMP1, TSTAR, TEMPAC
COMMON /C6/ DELR, DELZ, DELT, NR, NZ, ALTURA, RADIO
COMMON /C17/ PLR,PLZ,PR,PZ
M=0
NP=0
NRR=NR-1
DO 10 I=1,NR
DO 20 K=2,NZ
J=NZ-K+1
IF(TEMP1(I,J).EQ.TPLOT) GO TO 30
IF((TEMP1(I,J).GT.TPLOT).AND.(TEMP1(I,J+1).LE.TPLOT)) GO TO 40

```

```
GO TO 20
30 M=M+1
PLR(M)=DELR*FLOAT(I-1)
PR(M)=(PLR(M)/DELR)+1
PLZ(M)=ALTURA - DELZ*FLOAT(J-1)
PZ(M)=(PLZ(M)/DELZ)+1
GO TO 20
40 M=M+1
XY=((TPLOTT-TEMP1(I,J))/(TEMP1(I,J+1)-TEMP1(I,J)))*
*      FLOAT(J-1)
PLR(M)=DELR*FLOAT(I-1)
PR(M)=(PLR(M)/DELR)+1
PLZ(M)=ALTURA - DELZ*XY
PZ(M)=(PLZ(M)/DELZ)+1
20 CONTINUE
10 CONTINUE
DO 60 K=1,MZ
J=NZ-K+1
DO 60 I=1,NRR
IF(TEMP1(I,J).EQ.TPLOTT) GO TO 70
IF((TEMP1(I,J).GT.TPLOTT).AND.(TEMP1(I+1,J).LE.TPLOTT)) GO TO 80
GO TO 60
70 M=M+1
PR(M)=(PLR(M)/DELR)+1
PLZ(M)=ALTURA - DELZ*FLOAT(J-1)
PZ(M)=(PLZ(M)/DELZ)+1
GO TO 60
```

```

80 M=M+1
XY=((TPLOT-TEMP1(I,J))/(TEMP1(I+1,J)-TEMP1(I,J)))+
  *   FLOAT(I-1)
PLR(M)=DELR*XY
  PR(M)=(PLR(M)/DELR)+1
PLZ(M)=ALTURA - DELZ*FLOAT(J-1)
  PZ(M)=(PLZ(M)/DELZ)+1
60 CONTINUE
50 CONTINUE
  NP=M
  RETURN
  END

```

C*

C*

```

SUBROUTINE IMPCOO(NP)
DIMENSION PLR(127), PLZ(127), PR(127), PZ(127)
COMMON /C17/ PLR, PLZ, PR, PZ
100 FORMAT(5X,F6.2,',',F6.2,10X,F10.2,',',F10.2)
  IF(NP.EQ.0) GO TO 40
  N1P=NP/8
  N2P=NP - 8*N1P
  DO 10 L=1,N1P
J=8*L
I=J-7
DO 20 K=I,J
  WRITE(6,100) PR(K), PZ(K), PLR(K), PLZ(K)
20 CONTINUE

```

