



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

**CARACTERIZACION DE UNA UNION COM-
PUESTA OBTENIDA POR EL PRES**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:
INGENIERO QUIMICO METALURGICO

P R E S E N T A I
GABINO GONZALEZ TOVAR



MEXICO, D. F.

EXAMENES PROFESIONALES
EAG, DE QUIMICA

1988

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**



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.

INDICE

	Página.
1.- Resumen.	1
2.- Introducción.	
2.1. Proceso de Refinación de Electrodo a través de Sales (PRES).	3
2.2. Soldadura por medio del PRES.	5
2.3. Manufactura de piezas coladas por medio del PRES.	9
2.4. Rodillos de Laminación duplex por medio del PRES.	11
2.5. Función de la escoria en los procesos mencionados.	13
3. Revisión de la literatura.	
3.1. Desoxidación del acero durante el PRES.	16
3.2. Conducta hidrodinámica de la cabeza de metal liq.	17
3.3. Conducta térmica en el metal base.	24
3.4. Diagrama F.	28
3.5. Espaciamento de brazos dendríticos.	33
4. Naturaleza del problema.	36
5. Técnicas experimentales, análisis y presentación de resultados.	37

Página.

6. Discusión de resultados.

52

7. Conclusiones.

56

8. Bibliografía.

57

1. RESUMEN

RESUMEN

El proceso ESW produce uniones en piezas de acero de muy alta calidad ya que las condiciones de fusión y químicas controladas. La velocidad de fusión tiene un efecto determinante sobre el tiempo local de solidificación (25), y sobre el tamaño de la microestructura de colada que a su vez influyen sobre las propiedades mecánicas de la unión.

El objetivo de la presente investigación es efectuar una caracterización física y química de la unión compuesta por la parejaje aceros 1010-1095.

Para determinar las condiciones químicas que gobiernan el proceso, en las uniones se determinaron los cambios de composición de carbono, análisis químicos y distribución de tamaño de inclusiones. Las condiciones locales de solidificación se obtuvieron midiendo el espacio interdendrítico secundario y finalmente se caracterizó la conducta hidrodinámica de la cabeza de metal líquido.

Las propiedades mecánicas se evaluaron efectuando las siguientes pruebas: punto de cedencia, punto de cedencia máxima (UTS), porcentaje de reducción de área y porcentaje de elongación.

Los resultados obtenidos de esta investigación mostraron que por efecto de la profundidad de la cabeza de metal líquido se provocó la formación de segregados macroscópicos.

En la determinación de la composición química de las inclusiones en muestras tomadas antes, en y después de la interacción de la unión, los resultados mostraron que no hubo influencia del cambio de composición química de la interfase sobre la composición química de las inclusiones. En cuanto a la determinación de las propiedades mecánicas no se encontró una variación significativa, y en la zona de transición los resultados fueron más cercanos al comportamiento mecánico del acero con menor contenido de carbono.

2 INTRODUCCION

PROCESO DE REFINACION DE ELECTRODOS A TRAVES DE SALES

(PRES)

Este proceso se utiliza en la refinación secundaria del acero. En la figura 1 se muestra un esquema del aparato que se utiliza en este proceso. En este proceso se usa generalmente como materia prima un electrodo de acero primario, que puede ser de metal colado con o sin tratamiento termo-mecánico.

El proceso se inicia al pasar corriente eléctrica por el electrodo que está en contacto con la escoria, la cual se funde debido al efecto Joule y alcanza un gradiente térmico que supera el punto de fusión del electrodo, que a su vez, comienza a fundirse a manera de una película líquida y posteriormente se forman gotas, las que descienden a través de la escoria para formar la cabeza de metal líquida, la cual solidifica, -- dando lugar a la formación de un lingote que junto con el molde este puede funcionar como electrodo secundario.

La escoria fundida se desplaza continuamente hacia la zona de crecimiento del lingote formando una película delgada y homogénea entre el metal líquido y el molde enfriado por agua.

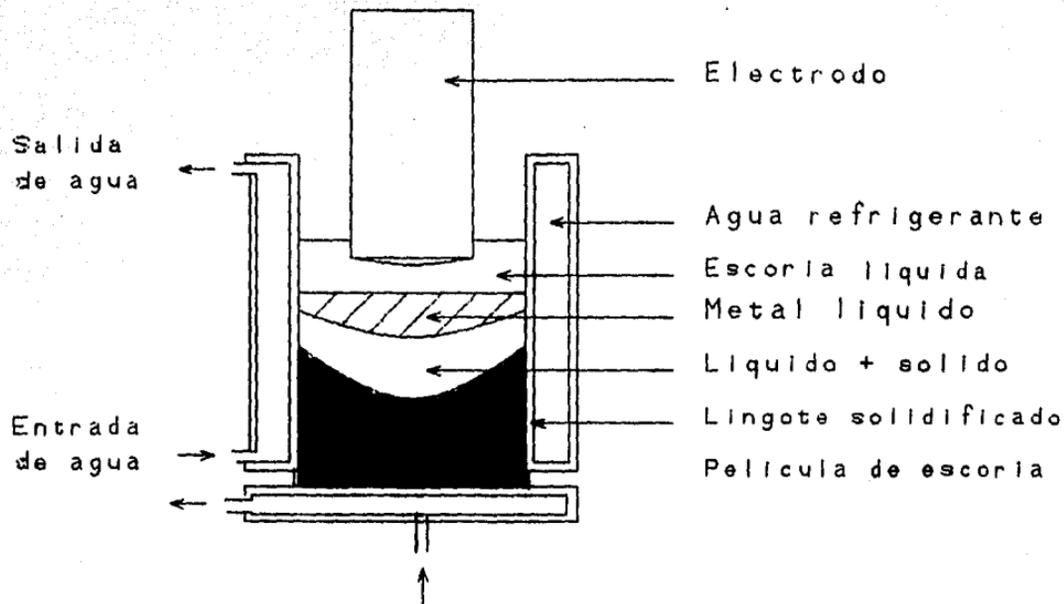


Figura 1.- Esquema del funcionamiento del proceso PRES

SOLDADURA POR MEDIO DEL PRES.

(ELECTROSLAG WELDING ESW)

El ESW es una variante del PRES, el cual es considerado como un proceso de refusión y soldadura. Este se ilustra en la figura 2.

El funcionamiento de esta variante es el siguiente: La escoria mantiene un contacto permanente entre el metal base y el electrodo, al entrar en fusión la superficie del metal base y el electrodo se obtiene una mezcla que formara la unión o soldadura al solidificarse. La cabeza de metal liquido se encuentra protegida por la escoria fundida que se mueve a lo largo de la unión, la cual presenta un crecimiento progresivo en forma ascendente.

Los materiales que pueden ser soldados por medio del ESW son el acero con bajo contenido de carbono, aceros de baja aleación, aceros con alto y medio contenido de carbono y algunos aceros inoxidables. Los aceros templados y revenidos tambien pueden ser soldados, sin embargo es necesario efectuar un tratamiento termico para aliviar las tensiones generadas en la zona termoafectada, tambien se puede soldar aluminio, cobre, titanio, zirconio y molibdeno (25).

La demanda del uso del ESW se ha ido incrementando constantemente en las siguientes areas (3,21,22).

1.- Soldaduras de secciones circulares en lingotes grandes y pesados.

- 2.- Uniones de lingotes grandes para forja subsecuente.
- 3.- Uniones de lingotes grandes en estado de colada.
- 4.- Como un reemplazo del proceso de arco sumergido automatico
- 5.- Para unir superficies cilindricas con superficies planas.
- 6.- Refusión de la zona central.

Este ultimo proceso consiste en remover el centro de un lingote de alto peso por medio de un mandril (trepanación) y posteriormente el centro del lingote se llena mediante la refu_lnación de un electrodo. En este caso las paredes interiores -- del lingote sirven como metal base y equivaldrian al molde en el caso de usar el PRES.

En la figura 3 se muestran algunos esquemas de las soldaduras mencionadas anteriormente (21,22,25).

Existen varios problemas reportados en la literatura para efectuar las uniones (21,3) las cuales son de tipo metalúrgicos y de tipo operativo:

Metalurgicos

- 1.- Baja calidad en las propiedades mecánicas, debido a una selección inapropiada de los parametros electricos y/o quimicos (rapidez de fusión, escorias).
- 2.- Tensiones por contracción.
- 3.- Heterogeneidad en la composición quimica de las uniones.

Operativos

- 1.- Necesidad de un mantenimiento estricto del equipo.
- 2.- La soldadura se debe hacer en posición vertical o con una inclinación no mayor de 15°.

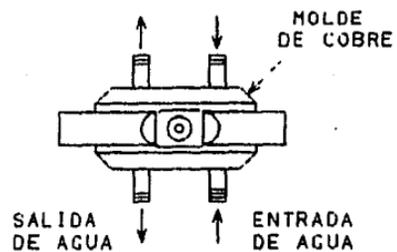
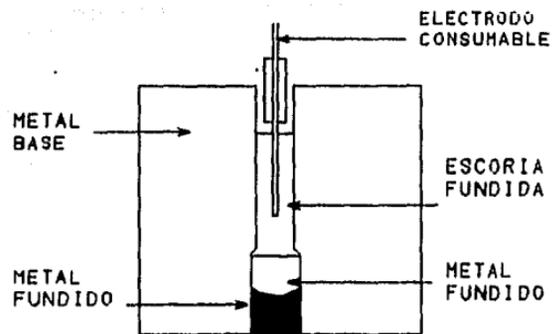


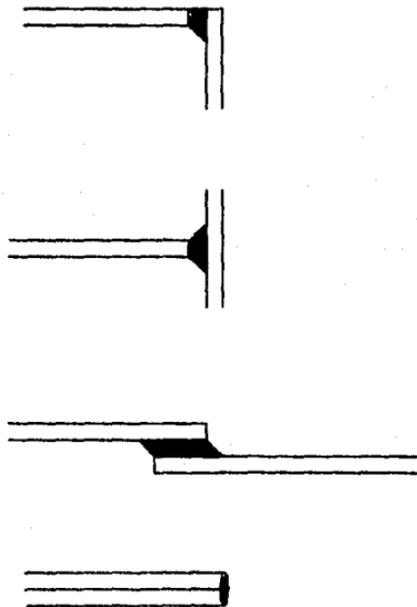
FIGURA 2.- Diagrama del proceso ESW

Union de lingotes



Figura 3.- Diferentes tipos de uniones usando el ESH

■ Lugar donde se efectuó la union



MANUFACTURA DE PIEZAS COLADAS POR EL PRES
(ELECTROSLAG CASTING, ESC)

El equipo y el proceso para la manufactura de piezas por el proceso ESC es esencialmente el mismo que se utiliza en el proceso PRES como se muestra en la figura 4. Este proceso elimina la macrosegregación, lleva la microsegregación al mínimo, elimina la porosidad y otros defectos (4,6).

Mediante este proceso se pueden producir piezas de acero con un contenido alto o bajo de carbono, aceros de alta resistencia, aceros grado herramienta, aceros inoxidable 300 y 400 y algunas aleaciones de níquel (4).

Las ventajas que ofrece este proceso pueden ser divididas en dos grupos (4) descritos a continuación.

- 1) Producción de piezas de gran calidad.
- 2) Eliminación de moldes de arena para piezas coladas ya que es un proceso donde se utiliza un molde permanente.

Las mayores desventajas del proceso son (4):

- 1) El costo del molde usado.
- 2) Productividad, esta es función de la complejidad y del tamaño de la pieza colada, ya que para piezas complejas es necesario usar electrodos múltiples.

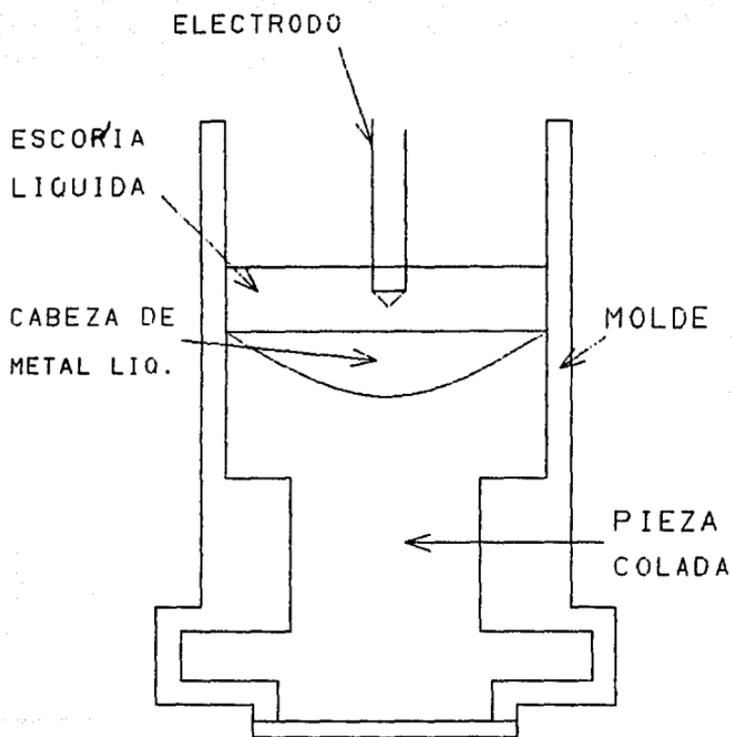


Fig 4.- Diagrama del proceso ESC

**RODILLOS DE LAMINACION DUPLEX POR EL PRES
(ELECTROSLAG CLADDING)**

Este proceso se emplea en la recuperación de rodillos -
gastados o para fabricar rodillos nuevos incluyendo rodillos -
duplex. El proceso se muestra en la figura 5, el rodillo a re-
cubrirse es montado en el equipo PRES y rodeado por un molde,
el electrodo puede ser en forma de tubos, barras individuales,
o segmentos de tubos. La escoria fundida produce la refusión -
de la superficie del rodillo y del electrodo alimentado y al
solidificar queda hecho el recubrimiento.

Se han reportado excelentes resultados de rodillos manu-
facturados por esta técnica. En rodillos duplex se puede obte-
ner una superficie dura y un centro dúctil, estos se habían -
elaborado tradicionalmente por la técnica de doble vaciado.

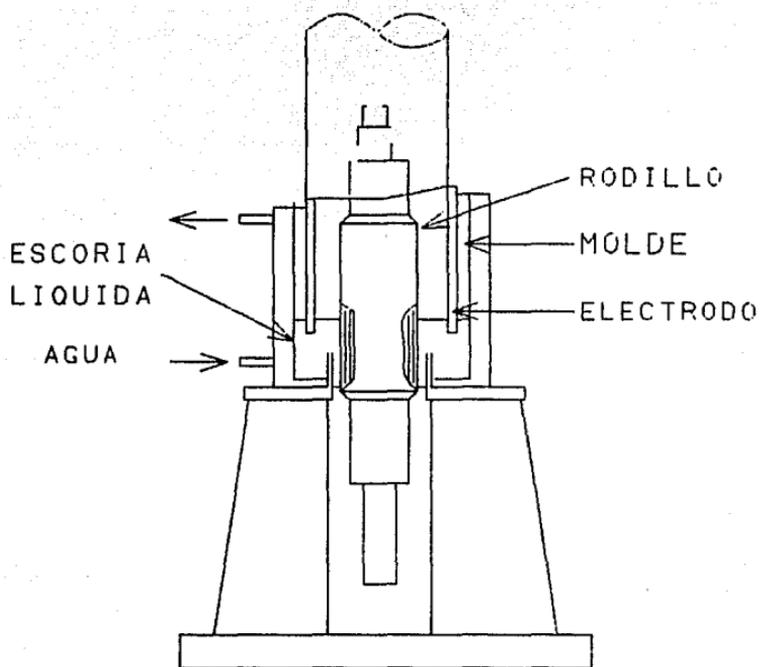


Fig 5.- Diagrama del proceso
electroslag cladding

FUNCION DE LA ESCORIA EN LOS PROCESOS MENCIONADOS

Algunas de las escorias mas utilizadas en el proceso PRES se muestran en la tabla 1 (20).

Tabla 1

CaF ₂	CaO	MgO	Al ₂ O ₃
70	15	0	15
60	20	0	20
50	25	0	25
80	0	5	15
70	0	10	20
65	5	0	30

Las propiedades que debe cumplir la escoria son las siguientes:

- Estabilidad de los componentes de la escoria a la temperatura de operación (1800 °C), para evitar formación de especies volátiles de ésta.
- La temperatura liquidus de la escoria debe ser ligeramente menor que la temperatura liquidus del metal o aleación.
- La conductividad eléctrica debe ser suficientemente baja, para que la escoria por el efecto Joule, permita la fusión del electrodo.
- La tensión superficial a la temperatura de operación deberá ser baja para permitir la transferencia del metal líquido a la escoria.

e) La escoria debe ser inerte para no cambiar la composición química del metal depositado.

La conductividad eléctrica y la viscosidad de la escoria son dos de las propiedades más importantes de la esta. La conductividad eléctrica gobierna la cantidad de calor generado -- por el paso de la corriente a través de la escoria, y con ello se regula la velocidad del proceso. La viscosidad de la escoria es importante desde el punto de vista práctico y operacional, ya que esta gobierna parcialmente el movimiento de la escoria lo que afecta en gran parte la distribución de los gradientes químicos y térmicos que existen dentro de la escoria.

Independientemente del papel que desempeña la escoria en las diferentes modalidades del PRES, como es el de proporcionar el calor necesario para la refusión del electrodo y efectuar la refinación del metal líquido al pasar éste a manera de gotas a través de la escoria fundida, existen otras funciones de la escoria las cuales son por ejemplo:

En el proceso PRES, ESC y ESW la escoria forma una película entre la pared del molde y el metal que está solidificando, lo cual sirve para dar un buen acabado superficial a la pieza colada. En los procesos CZM, ESW, ES-Cladding la escoria juega un papel muy importante ya que su resistividad determina la -- cantidad de calor generado en la refusión del electrodo influyendo esto en la profundidad de penetración del metal fundido

en el metal base en la formación de la unión y en la profundidad de la cabeza de metal líquido. Estos factores son muy importantes debido a que si varían, los perfiles térmicos en la zona sólida que rodea el sitio donde se realiza la refusión -- también varían afectando esto a las microestructuras resultantes (25) y en consecuencia las propiedades mecánicas son diferentes a las esperadas.

3 REVISION DE LA LITERATURA

REVISION DE LA LITERATURA

DESOXIDACION DEL ACERO DURANTE EL PRES.

Las técnicas convencionales de desoxidación consisten en la adición (continua o intermitente) de aluminio o calcio-silicio. En la mayoría de los casos la velocidad de adición de desoxidantes se basa en estudios sobre como abatir la actividad del FeO en la escoria.

El control del proceso de desoxidación en el metal es necesario para preveer pérdidas de los elementos mas reactivos - desde el electrodo hasta el lingote. La composición de la escoria es más sensible al proceso de desoxidación debido a que -- esta acumula los productos de la desoxidación (28).