```
10 CONTINUE
   IF(N2P.EQ.0) GO TO 40
   J=J+1
   DO 30 K=J,NP
WRITE(6,100) PR(K), PZ(K), PLR(K), PLZ(K)
30 CONTINUE
40 CONTINUE
   RETURN
   END
```

Bibliografia

- [1] Marburg, E., "Accelerated Solidification in Ingots: Its Influence on Ingot Soundness.", Transactions AIME. vol. 197, February 1953. pp. 157-172.
- [2] Mc Donald, R. J., and Hunt, J. D., "Fluid Motion Through the Partially Solid Regions of a Casting and Its Importance in Understanding A type Segregation.", Transactions of The Metallurgical Society of AIME. vol. 245, September 1969. pp. 1993-1997.
- [3] Copley, S. M., Giamei, A. F., Johnson, S. M., and Hornbecker, M. F., "The Origin of Freckles in Unidirectionally Solidified Castings.", Metallurgical Transactions. vol. 1, August 1970. pp. 2193-2204.
- [4] Hultgren, A., "A and V Segregations in Killed Steel Ingots.", Scandinavian Journal of Metallurgy, vol. 2. 1973. pp. 217-227.
- [5] Flemings, M. C., "Principles of Control of Soundness and Homogeneity of Large Ingots.", Scandinavian Journal of Metallurgy. vol. 5. 1976, pp. 1-15.
- [6] Plöckinger, E., "Electroslag Remelting-A Modern Tool in Metallurgy", Journal of The Iron and Steel Institute, August 1973. pp. 533-541.
- [7] Bailey, W. H., "Refining and Casting of Large Forging Ingots.", Ironmaking and Steelmaking. No. 2. 1977, pp. 72-80.

- [8] Plöckinger, E. "Développement et application du procédé BEST pour la fabrication de gros lingots de forge.". *Berg und Hüttenmännische Monatshefte*, novembre 1977, 122, no. 11, p. 466-473.
- [9] Hawkins, R. "Quality of Electroslag Refined $3\frac{1}{4}$ NiCrMoV Steel.". *Proceedings of The Third International Conference on Clean Steel (The Institute of Metals)*, Balatonfüred, Hungary, June 1986, pp. 335-341.
- [10] Kepka, M., Baráčková, L., Beneš, F., Kletečka, Z., Novák, L., and Skála, J. "Metallurgy of Large Ingots and Their Heterogeneity", *Proceedings of The Third International Conference on Clean Steel (The Institute of Metals)*, Balatonfüred, Hungary, June 1986, pp. 335-341.
- [11] Giamei, A. F., and Kear, B. H., "On the Nature of Freckles in Nickel Base Superalloys.", *Metallurgical Transactions*, vol. 1, August 1970, pp. 2185-2192.
- [12] Mehrabian, R., Keane, M. A., and Flemings, M. C. "Experiments on Macro-segregation and Freckles Formation.", *Metallurgical Transactions*, vol. 1, November 1970, pp. 323S-3241.
- [13] Caldwell, T. W., Campagna, A. J., Flemings, M.C., and Mehrabian, R., "Refinement of Dendritic Arm Spacing in Aluminum Ingots Through Heat Flow Control", *Metallurgical Transactions B*, vol. 8B, June 1977, pp. 261-270.
- [14] Ridder, S.D., Mehrabian, R., and Kou, S., "A Review of Our Present Understanding of Macro-segregation in Axi-Symmetric Ingots", *Conference Proceedings on Modeling of Casting and Welding Processes*, The Metallurgical Society of AIME, 1981, pp. 261-284.

- [15] Mitchell, A., "Freckles and Gas Evolution in ESR and VAR Ingots", *Ironmaking and Steelmaking* (Quarterly), No. 3, 1975, pp. 198-204.
- [16] Flemings, M. C., and Nereo, G. E., "Macroseggregation: Part I.", *Transactions of The Metallurgical Society of AIME*, vol. 239, September 1967, pp. 1449-1461.
- [17] Flemings, M. C., Mehrabian, R., and Nereo, G. E., "Macroseggregation: Part II.", *Transactions of The Metallurgical Society of AIME*, vol. 242, January 1968, pp. 41-49.
- [18] Flemings, M. C., and Nereo, G. E., "Macroseggregation: Part III.", *Transactions of The Metallurgical Society of AIME*, vol. 242, January 1968, pp. 50-55.
- [19] Mehrabian, R., Keane, M. A., and Flemings, M. C., "Interdendritic Fluid Flow and Macroseggregation Influence of Gravity.", *Metallurgical Transactions*, vol. 1, May 1970, pp. 1209-1220.
- [20] Ellebrecht, C., and Reese, G., "ESR-Trends in the Production of Heavy Forging Ingots.", *Proceedings of Sixth International Vacuum Metallurgy Conference on Special Melting, California*, April 23-27 1979, pp. 718-726.
- [21] Rumberg, D., and Scharf, G., "Comparison of Purity of Steels Produced by Different Treatments.", *Proceedings of The Third International Conference on Clean Steel (The Institute of Metals)*, Balatonfüred, Hungary, June 1986, pp. 342-346.
- [22] "Status of Electroslag Processing for Production of Large Rotor Forgings.", *Electric Power Research Institute (Technical Planning Study 77-721)*, California, July 1978.
- [23] Williams, A. C., "Uses of The Electroslag Remelting Process.", *Journal of The Iron and Steel Institute*, July 1964, pp. 581-587.

- [24] Mitchell, A., "Theory and Practice of Electroslag Melting." The Journal and Vacuum Science and Technology, vol. 7, No. 6, November/December 1970, pp. S63-S73.
- [25] Fredriksson, H., and Jarleborg, O., "Solidification of Electroslag-Remelted Ingots.", Journal of Metals, September 1971, pp. 32-40.
- [26] Mitchell, A., and Smailer, R. M., "Practical Aspects of Electroslag Remelting Technology." International Metals Reviews, Nos. 5 and 6, 1979, pp. 231-264.
- [27] Mitchell, A., "Electroslag Hot-Topping of Heavy Ingots." Ironmaking and Steelmaking, No. 1, 1979, pp. 32-37.