Alternativamente a la desoxidación con aluminio, en la industria se usan desoxidantes basados en aleaciones Ca-Si. - La razón principal para usar el calcio como desoxidante es que si este existe en exceso no afecta negativamente al acero, -- además de que al oxidarse, el exceso de calcio forma CaO que - es un óxido más soluble en la escoria que la sílice o la alumina (28).

Se puede decir que la composición química de las inclusiones esta controlada por la interacción del desoxidante con la composición del metal líquido y la composición de la escoria.

CONDUCTA HIDRODINAMICA DE LA CABEZA DE METAL LIQUIDO.

La estructura resultante de un lingote manufacturado por medio del PRES depende en gran medida de la historia térmica del lingote. En estudios realizados por Ballantyne y Mitchell (14), se muestra que la conductividad térmica, el flujo convectivo y las condiciones de fusión son factores que afectan el regimen térmico en el proceso de refusión del electrodo, ya que la conductividad térmica se incrementa en el orden en que se incrementa el flujo convectivo y éste depende de las condiciones de fusión. Así, si la velocidad de fusión es excesiva, - esto trae como consecuencia una turbulencia en la cabeza de metal líquido, la cual ocasiona un incremento en la conductividad térmica del líquido. En la figura 6 se muestra el efecto del aumento de la conductividad térmica en la profundidad de la cabeza de metal líquido.

En estudios realizados por Choudhary y Szekely (9), se encontro que la profundidad de la cabeza de metal líquido varía en la medida en que se incrementa la intensidad de la corriente aplicada, lo que trae como consecuencia una velocidad de refusión más rápida, en las figuras 7 y 8 se muestra esta relación. Si se manmantiene una intensidad de corriente constante pero se incrementa la cantidad de escoria se obtiene -- una velocidad de fusión menor y una profundidad menor en la cabeza de de metal líquido.

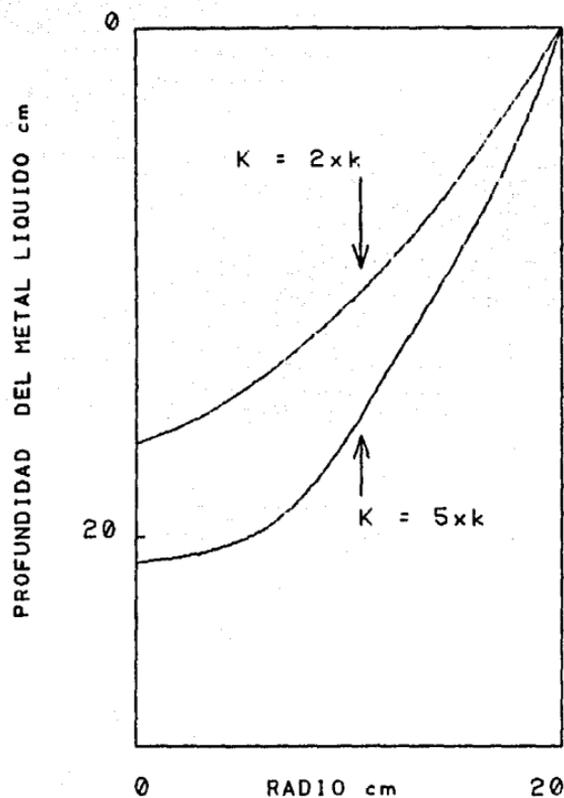


Fig 6.- Efecto del aumento de la conductividad termica en la profundidad de la cabeza de metal liquido

- 1) 1.55 KA
- 2) 1.70 KA
- 3) 2.0 KA
- 4) 2.50 KA

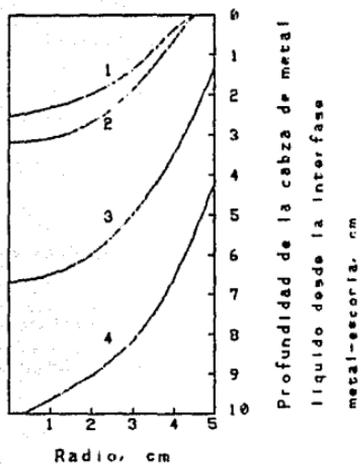


Fig 7.- Variacion de la profundidad de la cabeza de metal liquido a diferentes corrientes

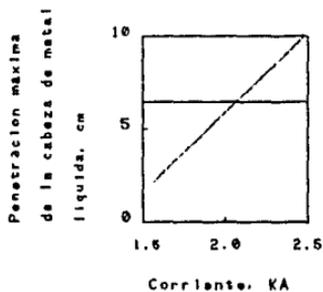


Fig 8.- Variacion de la cabeza de metal liquido con la corriente

- Macrosegregación.

Con respecto a la segregación en macroescala tenemos que los tipos de segregación encontrados más comúnmente en piezas coladas son; a) segregación en la línea central, b) segregación tipo A, c) segregación tipo V, d) segregación inversa y e) cono de segregación negativa (18).

Los segregados en A están distribuidos desde la zona columnar hasta la zona equiaxial. Los segregados en V se encuentran distribuidos sobre conos invertidos y en la zona central del lingote sin tener una forma bien definida (13).

La macrosegregación en piezas coladas se ha relacionado con el flujo interdendrítico presente durante la solidificación, Ridder y Mehrabian (18) consideran que el cambio de densidad en la zona pastosa (líquido-sólido) y la contracción por solidificación son los factores principales que favorecen el movimiento interdendrítico, y de aquí la formación de la segregación.

Mc Donald y Hunt (13) sugieren que el flujo resultante de la contracción por solidificación es pequeño comparado con la convección ocasionada por la diferencia de densidades en el líquido interdendrítico. Esta diferencia de densidades se origina por las siguientes razones:

a) El líquido que aun permanece entre las dendritas tiene una temperatura menor en las dendritas que se encuentran en con-

tacto con las paredes del molde que las que se encuentran en las partes centrales del lingote.

b) La composición del líquido que se encuentra en contacto con el metal sólido presentará variaciones en su densidad debido a los cambios en la temperatura.

Cuando la densidad cambia apreciablemente con el aumento en la concentración del líquido, se genera un movimiento del fluido interdendrítico en la región líquida-sólida del lingote el cual causa grandes diferencias de temperatura y composición en esta región. Por lo tanto, aunque exista un ligero movimiento del líquido interdendrítico éste transportará una gran cantidad del material líquido, el cual producirá el segregado -- (2,13).

Ridder, Mehrabian y Reyes (11,18) presentan la siguiente ecuación como un criterio para definir los diferentes tipos de macrosegregación que se pueden dar en un lingote axi-simétrico que se manufacture por el PRES.

$$1 - \frac{\vec{n} \cdot \vec{v}}{\vec{n} \cdot \vec{u}} > \frac{g_s \rho_s + g_L (\rho_{sL} - \rho_s)}{\rho_L g_L}$$

donde g_L = volumen de la fracción líquida

ρ_L = densidad del líquido

g_s = volumen de la fracción sólida

ρ_s = densidad del sólido

g_E = volumen de la fracción eutéctica

ρ_{SE} = densidad del eutéctico sólido

\vec{n} = vector normal unitario para isoterma

\vec{u} = velocidad de la isoterma

\vec{v} = velocidad del flujo del fluido interdendrítico

En la figura 9 se ilustran los posibles movimientos del fluido interdendrítico en la región líquido-sólida utilizando el siguiente criterio:

$$1 - \frac{\vec{n} \cdot \vec{v}}{\vec{n} \cdot \vec{u}} > 0$$

En la figura 9a, el flujo de fluido interdendrítico en la región líquido-sólida se mueve en forma de abanico hacia la pared del molde, lo cual produce una segregación negativa en la línea central del lingote.

En la figura 9b, el flujo es hacia el interior del lingote y se observa una zona de retorno del fluido interdendrítico cerca de la línea central, lo que ocasiona una segregación positiva cerca o en la línea central del lingote.

En la figura 9c, el flujo se mueve en forma de abanico hacia la pared del molde tomando direcciones opuestas al llegar a esta, lo cual produce una segregación negativa en el centro del lingote o una segregación denominada como "freckles".

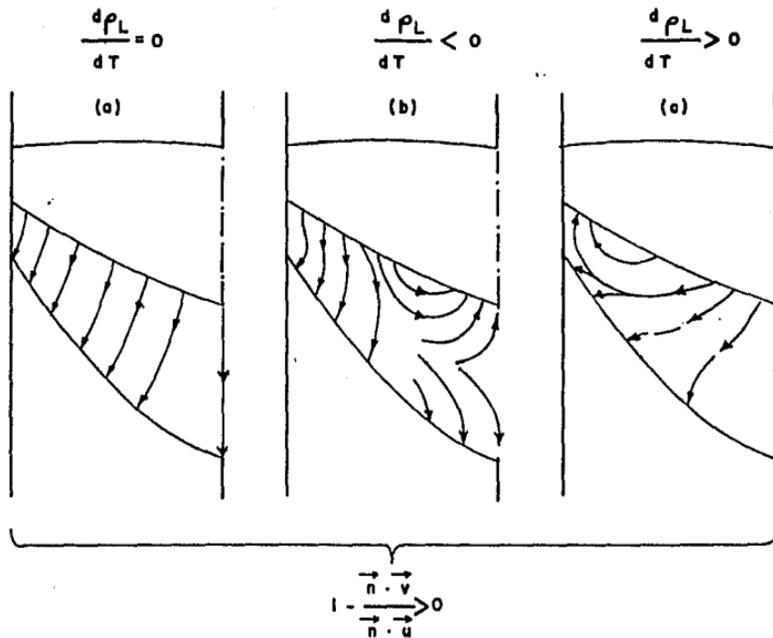


FIGURA 9

ILUSTRACION ESQUEMATICA DEL POSIBLE FLUJO DEL FLUIDO INTERDENDRITICO EN LINGOTES AXISIMETRICOS.

CONDUCTA TERMICA EN EL METAL BASE.

Desde el punto de vista metalúrgico, la soldadura por el proceso ESW tiene en la zona de fusión una microestructura con un tamaño de grano grande. La orientación de los granos cambia desde una dirección radial hasta una axial con respecto a la línea central de la soldadura. El volumen del metal base que rodea la zona donde se efectuó la soldadura, muestra un mayor cambio en su microestructura que en una soldadura hecha por el proceso de soldadura de arco. El tamaño de la zona afectada termicamente por el proceso ESW es de gran importancia ya que influye en las propiedades mecánicas de la pieza soldada. Se ha observado una notable reducción en la resistencia al impacto en el metal base adyacente a la soldadura por ESW que es atribuido a un crecimiento de granos austeníticos y a la formación de una capa de granos frágiles durante el ciclo térmico (26).

Una de las relaciones más importantes en el proceso ESW es la que existe entre la velocidad de fusión del electrodo y la penetración de la zona de fusión en el metal base. Relación que se muestra en la figura 10 (26). Aquí la penetración de la zona de fusión en el metal base es representado como una función de la velocidad de alimentación del electrodo. El máximo en esta curva es causado por el balance entre la generación de calor, el calor removido y la cantidad de calor disponible para la fusión del metal base. Se observa que la penetración se incrementa a medida que la velocidad de generación de calor su-

FIGURA 10

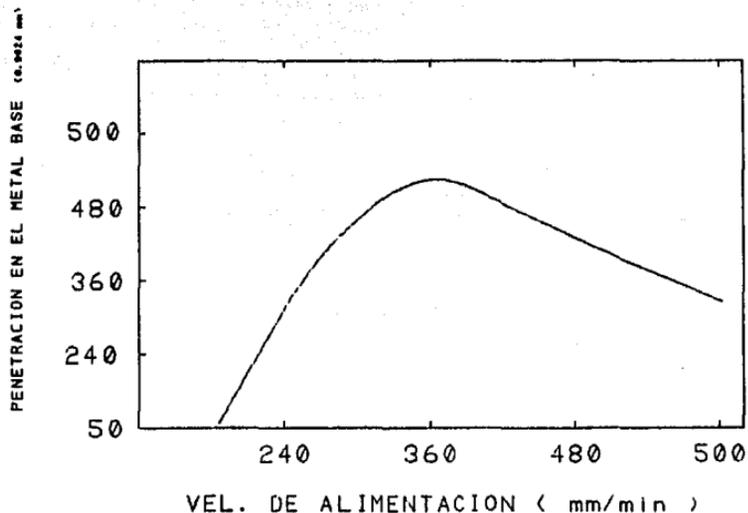


Fig 10.- Relacion entre la velocidad de fusion del electrodo y la penetracion de la zona de fusion en el metal base

supera la velocidad con la que el calor se remueve a traves del metal que se encuentra alrededor de la zona de soldadura. A una mayor velocidad de alimentación del electrodo, la penetración - en el metal base es menor debido a que existe un decremento en la enenergía debido a que ésta se consume en la refusión del -- electrodo (26).

En la figura 11 se observa como varia la distribución de las isothermas respecto a la variación de la penetración de la - cabeza de metal líquido en el metal base (26).

En la figura 12 se observa como varia la distribución de las isothermas con respecto a la profundidad de la cabeza de metal líquido (26).

La composición química de la escoria fundida es importante en la determinación de las características operacionales del proceso ESW. Esto se debe a que los componentes de la escoria - tienen una influencia directa sobre la resistencia que ofrece al paso de la electricidad. La resistividad de la escoria fundida determina la cantidad de calor generado a una determinada velocidad de soldadura en el ESW. La cantidad de calor generado - determinará el tamaño de la cabeza de metal líquido y el potencial para efectuar cambios metalúrgicos en el metal no fundido en la zona adyacente a la soldadura.

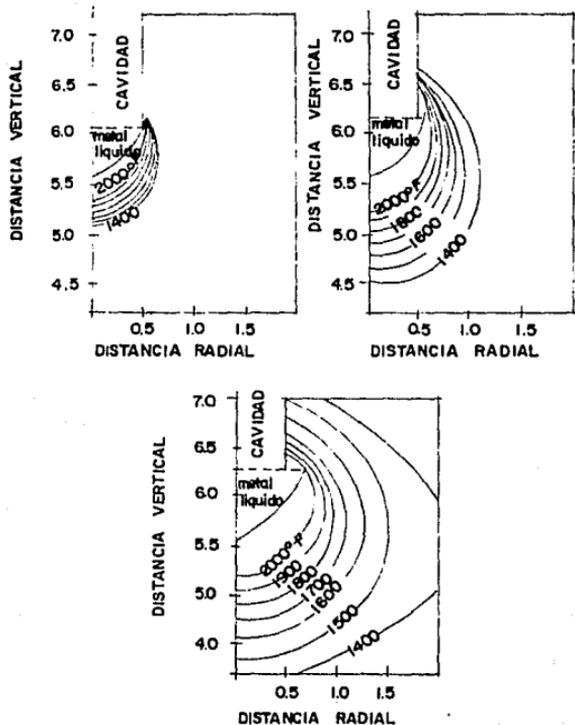


FIGURA 11.- VARIACION DE LAS ISOTERMAS CON RESPECTO A LA PENETRACION DE LA CABEZA DE METAL LIQUIDO EN EL METAL BASE.

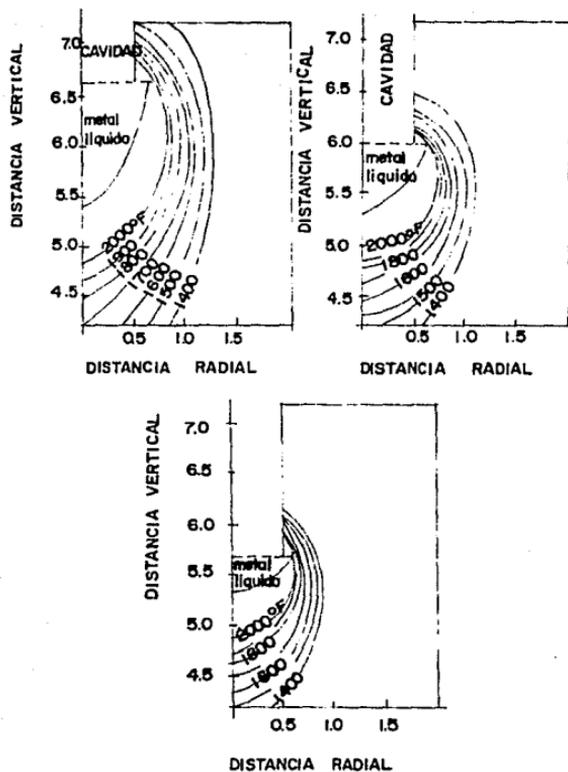


FIGURA 12. VARIACION DE LAS ISOTERMAS CON RESPECTO AL CAMBIO EN LA PROFUNDIDAD DE LA CABEZA DE METAL LIQUIDO.

DIAGRAMA F

El PRES produce una cabeza de metal líquido que favorece el desarrollo de las condiciones que obedecen a un sistema de mezcla completa como si se tratara de un reactor con un flujo de fluidos no ideal. Por lo que se puede abordar el problema de gradientes de concentración en función del mezclado de la cabeza de metal líquido. Lo anterior hace necesario obtener la distribución del tiempo de residencia de la cabeza de metal líquido mediante la curva F, la curva C o la curva E (16,19).

Si se considera un caso en el que el material fluye a través de un reactor (acero 1018), a un tiempo dado, $t=0$, y se agrega un rastreador a la entrada de la corriente del reactor (acero 1095), cuya cantidad se mantiene constante a lo largo del experimento y se obtienen muestras en forma continua a la salida del reactor, esto permite elaborar una gráfica de la concentración de salida como una función del tiempo. Las consideraciones anteriores proporcionan una descripción de la curva F para un reactor que obedece a una conducta típica de flujo de retomezclado extenso.

Los resultados pueden ser expresados en forma adimensional y por lo tanto más generalmente, usando las variables adimensionales siguientes:

$F = C/C_0$ para expresar concentración

$\theta = t/\bar{t}$ para expresar tiempo

donde C_0 = concentración del rastreador dentro de la corriente
 C = concentración del rastreador a la salida al tiempo t
 \bar{t} = tiempo medio de residencia del fluido en el reactor

La gráfica de F contra θ es usualmente llamada diagrama F o curva F para el sistema. El valor de F representa la concentración de la corriente a la salida como una fracción de la concentración a la entrada del rastreador. Este diagrama tiene la característica común que al tiempo 0 el valor de F es también cero y que a grandes valores de t/\bar{t} , F se aproxima a la unidad. Esto refleja el hecho de que después de cierto período de tiempo el fluido en el reactor se reemplaza por un nuevo fluido que tiene la concentración del rastreador en la entrada.

La forma del diagrama F varía considerablemente entre diferentes sistemas y pueden dar información útil como las características de flujo del reactor.

Existen varios tipos de diagramas F , pero el que más nos interesa describir debido a los resultados encontrados en esta investigación, es el de flujo de retromezclado o de mezcla completa.