- [28] Machner, P., "Operational Experience on the Production of Heavy Forging Ingots by the BEST-Process and Status of the Electro-slag Hot Topping Procedure.", Proceedings of Sixth International Vacuum Metallurgy Conference on Special Melting, San Diego, California, April 23-27, 1979, pp. 757-772.
- [29] Basevi, S., Repetto, E., and Scepi, M., "The TREST Process for Manufacturing a Cr-Mo-V HP Rotor Shaft.", Proceedings of Sixth International Vacuum Metallurgy Conference on Special Melting, California, April 23-27, 1979, pp. 773-784.
- [30] Cooper, L. R., "Technology of Large Forging Steel Ingots.", Heppenstall Company/Midvale-Heppenstall Company, Pittsburg, Pennsylvania, October 1973.
- [31] Cooper, L. R., Mogendorf, W., and Heymann, H., "Central Zone Remelting of Ingots using an Electroslag Process.", Proceedings of The Fifth International Symposium on Electroslag and Other Special Melting Technologies, Mellon Institute, Pittsburg, Pennsylvania, 1974, pp. 202-238.

- [32] Cooper, L. R. "Advanced Technology for Producing Large Forging Ingots by Central Zone Remelting." The Seventh International Forgemasters Meeting Conference, Paris, France. April 20-25, 1975.
- [33] Austel, W., Heymann, H., and Maidorn, Ch., "The Manufacture of Heavy Forgings by The MHKW Process and Their Properties.", Proceedings of Sixth International Vacuum Metallurgy Conference on Special Melting. San Diego, California, April 23-27, 1979, pp. 747-756.
- [34] Paton, B. E., Medovar, B. I., Andreev, V. P., et al., "A New Electroslag Welding Process.", Svarochnoye Proizvodstvo (Welding Production). No. 6. 1972, pp. 16-17.
- [35] Paton, B. E., Medovar, B. I., Andreev, V. P., et al., "New Method for Fabrication of Cylindrical ESR Ingots Into Shapes Suitable for Production of Rotors for Super-Power Generators.", Iron and Steel Institute Conference for ESR, Sheffield, England, January 1973. pp. 105-112.
- [36] Bacon, W. G., Fraser, M., and Mitchell, A., "The Application of Electroslag Melting and Welding to the Manufacture of Large Steel Components.", Canadian Metallurgical Quarterly. vol. 14, No. 2, 1975, pp. 161-167.
- [37] Schumann, R., and Ellebrecht, C., "Metallurgical and Process Problems Related to Electroslag Remelting of Forging Ingots Larger Than 40 Inches Diameter and 150 Inches Length in Single Electrode Technique.", Proceedings of The Fifth International Symposium on Electroslag and Other Special Melting Technologies, Mellon Institute, Pittsburg, Pennsylvania, 1974, pp. 180-201.

- [38] Austel, W., Hymann, H., Maidorn, Ch., and Mogendorf, W., "Results of Central Zone Remelting of Large Forging Ingots by the MHKW Process.", The Seventh International Forgemasters Meeting Conference, Paris, France, April 1975.
- [39] Bendis, A., "Electroslag Welding Deformations.", Zvaranie (Welding), vol. 16, 1963, pp. 12-21.
- [40] Hoinberg, G., and Wellnitz, G., "Hot Cracking of Steel During Welding.", Schweißen und Schneiden (Welding and Cutting), vol. 27, No. 3, 1975, pp. 90-93.
- [41] Machner, P., Kühnelt, G., Jäger, H., Plöckinger, E., and Weiss, F. J., "Better Heavy Forgings by ESR and the BEST Process.", Proceedings of The Fifth International Conference on Vacuum Metallurgy and Electroslag Remelting Processes, Munich, Federal Republic of Germany, October 11-15, 1976, pp. 223-225.
- [42] Kühnelt, G., Machner, P., Plessing, R., Plöckinger, E., and Weiss, F. J., "The Economy of the ESR and the BEST-Process Compared to Conventional Techniques for the Production of Heavy Forgings.", Proceedings of The Fifth International Conference on Vacuum Metallurgy and Electroslag Remelting Processes, Munich, Federal Republic of Germany, October 1976, pp. 245-247.
- [43] Holzgruber, W., "A Comparison of the Operational, Metallurgical and Economical Aspects of the Processes Offered Today for the Production of Ingot for Heavy Rotor Forging.", The Eighth International Forgemasters Meeting, Kyoto, Japan, 1977.
- [44] Plöckinger, E., Kühnelt, G., Machner, P., Straube, H., and Weiss, F. J., "Böhler-Electroslag-Topping A new Process for the Production of High Quality Forging Ingots.", Electric Furnace Proceedings, vol. 33, Houston, Texas, December 1975, pp. 185-189.

- [45] Ramacciotti, A., Repetto, E., Basevi, S., Scepi, M., and Toni, L., "Electroslag Remelting in a Refractory Lined Hot Top for the Production of High Quality Forging Ingots.", The Eighth International Forgemasters Meeting, Kyoto, Japan, 1977.
- [46] Meyer, W., Machner, P., and Tarmann, R., "Optimizing Production of BEST Heavy Forging Ingots Using Calculation and Autoradiography.", Proceedings of The Third International Conference on Clean Steel (The Institute of Metals), Balatonfüred, Hungary, June 1986, pp. 303-309.
- [47] Peaceman, D.W., and Rachford, H. H., "The Numerical Solution of Parabolic and Elliptic Differential Equations.", J. Soc. Indus. Appli. Maths., (3)1955, pp. 3-41.
- [48] Fairweather, G., and Mitchell, A. R., "A New Computational Procedure for A.D.I. Methods.", SIAM Journal of Numerical Analysis, vol. 4, No. 2, 1967, U.S.A.
- [49] Ballantyne, A. S., and Mitchell, A., "Predictions of Structure in Industrial VAR, ESR, and PAR Ingots using Computed Local Solidification Times.", Proceedings of an International Conference on Solidification, Sheffield, England, July 1977, pp. 363-370.