El diagrama F de la figura 13 ilustra el comportamiento de un sistema de flujo, el cual se describe usualmente como un sistema de retomezclado. En este caso, al momento que el rastreador se agrega a la entrada del reactor este se dispersa -- uniforme e instantaneamente, a un tiempo dado. La concentración del rastreador a la salida será igual a la que existe en el interior del reactor. Esto indica que el rastreador aparece a la salida del reactor inmediatamente despues de que este se ha sido introducido en el flujo de entrada, pero el acercamiento a $F = 1$ es comparativamente lento. De esta manera el comportamiento del rastreador indica que una fracción del material - se retiene en algunos lugares del reactor por periodos mayores que \bar{t} , y que existen otras zonas en donde el flujo pasa rápidamente.

Bajo condiciones de mezclado perfecto, un balance de materia sobre el rastreador nos produce lo siguiente:

valor del cambio de concentración en el reactor	=	cantidad de rastreador en la entrada	-	cantidad de rastreador en la salida
---	---	--	---	---

$$V \left(\frac{dC}{dt} \right) = \underline{v}C_i - \underline{v}C$$

donde V = Cantidad de flujo en el reactor

\underline{v} = flujo volumétrico

C_i = Cantidad de rastreador a la entrada

C = Cantidad de rastreador en el interior y a la salida del reactor

Integrando la ecuación anterior se obtiene la ecuación para el diagrama F de la figura 7.

$$F_t = 1 - e^{-(t\bar{v}/V)}$$

o adimensionalmente

$$F = 1 - e^{-\theta}$$

donde

$$F = C \text{ (al tiempo } \theta \text{) } / C_i$$

$$\theta = t / \bar{t}$$

Este concepto aunque idealizado se puede aplicar como -- una buena aproximación a recipientes agitados mecánicamente.

DIAGRAMA F PARA UN SISTEMA DE
FLUJO DE RETROMEZCLADO

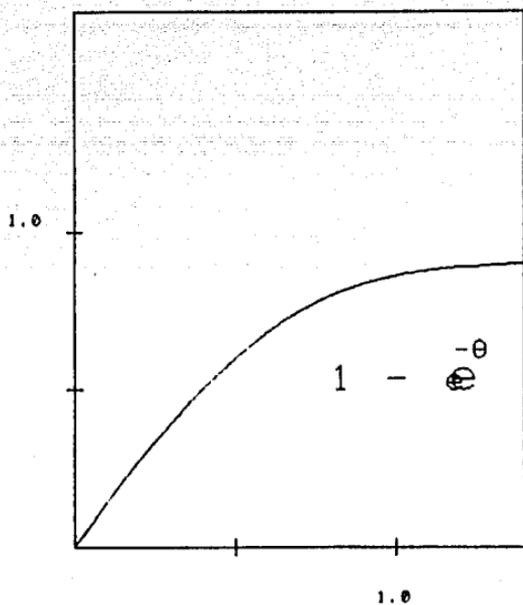


FIGURA 13

ESPACIAMIENTO DE BRAZOS DENDRITICOS

Cuando la solidificación ocurre a manera de dendritas, existen varios factores que favorecen el crecimiento dendrítico como: la alta conductividad térmica, una velocidad de solidificación o un bajo índice de sobrecalentamiento. Cuando la solidificación es dendrítica el ángulo de crecimiento con respecto a la pared del molde es muy pequeño siendo el crecimiento cercanamente perpendicular a esta. Sin embargo existen aceros donde las condiciones de solidificación producen un frente de solidificación parabólico desde la pared del molde metálico. Así, la dirección de crecimiento principal cambia gradualmente de una posición cercanamente perpendicular a una cercanamente paralela a la pared del molde. Esto ocasiona un cambio en los mecanismos de segregación (27).

Cuando la solidificación es dendrítica y esta ocurre en ausencia de algún efecto mecánico en el fluido, existe un índice de macrosegregación pequeño. Sin embargo existirá un alto índice de microsegregación. La combinación de una solidificación dendrítica combinada con ciertas influencias tales como la contracción por solidificación pueden traer como consecuencia efectos tales que un líquido interdendrítico rico en soluto (debido a una contracción por solidificación) fluya hacia arriba por la pared del molde, o viceversa. La contracción de una capa sólida completa puede hacer que la separación entre las dendritas sea menor, lo que ocasionará un movimiento -

de líquido interdendrítico, el cual ocurrirá lejos de la pared del molde. Por lo anterior podemos decir que la masa dendrítica funciona como una esponja, aceptando o rechazando líquido - de acuerdo con las fuerzas mecánicas que actúen sobre ella (27).

Un método conveniente y constantemente usado para determinar las condiciones que rigen a la solidificación de una pieza colada es la medición del espaciamiento de brazos dendríticos. La medición se realiza midiendo las distancias - perpendiculares entre los brazos primarios o entre los brazos secundarios.

El espaciamiento dendrítico secundario depende directamente de la velocidad de extracción de calor durante la solidificación. En la figura 14 se muestra una gráfica donde se relaciona el espaciamiento dendrítico secundario y el valor de enfriamiento promedio durante la solidificación (1).

4. NATURALEZA DEL PROBLEMA

NATURALEZA DEL PROBLEMA

Las ventajas que ofrece el PRES es que al contar con una intercara líquida-sólida bien definida, se puede precisar cual es el volumen de metal que puede estar líquido a un tiempo dado y que los cambios de composición pueden producirse en un área confinada.

De aquí que resulte interesante investigar como puede -- realizarse una unión con un gradiente de composición y de propiedades mecánicas en éstas.

Mediante una simulación experimental y matemática que se basa en las curvas F, (reactores químicos con un grado de agitación), se pretende encontrar cual es el máximo confinamiento de la región líquida en la que se pueda lograr un gradiente de composición óptimo, sin que se generen defectos que produzcan o induzcan fracturas.

5 TECNICAS EXPERIMENTALES
ANALISIS Y PRESENTACION
DE RESULTADOS

TECNICAS EXPERIMENTALES, ANALISIS Y PRESENTACION DE RESULTADOS

La manufactura de la unión 1018-1095 que se utilizó en esta investigación, se realizó por medio del proceso PRES (Proceso de Refinación de Electrodo a través de Sales), en un horno de 5 KVA de la Universidad de Columbia Británica en Canadá.

La técnica de manufactura consistió en unir los dos materiales (aceros 1018 y 1095) en forma de barras de 43.1 cm de diámetro. Estos electrodos fueron procesados bajo una atmósfera de argón para producir un lingote de 200 mm de diámetro. La refusión del electrodo se hizo a través de una escoria cuya composición fue la siguiente 70% CaF₂, 15% Al₂O₃, 15% CaO. La potencia del horno se ajustó manualmente en la zona de transición del electrodo para mantener una fusión estable. La velocidad de fusión del electrodo fue de 3 g/s.

Corte y preparación de muestras.

Dos de los lingotes manufacturados se seccionaron longitudinalmente para realizar los estudios metalográficos como se muestra en la figura 15. Posteriormente estas muestras se seccionaron como se muestra en las figuras 16 y 17.

Las probetas destinadas para cuantificar las distribuciones de la perlita se trataron térmicamente a una temperatura de austenización de 870 °C por un periodo de 40 minutos. Poste

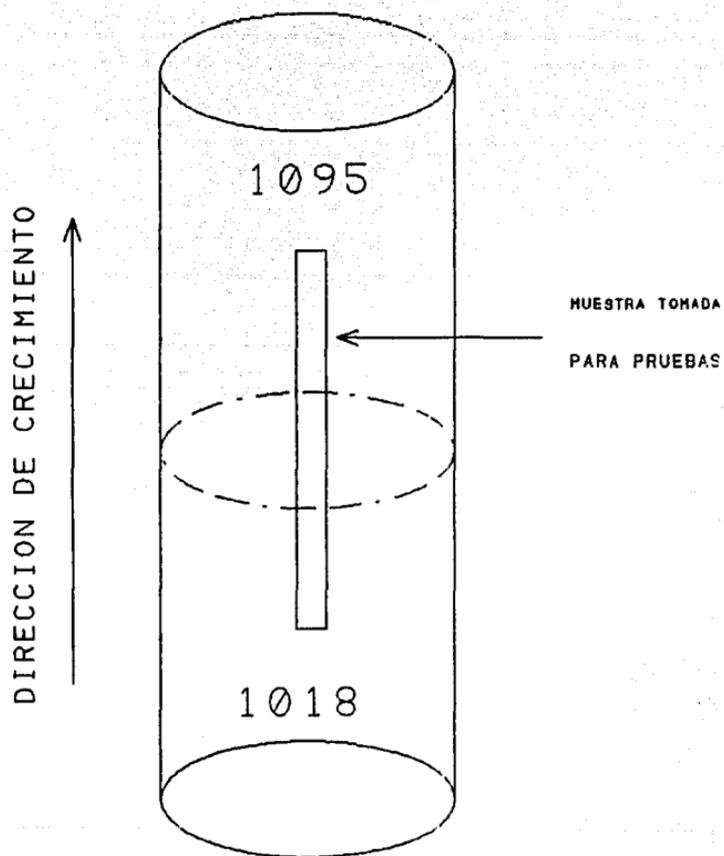


Fig 15.- Esquema del corte longitudinal para la obtencion de las muestras para los ensaños.

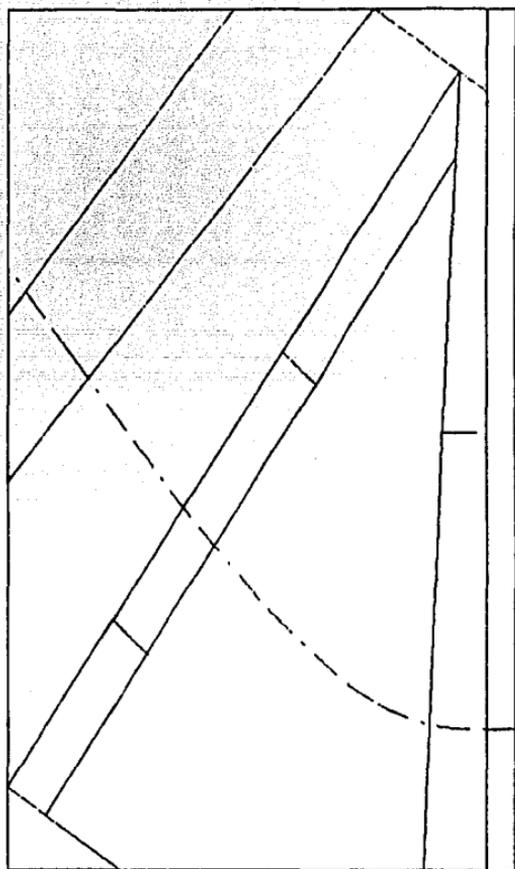


Fig 16.- Esquema del corte de la muestra tomada del linaote I

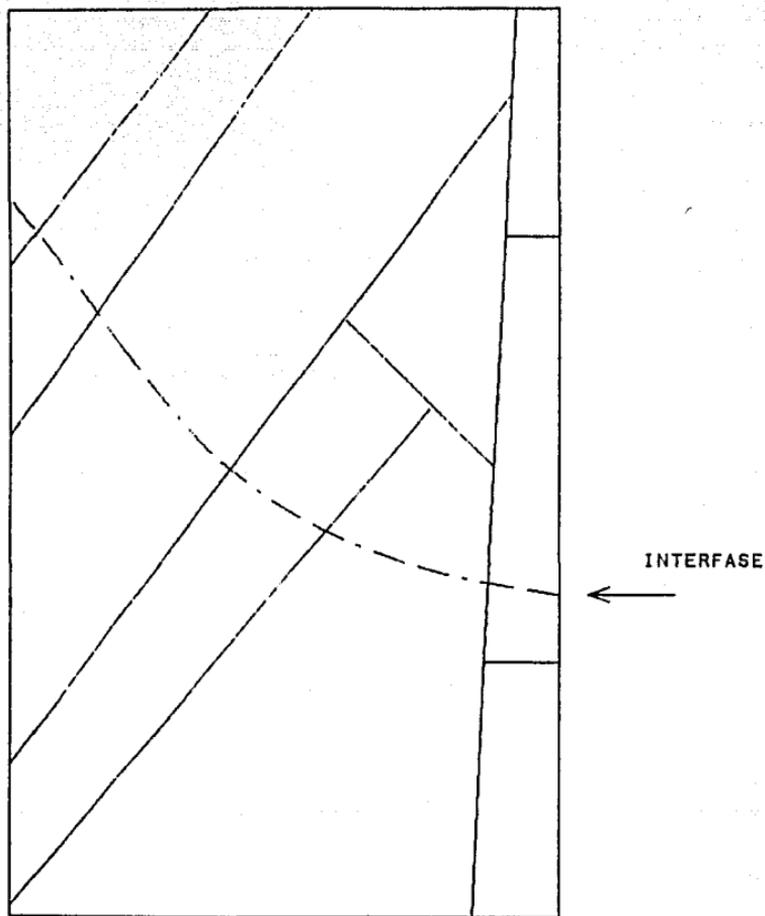


Fig 17.- Esquema del corte de la muestra tomada del linoote II.

riormente estas muestras se pulieron con alumina y finalmente se atacaron con nital al 4% para revelar su microestructura.

Las probetas utilizadas para la cuantificación e identificación de inclusiones no tuvieron tratamiento térmico previo. Estas se pulieron con pasta de diamante usando un paño duro y un material oleo como lubricante.

Cuantificación de la perlita.

Las cuantificaciones de la perlita se hicieron con la ayuda de un analizador de imágenes Omnimet. Las mediciones se hicieron a partir de la interfase de la unión, haciendo un barrido en forma paralela a la interfase cada 2 mm hasta encontrarse a 10 mm de separación de la interfase. Posteriormente la distancia entre cada barrido se aumentó a 5 mm. La figura 18 ejemplifica como se realizaron las mediciones en una probeta.

La razón de realizar inicialmente cada 2 mm las mediciones, es que en esta zona se espera un cambio abrupto en la concentración de carbono, por lo tanto debe tenerse un rastreo más minucioso de esta zona que en zonas que se encuentren más alejadas de la interfase de la unión.

Las mediciones se efectuaron tanto en el acero 1018 como en el acero 1095.

Los resultados que se obtuvieron de la distribución de perlita de los lingotes I y II se muestran en las figuras 19 y 20 respectivamente. Como se observa en la figura 19, existe una

variación en la distribución de la perlita, la cual indica la existencia de una zona segregada de carbono en el lingote I, - mientras que en la muestra del lingote II no se observan zonas de segregados.

Distribución de tamaños de las inclusiones.

La cuantificación de inclusiones se hizo con la ayuda de un analizador de imagenes Omnimet. Las mediciones se hicieron siguiendo el metodo usado para determinar las distribuciones - de la perlita, excepto que en esta ocasión las mediciones se hicieron a manera de un registro de un mínimo de 400 inclusiones. La razón de esto fué que con este número de inclusiones - como mínimo, el error relativo que se obtiene en las mediciones es menor que el 10%. Lo anterior esta de acuerdo a la distribución estadística siguiente:

$$\sum n_i > t^2 / \gamma^2$$

y

$$\gamma = \delta_{vv} / Vv$$

- donde n_i = número total de inclusiones
 t = t estadística de Student.
 Vv = cantidad promedio de inclusiones
 δ_{vv} = error de analisis de la cantidad
 γ = error relativo

FIGURA 19
 PORCENTAJE DE PERLITA EN EL LINGOTE I

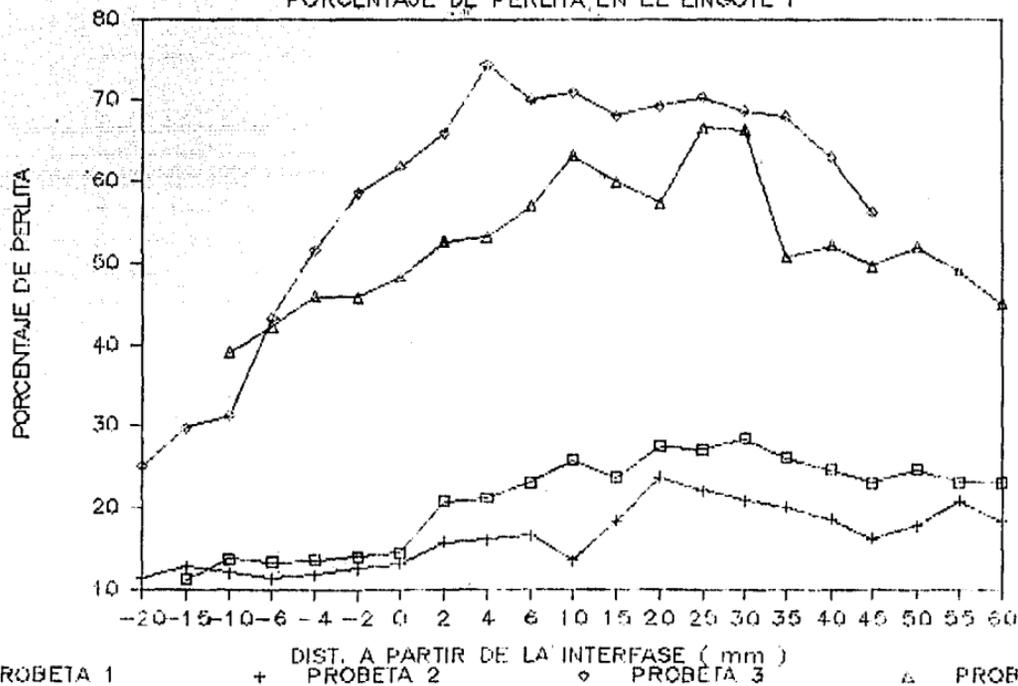
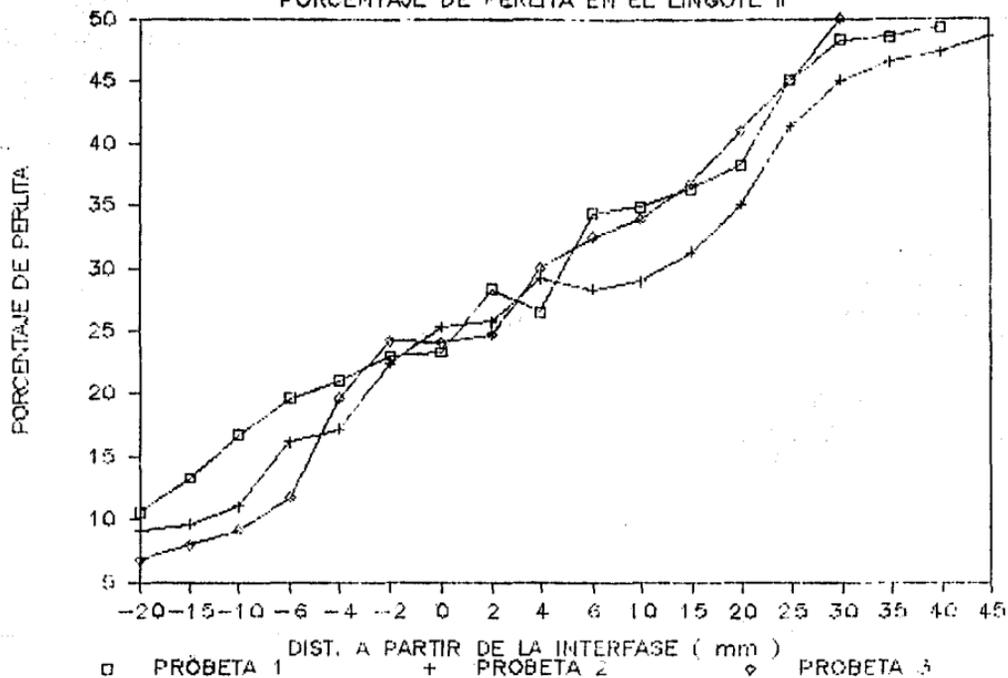


FIGURA 20

PORCENTAJE DE PERLITA EN EL LINGOTE II



Así, para $\gamma = 0.1$ y el número de grados de libertad = infinito,
 $t = 1.96$, entonces:

$$\Sigma n_i > (1.96) / (0.10)$$

Los resultados indican que la distribución de tamaños de las inclusiones no varían significativamente a lo largo de la dirección de crecimiento del lingote. Aprovechando que la distribución de inclusiones es casi constante, se hicieron promedios de las frecuencias relativas y de los tamaños de inclusiones. De esta manera se construyó la gráfica de la figura 21 en donde se señala la frecuencia relativa promedio contra el tamaño de inclusión promedio.

Analisis Químico de Inclusiones via Microsonda.

Debido a que el tamaño máximo que acepta el portamuestra de la microsonda es de 1 pulgada de diametro, fué necesario - seccionar nuevamente las piezas para ajustar las muestras de - los lingotes a este tamaño.

Los analisis químicos se realizaron en el acero 1018, en el acero 1095 y en la interfase de la unión. El número de inclusiones que se analizó por muestra fué entre 15 y 20.

De los analisis químicos de las inclusiones en las muestras de la unión se encontró que existen tres variedades de inclusiones. Estas son aluminatos, silicatos y sulfuros. Debido

FIGURA 21

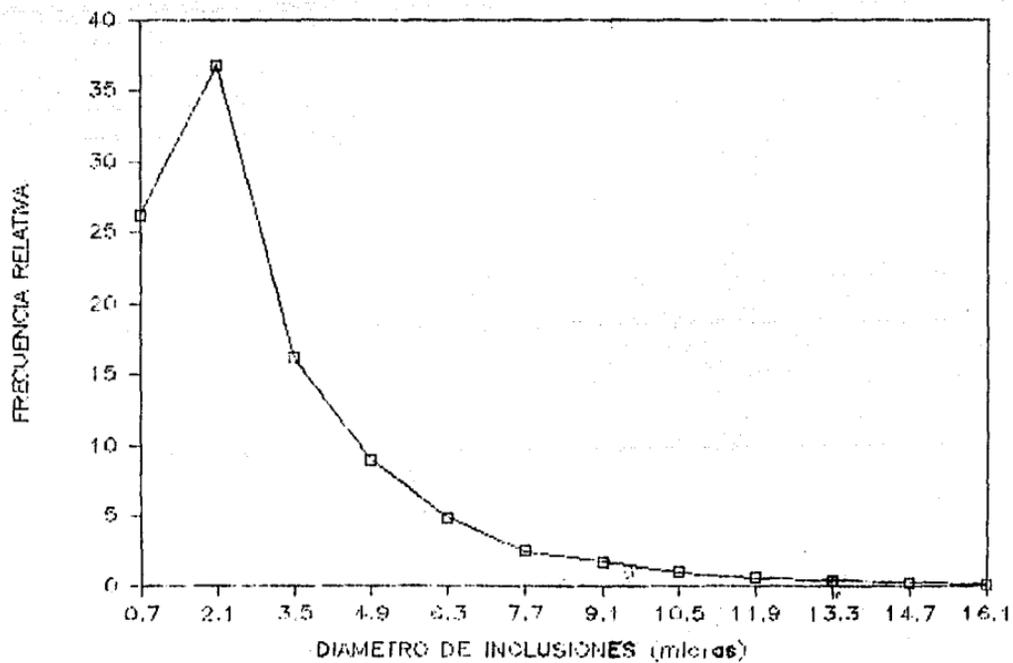
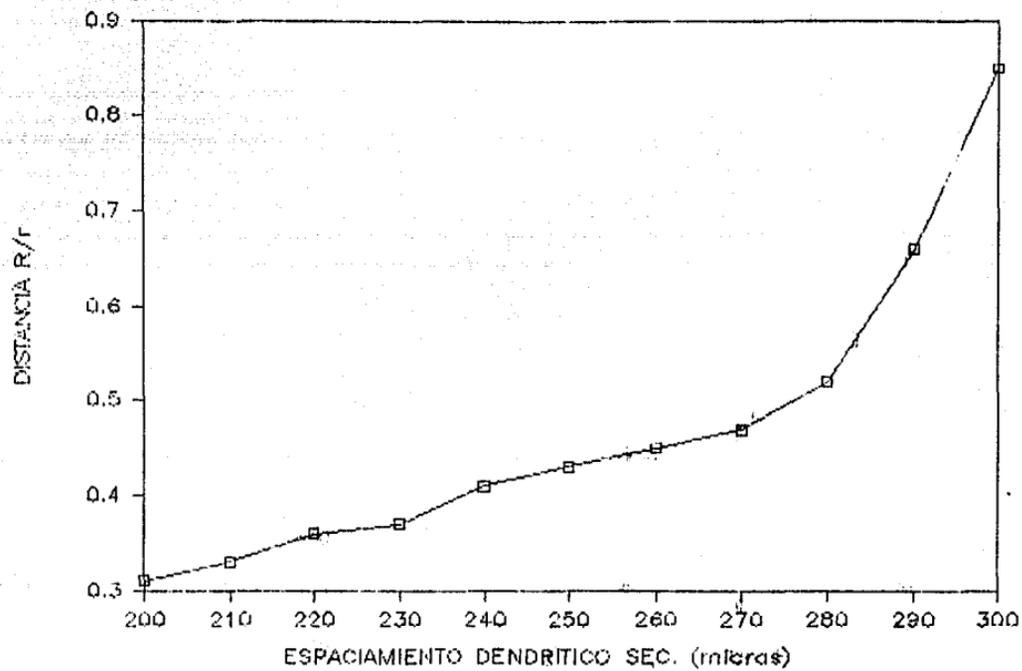


FIGURA 22



a que la composición química de cada tipo de inclusión no va -
 rió significativamente a lo largo de la dirección de crecimien-
 to del lingote, se hicieron promedios estadísticos de las com-
 posiciones químicas de las inclusiones. Estos promedios se en-
 cuentran en la tabla 3.

Tabla 3

Composición Química Elemental de las Inclusiones

	Fe	Al	Mg	Si	Mn	S
Alumina	8.78	40.64	2.29	---	2.67	2.81
Silicatos	4.51	2.91	1.93	38.16	0.07	0.22
Sulfuros	6.77	0.42	--	0.44	41.9	35.52

Compuesto Probale

	FeO	Al ₂ O ₃	MgO	SiO ₂	MnO	MnS	FeS
Alumina	11.24	76.76	3.75	---	3.28	---	---
Silicatos	6.09	5.29	3.21	85.1	0.23	---	---
Sulfuros	1.20	0.72	---	0.8	---	77.41	10.83

Medición del espaciamento de brazos interdendríticos.

Antes de seccionar las muestras I y II, se atacaron con
 el reactivo de Oberhoffer con el propósito de revelar la macro-
 estructura de las muestras. De esta estructura se tomaron ma-

crofotografías a 10 aumentos. Para realizar las mediciones también se tomaron fotografías de una reglilla graduada de 1 mm a los mismos aumentos.

Los resultados de las mediciones del espaciamiento dendrítico secundario se muestran en la figura 22, en ésta se señala el espaciamiento dendrítico secundario contra la distancia a la que fueron hechas las mediciones expresadas como una relación de r/R , siendo r la distancia a la que fueron hechas las mediciones y R el radio total del lingote.

Con los valores que se obtuvieron de las mediciones del espaciamiento dendrítico secundario y la ayuda de la figura 23 se obtienen los tiempos de enfriamiento promedio en el lingote durante su solidificación y esto ayuda a conocer la conducta hidrodinámica de la cabeza de metal líquido a medida que la refinación del lingote progresa.

Ensayos mecánicos

Para realizar los ensayos mecánicos, se cortaron tres muestras como se indica en la figura 9, las muestras se sometieron al siguiente tratamiento térmico:

- a) Austenizado a 900°C 30 minutos y templado en agua.
- b) Revenido a 430°C 30 minutos y templado en agua.

Los ensayos fueron; (1) punto de cedencia, (2) resistencia final de tensión, (3) porciento de reducción de área y (4) por-

ciento de elongación. Las uniones 1018-1095 fueron trabajadas mecánicamente a 900 °C en dos casos, en orientación paralela y en orientación transversal a la dirección de crecimiento de los granos del lingote.

Los resultados obtenidos de los ensayos y pruebas mecánicas practicados sobre las muestras son comparados con los de los aceros 1018 y 1095, resultados que se muestran en la tabla 4.

Tabla 4

Prueba\Muestra	1	2	3	1018	1095
Punto de cedencia (PSI)	58820	60927	58862	110000	48000
Resistencia final de tensión (UTS)	82547	88443	86477	160000	75000
Porcentaje de reducción de Área	62	62	62	35	71
Porcentaje de elongación	32	28	28	15	31

6 DISCUSION DE RESULTADOS

DISCUSION DE RESULTADOS

Ensayos químicos y mecánicos.

Con respecto a la determinación de las propiedades mecánicas, estas variaron solamente en la zona de transición y tuvieron un comportamiento mecánico más cercano al del acero con menor contenido de carbono. Esto es favorable para la unión y que se obtiene una mayor tenacidad y ductilidad dando como resultado una mayor resistencia en la intercara de la unión.

En lo correspondiente a la composición química de las inclusiones, los resultados muestran que no existió ninguna influencia en la composición química de las inclusiones debido al cambio en la composición química del lingote. Ya que la composición química no varía significativamente, se puede afirmar que la desoxidación a lo largo de la manufactura del lingote fue homogénea. Como la distribución de tamaños de inclusiones tampoco varía significativamente a lo largo del lingote, se establece que estos dos parámetros no influyen en las propiedades mecánicas del lingote.

Por otro lado, la estructura dendrítica de la unión es continua, o sea, las redes dendríticas no cambian considerablemente desde el material padre hasta la unión misma, por lo que no se esperan dificultades para trabajar mecánicamente el lingote.

Segregación.

Al comparar las figuras 16 y 17 se puede observar que la profundidad de la cabeza de metal líquido en la figura 9 es mayor que en la figura 17. La profundidad mayor de la cabeza de metal líquido pudo ser la causa de la macrosegregación que se observó en este experimento, ya que conforme se incrementa la profundidad el flujo de líquido en la zona líquido-sólido aumenta, teniendo como consecuencia un transporte mayor de material líquido en esta zona.

Una causa probable de la diferencia de profundidades en la cabeza de metal líquido de las muestras, es el momento en que se ajusta la potencia del horno, este ajuste es manual en la zona de transición para obtener una fusión estable, por lo tanto si existió un incremento en la potencia del horno en esta zona, se produjo una mayor profundidad.

El cambio de concentración en el lingote de .18 a .95 %C ocasiona un cambio apreciable en la densidad del líquido, esto ocasiona un movimiento del fluido interdendrítico en la región líquida-sólida del lingote y de aquí que la macrosegregación de carbono se pudo producir mediante este mecanismo.

Al analizar el espaciamiento dendrítico secundario en la zona de transición, se observa que en la muestra II es más fino que en la muestra I, lo cual indica que la extracción de calor en la muestra II fue más rápida ó que el tiempo local de solidificación fue menor que en la muestra I. Esto junto con el

junto con el cambio en la densidad del líquido, puede ocasionar que el fluido en la zona líquido-sólido tenga un comportamiento como el que se muestra en la figura 9c.

Con respecto a los gradientes de concentración en la unión, los resultados muestran que en base a la rapidez de fusión y el volumen de la cabeza de metal líquido se obtuvo un tiempo de residencia promedio de la cabeza de metal líquido de 220 segundos. La figura 23 representa a una curva correspondiente a un sistema de flujo de retromezclado o de retromezclado extenso. Por lo que la cabeza de metal líquido presenta una composición resultante de un buen mezclado del electrodo y del contenido residual del metal en la cabeza líquida durante el tiempo en el que se forma la transición de la unión. El lingote se convierte a una nueva composición del electrodo en aproximadamente 3.5 veces el tiempo de residencia ó en 3.5 volúmenes de la cabeza de metal líquido, esto nos indica que la composición de la cabeza de metal líquida es muy cercana a aquella que se encuentra en el proceso de solidificación. Así, si se cambia abruptamente la composición de la cabeza de metal líquido, el lingote reflejara este cambio. En base a esto se puede predecir que el gradiente de propiedades que exista en la pieza manufacturada por medio del ESW estará en función de las composiciones límite con las que se realice la unión.

Con respecto a la macrosegregación y el concepto de retromezclado completo, podemos decir que aparentemente se contradice este concepto ya que si existe segregación no existe -

un buen mezclado. Sin embargo, debe entenderse que este tipo - de segregación no es causada por un mal mezclado, es causada - por las condiciones de extracción de calor y de operación en la manufactura del lingote. Lo anterior implica que el éxito en la fabricación o reparación de alguna pieza por esta técnica consiste en mantener las condiciones de operación constantes.

La aplicación de la tecnología del ESW en el futuro en - México es muy amplia, tenemos el caso de piezas que sufren un gran desgaste y pueden ser recuperadas en base a un recubrimiento ó fabricadas como una unión duplex para dar una mayor resistencia como lo son los rodillos de laminación y los molinos de trituración de caña de azúcar. También se puede usar para reparar dientes de engranes muy grandes que se hayan fracturado. Otra de sus posibles aplicaciones es el ensamble de estructuras de acero en la industria de la construcción.

7. CONCLUSIONES

CONCLUSIONES

1.- Las uniones compuestas entre aceros al carbón pueden ser hechas por medio del PRES.

2.- La cabeza de metal líquido obedece al sistema de mezcla completa y las composiciones en la zona de transición pueden ser predichas sobre estas bases.

3.- Las uniones pueden ser trabajadas mecánicamente sin ninguna dificultad.

4.- Las uniones pueden ser tratadas térmicamente sin aplicar un tratamiento especial en la región de la unión.

5.- Dado que la distribución de los tamaños de las inclusiones y su composición química no varían significativamente a lo largo de la unión, se infiere que los cambios en las propiedades mecánicas no resultan afectadas por estos dos parámetros.

6.- La composición de las uniones son reproducibles, siempre y cuando se tenga un estricto control en las condiciones de manufactura.

8 BIBLIOGRAFIA

BIBLIOGRAFIA

- 1.- M. C. Flemings.
Solidification processing
New York, Mc Graw-Hill. 1974
- 2.- A. Hultgren.
A and V segregation in killed steel ingots
Scandinavian Journal of Metallurgy.
- 3.- William Gordon Bacon.
Aspects of ESW products.
Ph. D. Thesis. University of British Columbia.
- 4.- A. Mitchell.
Electroslag casting. Its future in North America
Dept. of Metallurgy Engineering, University of
British Columbia, 1978.
- 5.- M. Wahlsher.
Review of current applications of ESR and its
products.
Cologne, West Germany 1979.
- 6.- A. Mitchell.
Electroslag casting concept.

1980,

- 7.- M. C. Flemmings, R. Merabian, G. E. Nereo.
Macrosegregation Part II
Trans. of the Metal Socyeti of AIME. vol 242, 1968.
- 8.- J. D. Culp.
Electroslag weldments
Welding Journal, julio 1979
- 9.- M. Choudry and J. Szekely.
Modelling of pool profiles, temperature profiles
and velocity fields in ESR systems.
Metallurgical trans. B, vol 11B, septiembre 1980.
- 10.- A. Ramacciotti, E. Reppeto and P. Somovigo.
Bimetallic Rolling mills cylinders obtain by ESR of
tubular metal powder electrodes.
- 11.- S.E. Ridder, F.C. Reyes, S. Chakravorty.
Steady state segregation an heat flow.
Metal Trans. B., vol 9B-3, 1978
- 12.- M. E. Maurer, K. O. Yu, and J. A. Dominguez.
Macrosegregation on ESR and VAR process.
Journal of metals, vol 38, 1986.
- 13.- R. J. Mac Donald and J. D. Hunt.
Fluid motion trough of partially solid regions
of a casting and its importance in understanding
A type segregation.
Tran. of the Metal society AIME, vol 245, 1969.

- 14.- R. S. Ballantyne and A. Mitchel.
Modelling of ingot thermal fields in consumable
electrode remelting process.
Ironmaking and steelmaking, No 4, 1974.
- 15.- E. W. Lowe and A. Hogg
Application of ESR to alloy-steel forgings.
Alloy-steel forgings, 1980.
- 16.- O. Levenspiel.
Chemical Reaction Engineering.
John Wiley & Sons, Inc. 1972.
- 17.- R. E. Reed-Hill.
Physical metallurgy principles.
D. Van Nostrand, 1973.
- 18.- S. D. Ridder, S. Kou and R. Merhabian.
Effect of fluid flow on macrosegregation in
axi-symmetric ingot.
Metal. Trans. B, vol 12 B, 1981.
- 19.- J. Szekely.
Rate phenomena in process metallurgy.
John Wiley & Sons, 1972.
- 20.- Electrosteel-making process.
C.E.C.S.A., 1979.
- 21.- Welding Methods.
Dept. of Metallurgy Engineering, University of
British Columbia, 1978.

- 23.- Fraser E. M., A. Mitchell
Mass transfer in the electroslag process Part I, II
Ironmaking and steelmaking, p 200-215.
- 24.- Patchett, Milner.
Welding Research Supplement, oct 1972.
- 25.- A. Mitchell and R. M. Smailer.
Practical aspects of Electroslag Remelting
Technology.
International Metals Review, vol 24, 1979.
- 26.- A. L. Liby.
Simulation of unsteady heat-flow in vertical
electroslag welding.
Modeling of casting and welding processes.
A publication of The Metallurgical Society of AIME
1981, USA.
- 27.- C. M. Adams, Jr.
On segregation in Steel Castings.
Ironmaking and steelmaking, p 200-215.
- 28.- Luis M. Villegas.
"Modelo de transferencia de masa en el PRES".
Tesis, U. N. A. M.
1987.